



Strål
säkerhets
myndigheten

Swedish Radiation Safety Authority

Rapport

Interkristallin spännings- korrosion i nickelbas- legeringar i BWR- och PWR-miljö

En sammanställning av kunskapsläget med fokus på
erfarenheter av studier genomförda i Sverige

2021:26

Författare: Johan Öijerholm och Anders Jensen
Studsvik Nuclear AB, Nyköping

Rapportnummer: 2021:26

ISSN: 2000-0456

Tillgänglig på www.ssm.se

SSM perspektiv

Sammanfattning

Sammanfattning

Nickelbaslegeringen Alloy 600 och dess svetsgods Alloy 82 och 182 har i stor utsträckning utnyttjats i tryckvattenreaktorer, i många fall i komponenter och systemdelar av vital betydelse ur ett säkerhetsperspektiv. Även i kokvattenreaktorer har dessa legeringar utnyttjats i säkerhetsmässigt viktiga komponenter, dock inte i samma omfattning som i PWR.

Interkristallin spänningskorrosion har förekommit i nickelbaslegeringar i BWR- och PWR-miljö under en längre tid, vilket innebär att det aktuella kunskapsläget vid olika tidpunkter finns sammanställt. En sammanställning som ger en samlad bild ur ett svenskt perspektiv som täcker både BWR- och PWR-miljöer saknas dock.

Målsättningarna med denna rapport är att beskriva det aktuella kunskapsläget avseende SCC i nickelbaslegeringar i BWR- och PWR-miljöer ur ett svenskt perspektiv, belysa vilka provningsmetoder som tillämpats och deras för- och nackdelar. Vidare berörs också vilka motåtgärder som vidtagits för att motverka problemen med SCC i både BWR- och PWR-anläggningar.

Spänningskorrosion (SCC) i Alloy 600 och dess svetsgods har förekommit i tryckvattenreaktorer (PWR) sedan 1970-talet, då sprickor påträffades i ånggeneratorrör av denna legering. Det var dock först senare som SCC i komponenter och systemdelar av tjockväggigt gods uppenbarade sig. Undantaget komponenter med tunnväggigt gods (ånggeneratorrör) har skador påträffats i tanklocksgenomföringar, i stutsar i botten av reaktortanken och i svetsar mellan reaktortankstutsar och safe-ends.

Spänningskorrosion i PWR medförde att stor kraft ägnades åt att förstå mekanismen. Olika mekanismer för att förklara SCC i PWR-miljö, benämnd "Primary Water Stress Corrosion Cracking" (PWSCC), har framlagts, men man har ännu inte kunnat enas om en sprickmodell. Modeller som involverar väte i sprickmekanismen samt intern oxidation är några teorier som framförts.

Skador i nickelbaslegeringar har också påträffats i kokvattenreaktorer (BWR). I denna reaktortyp har dock interkristallin spänningskorrosion (IGSCC) i austenitiskt rostfritt stål överskuggat SCC i Alloy 600 och dess svetsgods. Ur ett svenskt perspektiv har skadorna främst berört Alloy X-750 och svetsgodset Alloy 182. I det senare fallet är sprickor i stödben till moderatortankstativ aktuellt. Internationellt har det visats att även grundmaterialet Alloy 600 är känsligt för SCC i BWR-miljö.

I PWR har man som motmedel valt att delvis byta ut de SCC-känsliga nickelbaslegeringarna mot Alloy 690 och arbeta med svetsgods såsom Alloy 52 och 152. Kännetecknande för ersättningsmaterialen är den högre kromhalten (~30 %) jämfört med Alloy 600 (~15 %). Drifterfarenheter såväl som laboratorieförsök har visat att Alloy 690 och dess svetsgods är mycket resistent mot PWSCC.

I svenska BWR har man, där det varit möjligt, riktat in sig på att byta ut svetsmaterialet Alloy 182 mot mindre SCC-känsligt material (Alloy 82). Även vätgaskemi ("Hydrogen Water Chemistry", HWC), ett motmedel som utvecklades för att minska benägenheten för IGSCC i austeniskt rostfritt stål, minskar känsligheten för SCC i nickelbaslegeringar i BWR-miljö. HWC innebär att vätgas doseras till matarvattnet, vilket bland annat genom rekombination av syre och väte till vatten i fallspalten, leder till att halterna av oxiderande specier i reaktorvattnet sjunker. Detta sänker korrosionspotentialen för materialet varpå benägenheten för SCC minskar.

I BWR-miljö är den så kallade "Slip Dissolution Mechanism" den mest accepterade mekanismen för IGSCC i nickelbaslegeringar. Enkelt uttryckt innebär den att töjningar vid sprickspetsen bryter upp den skyddande (passiverande) oxidfilmen och att den blottlagda metallen löses upp. Metallupplösningen fortgår tills en oxidfilm byggts upp på nytt, så kallad repassivering. Denna process upprepas vilket får till följd att sprickan propagerar.

I Sverige har forskning avseende SCC i nickelbaslegeringar i BWR- såväl som PWR-miljö bedrivits under flera decennier. I likhet med studierna avseende IGSCC i rostfritt stål i BWR-miljö har provmetodikerna för att studera SCC ändrats och utvecklats över tid. Vanliga provningsmetoder för att studera vilka faktorer som påverkar känsligheten för SCC var tidigare SSRT ("Slow Strain Rate Testing") och RUB ("Reversed U-Bend") provning, medan man nuförtiden i stor utsträckning övergått till att studera hur olika faktorer påverkar spricktillväxthastigheten med brottmekaniska prov. På senare tid har mycket arbete lagts ned på att studera initiering av SCC med instrumenterade prov för on-line detektering av små sprickor.

Projektinformation

Ärende SSM2020-6047



Strål
säkerhets
myndigheten

Swedish Radiation Safety Authority

Författare: Johan Öjjerholm och Anders Jenssen
Studsvik Nuclear AB, Nyköping

2021:26

Interkristallin spänningskorrosion i
nickelbaslegeringar i BWR- och PWR-miljö
En sammanställning av kunskapsläget
med fokus på erfarenheter av studier
genomförda i Sverige

Datum: September 2021

Rapportnummer: 2021:26 ISSN: 2000-0456

Tillgänglig på www.stralsakerhetsmyndigheten.se

Denna rapport har tagits fram på uppdrag av Strålsäkerhetsmyndigheten, SSM. De slutsatser och synpunkter som presenteras i rapporten är författarens/författarnas och överensstämmer inte nödvändigtvis med SSM:s.

Innehåll

| | |
|---|-----------|
| 1. Sammanfattning | 4 |
| 2. Inledning | 6 |
| 2.1. Bakgrund | 6 |
| 2.2. Målsättning | 6 |
| 2.3. Omfattning, utförande och avgränsningar..... | 6 |
| 3. Mekanismer | 7 |
| 3.1. IGSCC..... | 9 |
| 3.1.1. Slip-oxidation | 9 |
| 3.1.2. Alternativa mekanismer | 12 |
| 3.2. PWSCC | 12 |
| 3.2.1. Intern oxidation ("Internal Oxidation")..... | 13 |
| 3.2.2. Mekanismer involverande väte..... | 15 |
| 3.2.3. Termiskt aktiverat ordnande av gitterstrukturen..... | 16 |
| 3.3. Grundläggande studier ur ett svenskt perspektiv..... | 16 |
| 3.3.1. Modellering av ECP i BWR och PWR | 16 |
| 3.3.2. Mikrostrukturella studier av den skyddande oxidfilmen | 19 |
| 4. Erfarenheter från skadefall | 29 |
| 4.1. Erfarenhet från skadefall ur ett internationellt perspektiv..... | 29 |
| 4.1.1. PWR..... | 29 |
| 4.1.2. BWR..... | 31 |
| 4.2. IGSCC i nickelbaslegeringar | 33 |
| 4.2.1. Skadefallens uppträdande i tiden | 35 |
| 4.2.2. Skador i anläggningar och komponenter | 36 |
| 4.2.3. Exempel på skadefall och skadeorsaker (IGSCC)..... | 39 |
| 4.3. PWSCC i nickelbaslegeringar | 44 |
| 4.3.1. Skadefallens uppträdande i tiden | 46 |
| 4.3.2. Skador i anläggningar och komponenter | 46 |
| 4.3.3. Exempel på skadefall och skadeorsaker (PWSCC)..... | 49 |
| 4.4. PWSCC i ånggenerator tuber i PWR | 54 |
| 4.4.1. Beskrivning av uppkomna skador | 54 |
| 5. Materialfaktorer som påverkar känsligheten för SCC | 58 |
| 5.1. Kalldeformation..... | 58 |
| 5.1.1. Ökad sträckgräns och hårdhet | 58 |
| 5.1.2. Lokalisering av deformation | 59 |
| 5.1.3. Experimentella studier av effekten från kallbearbetning | 59 |
| 5.2. Egenskaper hos Alloy 600 och PWSCC | 61 |
| 5.3. Svetsdefekter | 65 |
| 5.4. N-bar-värde för svetsgods i BWR..... | 66 |
| 6. Testmetoder och testutrustningar | 68 |
| 6.1. Design av den experimentella kretsen | 68 |
| 6.2. Initieringsprovning | 71 |
| 6.2.1. Provning med "U-bockad profil"..... | 71 |
| 6.2.2. Böjprover | 73 |
| 6.2.3. Provning med konstant last | 75 |
| 6.2.4. SSRT/CERT | 78 |
| 6.2.5. Initieringsprovning med brottmekaniskt prov..... | 81 |
| 6.3. Spricktillväxtprovning..... | 83 |
| 6.3.1. Mätteknik och utformning av prov | 83 |
| 6.3.2. Utveckling av provningstekniken | 85 |
| 7. Miljöeffekter | 88 |
| 7.1. Inverkan av driftskemi i BWR på IGSCC..... | 88 |

| | |
|---|------------|
| 7.1.1. Korrosionspotential..... | 89 |
| 7.1.2. Sulfat och klorid | 91 |
| 7.1.3. Övriga föroreningar..... | 95 |
| 7.2. Inverkan av driftskemi i PWR på PWSCC..... | 95 |
| 7.2.1. Vätehalt..... | 97 |
| 7.2.2. pH samt halterna av bor och litium..... | 98 |
| 7.2.3. Föroreningar i form av sulfater och klorider | 101 |
| 8. Motmedel | 104 |
| 8.1. BWR..... | 104 |
| 8.1.1. Vätgasdosering HWC | 104 |
| 8.1.2. Rena system | 107 |
| 8.1.3. Zinkdosering | 108 |
| 8.1.4. Mekanisk motverkan av dragspänningar | 108 |
| 8.1.5. Byte av material..... | 114 |
| 8.2. PWR..... | 116 |
| 8.2.1. Val av driftskemi | 116 |
| 8.2.2. Mekanisk motverkan av dragspänningar | 117 |
| 8.2.3. Byte av material..... | 117 |
| 9. Spricktillväxtsamband | 120 |
| 9.1. Svenska tillväxtsamband för BWR-miljöer | 120 |
| 9.2. Svenska tillväxtsamband för PWR-miljöer | 125 |
| 9.3. Internationell jämförelse | 128 |
| 9.3.1. BWR..... | 128 |
| 9.3.2. PWR..... | 130 |
| 10. Diskussion..... | 132 |
| 10.1. Erfarenheter från BWR..... | 132 |
| 10.2. Erfarenheter från PWR..... | 133 |
| 10.3. Provningsmetodik | 134 |
| 10.4. Kunskapsluckor och problemställningar..... | 135 |
| 11. Slutsatser | 136 |
| 12. Erkännanden | 137 |
| 13. Referenser | 138 |

Lista med förkortningar

| Förkortning | Utskrift |
|--------------------|--|
| 3pb | Trepunkts böjprov |
| ACPD | Alternate Current Potential Drop |
| BWR | Boiling Water Reactor (Kokvattenreaktor) |
| BWRVIP | Boiling Water Reactor Vessel and Internals Project |
| CAVS | Crack Arrest Verification System |
| CERT | Constant Extension Rate Tensile Testing |
| CIB | Core Internal Basic |
| CMOD | Crack Mouth Opening Displacement |
| CRDM | Control Rod Drive Mechanism |
| DCPD | Direct Current Potential Drop |
| FIB | Focused Ion Beam |
| HWC | Hydrogen Water Chemistry (Vätgaskemi) |
| IASCC | Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking |
| IDSCC | Inter-Dendritic Stress Corrosion Cracking |
| IHSI | Induction Heat Stress Improvement |
| JSME | The Japan Society of Mechanical Engineers |
| LVDT | Linear Voltage Displacement Transducer |
| MA | Mill Annealed |
| MRP | Materials Reliability Program |
| MSIP | Mechanical Stress Improvement |
| NUREG | Nuclear Regulatory Commission |
| NWC | Normal Water Chemistry (normalvattenkemi) |
| PWR | Pressurized Water Reactor (Tryckvattenreaktor) |
| PWSCC | Primary Water Stress Corrosion Cracking |
| RUB | Reversed U-Bend |
| SCC | Stress Corrosion Cracking (Spänningskorrosion) |
| SEM | Scanning Electron Microscopy |
| SG | Steam Generator |
| SIMS | Secondary Ion Mass Spectroscopy |
| SSRT | Slow Strain Rate Testing |
| TEM | Transmission Electron Microscopy |
| TT | Thermally Treated |
| USNRC | US Nuclear Regulatory Commission |
| WOL | Weld OverLay Repair |
| ÅG | Ånggenerator |

1. Sammanfattning

Spänningskorrosion (SCC) i Alloy 600 och dess svetsgods har förekommit i tryckvattenreaktorer (PWR) sedan 1970-talet, då sprickor påträffades i ånggeneratortuber av denna legering. Det var dock först senare som SCC i komponenter och systemdelar av tjockväggigt gods uppenbarade sig. Undantaget komponenter med tunnväggigt gods (ånggeneratortuber) har skador påträffats i tanklocks genomföringar [1, 2], i stutsar i botten av reaktortanken [2, 3] och i svetsar mellan reaktortankstutsar och safe-ends [4-6].

Spänningskorrosion i PWR medförde att stor kraft ägnades åt att förstå mekanismen. Olika mekanismer för att förklara SCC i PWR-miljö, benämnd "Primary Water Stress Corrosion Cracking" (PWSCC), har framlagts, men man har ännu inte kunnat enas om en sprickmodell. Modeller som involverar väte i sprickmekanismen samt intern oxidation är några teorier som framförts.

Skador i nickelbaslegeringar har också påträffats i kokvattenreaktorer (BWR). I denna reaktortyp har dock interkristallin spänningskorrosion (IGSCC) i austenitiskt rostfritt stål överskuggat SCC i Alloy 600 och dess svetsgods [7]. Ur ett svenskt perspektiv har skadorna främst berört Alloy X-750 [8] och svetsgodset Alloy 182. I det senare fallet är sprickor i stödben till moderatortankstativ aktuellt [9]. Internationellt har det visats att även grundmaterialet Alloy 600 är känsligt för SCC i BWR-miljö.

I PWR har man som motmedel valt att delvis byta ut de SCC-känsliga nickelbaslegeringarna mot Alloy 690 och arrega svetsgods såsom Alloy 52 och 152. Kännetecknande för ersättningsmaterialen är den högre kromhalten (~30 %) jämfört med Alloy 600 (~15 %). Drifterfarenheter såväl som laboratorieförsök har visat att Alloy 690 och dess svetsgods är mycket resistent mot PWSCC.

I svenska BWR har man, där det varit möjligt, riktat in sig på att byta ut svetsmaterialet Alloy 182 mot mindre SCC-känsligt material (Alloy 82). Även vätgaskemi ("Hydrogen Water Chemistry", HWC), ett motmedel som utvecklades för att minska benägenheten för IGSCC i austenitiskt rostfritt stål, minskar känsligheten för SCC i nickelbaslegeringar i BWR-miljö [10]. HWC innebär att vätgas doseras till matarvattnet, vilket bland annat genom rekombination av syre och väte till vatten i fallspalten, leder till att halterna av oxiderande specier i reaktorvattnet sjunker. Detta sänker korrosionspotentialen för materialet varpå benägenheten för SCC minskar.

I BWR-miljö är den så kallade "Slip Dissolution Mechanism" den mest accepterade mekanismen för IGSCC i nickelbaslegeringar [11]. Enkelt uttryckt innebär den att töjningar vid sprickspetsen bryter upp den skyddande (passiverande) oxidfilmen och att den blottlagda metallen löses upp. Metallupplösningen fortgår tills en oxidfilm byggts upp på nytt, så kallad repassivering. Denna process upprepas vilket får till följd att sprickan propagerar.

I Sverige har forskning avseende SCC i nickelbaslegeringar i BWR- såväl som PWR-miljö bedrivits under flera decennier. I likhet med studierna avseende IGSCC i rostfritt stål i BWR-miljö [7] har provmetodiken för att studera SCC ändrats och utvecklats över

tid. Vanliga provningsmetoder för att studera vilka faktorer som påverkar känsligheten för SCC var tidigare SSRT ("Slow Strain Rate Testing") [12] och RUB ("Reversed U-Bend") provning [13], medan man nuförtiden i stor utsträckning övergått till att studera hur olika faktorer påverkar spricktillväxthastigheten med brottmekaniska prov. På senare tid har mycket arbete lagts ned på att studera initiering av SCC med instrumenterade prov för on-line detektering av små sprickor [14].

2. Inledning

2.1. Bakgrund

Nickelbaslegeringen Alloy 600 och dess svetsgods Alloy 82 och 182 har i stor utsträckning utnyttjats i tryckvattenreaktorer, i många fall i komponenter och systemdelar av vital betydelse ur ett säkerhetsperspektiv. Även i kokvattenreaktorer har dessa legeringar utnyttjats i säkerhetsmässigt viktiga komponenter, dock inte i samma omfattning som i PWR.

I och med att SCC i nickelbaslegeringar varit ett problem för BWR och PWR under en längre tid innebär det att det aktuella kunskapsläget vid olika tidpunkter finns sammanställt. En sammanställning ur ett svenskt perspektiv som täcker både BWR- och PWR-miljöer saknas dock, åtminstone en som ger en samlad bild av den forskning som bedrivits fram till nu. I denna rapport sammanställs därför det aktuella kunskapsläget med fokus på de studier som genomförts i svensk regi. Med tanke på den generationsväxling som pågår inom svensk kärnkraftsindustri är det motiverat att i sammanställningen även täcka in erfarenheter och forskningsresultat från tidigare studier, samt beskriva hur provningsmetoder utvecklats med tiden.

2.2. Målsättning

Målsättningarna med denna rapport är att beskriva det aktuella kunskapsläget avseende SCC i nickelbaslegeringar i BWR- och PWR-miljöer ur ett svenskt perspektiv, belysa vilka provningsmetoder som tillämpats och deras för- och nackdelar. Vidare berörs också vilka motåtgärder som vidtagits för att motverka problemen med SCC i både BWR- och PWR-anläggningar.

2.3. Omfattning, utförande och avgränsningar

För att kunna beskriva det aktuella kunskapsläget avseende SCC i nickelbaslegeringar i BWR- och PWR-miljöer ur ett svenskt perspektiv krävs att relevant litteratur samlas in och studeras. I arbetet utnyttjades bland annat befintliga sammanställningar och litteraturstudier, Studsvikrapporter som är öppna för SSM, samt publikationer från t.ex. konferensserien Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors.

Studien begränsades till SCC i nickelbaslegeringarna Alloy 600 och 690 (inklusive artegna svetsgods), samt höghållfasta nickelbaslegeringar, såsom Alloy X-750 och Alloy 718, i BWR normalvattenkemi (NWC), HWC och primärsidig PWR-miljö. Tyngdpunkten låg dock på Alloy 600 och svetsgodsen Alloy 182 och 82. Bestrålningsinducerad spänningsskorrosion ("Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking", IASCC) omfattas inte av denna studie, vilket till exempel gör att bränslekomponenter av Alloy X-750 och Alloy 718 exkluderas. Vidare omfattar studien inte korrosionsutmattning.

3. Mekanismer

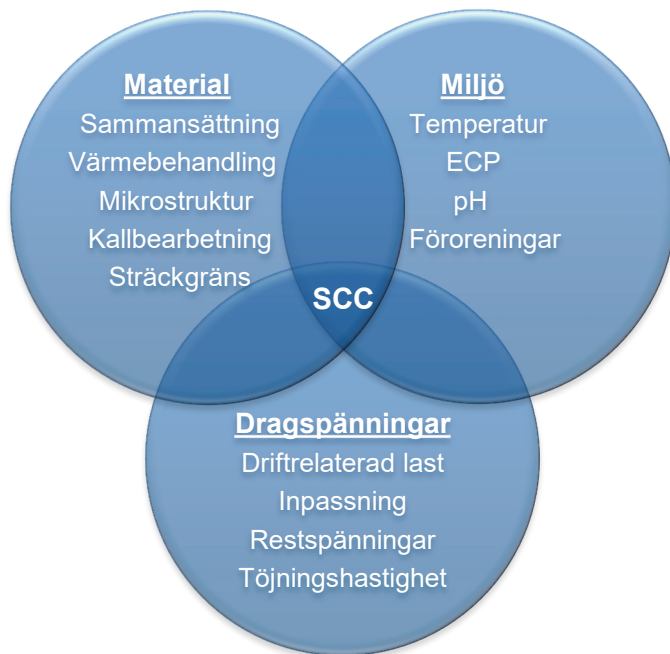
Syftet med detta avsnitt är att ge en introduktion till de mekanismer som leder till IGSCC i BWR-miljö samt PWSCC i PWR-miljö. När det gäller IGSCC i BWR-miljö anses mekanismen avseende nickelbaslegeringar vara likartad den för rostfritt stål. För den intresserade läsaren finns det ett antal sammanfattningar [15-20] samt ytterligare ett digert material att studera i den öppna litteraturen. Strikt är IGSCC ett specialfall av spänningskorrosionssprickning, SCC. Karaktäristiskt för IGSCC är att sprickningen sker längs korngränserna i materialet. En annan form, TGSCC ("Trans Granular Stress Corrosion Cracking"), karaktäriseras som namnet antyder av att sprickningen går tvärs genom kornen. Om sprickan har gått igenom en svets och följer dendritarmarna i materialet talar man också om IDSCC ("Inter Dendritic Stress Corrosion Cracking"). I BWR-miljö är IGSCC den dominerande formen av SCC i nickelbaslegeringar.

I PWR-miljö är mekanismen annorlunda jämfört med hur karaktäristiken ser ut för spänningskorrosion i BWR och man talar därför om PWSCC. Det finns en betydande mängd litteratur i ämnet, varav referenser [21-25] ger en överblick.

Spänningskorrosionssprickor ger ett sprött intryck eftersom de propagerar under liten eller ingen makroskopisk deformation. Ofta förgrenar sig sprickorna under propageringsfasen. Spänningskorrosionssprickning uppträder i regel vinkelrätt mot den dominerande dragspänningen. Fenomenet SCC är mångfacetterat och innefattar mekaniska, elektrokemiska och metallurgiska aspekter. Dessa tre faktorer måste dock samverka för att SCC skall inträffa genom att generera:

- Dragspänningar
- En elektrolyt (vatten)
- Ett känsligt material eller materialtillstånd

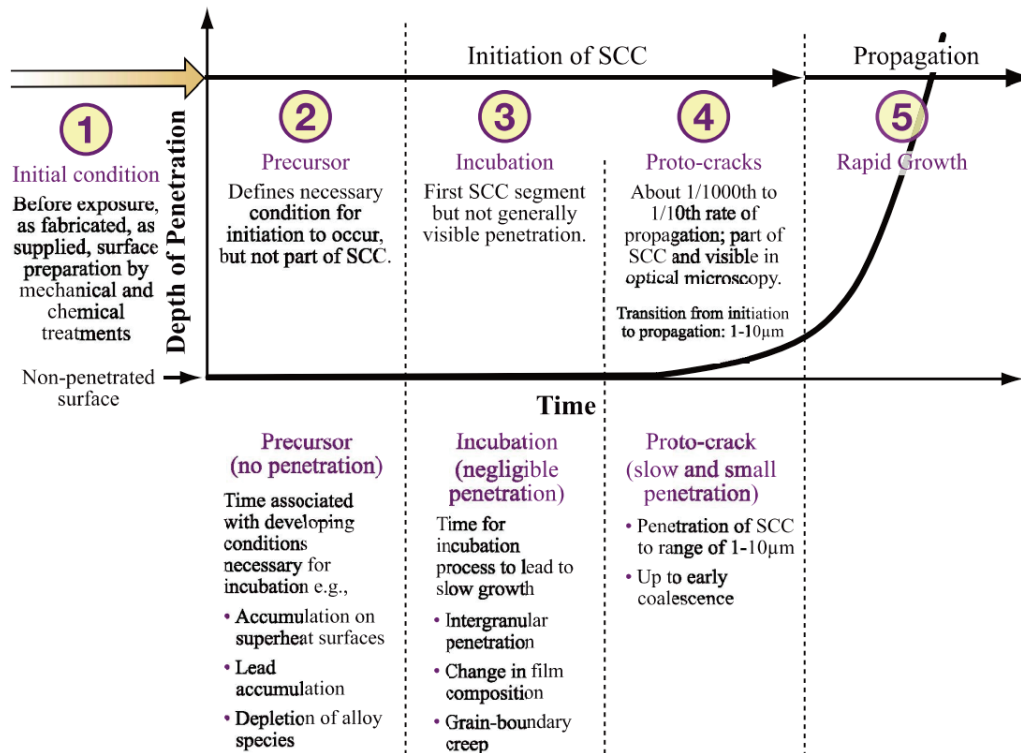
Kombinationen av dessa faktorer som ger SCC summeras i figur 1. Elimineras en av dem förhindras uppkomsten av SCC.



Figur 1

Grafisk illustration av de faktorer som måste samverka för att ge (IG/PW)SCC. För varje faktor beskrivs också vilka parametrar som påverkar dess karaktär. Grafen är modifierad utifrån referens [26].

Förloppet för SCC brukar delas in i initierings- och propageringssteg [27, 28], se figur 2. Som synes dominerar längden, upp till årtionden, av initieringssteget klart över propageringssteget. Emellertid delas ofta initieringssteget upp i flera delar. Den initiala delen innefattar parametrar under tillverkning och design. I nästföljande steg, "precursor" sker förändringar av den lokala miljön eller materialet under drift. Begreppet "incubation" refererar till start av själva angreppet, t.ex. genom lokal penetration av passivfilmen. När angreppet har utvecklats övergår det i en långsam tillväxt "proto-cracks". I slutet av denna fas sammanväxer mindre spricksegment så att en huvudspricka bildas. Under denna period blir sprickan detekterbar med oförstörande provning. När sprickan övergår i propageringsstadiet domineras tillväxten av flera faktorer där spänningsintensiteten, K_I , som sprickspetsen utsätts för är en av flera variabler. Detta beskrivs närmare i avsnitt 6.3.



Figur 2

Ett sätt (av flera) att dela upp initierings- och propageringsfasen hos en spänningskorrosionsspricka [28]. Copyright 2011 by The Minerals, Metals & Materials Society. Used with permission.

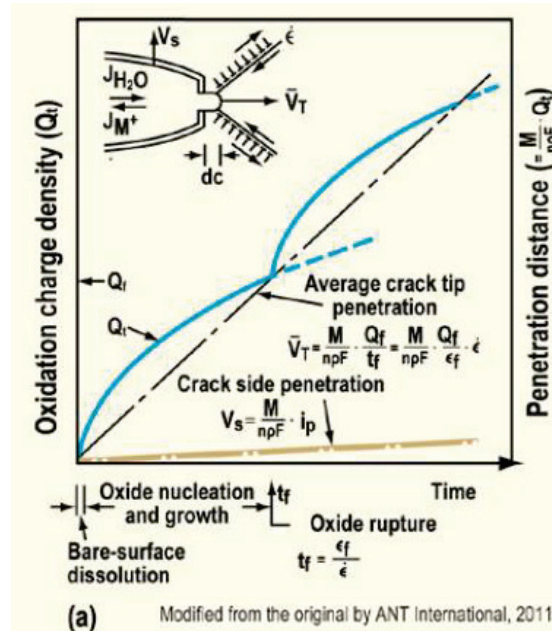
3.1. IGSCC

3.1.1. Slip-oxidation

Propageringsfasen av IGSCC i austenitiska rostfria stål, låglegerade stål samt nickelbaslegeringar i BWR-förhållanden brukar beskrivas med hjälp av "slip-oxidation"-modellen som har utvecklats av Ford och Andresen [11, 15], vilken i sin tur baseras på Logans arbete [29]. Styrkan i modellen ligger delvis i att den är kvantitativ och kan användas för att beräkna en spricktillväxthastighet som funktion av spricklängd, last och miljö. Den numeriska applikationen av modellen kallas PLEDGE vilket utläses "Plant Life Extension Diagnosis by GE" [30-32].

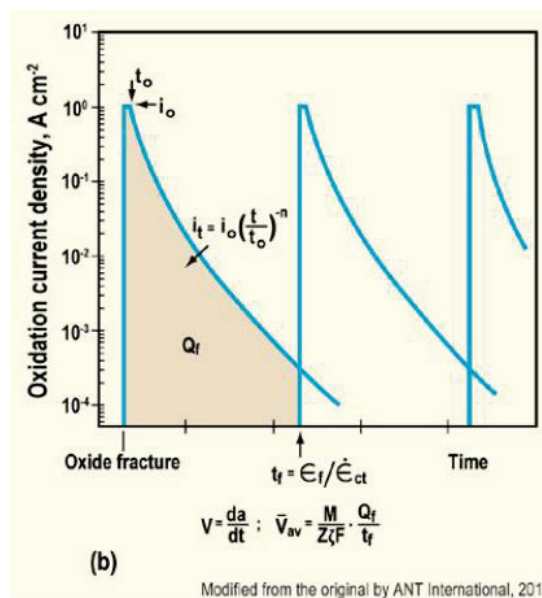
Modellen bygger på att lokal töjning i sprickspetsen bryter den skyddande oxiden så att metallen kan börja att lösas upp eller bilda oxid. Upplösningen av metallen genom oxidation i sprickspetsen genererar en elektrisk ström vilken kompenseras av reduktionsreaktioner på sprickans sidor eller vid dess öppning. När metallen i sprickspetsen repassiverar avtar strömmen i korrosionscellen. Den totala spricktillväxthastigheten är således proportionell mot den elektrokemiskt kontrollerade korrosionsströmtätheten samt den periodiska uppbrytningen av oxidfilmen i sprickspetsen. Den senare faktorn, uppbrytningsfrekvensen, beror bland annat på spänningsintensiteten i sprickspetsen samt den resulterande töj-

ningshastigheten [33, 34]. Den beskrivna processen illustreras i figur 3. Hur korrosionsströmtätheten beror av tiden mellan på varandra följande uppbyggnader av oxidfilmen i sprickspetsen illustreras i figur 4. Notera att den metall som oxideras i processen antingen kan gå i lösning som Me^{2+} eller bilda ny oxid i anslutning till sprickspetsen.



Figur 3

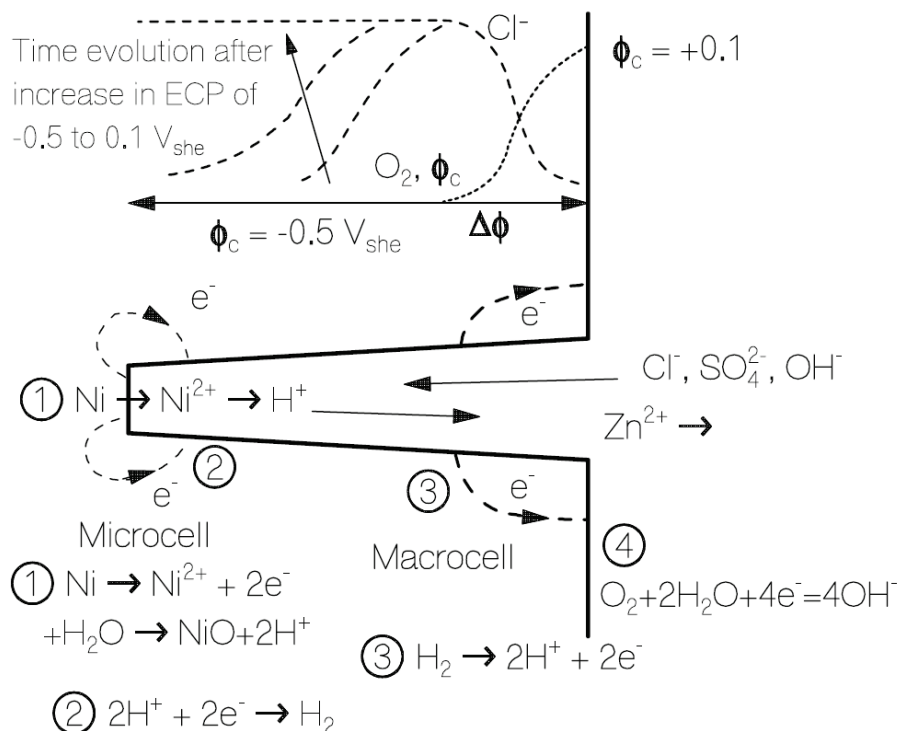
Illustration av viktiga faktorer i "slip-oxidation"-modellen för sprickpropagering. Uppbyggnad av oxidfilm i sprickspetsen resulterar i metallupplösning vilken är proportionell mot den laddning Q som flyter i den aktiverade korrosionscellen [35]. Copyright 2011 by A.N.T International. Used with permission.



Figur 4

Illustration av hur korrosionsströmtätheten i en sprickspets beror av tiden från och med att oxiden bryts [35]. Copyright 2011 by A.N.T International. Used with permission.

Ett sätt att illustrera hur parametrar som föroreningar samt elektrokemisk korrosionspotential (ECP) påverkar spricktillväxthastigheten enligt "slip-oxidation"-teorin är att likna sprickan vid en trång spalt [36, 37]. Figur 5 visar en schematisk illustration av en tänkt spricka i oxiderande normalvattenkemi¹. Utanför spricköppningen reagerar oxidationsmedlen O₂ eller H₂O₂ elektrokemiskt. I fallet för O₂ sker det med H₂O under bildandet av OH⁻. Detta ger ytan lokalt en relativt hög potential på ca 100 till 200 mV (SHE). Inuti sprickan konsumeras oxidationsmedlet snabbt och potentialen blir därmed betydligt lägre. En så kallad luftningscell bildas. Oxidationsreaktionen, d.v.s. bildandet av metalljoner Me²⁺, koncentreras till sprickans spets medan reduktionsreaktionen koncentreras till systemytan under bildande av OH⁻. Vidare bildar metalljoner p.g.a. sin låga löslighet hydroxider i sprickspetsen vilket gör miljön lokalt sur genom frisättning av H⁺. För att behålla laddningsneutralitet kommer negativa joner att vandra in i sprickan. I rent vatten sker detta via OH⁻ vilken neutraliserar den sura miljön i sprickan. Om Cl⁻ eller SO₄²⁻ eller andra anjoner finns ute i bulkmiljön kommer dessa även att attraheras av potentialgradienten i sprickan på bekostnad av OH⁻. På så vis bildas en sur miljö i sprickan som dessutom motverkar materialets förmåga att bilda en stabil passivfilm i sprickspetsen. Denna anrikningsmekanism av aggressiva anjoner förklarar varför även mycket låga halter i bulkvattnet av dessa föroreningar kan påverka initiering och tillväxt av IGSCC kraftigt för vissa legeringar.



Figur 5

Schematisk bild som visar hur miljön utvecklas ur ett elektrokemiskt perspektiv i en spricka eller smal spalt i NWC-miljö [37]. Copyright 2003 by the American Nuclear Society, La Grange Park, Illinois. Used with permission.

¹ Modellen är även applicerbar under vätgaskemi (HWC), eftersom en viss mängd O₂ eller H₂O₂ i praktiken alltid finns närvarande under BWR-förhållanden p.g.a. radiolys. Undantaget är så kallad "super-HWC" där ytans potential bestäms av vätgaselektrodens jämviktspotential genom dosering av H₂.

En viktig reflektion från analysen av figur 5 är betydelsen av den fria ytans ECP, vilken styrs av förhållandet mellan H_2 respektive O_2 och H_2O_2 i vattnet. I Ford-Andresens modell ytrar sig effekten av ECP genom att skapa en sur miljö i sprickspetsen som dessutom är anrikad på aggressiva anjoner. Om ECP hos den fria ytan utanför spricköppningen sänks till en låg potential, t.ex. genom H_2 -dosering, HWC, motverkas pH-sänkningen i sprickspetsen varpå spricktillväxten avstannar eller minskar. Om bulkemin emellertid innehåller tillräckligt höga halter av aggressiva anjoner som t.ex. Cl^- eller SO_4^{2-} som motverkar passivering, så kommer sprickning ske i alla fall trots den låga potentialen [37]. Toleransen för föroreningar av detta slag är dock betydligt högre i HWC än NWC.

3.1.2. Alternativa mekanismer

Teorin bakom "slip-oxidation" har inte varit och är inte den enda förklaringen till propageringsmekanismen bakom IGSCC. I sammanhanget bör en modell utvecklad av D.D. MacDonald nämnas. Den benämns "Coupled Environment Fracture Model" (CEFM) [38, 39]. Skillnaden mot Ford-Andresens modell är främst att det i denna modell finns en direkt koppling mellan oxidation av metallen i sprickspetsen samt reduktion av O_2 och H_2O_2 på den fria ytan. Effekten av konduktivitet skiljer sig också mellan de två modellerna. I övrigt har de stora likheter. En "neutral" jämförelse av de båda, under perioder hett debatterade, teorierna bakom propagering av IGSCC finns i referens [40].

Som nämdes i början av avsnitt 3.1 är töjningshastigheten i sprickspetsen viktig, eftersom den resulterar i att oxidfilmen vid sprickspetsen bryts och på så vis avancerar sprickan. Töjningshastigheten i sprickspetsen beror bland annat på materialets mekaniska egenskaper och kan således kopplas till deformationshårdnande. En utveckling av "slip-oxidation"-teorin som tar hänsyn till effekten av töjningshastigheten i sprickspetsen har utvecklats av Shoji med flera [41-43]. En bra översikt av dessa resonemang finns i referens [17].

Ytterligare mekanismer som diskuteras i samband med IGSCC i BWR är t.ex. "Film Induced Cleavage" [19]. Denna teori bygger på att en spricka som under vissa förutsättningar bildas i en oxid kan ges en så hög propageringshastighet att den fortsätter in i den opåverkade metallen. Den blottlagda metallen bildar därpå ny oxid varpå angreppet kan fortsätta. En bra översikt av denna modell, som egentligen främst är applicerbar på TGSCC, samt flera andra modeller för SCC finns i referens [44].

3.2. PWSCC

En uppdelning görs ofta av mekanismerna bakom interkristallin spänningskorrosions-sprickning av nickelbaslegeringar i BWR- respektive PWR-miljö. Emellertid är de förutsättningar under vilka en spricka propagerar snarlika i båda fallen, sprickspetsen är syrefri och vid en låg potential [31]. Exponeringsbetingelserna i BWR- respektive PWR-miljö skiljer sig på ett par avgörande punkter, men har också likheter, se tabell 1.

Tabell 1

Jämförelse av exponeringsbetingelser i BWR samt PWR. De angivna värdena är ungefärliga och kan variera.

| Parameter | BWR | PWR |
|---|---|---|
| Temperatur (°C) | 285–288 | 285–325 (345) |
| pH vid temperatur | 5,7 (285 °C) | 7,2 – 7,4 (Tmedel 300 °C) |
| ECP vid temperatur | BWR-NWC: ~150 mV SHE BWR-HWC: ≤ -230 mV SHE | << -600 mV SHE |
| Additiv (Med pH-påverkan) | - | H ₃ BO ₃ (~1 000 ppm som B) LiOH (~3 ppm som Li) |
| Radiolysprodukter Additiv (För ECP-kontroll) | BWR-NWC: O ₂ eller H ₂ O ₂ BWR-HWC: H ₂ (~0,1–1 ppm) | H ₂ (~4 till 5 ppm) |

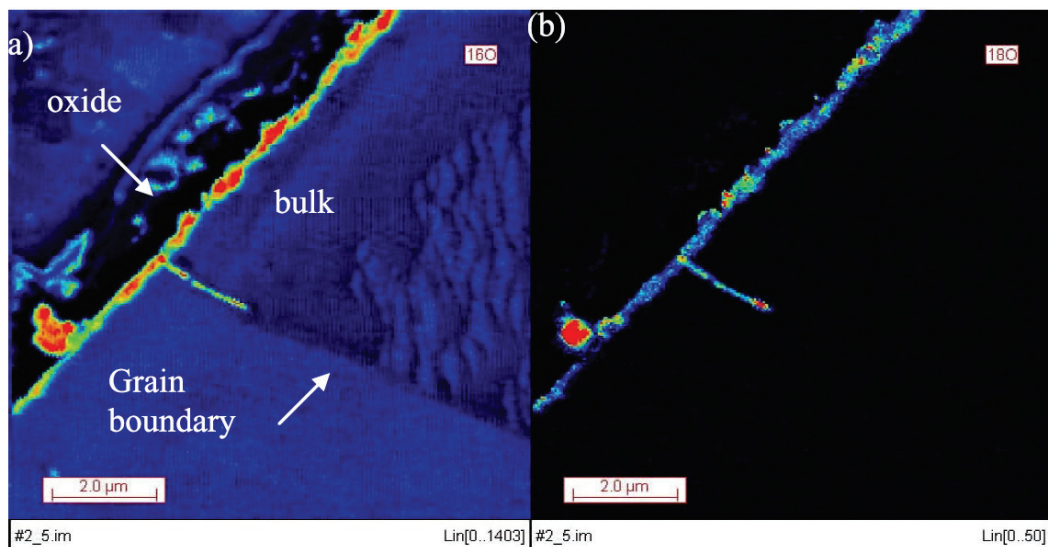
I PWR doseras borsyra (H₃BO₃) för att kontrollera reaktiviteten i härden. Litiumhydroxid (LiOH) tillsätts för att justera pH till ett värde som ligger påtagligt över det i BWR. Dock har LiOH samt H₃BO₃ i sig själva relativt liten inverkan på PWSCC inom rimliga pH-intervall, se vidare avsnitt 7.2. Temperaturen är högre i PWR jämfört med BWR. Både tid till initiering samt tillväxthastighet av PWSCC i nickelbaslegeringar är termiskt aktiverade processer, varför en inverkan av temperaturen förväntas. Den största skillnaden finns avseende korrosionspotential mellan BWR-NWC- och PWR-miljö. Den förstnämnda är oxiderande medan den sistnämnda är reducerande. Vid vätgashalter som är standard i svenska PWR är t.ex. Ni stabilt som nickelmetall medan Ni är stabil som oxid i BWR-NWC-miljö [45]. Notera dock att BWR-HWC också resulterar i en låg korrosionspotential, dock betydligt högre än vad som föreligger i en PWR. Den lägre temperaturen i BWR kombinerat med en hög vätehalt för att nå HWC, kan dock resultera i att Ni blir stabilt som nickelmetall även i BWR, se vidare figur 16 samt avsnitt 8.1.1

I litteraturen finns det ingen konsensus om en allmängiltig mekanism bakom PWSCC av Alloy 600 samt dess artegna svetsgods. Däremot finns det ett flertal olika hypoteser vilka ett urval behandlas översiktligt i avsnitt 3.2.1 samt 3.2.2.

3.2.1. Intern oxidation ("Internal Oxidation")

Denna hypotes som har blivit vida diskuterad vid olika konferenser framfördes första gången 1993 av Scott och Le Calvar [22]. Intern oxidation inträffar när matrisen i materialet, i detta fall Ni, inte oxideras av den omgivande miljön samtidigt som detta sker för andra element som förekommer i legeringen. I fallet med nickelbaslegeringar i PWR är det Cr och Fe. Diffusion av syre längs korngränserna i materialet är betydligt snabbare än i bulkmaterialet. Detta resulterar i att en spröd oxidfilm bildas i korngränserna, vilken vid tillräckligt hög belastning brister varpå mer material kan oxideras vidare och syre tränga djupare in i materialet längs korngränserna [23-25]. Det finns flera omständigheter som stödjer teorin om intern oxidation:

- NiO är stabil vid låga vätehalter, medan metalliskt Ni är termodynamiskt stabilt vid de vätehalter som föreligger i merparten av de PWR som är i drift d.v.s. $>25 \text{ ml H}_2/\text{Kg H}_2\text{O}$ ($>2,2 \text{ ppm}$) [45]. Krom och järn är stabila som oxider vid alla relevanta vätehalter [22].
- Snabb oxidering av korngränser i Alloy 600 har observerats genom att först oxidera prover i ”vanlig” PWR-miljö och därefter oxidera prover i PWR-miljö där vatten märkts med ^{18}O [46]. Diffusion av ^{18}O längs korngränserna kunde därefter följas med SIMS, ”Secondary Ion Mass Spectrometry”, se figur 6. Dock påpekas i referens [47] att diffusion av syre längs korngränserna är så snabb att det i sig inte kan vara det hastighetsbestämmande steget för PWSCC.



Figur 6

Bilden visar ett tvärsnitt av en obelastad kupong av upplösningsbehandlad Alloy 600. Färgkontrasten avspeglar den relativa halten av a) ^{16}O och b) ^{18}O , där den senare isotopen introducerats under slutet av exponeringen [47]. *Copyright 2011 by The Minerals, Metals & Materials Society. Used with permission.*

- Aktiveringsenergin för initiering av PWSCC i Alloy 600 har angetts i intervall mellan ca 100–140 kJ/mol [48, 49] och 180 kJ/mol [24], medan aktiveringsenergin för propagering är ca 130 kJ/mol [24]. Nivån på aktiveringsenergin ligger således i paritet med vad som förväntas för en diffusionskontrollerad process [23]. Dock är det nödvändigtvis inte diffusion av syre i korngränserna som är det hastighetsbestämmande steget. Diffusion av Cr har även framhållits i detta sammanhang [47].
- Semi-kontinuerliga korngränskarbider i Alloy 600 TT (”Thermally Treated”) renderar ett material som är mindre känsligt för PWSCC jämfört med Alloy 600 MA (”Mill Annealed”), i vilket endast få karbider finns längs korngränserna [13]. Detta är konsistent med att korngränskarbider har observerats motverka inträngning av syre längs korngränser i Alloy 600 [47].

- Alloy 690 TT som innehåller nästan dubbelt så mycket Cr som Alloy 600 MA/TT är betydligt mer motståndskraftigt mot PWSCC. Som förklaring framhålls att, förutom effekten av korngränskarbid, den högre kromhalten resulterar i en kontinuerlig skyddande oxidfilm som kraftigt försvårar inträngning av syre längs korngränser i materialet [25].
- Kallbearbetning är en parameter som accelererar PWSCC. Denna observation skulle kunna förklaras med att den ökade defekttätheten associerad med kallbearbetning medför att diffusion av O och Cr underlättas i materialet [22]. En övergång från extern till intern oxidation (längs korngränserna) kan ev. inträffa snabbare.
- Initieringstiden för PWSCC, som ofta sträcker sig över många år, skulle även denna kunna förklaras med intern oxidation. Under initieringsfasen skulle då oxidering av korngränser i materialet ske till ett djup vid vilken belastningen i korngränsen blir så hög att sprickning uppstår [24].

För att ge en balanserad bild bör det nämnas att kritik har framkommit mot ”internal-oxidation”-modellen. Ett exempel är referens [50].

3.2.2. Mekanismer involverande väte

Flera mekanismer som bygger på effekter av väte har föreslagits. Dessa involverar diffusion av väte till sprickspetsen vilket följs av brytning av bindningar i materialet [51], alternativt att en interaktion sker mellan väte och dislokationer i materialet vilket också skulle leda till sprickning [52, 53], eller bildandet av bubblor innehållande väte och ånga vid sprickspetsen och diffusion av väte in i materialet via korngränser [54]. I diskussioner av dessa modeller brukar det komma upp ett antal invändningar:

- Vid reaktortemperatur ~ 300 °C är permeabiliteten för H_2 i nickelbasmaterial relativt hög. Detta innebär att ansamlingar av väte i materialet genom produktion via t.ex. en elektrokemisk reaktion i en sprickspets inte är möjlig. Höga väteaktiviteter som interagerar med mikrostrukturen i materialet är därför sammantaget osannolik [31].
- För flera olika nickelbasmaterial finns ett lokalt maximum i spricktillväxthastighet beroende av vätehalten i exponeringsmiljön. Maxima ligger i närheten av stabilitetsgränsen för Ni/NiO [55, 56]. Ett lokalt maximum i spricktillväxthastighet är svårt att förklara utifrån en mekanism där vätehalten i sig har en avgörande effekt.
- Väteinducerad sprickning verkar inte förekomma i nickelbasmaterial exponerade enbart i vätemiljö utan vatten närvarande vid motsvarande reaktortemperaturer [24].

”Low Temperature Crack Propagation” (LTCP) är ett väteförspärningsfenomen som observerats hos olika nickelbaslegeringar [57, 58]. Det yttrar sig som försämrad brottseghet när materialen exponeras för vätehaltigt vatten i temperaturintervallet 50 till 150 °C.

3.2.3. Termiskt aktiverat ordnande av gitterstrukturen

Under exponering av legeringar vid reaktortemperatur $\sim > 270$ °C kan det över tiden (~40 - 80 år) ske en viss diffusion av legeringselement och därmed ske ett ordnande, på engelska "Long Range Ordering" [59, 60]. Ordandet manifesteras som bildandet av intermetalliska faser som t.ex. Ni_2Cr , vilket resulterar i minskad duktilitet, högre sträckgräns samt uppkomst av egenspanningar i materialet [59, 60]. Dessa förändringar skulle mycket väl kunna bidra till att öka materialets tendens att undergå ett sprött brott och därmed PWSCC.

Även ordnande över korta (atomära) avstånd har studerats, på engelska "Short Range Ordering". I dessa fall studeras effekten av isolerade kluster med ordnad struktur, typ Ni_2Cr och hur dessa kan kopplas till PWSCC [61].

3.3. Grundläggande studier ur ett svenskt perspektiv

Det grundläggande arbetet med att förklara initiering och propagering av IGSCC samt PWSCC i nickelbaslegeringar har gjorts internationellt. Viktiga bidrag för att öka förståelsen har också gjorts i Sverige. I detta avsnitt följer några exempel.

3.3.1. Modellering av ECP i BWR och PWR

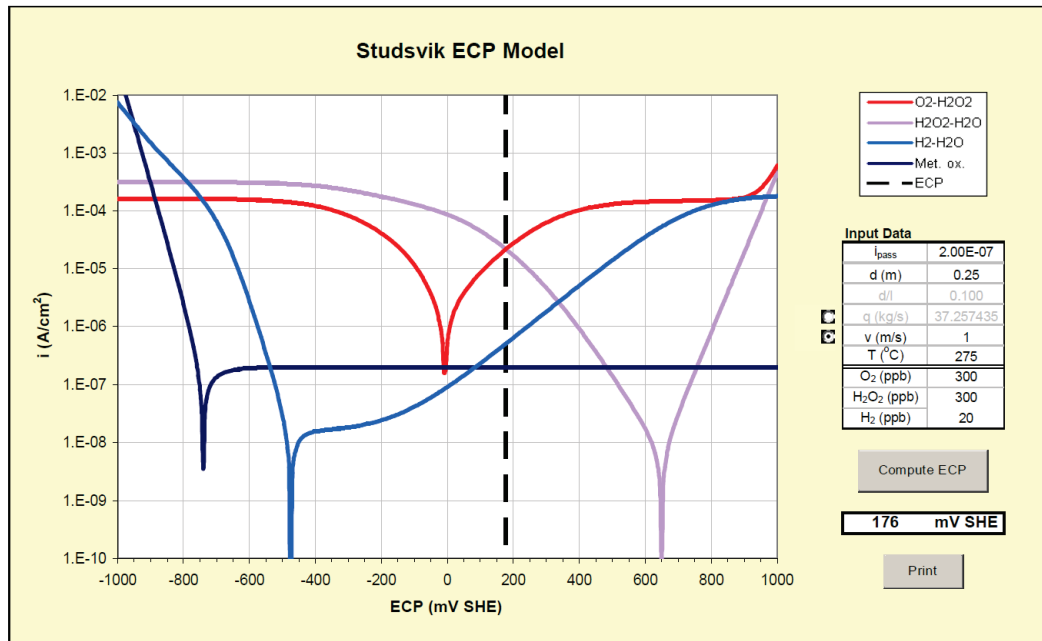
Betydelsen av ECP för IGSCC av nickelbaslegeringar i BWR påvisas i avsnitt 7.1.1. Således är det viktigt att kunna förstå och modellera hur ECP relaterar till radiolytiskt genererade oxidationsmedel såsom O_2 och H_2O_2 , doserat reduktionsmedel i form av H_2 , flödes hastighet, ytegenskaper, temperatur m.m. Ett arbete som knyter samman dessa parametrar presenteras i referenserna [62, 63]. En simuleringsmodell, BwrChem, beskrivs i dessa arbeten som kan användas för att beräkna ECP i olika delar av en BWR utifrån kunskap om bl.a. flöden, temperatur, samt typ och intensitet av bestrålning. De beräknade ECP-värdena kan under drift av en BWR jämföras mot värden som mäts med hjälp av elektroder på ett fåtal platser, vanligen i huvudcirkulationskretsen; se sammanställning i referens [7]. Utifrån denna kunskap om ECP kan risken för IGSCC uppskattas baserat på de spricktillväxtsamband som bygger på teorin beskriven i avsnitt 3.1.1. Av särskild betydelse är detta vid HWC-drift, eftersom beräkningar samt mätningar av ECP är det snabbaste sättet att förvissa sig om att den mängd H_2 som doseras har önskad inhiberande effekt på IGSCC, se vidare avsnitt 7.1.1.

I PWR är ECP under effektdrift i normalfallet starkt reducerande p.g.a. kraftig dosering av H_2 . Även under dessa förhållanden kan ECP beräknas. Detta kan t.ex. göras med en uppdaterad version av BwrChem, döpt till LwrChem [64].

En modell enbart fokuserad på att beräkna ECP utifrån kända halter av oxidations- och reduktionsmedel har också utvecklats för BWR [65-69]. Modellen går under beteckningen "Virtuellt ECP-laboratorium" och är mycket illustrativ för att visa hur olika parametrar som t.ex. H_2 -dosering påverkar korrosionspotentialen och därmed risken för uppkomst av IGSCC. Modellen är utvecklad för rostfritt stål, men är kvalitativt applicerbar även på nickelbaslegeringar. Ett exempel på en beräkning av ECP på ett rostfritt stål rör med diametern 250 mm exponerat för BWR-kemi (300 ppb O_2 , 300 ppb H_2O_2 och 20 ppb H_2) vid 275 °C visas i figur 7. Vid närvaro av tillräckligt höga mängder H_2O_2 kommer rörytans potential att styras av sönderfallet av H_2O_2 till O_2 och H_2O . Potentialen styrs således av rörytans förmåga att dissociera H_2O_2 och motsvaras av läget då oxidation

av H_2O_2 till O_2 (röd kurva) balanseras av reduktion av H_2O_2 till H_2O (lila kurva) i figur 7.

Effekten på ECP från dosering av 0 eller 300 ppb H_2 i kombination med olika nivåer av radiolytiskt producerad H_2O_2 visas i figur 8. Utan närvaro av H_2 ökar rörytans potential abruptt vid en koncentration av några få ppb H_2O_2 . Tillsätts 300 ppb H_2 krävs en högre halt H_2O_2 för att öka rörytans potential på motsvarande vis. Detta beror på att H_2 istället för H_2O_2 oxideras på rörytan varpå inget syre och endast vatten bildas under sönderfallet av H_2O_2 .

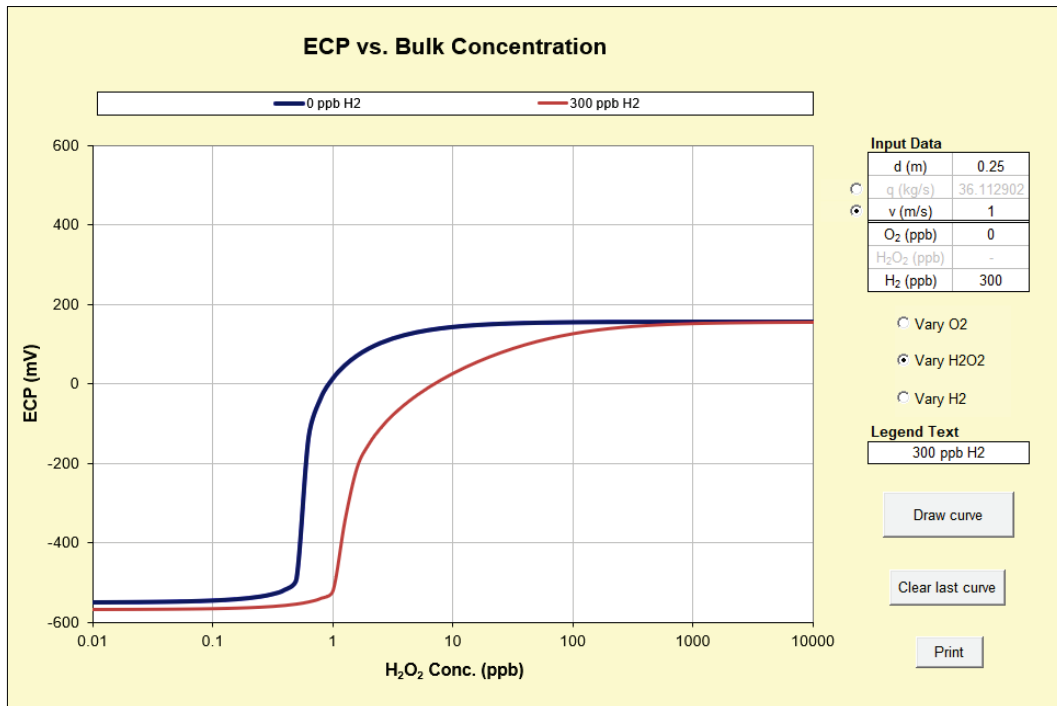


Figur 7

Evansdiagram² som visar de fyra reaktionerna $\text{O}_2 \leftrightarrow \text{H}_2\text{O}_2$, $\text{H}_2\text{O}_2 \leftrightarrow \text{H}_2\text{O}$, $\text{H}_2 \leftrightarrow \text{H}_2\text{O}$ samt oxidering av metall på ytan av rostfritt stål i BWR [68].

²

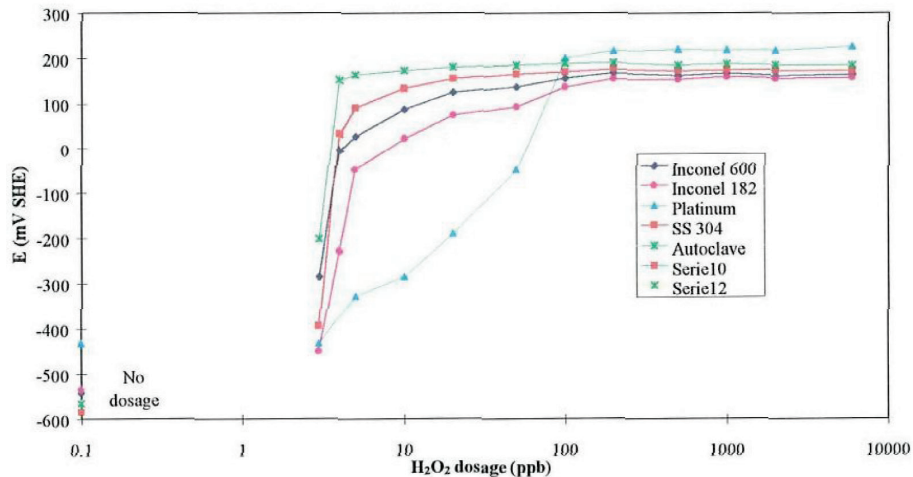
Ett Evansdiagram beskriver korrosionshastigheten för ett system som funktion av potential.



Figur 8

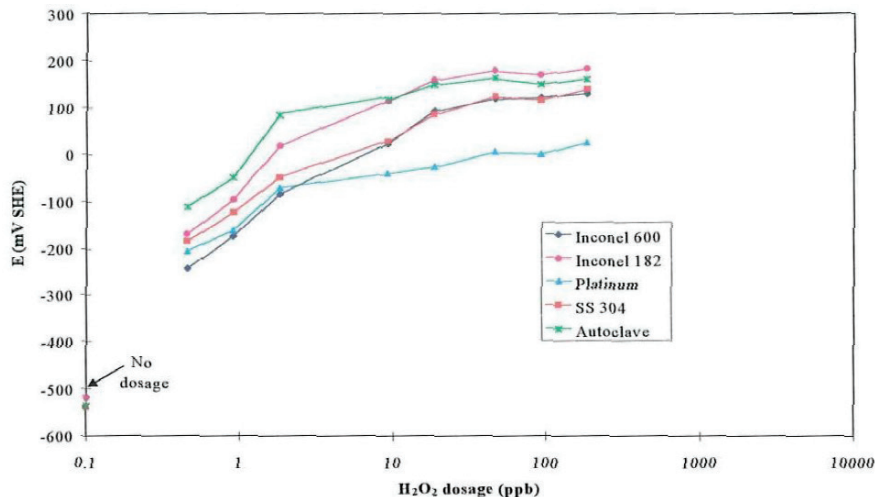
ECP som funktion av H₂O₂-koncentration vid 0, respektive 300 ppb H₂ [68].

I sammanhanget är det viktigt att poängtera att som synes har det mesta modelleringsarbetet rörande ECP i BWR-miljö varit fokuserat på rostfritt stål. Anledningen är att IGSCC av termiskt sensibiliserat eller kallbearbetat rostfritt stål tidvis varit ett stort problem, speciellt för de tidigast byggda BWR-reaktorerna. Det finns emellertid goda skäl att hävda att ECP på ett nickelbasmaterial samt ett rostfritt stål exponerat i samma miljö borde vara mycket likartad. Anledningen är att oxidfilmerna på materialen är likartade, samt att den potentialbestämmande reaktionen i BWR-miljö ofta är sönderfall av H₂O₂ [63]. Som framgår av figur 7 är det en ytreaktion som katalyseras av materialytan, utan att direkt vara beroende av en oxidationsprocess involverande materialtransport i oxidfilmen. Praktiska mätningar av ECP i autoklavsystem visar också på att ECP för Alloy 182, Alloy 600 och rostfritt stål ligger nära varandra, både i NWC- och HWC-miljö, se figur 9 och figur 10.



Figur 9

Uppmått korrosionspotential mot reaktormaterial för olika halter av doserad H_2O_2 i simulerad NWC-miljö vid en flödes hastighet av 100 l/h [70, 71].



Figur 10

Uppmått korrosionspotential mot olika reaktormaterial i Barsebäck 1 under HWC-drift som funktion av doserad mängd H_2O_2 . Flödes hastigheten genom autoklaven betecknades som hög [70, 71].

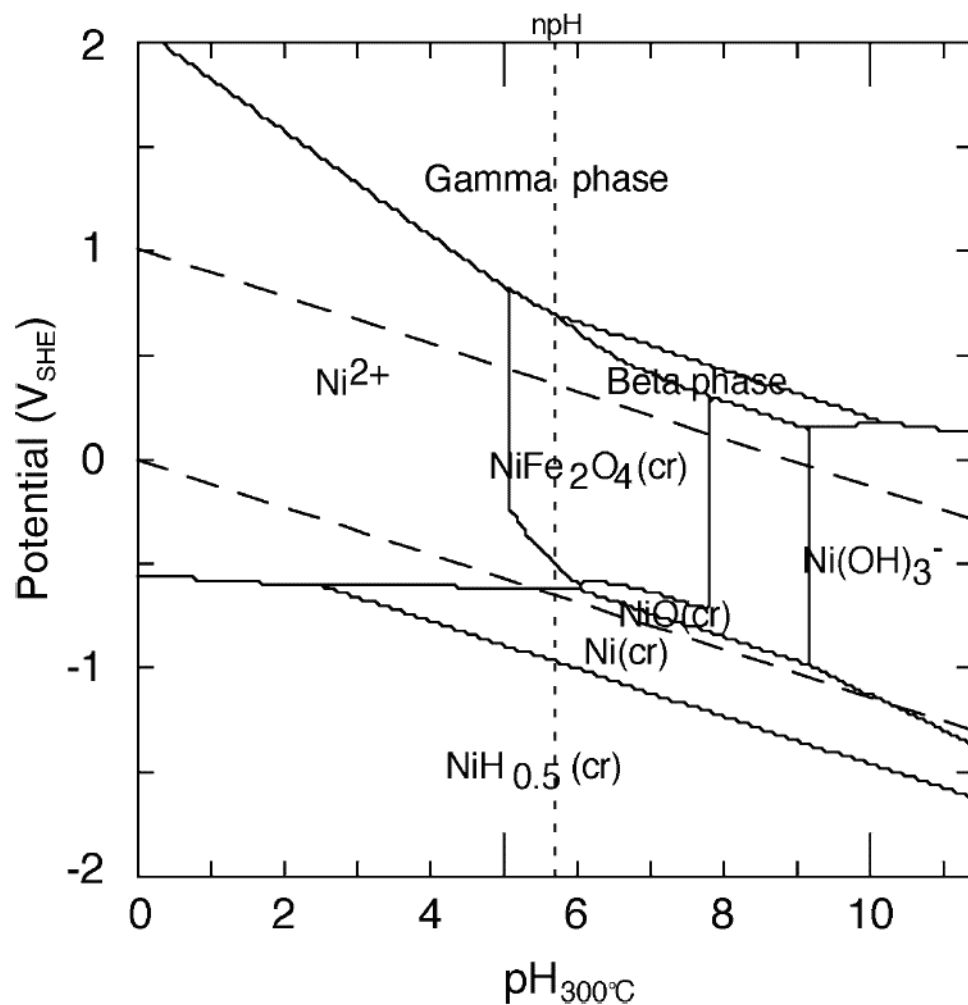
3.3.2. Mikrostrukturella studier av den skyddande oxidfilmen

Egenskapen hos den oxidfilm som bildas på nickelbaslegeringar i BWR och PWR-miljö är som framgår av avsnitt 3.1 och 3.2 viktiga. De mekanismer som anses styra både IGSCC och PWSCC involverar på ett eller annat sätt den oxid som bildas på materialet.

3.3.2.1. Oxiden på nickelbaslegeringar i BWR-miljö

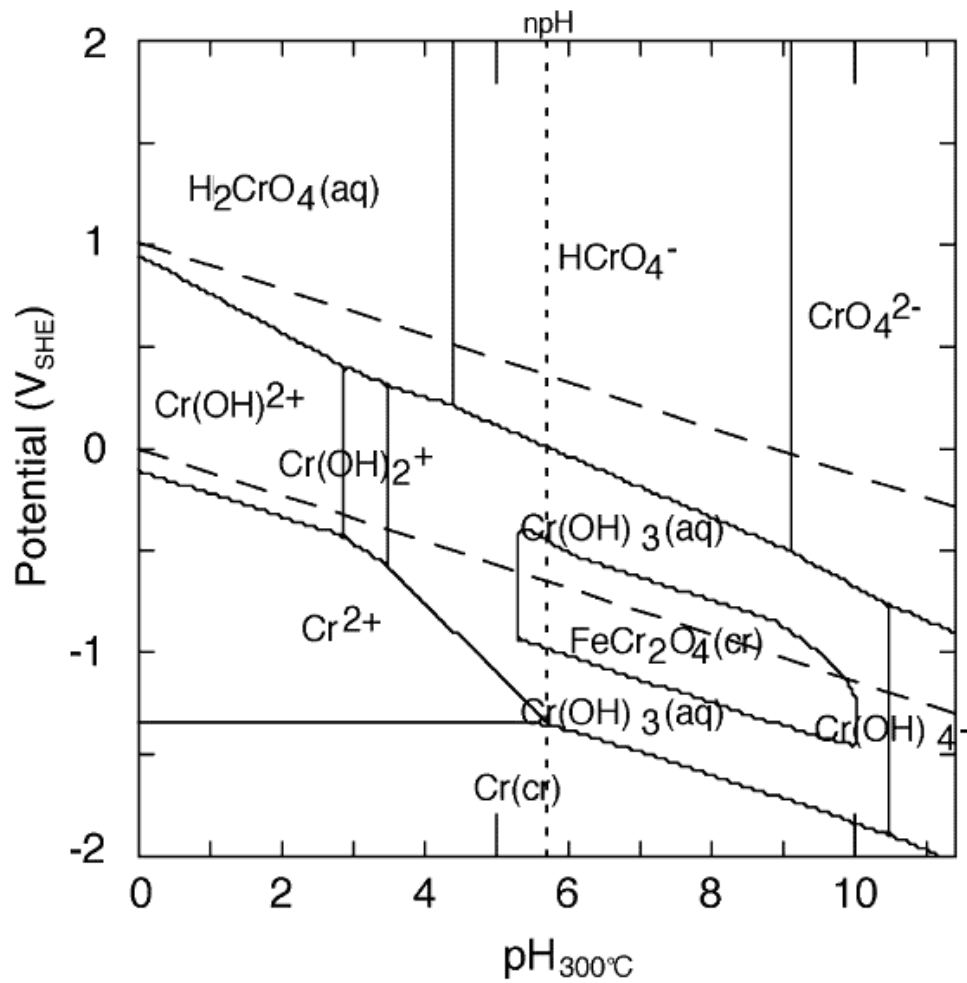
Pourbaixdiagram (Potential-pH diagram) ger information om vilka oxider som är termodynamiskt stabila under givna förhållanden. Diagrammen baseras på termodynamisk jämvikt och är i princip en ”karta” som visar under vilka förhållanden en metall är i immunt, passivt (genom bildade av en oxidfilm) eller aktivt (korroderande) tillstånd. För rostfria stål och nickelbaslegeringar finns flertalet diagram av relevans framtagna för BWR- och

PWR-miljö. Pourbaixdiagrammen från olika källor kan skilja sig något från varandra beroende på hur de termodynamiska jämvikterna har beräknats samt ingående grunddata. Några exempel på Pourbaixdiagram finns i referenserna [72-76]. Nickelbasmaterial exponerade för BWR och PWR kan förenklat ses som ternära legeringar av Ni, Cr och Fe, se vidare avsnitt 4.2 och tabell 3. Järn finns dock ej med i alla legeringar. Lösligheten för metaller i BWR- och PWR-miljö är låg, i storleksordningen 1 ppb, motsvarande ca $1 \cdot 10^{-8}$ M. Korrosion i BWR- och PWR-miljö kan alltså anses ske när en lösning av metalljoner med en koncentration $>1 \cdot 10^{-8}$ M är termodynamiskt stabil. Pourbaixdiagram för Ni, Cr och Fe i det ternära systemet Fe-Cr-Ni visas i respektive figur 11, figur 12 och figur 13.



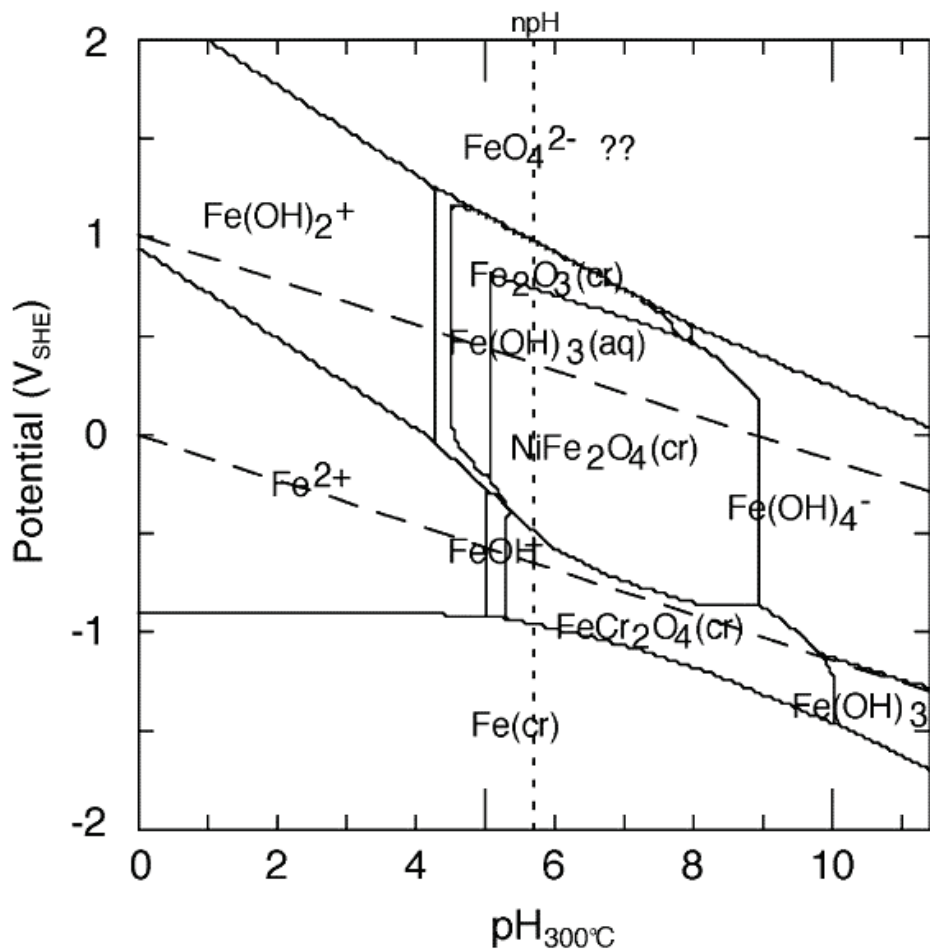
Figur 11

Pourbaixdiagram för nickelinnehållande specier i det ternära systemet Fe-Cr-Ni vid 300 °C. Koncentrationen av lösta specier är $1 \cdot 10^{-8}$ M för respektive element [72]. *Copyright by NACE 1999. Reprint with permission.*



Figur 12

Pourbaixdiagram för krominnehållande specier i det ternära systemet Fe-Cr-Ni vid 300 °C. Koncentrationen av lösta specier är $1 \cdot 10^{-8}$ M för respektive element [72]. *Copyright by NACE 1999. Reprint with permission.*



Figur 13

Pourbaixdiagram för järninnehållande specier i det ternära systemet Fe-Cr-Ni vid 300 °C. Koncentrationen av lösta specier är $1 \cdot 10^{-8}$ M för respektive element [72].
Copyright by NACE 1999. Reprint with permission.

I BWR-miljö är neutralt pH (npH) vid reaktortemperatur ca 5,7. Under NWC-förhållanden ligger ECP på ca 150–200 mV (SHE) [70]. En viktig observation under sådana förhållanden är att Cr är lösligt som sexvärt Cr, se figur 12 och referens [74]. Kromrika oxidskikt kommer därför sakta att gå i lösning under sådana förhållanden. Finns det däremot tillräckligt med Fe i legeringen eller i reaktorvattnet kan NiFe_2O_4 bildas, som har ett brett stabilitetsområde under NWC-förhållanden, se figur 11 och figur 13. På nickelbaslegeringar med låg järnhalt exponerade i järnfattiga miljöer kan NiO eller NiCr_2O_4 förväntas bli stabila [72].

Vid HWC-förhållanden, under -230 mV (SHE) har fortfarande NiFe_2O_4 ett stort stabilitetsområde. Vid lägre potentialer (~ -450 mV), vilket kan förväntas vara fallet närmare fasgränsen oxid/metall, är det rimligt att anta att FeCr_2O_4 har ett brett stabilitetsområde, förutsatt att Fe finns med i bilden, se figur 12 och figur 13.

Omfattande studier har gjorts av nickelbasmaterial exponerade i simulerad BWR-NWC-miljö i autoklavsystem [77-81]. Bakgrunden är att allmätkorrosion har observerats på vissa komponenter, t.ex. Alloy 82 och Alloy X-750, under BWR-NWC-miljö [82]. I försöksserien har effekt av flödes hastighet, dosering av Fe, samt järnhalt i själva legeringen undersökts. Analyser av de bildade oxidfilmerna har gjorts med FEG-SEM och TEM. Korrosions hastigheten hos exponerade kuponger har utvärderats genom en kombination av gravimetri och infraröd ellipsometri.

Ofta observeras en duplex oxid på nickelbaslegeringar exponerade i BWR-NWC-miljö, se sammanställning i tabell 2. Det yttre oxidlagret består främst av tätpackade kristaller av Fe_2O_3 och NiFe_2O_4 . Det inre oxidlagret utgörs främst av järnfattiga faser, t.ex. NiO och CrNiO_3 . Ett undantag är Alloy 82 som endast utvecklade ett oxidlager med sammansättning enligt tabell 2. I jämförelse med de andra undersökta legeringarna har Alloy 82 låg järnhalt. En intressant observation är att det inre oxidlagret i många fall uppvisar en påtaglig porositet, se tabell 2, troligen p.g.a. att delar av oxidfilmen har lösts upp. Detta illustreras bland annat i det collage av elektronmikroskopbilder som visas i figur 14.

Tabell 2

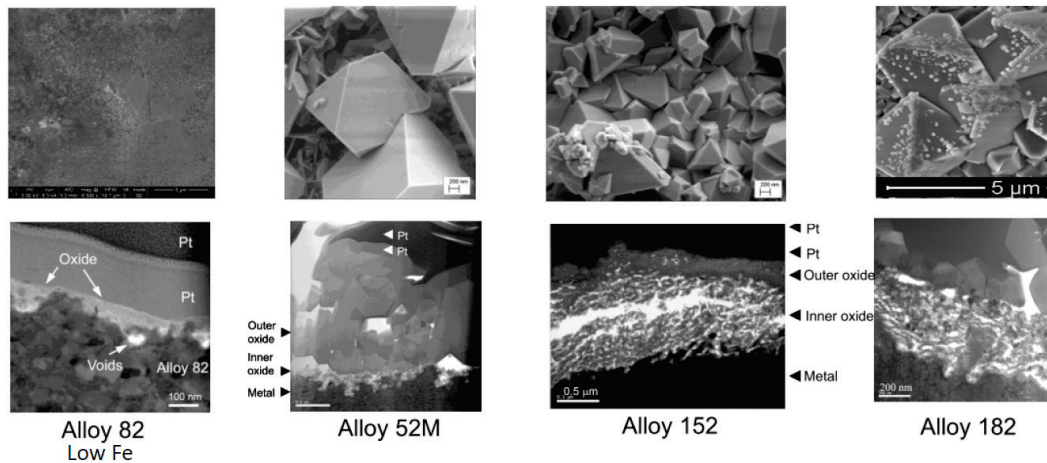
Sammanställning av oxidfilmens karaktäristik hos nickelbaslegeringar exponerade under simulerad BWR-NWC-miljö under nio veckor. Analysen har gjorts med hjälp av TEM, se referens [81] och referenser däri.

| Material ID | Outer oxide layer | | | Inner oxide layer | | | |
|-------------|---|-----------------------------|------------------------------------|--|-----------------------------|--------------|--|
| | Phase [1-4] | Thickness (μm) | Grain size (μm) [1-4] | Phase [1-4] | Thickness (μm) | Porosity (%) | Oxide in interfacial region/thickness (nm) [1-4] |
| A82FeLow | - | - | - | $\text{Cr}_{1.3}\text{Fe}_{0.7}\text{O}_3$ | ~ 1.3 | 28% | Crystalline/- |
| A82FeHigh | - | - | - | $\text{Cr}_{1.3}\text{Fe}_{0.7}\text{O}_3$ | ~ 0.5 | 18% | Crystalline/- |
| A182 | $\text{Fe}_2\text{O}_3^{(b)}$ $\text{NiFe}_2\text{O}_4^{(a)}$ | ~ 0.5 | ~ 0.2 - 2 | NiO | ~ 1.5 | 4% | Amorphous/ ~ 5 |
| A52M | $\text{Fe}_2\text{O}_3^{(b)}$ Fe_3O_4 , $\text{NiFe}_2\text{O}_4^{(a)}$ NiO | < 0.5 | ~ 0.2 - 2 | $\text{CrNiO}_3^{(c)}$ | ~ 1 | 13% | Amorphous/ ~ 5 |
| A152 | $\text{Fe}_2\text{O}_3^{(b)}$ $\text{NiFe}_2\text{O}_4^{(a)}$ | ~ 1 | ~ 0.5 - 2 | $\text{NiO}^{(b)}$ | < 1 | 3% | Crystalline/- |
| A600 | $\text{NiFe}_2\text{O}_4^{(a)}$ | < 1 | ~ 1 - 5 | NiO | ~ 9 | 5% | Crystalline/- |

(a) The nominal NiFe_2O_4 phase contained a small fraction of Cr.

(b) Suggested phase only.

(c) Suggested phase only. Cr contents varied in measured locations.

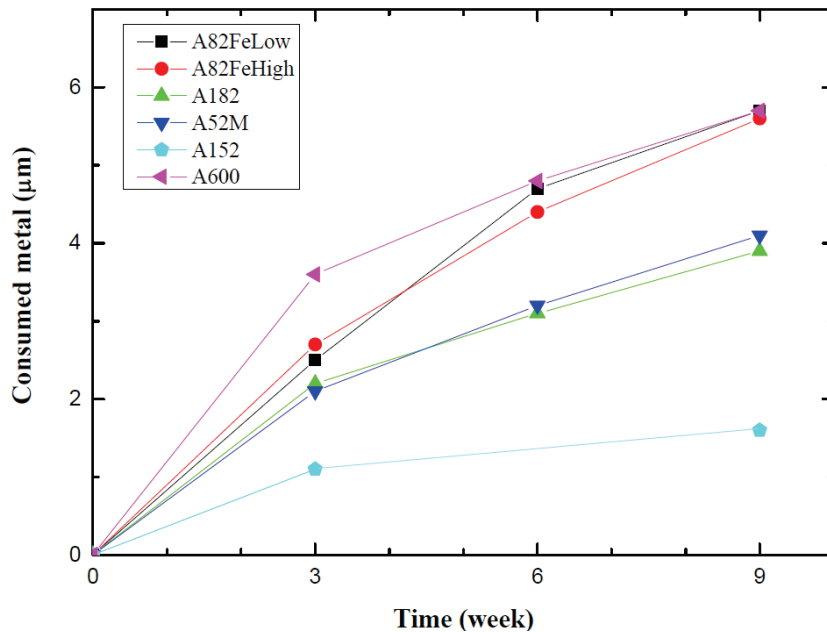


Figur 14

Exempel från elektronmikroskopistudier av oxid bildad på nickelbaslegeringar exponerade i simulerad BWR-NWC-miljö.

Ovan: SEM-bilder visar den laterala strukturen av oxiden. De ”kantiga” kristallerna är NiFe_2O_4 . *Nedan:* TEM-bilder av tvärsnitt genom oxiden. De vita områdena är porositet [81]. Copyright 2011 by The Canadian Nuclear Society. Used with permission.

För att utgöra ett gott korrosionsskydd bör oxidfilmen vara både termodynamiskt stabil och utgöra en effektiv diffusionsbarriär som hindrar materialtransport mellan vätskefasen och metallen. För rostfria stål och nickelbaslegeringar anses ofta den inre kromrika oxidfilmen fylla den senare uppgiften [83]. Emellertid visas det i figur 14 att detta oxidskikt kan vara mycket poröst, p.g.a. hög löslighet för Cr. Möjligen spelar de yttre NiFe_2O_4 -skikten en viktig roll för korrosionsskyddet av nickelbaslegeringar under BWR-NWC-förhållanden p.g.a. sitt breda stabilitetsområde [79]. En enkel koppling mellan kromhalt i legeringarna och hastigheten avseende korrosionsavlossning kunde inte observeras [81]. Se vidare figur 15 och jämför resultaten för Alloy 52M och Alloy 152 som båda har en betydligt högre kromhalt än övriga legeringar i jämförelsen.

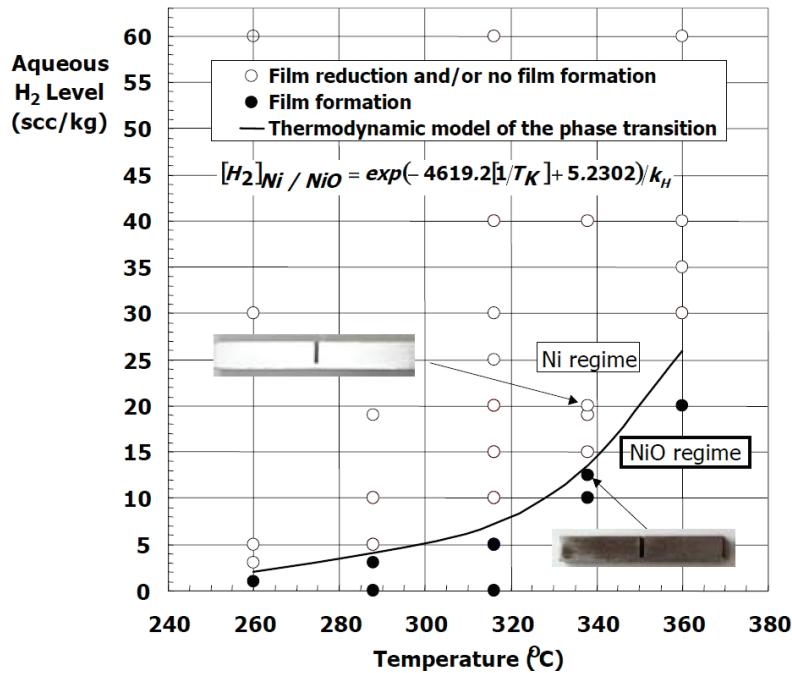


Figur 15
Korrosionsavlossning som funktion av tiden för olika nickelbaslegeringar exponerade under BWR-NWC-miljö [81]. Copyright 2011 by The Canadian Nuclear Society. Used with permission.

Om testerna som presenteras i referens [77-81], hade genomförts i HWC-miljö så hade sannolikt resultaten sett annorlunda ut. Under den mer reducerande HWC-miljön är Cr inte längre lika lösligt och t.ex. spineller av typen FeCr_2O_4 [72] blir termodynamiskt stabila. Sannolikt minskar allmänkorrosionshastigheten under HWC av nickelbasmaterial jämfört med NWC [79].

3.3.2.2. Oxiden på nickelbaslegeringar i PWR-miljö

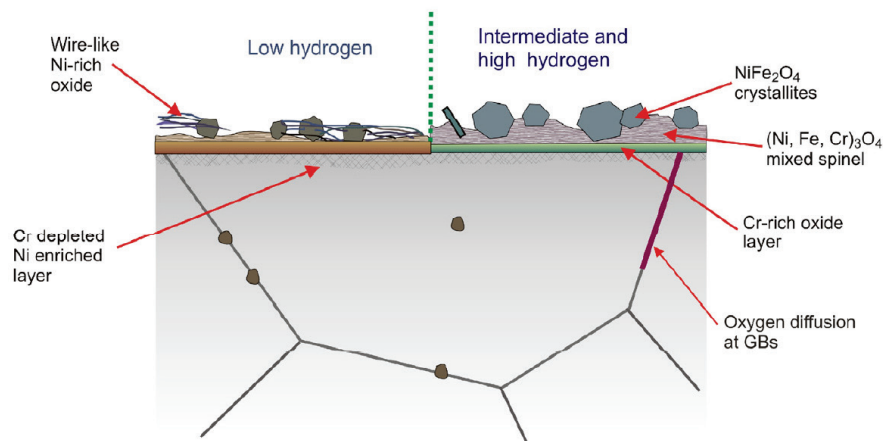
I PWR miljö, är pH vid 300 °C (pH_{300}) lite drygt 7, temperaturen mellan ca 285 och 325 (340) °C samtidigt som ECP är klart reducerande. Värden på ECP mellan -640 och -740 mV SHE har rapporterats från praktiska mätningar i PWR under drift [84]. Från figur 11 till figur 13 ses att man kan förvänta sig att metalliskt Ni och spineller av typ FeCr_2O_4 är stabila under dessa förhållanden. Vidare är även Cr_2O_3 , förutsatt att tillräckligt mycket Cr finns närvarande, termodynamiskt stabil [74]. När oxidfilm på nickelbaslegering i PWR diskuteras tas ofta övergången mellan stabilitetsområdena för Ni och NiO upp. Emellertid, vid de vätgashalter som är aktuella för drift av PWR, 25–50 ml/kg H_2O (~2,3 till 4,5 ppm) [85], så är Ni stabilt, se figur 16. I svenska PWR ligger vätgashalten i den övre delen av det angivna intervallet under drift.



Figur 16

Summering av experimentella data som visar stabilitetsområdet för Ni/NiO som funktion av temperaturen [45]. Copyright 2003 by the American Nuclear Society, La Grange Park, Illinois. Used with permission.

Oxidfilm som bildas på Alloy 600 och det artegna svetsgodset Alloy 182 har undersökts i flera studier av Norring et al. [13, 86, 87]. Den primära målsättningen var att utvärdera känsligheten för PWSCC under exponeringar i autoklaver under upp till 35 000 h. En summering av oxidens struktur och sammansättning baserad på undersökningar med hjälp av FEG-SEM och TEM visas i figur 17 för Alloy 600 och Alloy 182 exponerade vid olika vätehalter.

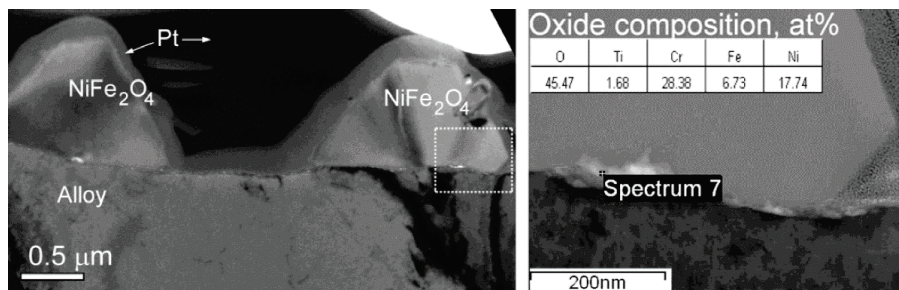


Figur 17

Generalisering av utseendet hos oxidfilmen på Alloy 600 och Alloy 182 exponerad för primärsidig PWR-miljö vid låga <math>< 5 \text{ ml H}_2/\text{kg H}_2\text{O}</math> respektive medelhöga halter och däröver $\geq 25 \text{ ml H}_2/\text{kg H}_2\text{O}</math> [87]. Copyright 2003 by the Japan Society of Maintenology. Used with permission.$

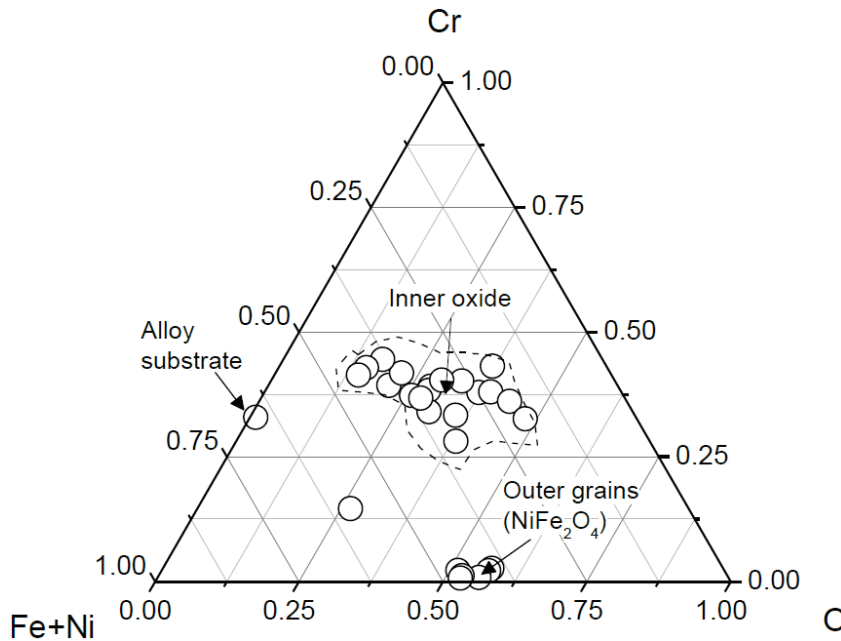
Som framgår av figur 17 är oxidfilmen duplex. Det innersta kromrika oxidlagret är skyddande men förhållandevis tunt. Ovanpå detta lager finns en blandspinell $(\text{Ni,Fe,Cr})_3\text{O}_4$. Det yttersta lagret utgörs av kantiga NiFe_2O_4 -kristaller och vid de lägsta vätehalterna trådformiga nickelrika kristaller. Liknande summering av oxidfilmens sammansättning på Alloy 600 har presenterats i referens [88].

Alloy 690 har en högre kromhalt och en lägre nickelhalt än Alloy 600, se vidare avsnitt 4.3 och tabell 4. I generella termer har oxidfilmen på Alloy 690 en liknande flerlagerstruktur som den på Alloy 600 [88]. Frågan om det innersta oxidlagret består av ren Cr_2O_3 alternativt CrNiO_3 och huruvida det är heltäckande har diskuterats i flera artiklar, t.ex. [89, 90]. Exempel från en undersökning med högupplösande TEM av tvärsnitt genom oxidfilmen på Alloy 690 exponerad för simulerad PWR-miljö under ca 300 h visas i figur 18. Den analyserade sammansättningen i det yttre samt inre oxidlagret av den oxidfilm som visas i figur 18 sammanfattas i figur 19.



Figur 18

Tvärsnitt genom oxidfilmen på Alloy 690 observerad i TEM. De stora oxidkornen på ytan av legeringen har en sammansättning nära NiFe_2O_4 . Den högra bilden är en förstoring av rektangeln i den vänstra bilden. Sammansättningen på oxiden vid markören i den högra bilden mättes med EDX [89]. *Used with permission by corresponding author of the conference proceeding.*



Figur 19

Ternärt fasdiagram i vilket sammansättning av oxidfilm på Alloy 690 analyserad med TEM-EDX har införts. Notera att järninnehållet i det inre oxidlagret överlag var likartat [89]. *Used with permission by corresponding author of the conference proceeding*

Det oxidlager som bildas på Alloy 690 verkar fungera som ett bättre korrosionsskydd och diffusionsspärr än på Alloy 600. Oxidlagret på Alloy 690 rapporteras bland annat vara tunnare än på Alloy 600 [88, 91]. Alloy 690 verkar även nå en "bättre" passivering relativt Alloy 600 över tiden. Efter exponering i autoklav under ca 10 års tid i simulerad PWR-miljö vid 360 °C rapporterades den kompakta oxidfilmen på Alloy 690 endast vara ca 150 nm tjock [92]. Som jämförelse har tjockleken av den kompakta oxidfilmen på uttjänta ånggeneratorer i Alloy 600 som varit under drift i årtionden rapporterats till mellan 2,5 och 4,6 µm [93]. Korrosionsavlossningen är även mindre från Alloy 690 jämfört med Alloy 600 när väl full passivering skett [91, 93]. Med stor sannolikhet är den bättre förmågan hos Alloy 690 och dess arbeta svetsgods att bilda en skyddande passivfilm som gör dessa material mycket motståndskraftiga mot PWSCC.

4. Erfarenheter från skadefall

I detta avsnitt ges en beskrivning av skadefall relaterade till SCC i nickelbaslegeringar från BWR och PWR. Först ges en internationell överblick där tyngdpunkten ligger på anläggningar i USA men också Frankrike och Japan. I USA byggdes många av de första anläggningarna. Vidare finns också den största flottan av lättvattenreaktorer där. Tyngdpunkten i beskrivningen av skadefall ligger dock på erfarenheter från svenska anläggningar. Underlaget till sammanställningen härrör främst från SSM:s databas STRYK (Skador i TRYckbärande system i Kärnkraftsanläggningar). Även information från SSM:s arkiv samt öppna källor har använts.

Den bästa källan till information om skadefall i svenska BWR och PWR relaterade till IGSCC respektive PWSCC i nickelbaslegeringar är SSM:s databas STRYK. En bra sammanställning av denna databas gjordes på en övergripande nivå för åren fram till och med år 2000 [94, 95]. Databasen innehåller information om driftinducerade skador i de mekaniska anordningar som tillhör någon av kvalitetsklasserna 1, 2, 3 eller 4 [95]. Vidare är inte databasen begränsad till skadefall relaterade till IGSCC eller PWSCC utan den innehåller alla skadetyper, som t.ex. utmattnings, som har påträffats i dessa system. I STRYK definieras ett ”skadefall” som ”en eller flera sprickor eller andra defekter som upptäckts i en viss anordning vid en viss tidpunkt” [95].

För de olika skadefallen finns i databasen information om tidpunkten då de upptäcktes, aktuell komponent, dess dimensioner, hur skadan upptäcktes, dess läge och i vissa fall en skadeutredning. För medarbetare på SSM finns möjlighet att söka i den elektroniska databasen och få en överblick av hur skadefrekvenser ser ut i svenska BWR och PWR. Vidare finns det i SSM:s arkiv tillgång till originalrapporterna för respektive ärende där detaljerad information om skadefallet av intresse kan hittas.

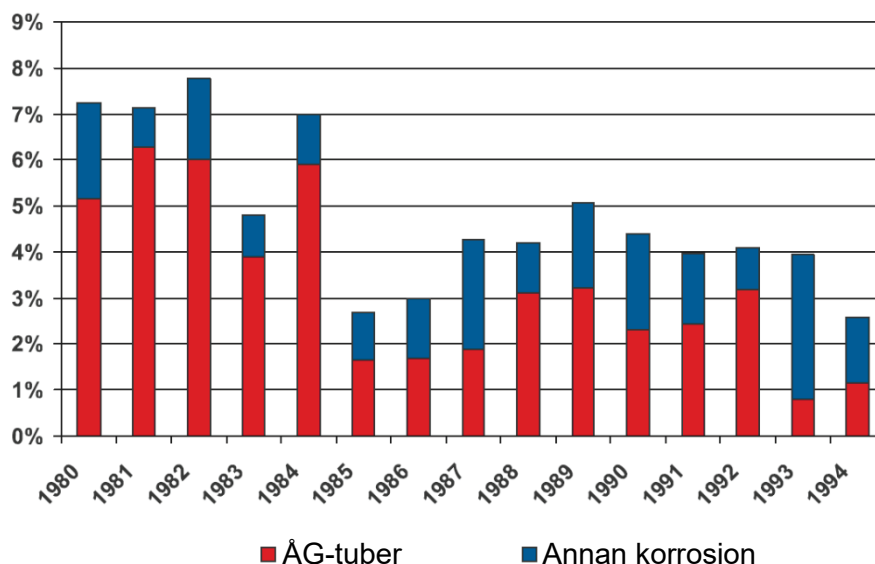
4.1. Erfarenhet från skadefall ur ett internationellt perspektiv

Denna internationella utblick kan vara bra att ha med sig när problematiken med spänningskorrosionssprickning av nickelbaslegeringar i PWR och BWR diskuteras. Skadefall relaterade till IGSCC och PWSCC har inte varit något som speciellt drabbat de anläggningar som byggdes i Sverige. De PWR som finns i Sverige, Ringhals 2–4, är designade av Westinghouse. Således finns det många liknande anläggningar runt om i världen. Alla svenska BWR-reaktorer är designade av ASEA-ATOM. I och med det avviker konstruktion och materialval i viss utsträckning från t.ex. amerikanska BWR. Till exempel infördes tidigt specifikationer som krävde låga föroreningshalter i reaktorvattnet i svenska BWR, vilket sannolikt bidrog till att minska skadefrekvensen. Exempelvis var konduktiviteten 1980 i reaktorvattnet i svenska BWR av ASEA-ATOM-design ca 0,2 $\mu\text{S}/\text{cm}$ [96]. För motsvarande amerikanska reaktorer var konduktiviteten ca 0,4 $\mu\text{S}/\text{cm}$ [97].

4.1.1. PWR

I PWR rapporterades de första skadefallen relaterade till PWSCC i Alloy 600 MA i början av 1970-talet. Det första dokumenterade fallet av PWSCC finns beskrivet från Obrigheim 1971 [98]. Redan efter ett fåtal reaktorcykler observerades sprickbildning och under 1980-talet eskalerade problemen med ånggeneratortuber i Alloy 600. Emellertid

var inte PWSCC den enda bidragande skadeorsaken, utan andra korrosionsrelaterade problem från sekundärsidan spelade också en viktig roll. Figur 20 ger en överblick av hur pass påtagligt problemet var med korrosion i PWR i USA under 1980- och 1990-talen. Korrosion av ånggeneratortuber (både från primär- och sekundärsidan) stod för stora förluster i form av förlorad produktionskapacitet.

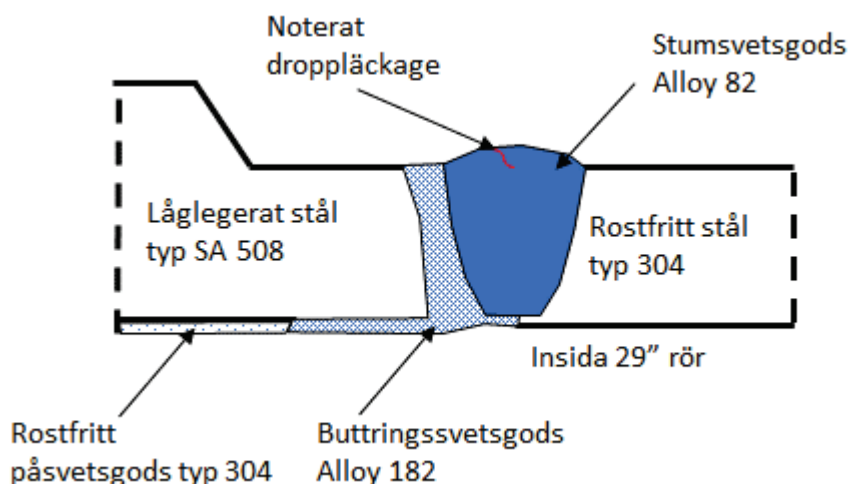


Figur 20

Sammantagen kapacitetsförlust i amerikanska PWR relaterad till olika korrosionsproblem [97]. Copyright 2004 by Electric Power Research Institute, Inc. Used with permission.

Betydande ansträngningar gjordes för att komma till rätta med PWSCC av ånggeneratortuber i Alloy 600 MA under 1980- och 1990-talen. Emellertid dök det upp ett nytt problem under 1990-talet, sprickning i tjockväggiga smideskomponenter i Alloy 600. Till denna kategori hör t.ex. genomföringar i reaktortanklock för drivdonsmekanismen till styrstavarna (CRDM). Den första skadan rapporterades från den franska reaktorn Bugey 3 1991 [99], men mest känd är kanske skadan i reaktorn Davis-Besse 2002 som ledde till ett allvarligt tillbud [100, 101]. Liknande skador rapporterades även från andra PWR i Japan, Frankrike och USA, vilket resulterade i ett omfattande utbytesprogram avseende reaktortanklock [20].

När det gällde sprickning i tanklocksgenomföringarna för styrstavarna hade montagesvetsar i Alloy 182 visats vara mer motståndskraftiga mot initiering av PWSCC än grundmaterialiet, även om sprickning hade propagerat in i svetsgodset [102]. Initiering av PWSCC i nickelbassvetsgodset rapporterades 1994 från en stumsvets i anslutning till en tryckhållare [103, 104]. Tryckhållaren exponeras för en temperatur (340 °C), vilken ligger över reaktortemperaturen. Eftersom PWSCC är en termiskt aktiverad process fanns det anledning att anta att sprickning skulle detekteras i andra, mindre varma komponenter vid senare tillfällen. År 2000 inträffade flera skadefall relaterade till PWSCC i Alloy 182 och även Alloy 82 [103, 104]. I ett fall från reaktorn V.C. Summer orsakade PWSCC i en blandsvets vid en av reaktortankens utloppsstutsar en genomgående spricka och ett mindre läckage [105]. En schematisk bild av den aktuella svetsfogen visas i figur 21.



Figur 21

Schematisk illustration av den svetsfog i V.C. Summer i vilken PWSCC av svetsförband Alloy182/82 detekterades år 2000. Sprickan initierades sannolikt i buttringen av Alloy 182 och propagerade därefter in i montagesvetsen i Alloy 82. Bilden är anpassad efter information i referens [105].

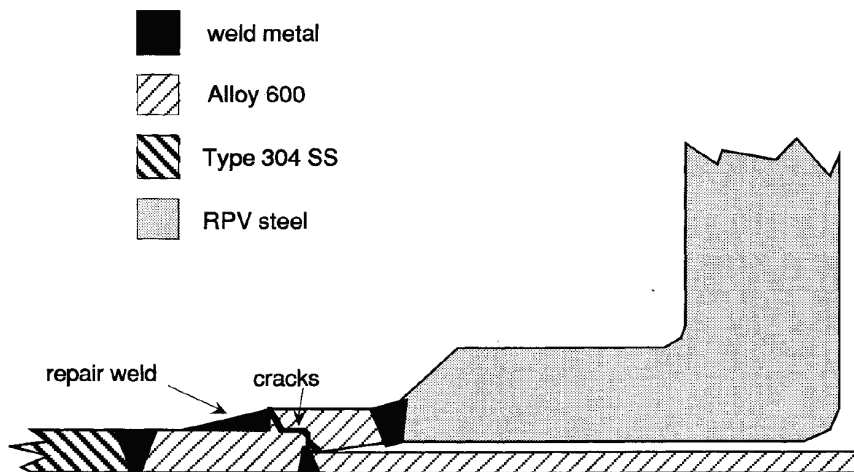
Sammanfattningsvis har PWSCC främst rapporterats från Alloy 600 samt svetsgodsen Alloy182/82 i PWR. PWSCC har även rapporterats från interndelar i reaktorn. Exempel som nämns i litteraturen är relaterat till den höghållfasta legeringen Alloy X-750. Skadefallen uppträdde under början av 1980-talet [20]. Även skador på instrumentstutsar i botten på reaktortanken har rapporterats, t.ex. från South Texas 1 [106]. Dessa stutsar är tillverkade i Alloy 600 och insvetsade med Alloy 182; p.g.a. konstruktionen är dessa svåra att byta. Det enda alternativet är således reparation.

4.1.2. BWR

De rapporterade skadefallen i den internationella litteraturen kan grovt delas in i två klasser [20].

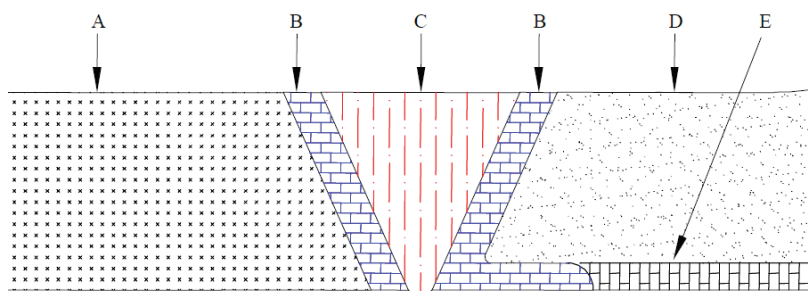
- Alloy 600 samt det artemna svetsgodset Alloy 182
- Alloy X-750

Till den första kategorin hör bland annat stutsar i reaktortanken samt tillhörande svetsfogar. Det första skadefallet rapporterades för Alloy 600 under 1978. I flera inloppsstutsar på en och samma reaktor detekterades omfattande IGSCC, vilket är problematiskt ur säkerhetssynpunkt. Initiering hade skett i Alloy 600 mycket tack vare bildande av en extrem spaltmiljö. Skadan illustreras i figur 22. Sex år senare, 1984, rapporterades det första skadefallet i Alloy 182 i en svets mellan reaktortank och en safe-end [20, 107]. Ett exempel på utförandet av en svets mellan en safe-end och en stuts i reaktortanken från en General Electric (GE) BWR visas i figur 23.



Figur 22

Tidigare design av inloppsstuts till reaktortanken i Duane Arnold BWR samt läge för uppkomna spänningskorrosionssprickor i Alloy 600 [108]. *Copyright 1995 by Electric Power Research Institute, Inc. Used with permission.*

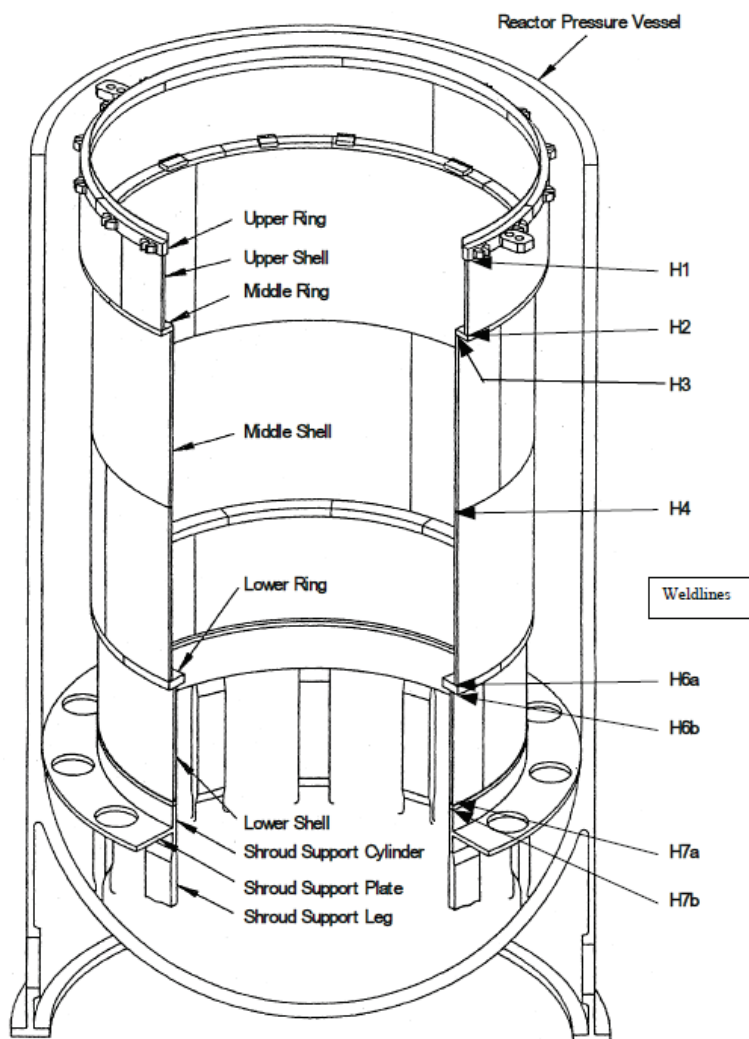


- A) Stainless Steel Safe End
- B) Alloy 182 Weld Butter
- C) Alloy 182 or Alloy 82 Weld Metal
- B) Alloy 182 Weld Butter
- D) Low Alloy Steel Nozzle
- E) Stainless Steel Cladding

Figur 23

Schematisk illustration av en svetsfog mellan en rostfri safe-end och en stuts i reaktortanken. IGSCC observerades endast i den del av svetsen som utförts i Alloy 182 [109]. *Used with permission by corresponding author of the conference proceeding.*

IGSCC i Alloy 182 har också rapporterats från interndelar i BWR. Ett exempel är sprickning i moderatortankstativets insvetsning mot reaktortanken. I en BWR/2 av GE-design under drift i Japan noterades exempelvis ca 300 IGSCC-sprickor i denna typ av svets 1999 [110]. En illustration av moderatortank och moderatortankstativ visas i figur 24.



Figur 24

Moderatortank och moderatortankstativ från en GE BWR [111]. Ur ett perspektiv avseende IGSCC i nickelbaslegeringar är svetsen mellan stativet och reaktortankbotten mest intressant. *Copyright by IAEA 2005. Reprint with permission.*

Flertalet fall av sprickning i X-750 har rapporterats sedan slutet av 1970-talet där ett exempel är stödbalkar till jetpumpar [20, 111, 112]. Anledningen till sprickningen har angivits vara en kombination av höga dragspänningar under drift samt en ogynnsam värmebehandling [111].

4.2. IGSCC i nickelbaslegeringar

Syftet med detta avsnitt är att ge en sammanfattande bild av de skadefall relaterade till IGSCC i nickelbaslegeringar som rapporterats från svenska BWR. Vidare ges en genomgång av orsaken och bakgrunden till dessa skadefall. En viktig del är också skadefallsundersökningar och laboratorieprovning som initierats av den uppkomna problematiken.

Underlaget till detta avsnitt bygger på ett utdrag ur STRYK som endast omfattar IGSCC av nickelbaslegeringar i BWR [113]. I databasen har alltså IGSCC identifierats explicit

som skademekanism för de aktuella skadefallen. Databasen STRYK är vid rapportens sammanställning endast uppdaterad till och med 2010 [113]. Emellertid har endast en handfull skadefall rapporterats sedan dess, t.ex. sprickning i insvetsningen av moderator-tankstativ i reaktortankbotten från Forsmark 1 [9] och Oskarshamn 2 [113].

Nickelbaslegeringar har använts eller används i svenska BWR:er i relativt stor utsträckning. Exempel på komponenter är stutsar, konsoler, bultar och bränslespridare. Till detta kommer också nickelbaserade svetsgods vilka har ett brett användningsområde tack vare en god kompatibilitet inte enbart med arrega legeringar utan även med flera andra legeringar som t.ex. rostfritt stål och låglegerat tankstål. En översikt av de nickelbaslegeringar som används eller har använts i svenska BWR ges i tabell 3.

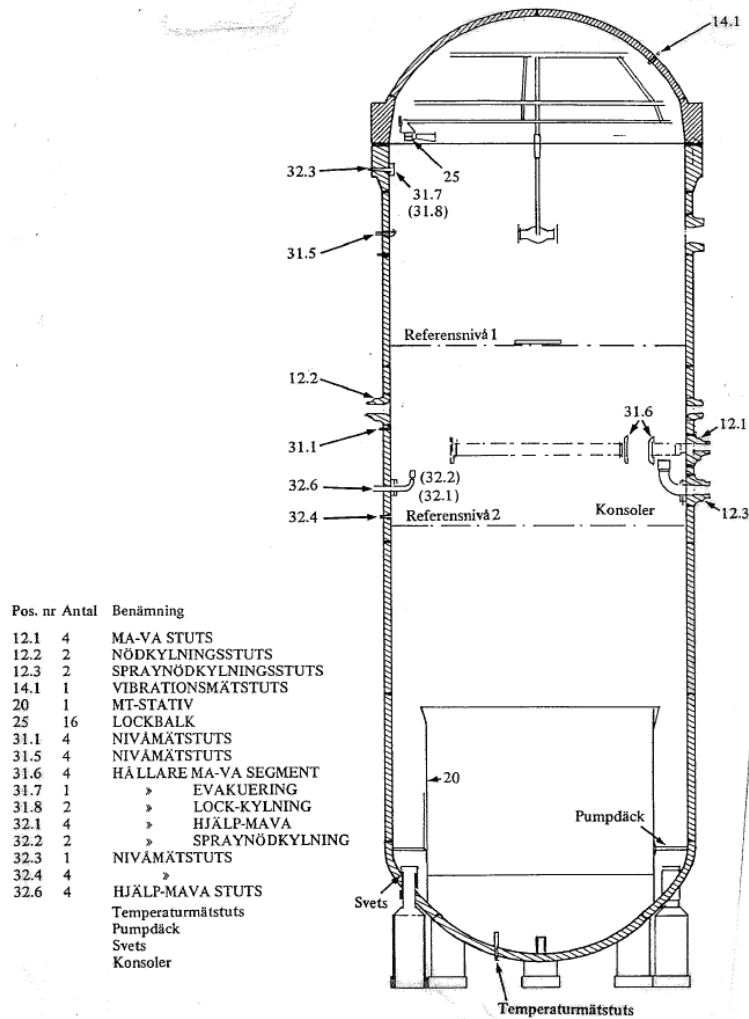
Tabell 3

Översiktlig kemisk sammansättning enligt specifikation hos nickelbaslegeringar som förekommer i svenska BWR [113, 114]. Tabellen ger endast de dominerande elementen i respektive legering [115].

| Beteckning | Anm. | Ni (%) | Cr (%) | Fe (%) | Nb+Ta (%) | Mo (%) | Ti (%) | Mn (%) |
|------------|------------------|----------|--------|----------|-----------|---------|------------|-----------|
| Alloy 600 | | 72 (min) | 14–17 | 6–10 | - | - | - | 1,0 (max) |
| Alloy 718* | Utskilj. hårdbar | 50–55 | 17–21 | Balans | 4,8–5,5 | 2,8–3,3 | 0,7–1,2 | - |
| X-750 | Utskilj. hårdbar | 70 (min) | 14–17 | 5–9 | 0,7–1,2 | - | 2,3–2,8 | - |
| Alloy 82 | Svetsgods | 67 (min) | 18–22 | 3 (max) | 2–3 | - | 0,75 (max) | 2,5–3,5 |
| Alloy 182 | Svetsgods | 59 (min) | 13–17 | 10 (max) | 1–2,5 | - | 1,0 (max) | 5–9,5 |

* Spridarmaterial.

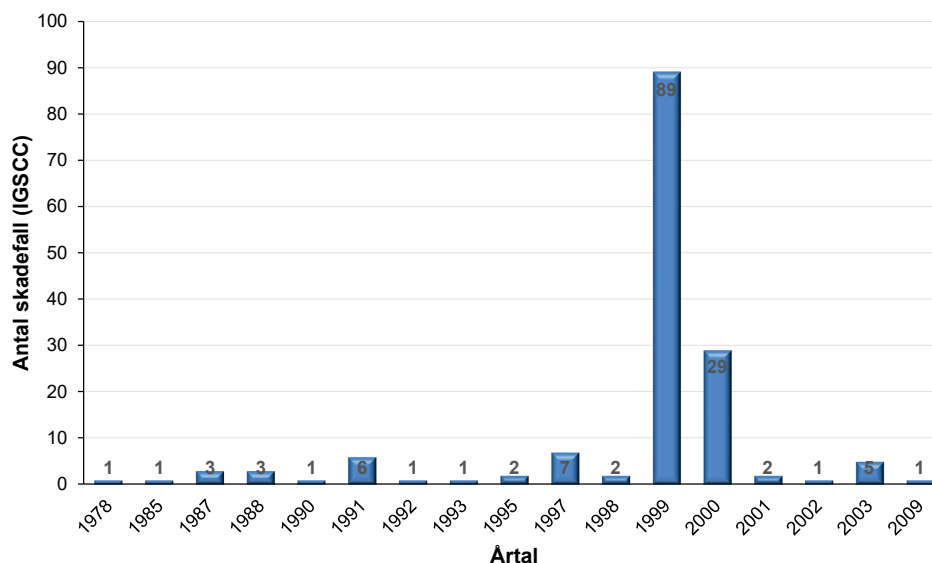
Alloy 600 utgör en stor andel av nickelbasmaterialiet i en BWR. Figur 25 visar en översikt av komponenter som ursprungligen tillverkades i Alloy 600 i en svensk reaktor. Ur ett säkerhetsperspektiv är safe-ends och pumpdäck till internpumpar av störst betydelse. Beträffande Alloy 182 är safe-end-svetsar (i den mån de finns kvar i ursprunglig utformning och material) och drivdonsstutsarnas insvetsning mot reaktortankbotten av vital betydelse.



Figur 25
Komponenter utförda i Alloy 600 i en svensk BWR (Forsmark 3) [116].

4.2.1. Skadefallens uppträdande i tiden

I en tidigare referens finns en bra systematisering av totala antalet registrerade skadefall över tiden fram till och med 2000 [95]. En sammanställning av skadefall relaterade specifikt till IGSCC i nickelbaslegeringar exponerade i BWR-miljö visas i figur 26.

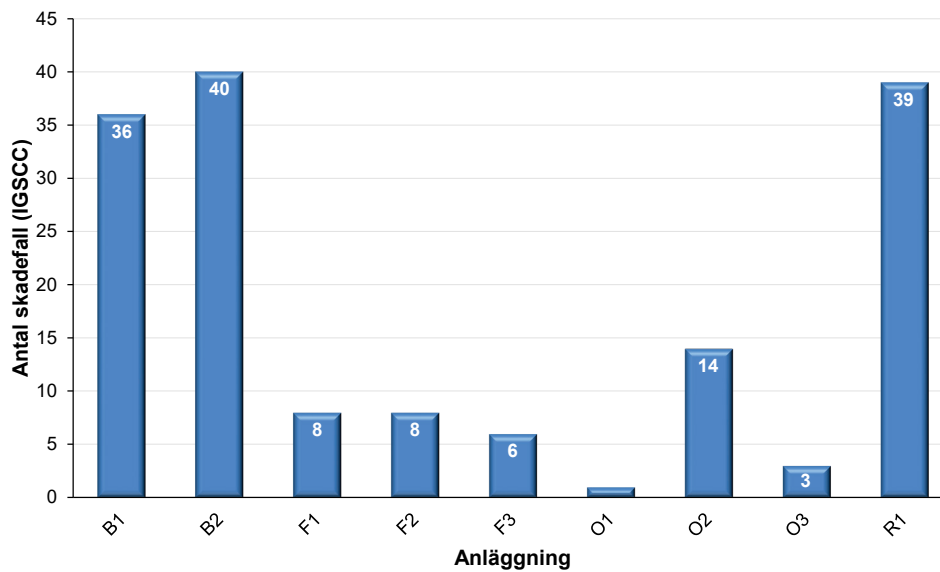


Figur 26
Förekomst av interkristallin spänningsskorrosion i nickelbaslegeringar som funktion av årtal för upptäckt (1975 t.o.m. 2010) [113].

I figur 26 ses att skadefallen har *registrerats* ojämnt över tiden. Åren 1999 och 2000 utmärker sig från mängden. Detta beror till stor del på att skadorna vid dessa toppar inte har detekterats under drift eller inspektion utan vid riktade undersökningar. Upptäckt av en skada på ett visst system har lett till att utökade inspektioner gjorts vilket föranlett att fler skador i samma typ av system har identifierats. De påtagliga topparna som uppträder under 1999 och 2000 domineras av skadefall relaterade till sprickor i infästningskonsoler och stag för hårdstrilsystem.

4.2.2. Skador i anläggningar och komponenter

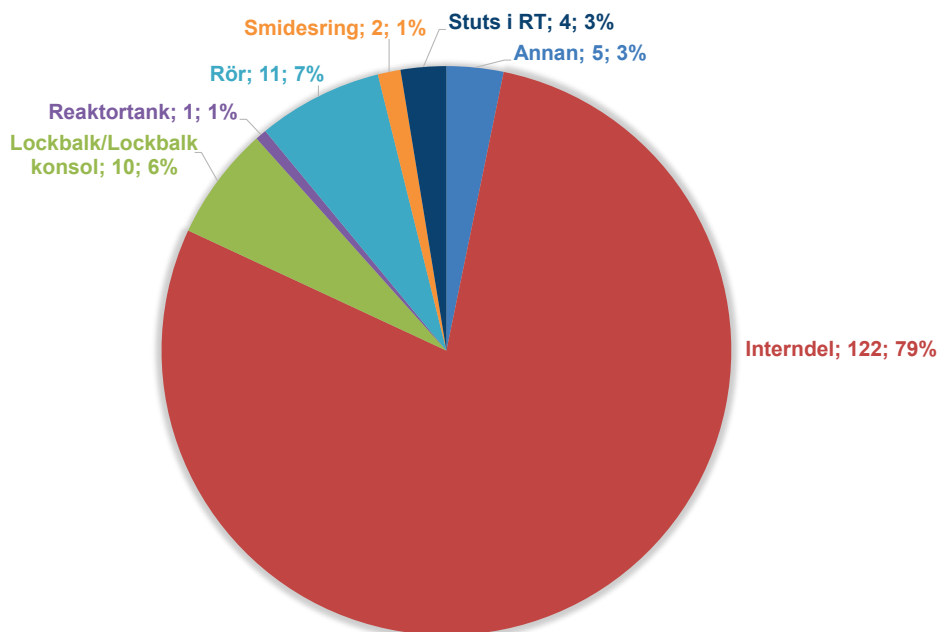
Figur 27 visar hur antalet skador relaterade till IGSCC i nickelbaslegeringar fördelar sig mellan de olika BWR-anläggningarna. Skadefrekvensen är inte som kanske förväntats högst i de äldsta anläggningarna, vilket avspeglas i att Oskarshamn 1 endast har rapporterat ett skadefall. Anledningen till att fördelningen av skadefallen ser ut som den gör är att endast en typ av skadefall dominerar, d.v.s. infästningskonsoler och stag för hårdstrilsystem. De anläggningar som valde den drabbade typen av lösning för hårdstrilsystemet fick således många skador relativt övriga anläggningar. Skadorna detekterades först efter mer än 20 års driftstid vilket medförde att alla anläggningar hade uppförts vid den tidpunkt då svagheten i konstruktionen blev känd. Det är möjligt att klassificeringen av skador har skiljt sig över tid och varit olika mellan olika tillståndshavare så att figur 27 inte ger en helt rättvisande bild av skadefrekvensen för olika reaktorer. Kvalitativt ger dock figuren en god bild av hur skadorna fördelats mellan olika reaktorer.



Figur 27

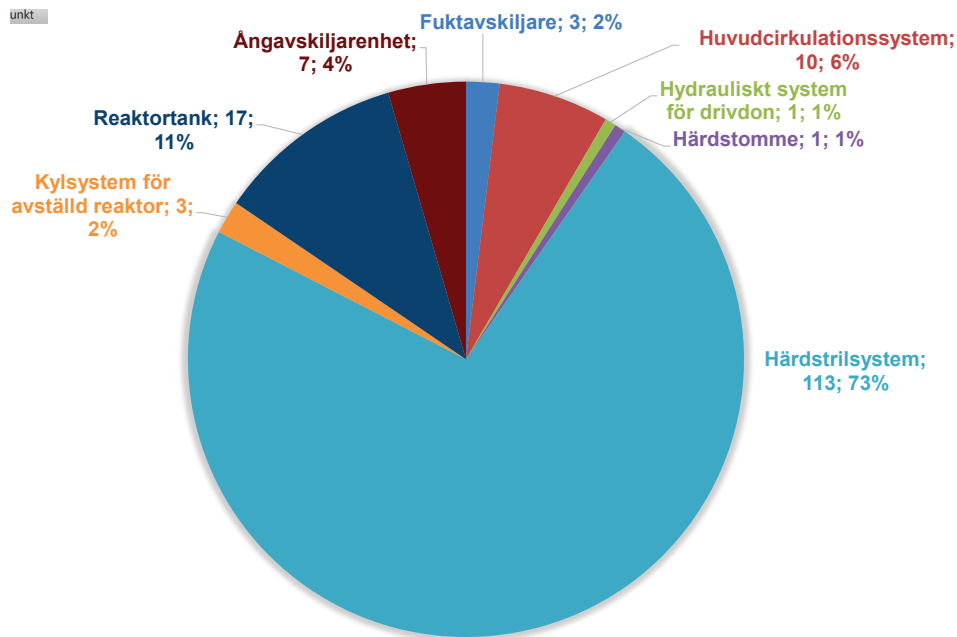
Antal skadefall relaterade till IGSCC i nickelbaslegeringar upptäckta i anläggningarna t.o.m. 2010 [113].

De rapporterade skadefallen relaterade till IGSCC har varit lokaliserade främst till en handfull komponenttyper och system. Dessa listas i figur 28 respektive figur 29.



Figur 28

Komponenttyper (antal; andel %) i nickelbasmaterial i vilka IGSCC har registrerats i svenska BWR [113].



Figur 29
System (antal; andel %) i vilka IGSCC av nickelbaslegeringar har registrerats i svenska BWR [113].

De olika kategorierna kommenteras nedan utifrån hur skadefallen fördelar sig efter *komponenttyp*:

Interndel

Den dominerande komponenttypen när det gäller IGSCC av nickelbaslegeringar i BWR är interndelar. Kategorin utgörs nästan helt av skador i härdsrilsystemet och dess konsole samt stag. De aktuella komponenterna tillverkades i Alloy X-750 som getts en värmebehandling för att nå hög sträckgräns, vilket gjort det urskiljningshårdade materialet speciellt känsligt för IGSCC [8, 117]. Skadorna återfanns främst i reaktorerna Oskarshamn 2, Ringhals 1, Barsebäck 1 och 2.

Lockbalk/Lockbalkkonsol

Komponenttypen tillhör systemet reaktortank. IGSCC har här uppträtt i svetsgodset Alloy 182. Skadorna härrör främst från Forsmark 1 men även Forsmark 2/Forsmark 3 har rapporterat enskilda skadefall.

Rör

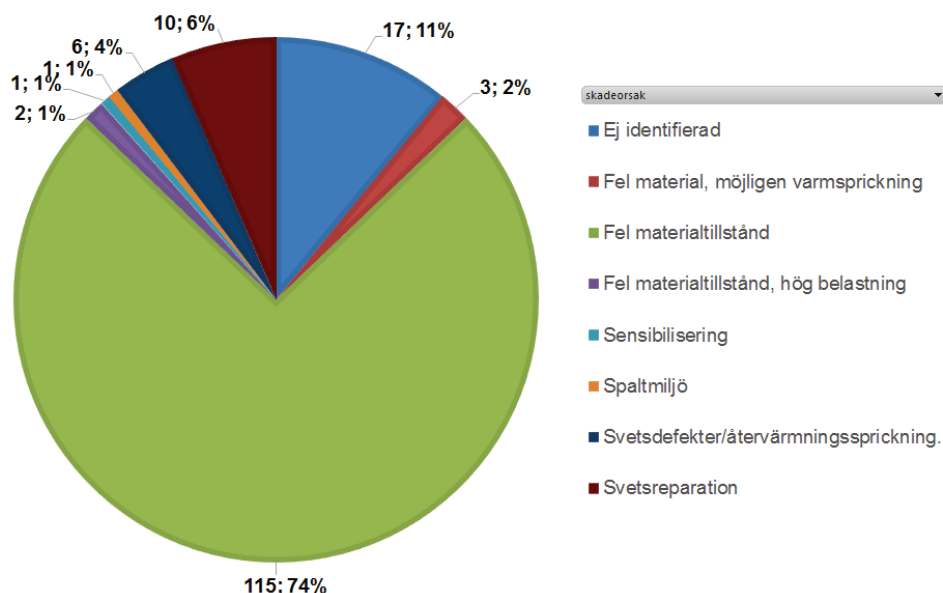
Denna kategori avser rör i "huvudcirkulationssystemet" samt "kylsystemet för avställd reaktor". I sammanhanget är det viktigt att påpeka att sprickningen har skett i de montagesvetsar som gjorts för att ansluta rör till andra komponenter och inte i själva rormaterialet. Sprickningen har skett i Alloy 182, främst i en blandskarv i Barsebäck 1 mellan ett rostfritt venturirör och ett rör av kolmanganstål (19Mn6). Enskilda skadefall finns även rapporterade från blandskarvar i Forsmark 1/Forsmark 2.

Övriga kategorier

Ett mindre antal skador i andra komponenttyper som smidesringar och stutsar har också registrerats i systemen "huvudcirkulationssystem" samt "reaktortank". I de flesta fallen har sprickningen här skett i svetsmaterialet Alloy 182, men även Alloy 600 nämns i något enstaka fall. Under komponentkategorin "annan" döljer sig udda komponenter som skruvar och temperaturmätfickor.

4.2.3. Exempel på skadefall och skadeorsaker (IGSCC)

Fördelningen av grundorsaken till de skadefall relaterade till IGSCC i nickelbasmaterial som visas i figur 27 presenteras i figur 30. Den dominerande delen, ca 74 % av skadefallen relaterade till IGSCC i nickelbasmaterial, är alltså orsakade av fel materialtillstånd. De följande kategorierna i storleksordning är "svetsreparationer", "svetsdefekter/återvärmningssprickor", samt "fel material, möjligen varmsprickning".



Figur 30

Fördelning av grundorsaken (antal; andel %) till skadefall relaterade till IGSCC i nickelbaslegeringar [113].

Indelningen i de olika kategorierna i figur 30 är inte helt entydig i STRYK-databasen. Rapportförfattaren har därför gjort viss harmonisering samt egna bedömningar. Studier har i viss utsträckning även gjorts av källmaterialet för de enskilda skadefallen. Nedan följer en kort sammanfattning av de kategorier som svarar för merparten av de rapporterade skadefallen.

Fel materialtillstånd

Detta hör samman med de tidigare nämnda stagen och konsolerna i Alloy X-750 till hårdstrilsystemen. En värmebehandling gjordes av materialet som gav det en hög sträckgräns och därmed gjorde det extra känsligt för SCC [8]. Dessutom svetsades stagen vilket störde mikrostrukturen och gav upphov till restspänningar.

Svetsreparationer

Orsaken anses härröra främst från de upprepade uppvärmningar som blivit följden av ett flertal svetsreparationer utförda under byggtiden. Vid den processen skapades återvärmningssprickor som i sin tur blev initieringspunkter för IGSCC, som propagerade i reaktormiljö. Restspänningar inducerades också genom svetsreparationerna, vilket kunde driva sprickorna i materialet. Den aktuella skadeorsaken härrör främst från en enskild typ av skadefall vid en blandskarv i huvudcirkulationssystemet på Barsebäck 1.

Svetsdefekter/återvärmningssprickor

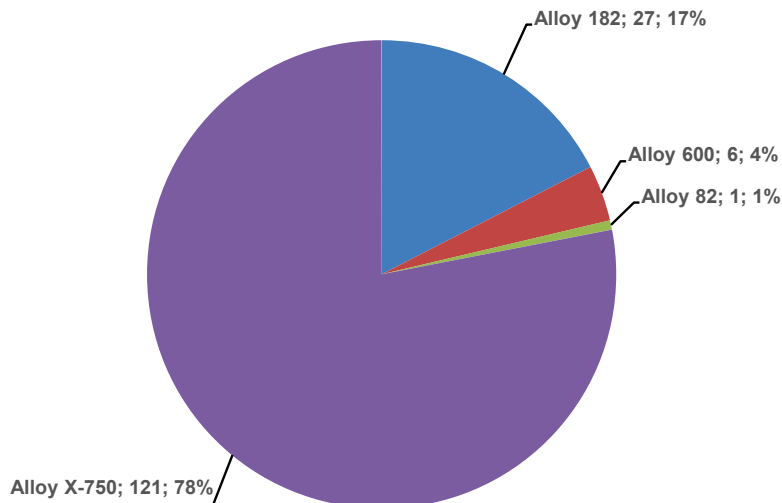
Orsaken är snarlik den som beskrivs under kategorin ”Svetsreparationer” ovan, emedan grunden är en annan. En defekt introduceras under tillverkningen, vilken sedan har tjänat som initieringspunkt för IGSCC. Den aktuella skadeorsaken härrör främst från en enskild typ av skadefall i Lockbalk/Lockbalkkonsol från Forsmark 1.

Ej identifierad

Under denna kategori har ingen skadeorsak angetts i STRYK. Skadorna har rapporterats från nästan samtliga system och komponenter som nämnts ovan. Att ingen skadeorsak nämns i STRYK beror sannolikt på att underlag saknas i form av t.ex. en metallografisk underökning i det enskilda fallet. Placeringen av sprickan anges i STRYK som ”svets” i de klart flesta fallen och det dominerande materialet är ”Alloy 182” eller kombinationen ”Alloy 182 + Alloy 600”.

Kommentar rörande skador i svetsgodset Alloy 82

Endast ett skadefall (och med tveksam tolkning) relaterat till Alloy 82 finns beskrivet i STRYK, se figur 31. I de ursprungliga svetsarna i svenska BWR lades ofta rotsträngen med Alloy 82 medan resten av svetsen byggdes upp med Alloy 182. Den medieberörda rotsträngen slipades så att lite eller inget av Alloy 82 återstod när reaktorn togs i drift. I de fall inte hela rotsträngen slipades bort var den uppblandad med Alloy 182 så att sammansättningen var en mix av Alloy 82 och Alloy 182. Detta kan vara en bidragande orsak till att så få skadefall i Alloy 82 noterats i svenska BWR. Även internationellt har få fall av skador i Alloy 82 rapporterats.



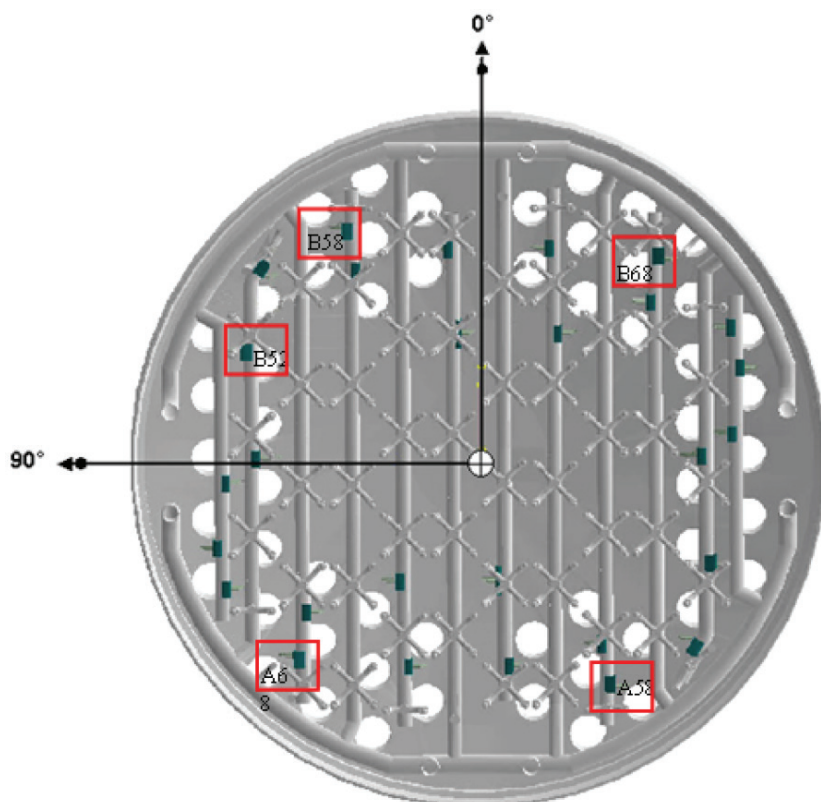
Figur 31

Skadefallens placering sorterat efter material i STRYK uttryckt som sort, antal, andel i % [113]. Notera att klassificeringen av vilket material som skadan initierade i inte är självklar utifrån STRYK, utan figuren reflekterar även rapportförfattarnas tolkningar i enskilda fall.

4.2.3.1. Beskrivning av förekommande skadefall (IGSCC)

IGSCC i Alloy X-750 – val av värmebehandling

Alloy X-750 tillhör en grupp av höghållfasta nickelbaslegeringar med god motståndskraft mot korrosion och oxidation, utvecklade för tillämpningar i t.ex. gasturbiner [115]. Legeringens mekaniska egenskaper hänger samman med att den är möjlig att utskiljningshärda i olika utsträckning. Således är valet av värmebehandling under tillverkningen avgörande för legeringens egenskaper i olika applikationer. Tack vara sin höga hållfasthet har Alloy X-750 funnit flera användningsområden i svenska BWR, t.ex. i muttrar [113, 118], men även i stag och konsoler [8, 113]. I den senare kategorin finns den absoluta merparten av de rapporterade skadefallen som registrerats i STRYK. De aktuella stagen och konsolerna var en del av hårdstrilsystemet som är infäst mot moderatortanklockets undersida. Hårdstrilsystemet har till uppgift att tillföra härden kylning i händelse av bortfall av den ordinarie härdkylningen. En schematisk bild av layouten för hårdstrilsystemet i Barsebäck 1 och 2 visas i figur 32.

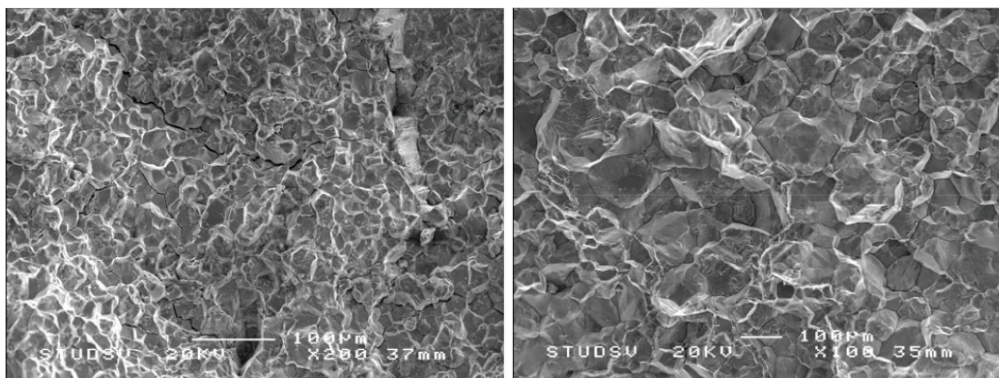


Figur 32

Design av hårdstrilsystem från Barsebäck 1 och 2. Systemet med sina matarledningar och spraydysor monterade på moderatortanklockets undersida visas sett från härden [8]. Copyright 2005 by The Minerals, Metals & Materials Society. Used with permission.

Gemensamt för de komponenter i Alloy X-750 som drabbades av IGSCC var att de användes i ett utskiljningshärdat tillstånd skapat genom värmebehandling. Materialet hade upplösningsbehandlats följt av en dubbelåldring/utskiljningshårdning. Den aktuella processen är i enlighet med AMS 5598 [8, 113] och liknande värmebehandling benämns i viss litteratur som "AH-treatment" [119]. Denna typ av värmebehandling har i flera publikationer visats vara mer känslig för IGSCC än andra. Ett exempel på en värmebehandling som visades vara mer gynnsamt med avseende på IGSCC innefattade upplösningsbehandling vid högre temperatur och åldring av materialet i endast ett steg [8, 119, 120]. Denna typ av process benämns ofta i litteraturen som "HTH-treatment" [119] eller CIB [112], se vidare avsnitt 8.1.5.1.

En entydig förklaring varför Alloy X-750 är mer känslig för IGSCC i vissa värmebehandlingstillstånd har inte klargjorts. Efterundersökningar av brottytor relaterade till IGSCC i Alloy X-750 med olika värmebehandlingstillstånd har en liknande karaktär, se exempel i figur 33. Brottytorna härrör från CT-prover som exponerats i simulerad BWR-miljö med syfte att mäta spricktillväxthastighet [8].



Figur 33

Vänster: Bild av brottytan från Alloy X-750 värmebehandlad enligt AMS 5598.

Höger: Bild av brottytan från Alloy X-750 värmebehandlad enligt CIB [8]. *Copyright 2005 by The Minerals, Metals & Materials Society. Used with permission.*

En teori skulle kunna vara att materialet i och med värmebehandlingen sensibiliseras, d.v.s. att korngränserna utarmas på Cr och därmed får ett lokalt försvagat korrosionsskydd. Denna hypotes undersöktes i referens [121], men kunde inte styrkas. En annan möjlig förklaring är att värmebehandlingar som resulterar i ett material med kraftigt förhöjd hårdhet och sträckgräns, d.v.s. minskad duktilitet, ger en ökad känslighet för IGSCC. Jämför med effekten av kallbearbetning i avsnitt 5.

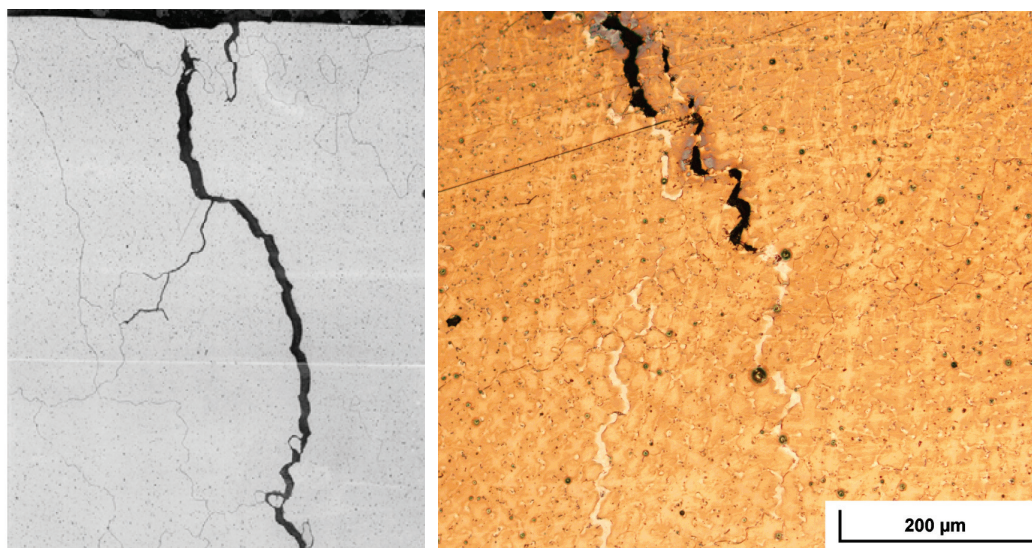
Svetsreparationer/Svetsdefekter

De rapporterade skadefallen i STRYK avseende svetsgods i BWR kan i samtliga fall utom ett härledas till Alloy 182. Detta svetsgods förekommer (i vissa fall utbytt) på flera ställen i t.ex. fogar samt som påsvetsad plättering främst i eller kring tanken. Ett exempel är som övergångsmaterial mellan tankstål och rostfritt stål vid safe-ends. Dessutom används Alloy 182 för att fästa vissa interndelar såsom moderatortankstativet, samt i drivdonsstutsar, mätstutsar mm.

Alloy 182 är känsligt för IGSCC i BWR-miljö. Under laboratorieförsök kan IGSCC fås att initiera och propagera i Alloy 182 under exponering i flertalet typer av simulerad BWR-kemi, se t.ex. referens [32, 122-125]. I STRYK anges dock någon form av svetsdefekt eller svetsreparation som skadeorsak i de flesta fall när sprickning skett i Alloy 182 och skadeorsak har identifierats. Gemensamt för dessa fall är att IGSCC har initierat och i viss utsträckning propagerat p.g.a. dessa avvikelser avseende svetsgodset. Det finns även skadefall registrerade i STRYK där tillverkningsdefekter såsom varmsprickor har detekterats vid kontroll genom oförstörande provning. Dessa har dock långt ifrån alltid resulterat i propagerande spänningssprickor utan observerats vara stabila t.ex. genom jämförelse av återkommande mätningar av spricklängden med oförstörande provning.

En förekommande svetsdefekt i nickelbaslegeringar är som sagt varmsprickor, vilket är en typ av sprickning som inträffar under tillverkningsprocessen. Varmsprickning kan i sig delas in i flera olika undergrupper [126-129]. I samband med ett skadefall kan det vara svårt att se skillnad på en varmspricka och en spänningsspricka, eftersom båda företrädesvis ligger i dendritkorngränserna i materialet. Ur ett driftsperspektiv har det dock stor betydelse att kunna säkerställa skillnaden, eftersom IGSCC propagerar medan en varmspricka är stabil. Dessutom kan en varmspricka ses som en enskild skada medan IGSCC kan ses som ett generiskt problem (jämför IGSCC av sensibiliserat rostfritt stål).

Därför gjordes det jämförande studier av spänningskorrosionssprickor och varmsprickor i Alloy 182, t.ex. referens [126-128], i samband med att skadefall identifierades. Varmsprickor tenderar att ha en mer avrundad karaktär, dessutom förekommer ofta slagger och utskiljningar (t.ex. svavel, kisel och fosfor) på sprickytorna [126, 128]. En spänningskorrosionsspricka är vassare, mer förgrenad och framförallt ytbrytande, eftersom exponering för reaktormiljön är en förutsättning [126]. Figur 34 visar en jämförelse mellan IGSCC och varmsprickor i polerade tvärsnitt observerade med LOM.



Figur 34

Vänster: Interdendritisk spänningskorrosionsspricka i Alloy 182 från BWR [109]. *Used with permission by corresponding author of the conference proceeding.*

Höger: Varmspricka observerad i ett svetsprov [130]. *Copyright 2011 by VTT Technical Research Centre of Finland Ltd. Used with permission.*

4.3. PWSCC i nickelbaslegeringar

Syftet med detta avsnitt är att ge en sammanfattande bild av de skadefall relaterade till PWSCC i nickelbaslegeringar som rapporterats från svenska PWR, på analogt vis med den beskrivna situationen för BWR.

Underlaget till detta avsnitt bygger på ett utdrag ur STRYK som endast omfattar PWSCC av nickelbaslegeringar i PWR [113]. I databasen har alltså PWSCC identifierats explicit som skademekanism för de aktuella skadefallen. Ett viktigt undantag är PWSCC i ånggeneratortuber i Alloy 600. Denna typ av skadefall var mycket omfattande och berörs i ett separat kapitel.

I likhet med situationen för BWR har Alloy 600 samt svetsgodsen Alloy 82/182 använts i stor utsträckning i PWR. Dessa material har i betydande omfattning ersatts av legeringar med högre kromhalt av anledningar som presenteras i avsnitt 8.2.3. Den generella sammansättningen hos legeringarna med högre kromhalt visas i tabell 4, medan läsaren hänvisas till tabell 3 för sammansättningen hos Alloy 600 och dess artegna svetsgodsgods.

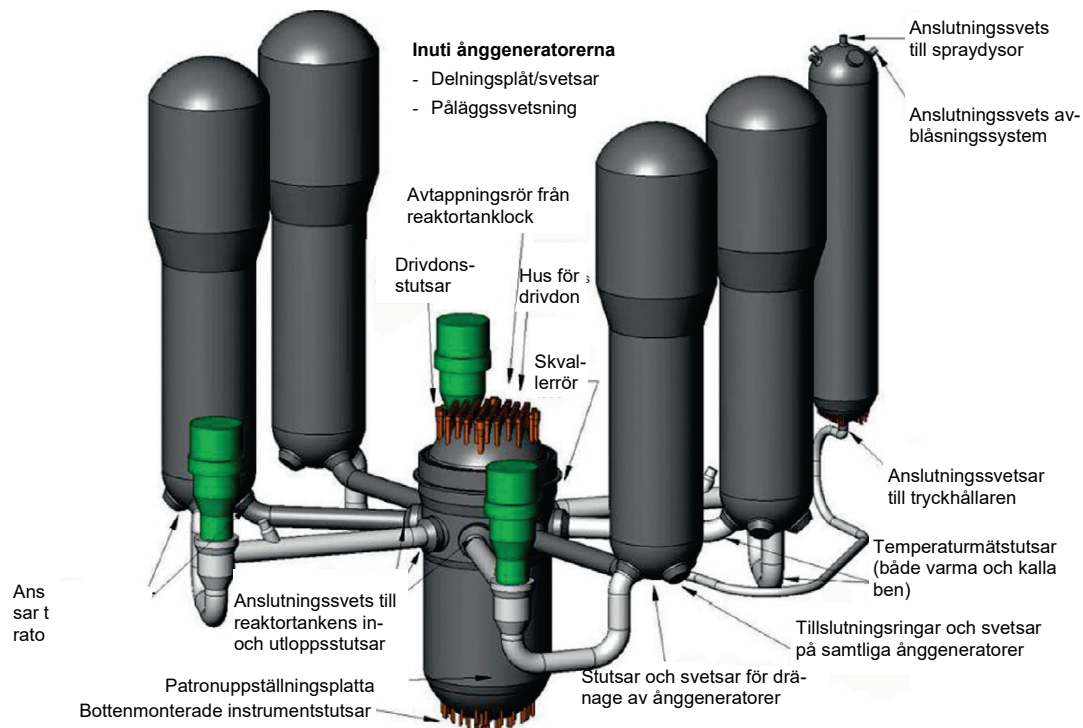
Tabell 4

Översiktlig kemisk sammansättning hos Alloy 690 och dess artegna svetsgods som förekommer i svenska PWR [6, 113, 131]. Tabellen ger endast de dominerande elementen i respektive legering [115].

| Beteckning | Anm. | Ni (%) | Cr (%) | Fe (%) | Nb+Ta (%) | Mo (%) | Ti (%) | Mn (%) |
|------------|-----------|---------|---------|--------|-----------|--------|--------|--------|
| Alloy 690 | | Min. 58 | 27–31 | 7–11 | - | - | - | <0,5 |
| Alloy 52M* | Svetsgods | Balans | 28–31,5 | 7–11 | 0,5–1 | <0,5 | <1 | <1,0 |
| Alloy 152M | Svetsgods | Balans | 28–31,5 | 7–12 | 1–2,5 | <0,5 | <0,5 | <5 |

* M anger att svetsbarheten förbättrats genom legering med B och Zr.

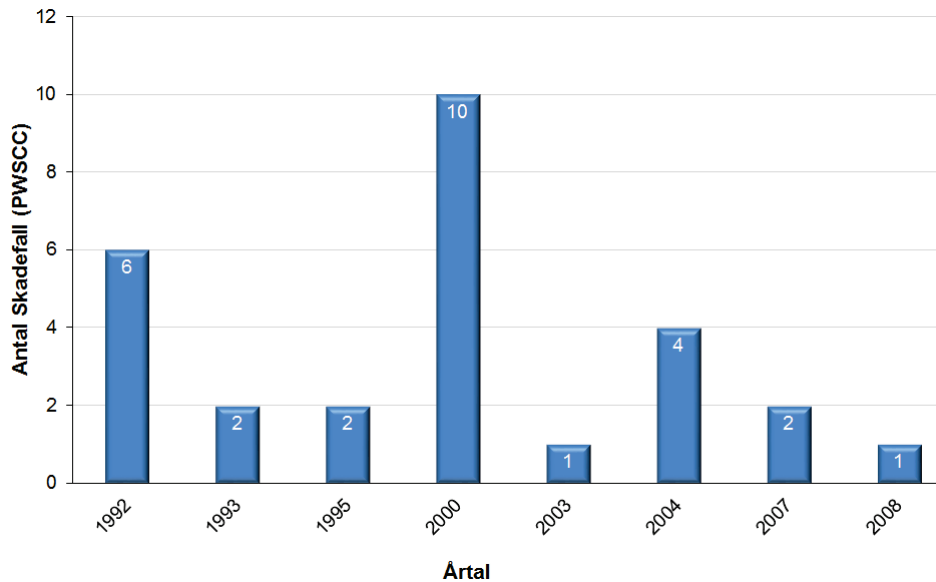
De nickelbaslegeringar som har drabbats av PWSCC är främst Alloy 600 samt svetsgodsen Alloy 182 och i viss mån Alloy 82. Användningsområdet för Alloy 600 var från början mycket brett. Legeringen användes förutom i ånggeneratortuber även i tjockväggigt gods som t.ex. stutsar för drivdonsmekanismen till styrtavar [132, 133]. Svetsgods Alloy 182 användes t.ex. i stor omfattning i anslutningssvetsar mellan rostfritt stål och låglegerat tankstål. En generell översikt av var Alloy 600 samt Alloy 82/182 förekommer i en PWR av Westinghouse design visas i figur 35. Ringhals 2–4 är av denna design. Dock har många delar som ursprungligen var tillverkade i Alloy 600 eller svetsade med de artegna svetsgodsen Alloy 82/182 ersatts. Se vidare avsnitt 8.2.3.

**Figur 35**

Karaktäristiska applikationsområden för Alloy 600 samt artegna svetsgods Alloy 82/182 i reaktorkylsystemet till en PWR av Westinghouse design. Anpassad till svenska från referensen [132]. *Copyright 2004 by Electric Power Research Institute, Inc. Used with permission.*

4.3.1. Skadefallens uppträdande i tiden

En sammanställning av skadefall relaterade till PWSCC i nickelbaslegeringar exponerat i PWR-miljö visas i figur 36. Notera att skadefall i ånggeneratortuber inte är medräknade. Vidare är STRYK-databasen endast uppdaterad till och med 2010, emellertid har inga omfattande skadefall rapporterats sedan dess [113].



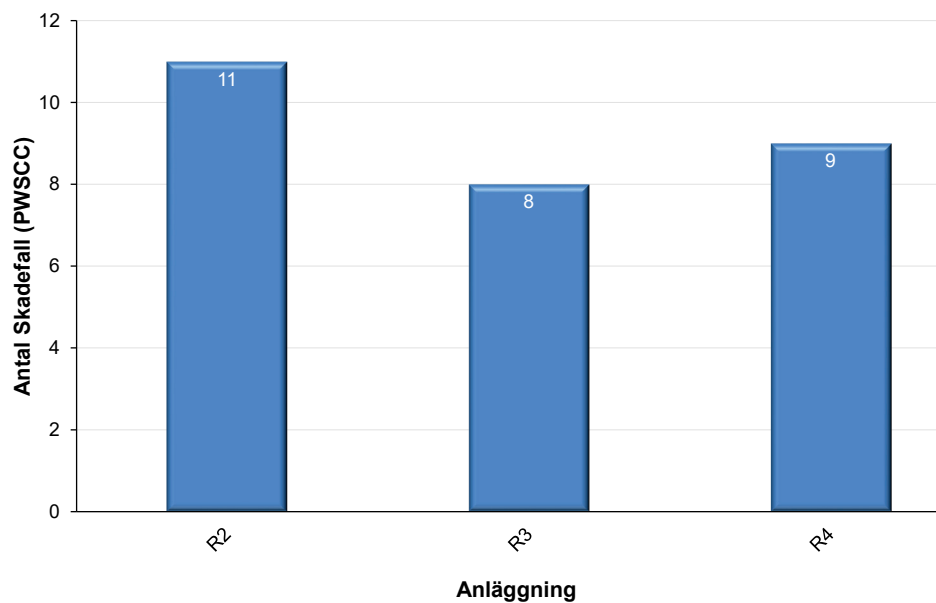
Figur 36

Förekomst av PWSCC som funktion av årtal för upptäckt (1975 t.o.m. 2010) [113]. Skadefall relaterade till ånggeneratortuber är inte medräknade. Notera att årtal utan rapporterade skadefall har utelämnats.

Från figur 36 fås intrycket att antalet skadefall relaterade till PWSCC i PWR är betydligt färre än motsvarande skadefall härlett till IGSCC avseende nickelbaslegeringar i BWR, jämför figur 26. Emellertid är antalet BWR betydligt fler än PWR och vidare dominerades skadefallen i BWR av en specifik komponenttyp i Alloy X-750. Dock hade som sagt figur 36 sett påtagligt annorlunda ut om skadefall relaterade till ånggeneratortuber i Alloy 600 hade tagits med. De rapporterade skadefallen är ganska jämnt fördelade över tiden. En topp kan ses år 2000 vilken hör ihop med sprickor detekterade i blandskarvar mellan safe-ends och reaktortankstutsar i Ringhals 3 och Ringhals 4. Det relativt sett större antalet skador som registrerades 1992 härrör från PWSCC i tanklocksgenomböringar i Ringhals 2. I medeltal hade de aktuella komponenterna varit i drift mer än 15 år innan skador detekterades. Notera också att skadefallen uppträdde tidigare i BWR än i PWR.

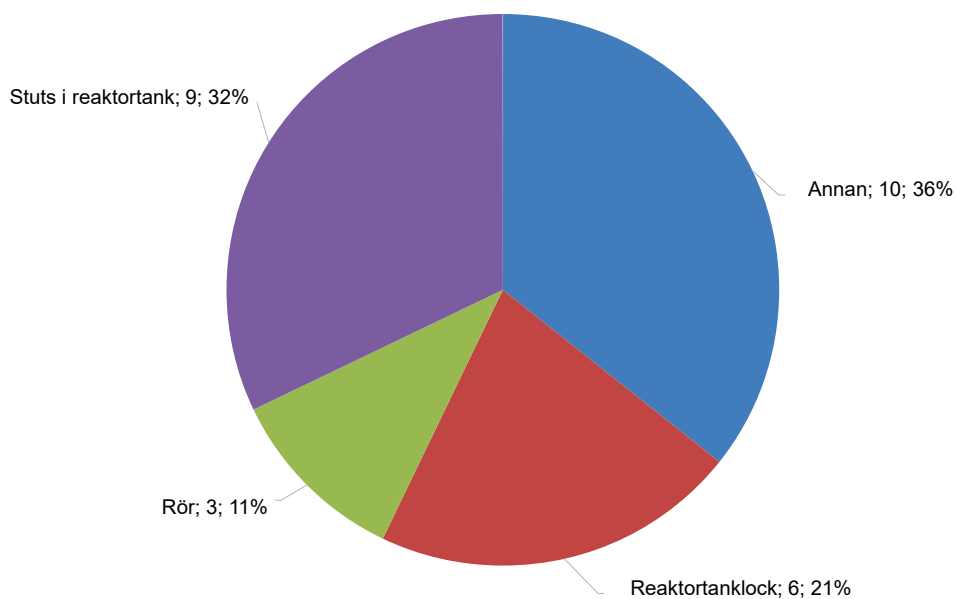
4.3.2. Skador i anläggningar och komponenter

Figur 37 visar hur antalet skador relaterade till PWSCC i nickelbaslegeringar fördelar sig mellan de olika PWR-anläggningarna. Skadefrekvensen är något högre i den äldsta anläggningen, Ringhals 2, vilken också är den anläggnings som haft längst drifttid.

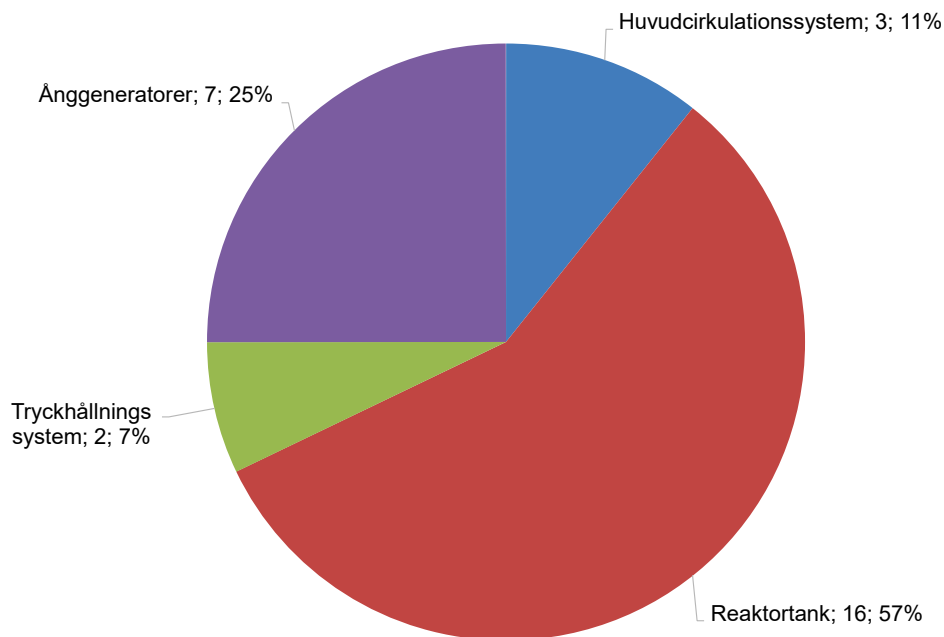


Figur 37
Antal skadefall relaterade till PWSCC i nickelbaslegeringar upptäckta i anläggningarna t.o.m. 2010 [113].

De rapporterade skadefallen relaterade till PWSCC har varit lokaliserade främst till en handfull komponenttyper och system. Dessa listas i figur 38 respektive figur 39.



Figur 38
Komponenttyper (antal; andel %) i nickelbasmaterial i vilka PWSCC har registrerats i svenska PWR [113].



Figur 39
System (antal; andel %) i nickelbasmaterial i vilka PWSCC har registrerats i svenska PWR [113].

De olika kategorierna kommenteras nedan utifrån hur skadefallen fördelar sig efter *komponenttyp*:

Reaktortanklock

Denna komponent hör till systemet reaktortank. Skadefallen härrör främst från PWSCC i Ringhals 2:s tanklocksgenomföringar tillverkade av Alloy 600 och svetsade med Alloy 182. Enstaka fall finns även rapporterat från Ringhals 4.

Rör

Denna kategori avser en instrumentstuts till tryckhållaren i Ringhals 4. Skadefallen uppkom i grundmaterialet, Alloy 600.

Stuts i reaktortank

De aktuella komponenterna hör till systemet reaktortank. De rapporterade skadefallen härrör från PWSCC i Alloy 182 som använts som svetsgodset i blandskarvar mellan safe-ends och reaktortankstutsar i Ringhals 3 och 4.

Annan

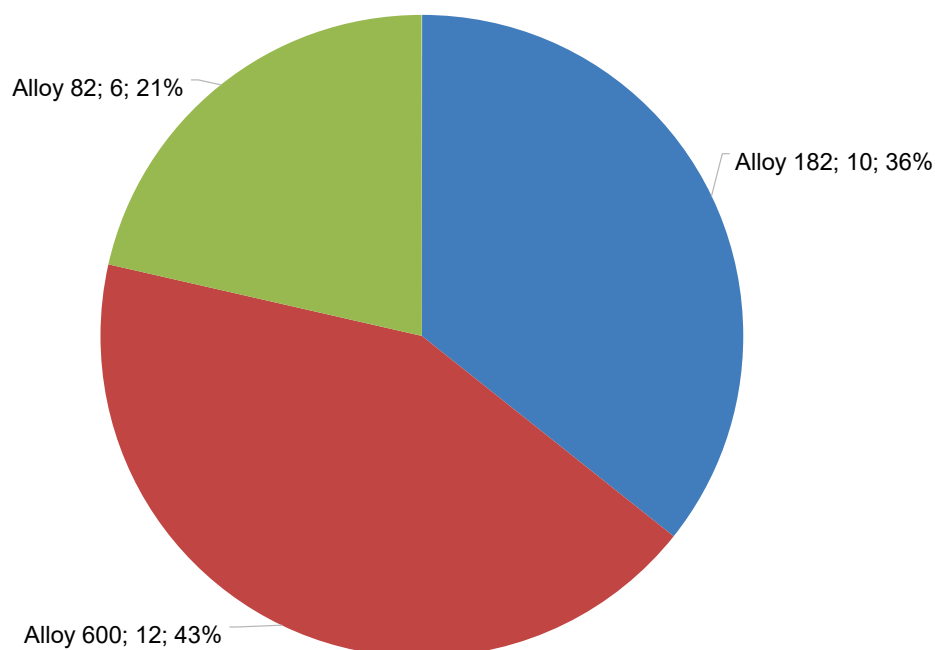
Flera exempel i denna kategori härrör från skadefall i dränagestutsar som ansluter till en av ånggeneratorerna i Ringhals 2. Sprickor p.g.a. PWSCC detekterades i svetsgodset. En handfull skadefall är relaterade till genomföringsstutsar i olika system. I detta fall har sprickning skett i grundmaterialet, Alloy 600.

4.3.3. Exempel på skadefall och skadeorsaker (PWSCC)

I STRYK anges grundorsaken inte explicit till de registrerade skadefallen som avser PWSCC. Anledningen till detta är inte känd för rapportförfattarna. Möjligen var situationen vid rapporteringstillfället inte helt klarlagd. Utifrån den information som finns tillgänglig i STRYK samt senare publicerade rapporter kan emellertid vissa mer betydande skadeorsaker identifieras:

Svetsdefekter

I mer än hälften av de rapporterade skadefallen har PWSCC uppträtt i tillsatsmaterial som använts vid svetsning, d.v.s. Alloy 82/182, se figur 40. En orsak till detta kan, i likhet med IGSCC i svetsgods i BWR-miljö, vara förekomst av svetsdefekter. Exempel på detta är varmsprickning. Dessa svetsdefekter tjänar som initieringspunkter för PWSCC som sedan växer in i grundmaterialet, jämför t.ex. avsnitt 4.2.3.1.



Figur 40

Fördelningen av material i vilka PWSCC har rapporterats [113].

Spaltniljö

Vid PWSCC i svetsgods har spaltniljö angetts som en möjlig förklaring till skadans uppkomst i vissa fall [113]. Möjligen kan föroreningar ansamlas i spalten vilket gör miljön mer aggressiv. Syre kan i trånga utrymmen utan genomflöde eventuellt också dröja kvar efter uppstart, vilket ger en lokalt förhöjd korrosionspotential.

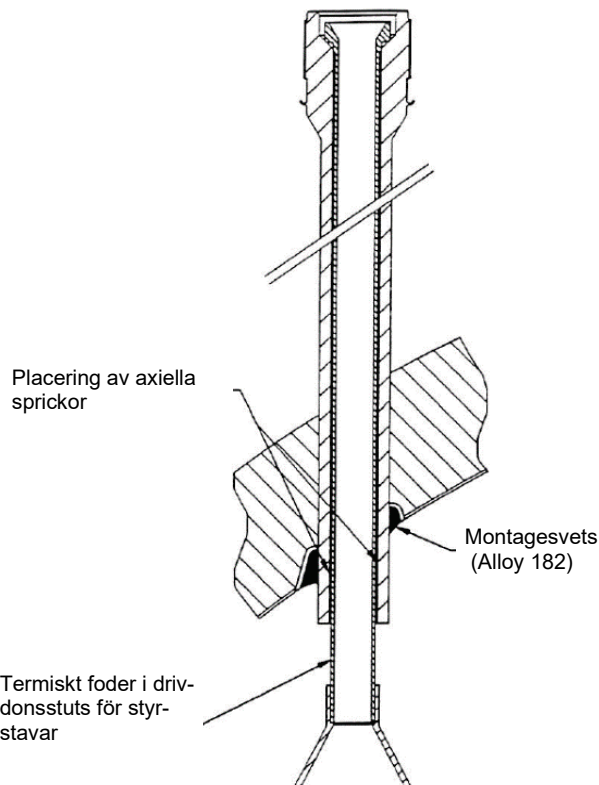
Ofördelaktigt materialtillstånd

Grundmaterial i form av Alloy 600 har drabbats av PWSCC i nästan lika hög grad som svetsgods, se figur 40. I flera fall rapporteras att materialet i de drabbade komponenterna har haft ett ofördelaktigt materialtillstånd, genom att det har haft en förhöjd ythårdhet [113]. Restspänningar efter svetsning anges också i samband med liknande skadefall internationellt [134].

4.3.3.1. Beskrivning av förekommande skadefall (PWSCC)

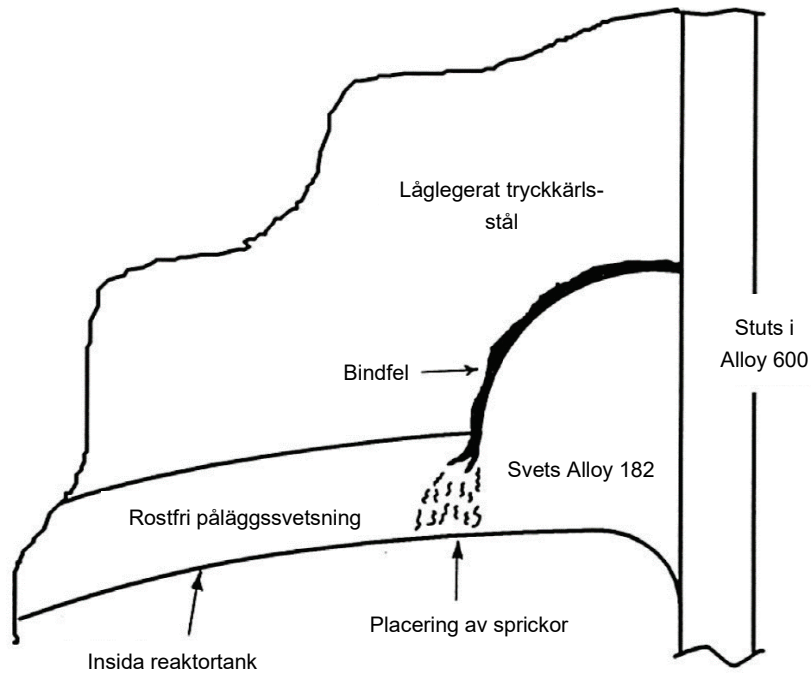
Reaktortanklock

Under tidigt 1990-tal dokumenterades PWSCC i en genomföring i tanklocket för drivdon till styrstavar i en fransk PWR [1]. Insikten att den aktuella konstruktionen kunde drabbas av PWSCC föranledde oförstörande provning av motsvarande komponenter i svenska PWR. I Ringhals 2:s tanklocksgenomföringar identifierades också PWSCC [135]. Dessa komponenter var tillverkade av tjockväggigt gods i Alloy 600 och figur 41 visar en illustration av komponenten samt lägena för de först identifierade sprickorna. I ett något senare skede hittades även ytbrytande indikationer i montagesvetsar för drivdonsstutsarna, se figur 42. Dessa ytbrytande indikationer identifierades också som PWSCC [113]. I STRYK-databasen finns inte en entydig förklaring till orsaken bakom PWSCC i drivdonsstutsarna. Liknande skadefall har dock registrerats internationellt. Två faktorer har då framhållits som bidragande orsaker till sprickning i drivdonsstutsar [134]; maskinbearbetning som renderar ett ytskikt med förhöjd hårdhet samt restspänningar från insvetsning av stutsarna i det massiva reaktortanklocket. Kombination av höga restspänningar samt ett material som har en förhöjd hårdhet tack vare kallbearbetning ökar känsligheten hos nickelbaslegeringar för PWSCC, se vidare avsnitt 5.



Figur 41

Illustration av en drivdonsstuts samt lägena för sprickor som lokaliserades vid oförstörande provning [135]. *Used with permission by corresponding author of the conference proceeding.*

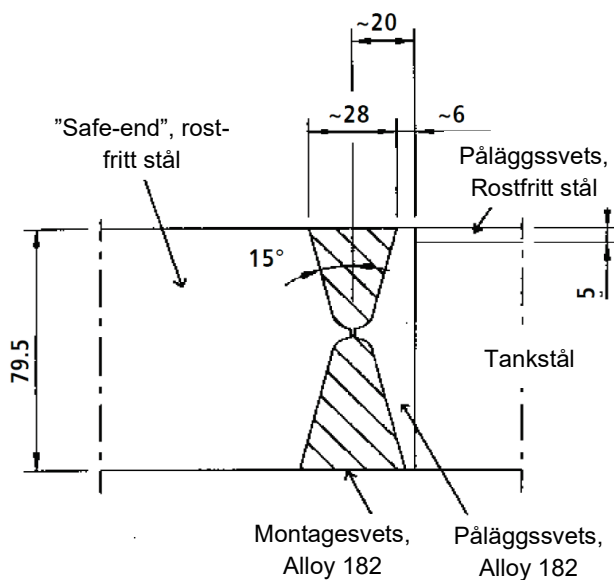


Figur 42

Lägen för ytbrytande indikationer i insvetsning av drivdonsstuts i reaktortanklock [135].
Used with permission by corresponding author of the conference proceeding.

Stuts i reaktortank

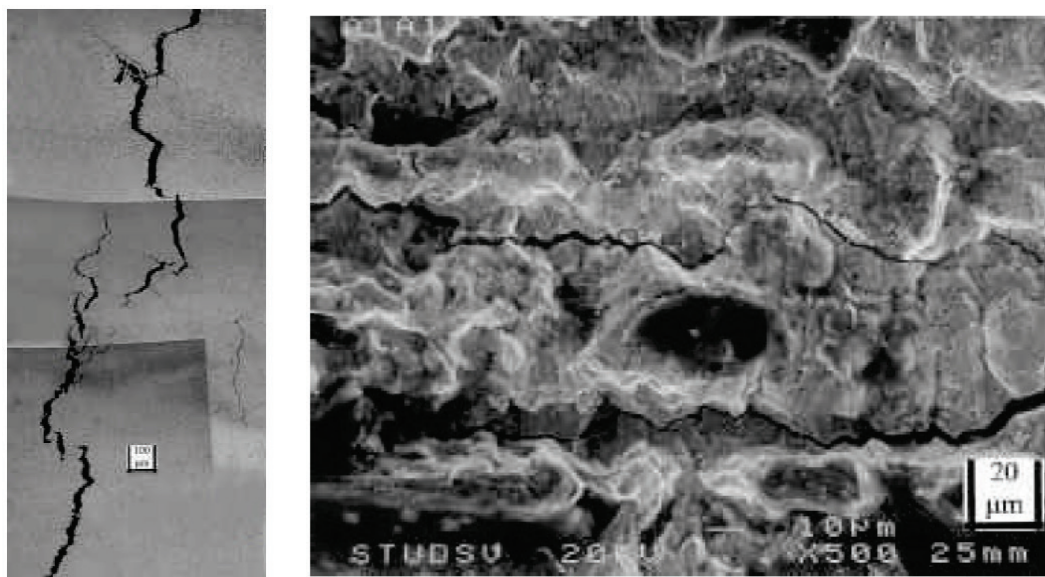
Vid förstörande provning i samband med bränslebyte i Ringhals 3 och 4 detekterades indikationer i montagesvetsar mellan safe-end och reaktortankstuts [4-6], se illustration av fogen i figur 43.



Figur 43

Illustration av svetsen mellan utloppsstuts och röranslutning. Alla mått i millimeter [6].
Used with permission by corresponding author of the conference proceeding.

Sprickorna var företrädesvis axiellt orienterade. Närmare undersökningar av indikationerna visade att det rörde sig om PWSCC i tillsatsmaterialet Alloy 182 [4]. Undersökningen gjordes genom att så kallade båtprov togs ut från den skadade komponenten genom gnistbearbetning. Båtproven innehöll i sin tur de sprickor som skulle studeras. Figur 44 visar ett polerat och etsat tvärsnitt genom båtprovet samt en uppbruten del av det spruckna materialet i provet. I båda bilderna ses att sprickan är påtagligt förgrenad samt att den har följt dendritstrukturen i svetsmaterialet. Dessa drag är karaktäristiska för PWSCC.

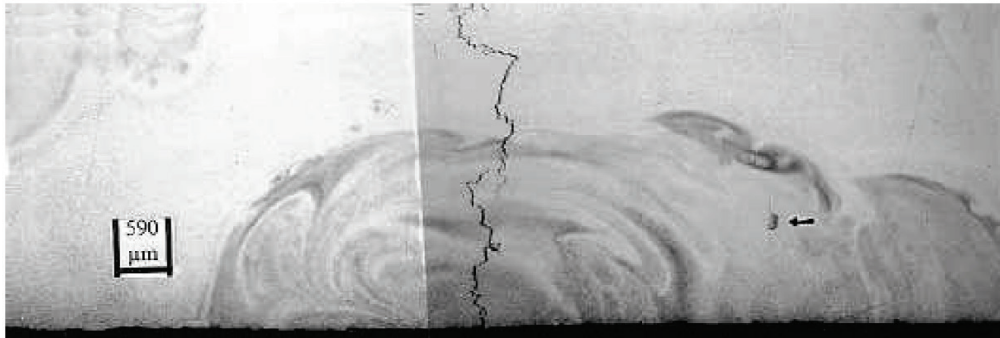


Figur 44

Vänster: Bild av en spricka i tvärsnitt som observeras i ett båtprov taget ur tillsatsmaterialet i svetsen (Alloy 182). Tvärsnittet är polerat och etsat i 10 % kromsyra.

Höger: SEM-bild av sprickytan i det uttagna båtprovet. Bilden visar interdendritisk sprickning med inslag av förgreningar [4]. *Used with permission by corresponding author of the conference proceeding.*

Flera möjliga orsaker till att sprickningen startade i tillsatsmaterialet presenteras i referens [4]. Vid tillverkningen hade flera svetsreparationer genomförts, vilket också observerades i ett av de båtprov som analyserades, se figur 45. Svetsreparationer kan medföra ökade restspänningar i materialet, vilket ökar sannolikheten för initiering och propagering av PWSCC. Vidare observerades kallbearbetning vid den medieberörda ytan och varmsprickor från tillverkningen, vilka också är parametrar som påskyndar miljösprickning. I en senare undersökning med mer avancerad elektronmikroskopi hittades dock inte stöd för förekomsten av varmsprickning [136]. De sprickor som undersöktes saknade de karaktäristiska sekundärfaser med låg smältpunkt vilka brukar förknippas med varmsprickning. Enligt referens [136] ansågs förekomst av restspänningar i materialet vara en mer trolig orsak till sprickningen.



Figur 45

Bild av ett tvärsnitt genom ett båtprov innehållandes en spricka. Provet har polerats och etsats i 10 % kromsyra. I nederkant ses svetsreparationen. Till höger i bild ses ytterligare en liten spricka [4]. *Used with permission by corresponding author of the conference proceeding.*

Dränagestutsar i ånggenerator

I samband med bränslebyte 2004 noterades mindre borsyraläckage i anslutning till de så kallade dränagestutsarna vid manhålsluckorna till två av ånggeneratorerna i Ringhals 2 [137]. Defekterna avlägsnades med så kallat båtprovsuttag vilka därefter genomgick metallografisk undersökning. Undersökningen visade att defekterna var lokaliserade i Alloy 82 som använts både i påsvetsen samt montagesvetsen vid infästning av stutsarna i det tryckbärande skalet på botten av ånggeneratorerna. Defekterna identifierades som PWSCC i den metallografiska undersökningen [113, 137]. Figur 46 visar bilder på sprickan i tvärsnitt samt en vy från en brottyta. Sprickan är förgrenad och följer korngränserna i materialet, vilket tyder på PWSCC.



Figur 46

Vänster: Bilden visar ett tvärsnitt genom ett uttaget båtprov. En förgrenad spricka som följer korngränserna i materialet kan ses.

Höger: En bild av brottytan i provet. I mitten av bilden ses hur sprickan byter plan från att ha följt en dendritkorngräns till att propagera tvärs dendritarmarna i svetsstrukturen [137]. *Copyright 2005 by The Minerals, Metals & Materials Society. Used with permission.*

De aktuella skadefallen är intressanta ur fler aspekter. Sprickning i Alloy 82 är t.ex. mindre vanligt än i Alloy 182 utifrån vad som finns publicerat i litteraturen. Vidare detekterades sprickning i dessa fall både på ”varm” och ”kall” sida av ånggeneratorerna. Miljösprickning i nickelbaslegeringar är termiskt aktiverad, vilket innebär att skadefall borde uppträda snabbare vid högre temperatur. I detta fall har således någon annan faktor än

temperatur varit den starkast drivande orsaken till sprickning. I referens [137] nämns flera bidragande orsaker som framkom i skadefallsundersökningen; närvaro av svetsdefekter och restspänningar från tillverkningen, samt termiska fluktuationer under reaktordrift.

4.4. PWSCC i ånggeneratorer i PWR

Spänningskorrosionssprickning i ånggeneratorernas tuber (värmväxlare mellan primär och sekundärkretsen) tillverkade från Alloy 600 har historiskt varit ett mycket stort problem. Rörande PWSCC finns flertalet referenser som beskriver hur problematiken utredes utifrån svenska förhållanden [13, 86, 138-152]. Denna erfarenhetssammanställning fokuserar endast på skador som uppkommit på primärsidan, men omfattande problem har även förekommit på sekundärsidan. Sammantaget har detta lett till att stora insatser gjordes för att motverka de uppkomna korrosionsskadorna genom olika typer av reparationer samt förebyggande åtgärder. I samtliga svenska PWR har idag de ursprungliga ånggeneratorerna bytts ut. I den senare generationen av ånggeneratorer har ett materialval gjorts som medfört att problematiken med PWSCC av ånggeneratorer kraftigt reducerats, se vidare avsnitt 8.2.3.1. Att ånggeneratorerna drabbades av PWSCC var ingalunda ett svenskt problem utan stora delar av världens PWR-flotta drabbades, se t.ex. referens [98, 153]. Ofta löstes problematiken genom att ånggeneratorn byttes ut till en kostnad som beräknades till ca 100 miljoner dollar per anläggning i 1993 års penningvärde [153]. Då räknades inte värdet av produktionsbortfall med.

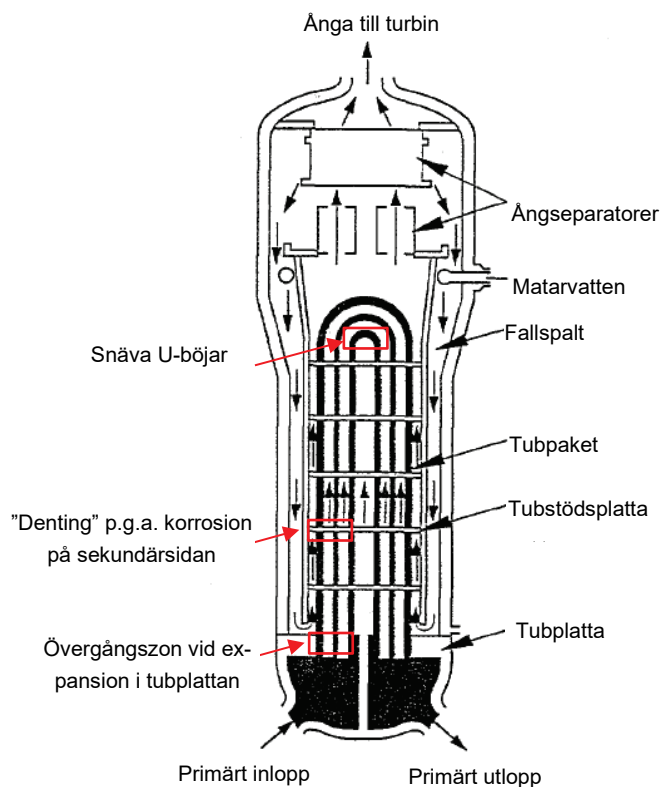
4.4.1. Beskrivning av uppkomna skador

I Sverige finns tre PWR som ursprungligen designades av Westinghouse, varav Ringhals 2 inte längre är i drift. Dessa har vertikala ånggeneratorer med U-böjda tuber. Det varma vattnet från reaktorhärden har sitt inlopp i botten och passerar genom de U-böjda tuberna för att lämna ånggenerator på summa nivå som inloppet. Temperaturen på ingående vatten är ca 323 °C och utgående vatten ca 283 °C. Till varje reaktor finns det 3 st ånggeneratorer med ca 5 000 ånggeneratorer vardera [154]. En principskiss över en ånggenerator visas i figur 47.

PWSCC uppkom först och främst i sektioner av ånggeneratorer vilka utsattes för tillräckligt höga spänningar. Dessa spänningar var inte primärt relaterade till belastningar p.g.a. trycket i tuberna under drift utan till restspänningar från tillverkningen. Exempel på ställen i ånggeneratorerna som var mest känsliga är enligt referenserna [98, 147, 152, 153]:

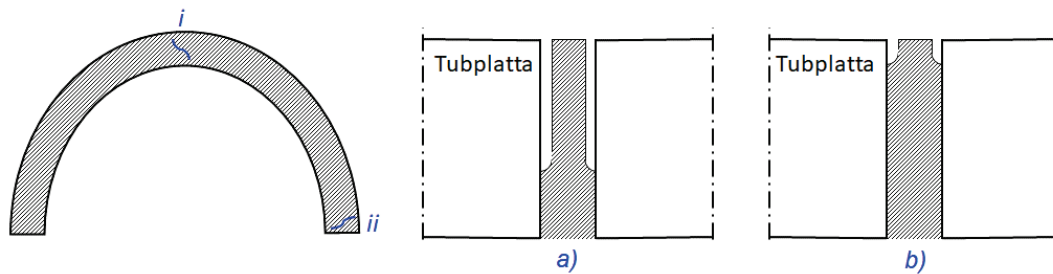
- U-böjar vid apex och övergången från rak till böjd del
- Valsningsövergångar vid expansion i tubplattan
- Invid stödplåtar där ”denting” uppträtt p.g.a. korrosion av stödplattan från sekundärsidan vilket genererade voluminösa korrosionsprodukter

I figur 47 och figur 48 visas dessa områden i vilka ånggeneratorerna var speciellt känsliga för PWSCC i den första generationen av ånggeneratorer som installerades i Sverige.



Figur 47

Schematisk skiss av en ånggenerator. De röda indikeringarna visar områden som generellt visade sig vara känsliga för PWSCC i den första generationen av ånggeneratorer i Sverige [98]. Copyright 1996 by U.S. Nuclear Regulatory commission. Reprint with permission.

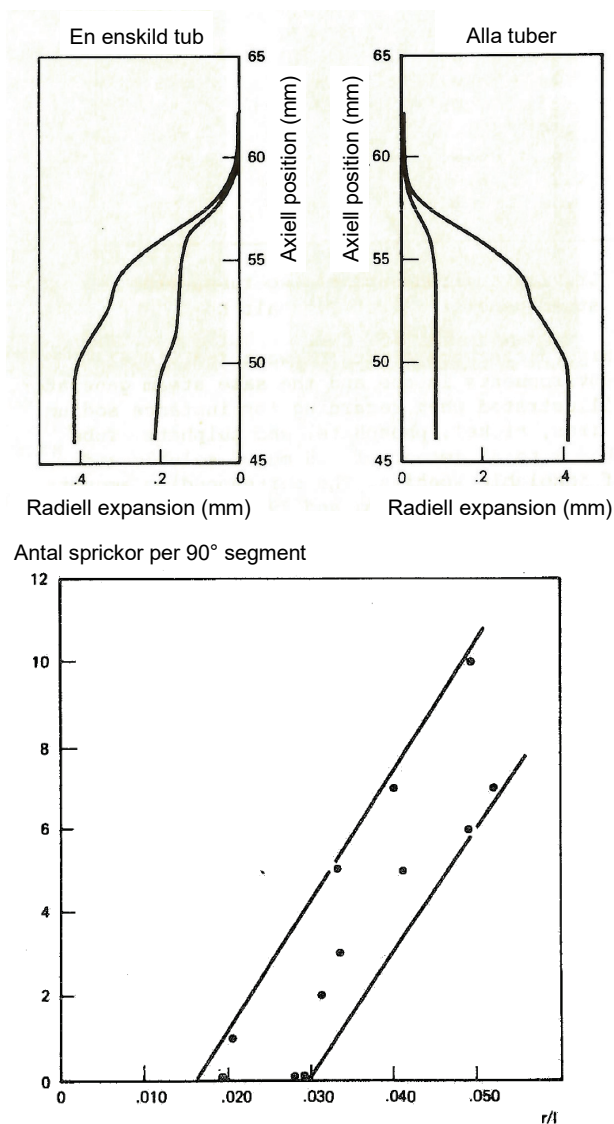


- I rad 1 (eller 2?) U-böjar
 - i. Vid eller i närheten av apex
 - ii. Vid krökningens övergång
- I expansionszon eller inuti tubplattan där rören är invalsade
 - a) Delvis invalsad tub
 - b) Helt invalsad tub

Figur 48

Skiss som visar detaljbilder över områden i vilka ånggeneratorertuber utsattes för höga restspänningar och därmed en ökad sannolikhet för inducering av PWSCC. Bilden är gjord efter data i referens [152].

Inverkan av tillverkningsparametrar på sannolikheten för initiering av PWSCC undersöktes på tuber som avlägsnats från Ringhals 2 [139]. Troligen på grund av avvikelser i håldiameter vid tillverkning av tubplattan erhöles olika stor expansion av de tuber som valsades in i tubplattan (toleransen på tuberna var i sammanhanget snävare). En större expansion av tuben (r) jämfört med längden av expansionszonen (l), uttryckt som r/l innebär att materialet töjts mer. Således inducerades högre restspänningar samt deformationshårdnad i materialet. Sammantaget ger detta en ökad sannolikhet för initiering av PWSCC, vilket illustreras i figur 49. Detta samband observerades för tuber vilka hade en mikrostruktur som gjorde materialet speciellt känsligt för PWSCC, se vidare avsnitt 5.2.



Figur 49

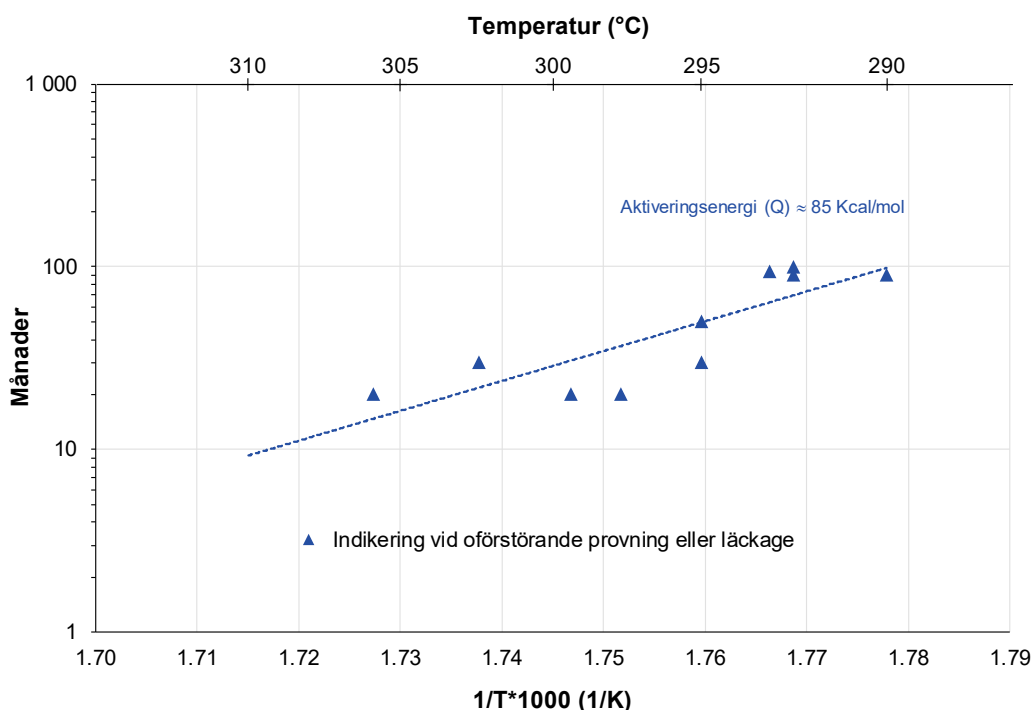
Ovan: Uppmätta profiler av mest respektive minst deformerad yta på ånggeneratortuber dragna från Ringhals 2. Figuren visa data för en enskild tub samt medelvärdet.

Nedan: Inverkan av kvoten mellan radiell expansion (r) och längden av expansionszonen på omfattningen av PWSCC. Figuren är modifierad utifrån referens [139].

Sprickning p.g.a. PWSCC var mer uttalad på den varma sidan (inloppssidan) av ånggeneratorerna. I Ringhals 2 detekterades PWSCC i tuber i expansionszonen vid tubplattan på den varma sidan år 1981 efter 1 350 fulleffektsdygn. På den kalla sidan detekterades PWSCC först efter 1 990 fulleffektsdygn [141]. Anledningen till detta är att initiering [141, 153] och även propagering [21] av PWSCC är termiskt aktiverade, d.v.s. ökad temperatur ger ett snabbare förlopp. Godset i en ånggeneratortub är tunt, ca 1 mm. Tiden fram till dess att en genomgående spricka uppstår domineras därför av tiden för initiering, emedan tillväxten av sprickan tar en relativt sett mindre del av tiden i anspråk. För en termiskt aktiverad process kan hastigheten R uttryckas enligt [152, 153]:

$$R = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

Där A är en konstant som i detta fall bl.a. beror av den pålagda spänningen i materialet, Q aktiveringsenergin, R allmänna gaskonstanten och T temperatur i Kelvin. Baserat på ekvation (1) och tiden till detektering av PWSCC i apex av tuber i rad 1 på 15 olika PWR erhöles en skenbar aktiveringsenergi på 85 kcal/mol [152], se figur 50. Från provningar i laboratorium anges i vissa referenser en lägre aktiveringsenergi, ca 50 kcal/mol [153]. Kännedom om aktiveringsenergi är viktigt, eftersom det är en väsentlig parameter när kvarvarande drifttid hos en komponent uppskattas.



Figur 50
Tid till detektering av PWSCC i apex på ånggeneratortuber i rad 1 som funktion av den reciproka exponeringstemperaturen. Grafen baseras på data tillgänglig i referens [152].

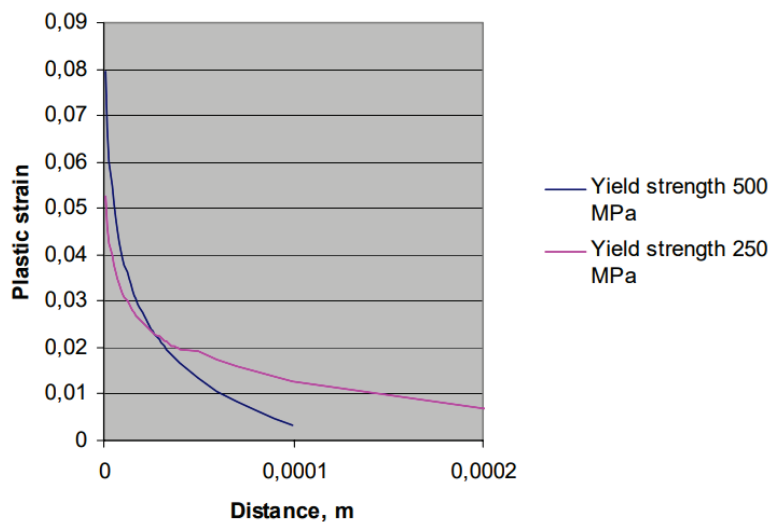
5. Materialfaktorer som påverkar känsligheten för SCC

5.1. Kalldeformation

Det finns ett flertal möjliga förklaringar till varför kallbearbetning medför en ökad känslighet för IGSCC och PWSCC. Detta diskuteras från olika vinklar i ett antal summeringar av litteraturen som har utförts på uppdrag av bland andra SSM [17, 18, 155-157]. En översiktlig sammanställning görs nedan.

5.1.1. Ökad sträckgräns och hårdhet

Deformationshårdnande har i sig en betydelse för uppkomsten av spröda brott. En viktig anledning till att sprickor inte gärna propagerar i mycket duktila material är att sprickspetsen "rundas av". Detta beror på att ett område runt spetsen plasticerar genom att dislokationer genereras, vilket medför att sprickspetsen avrundas. Austenitiska legeringar är i normalfallet duktila, men deformationshårdnande kan emellertid minska graden av duktilitet avsevärt. När en spricka initieras i ett deformationshårdnat material kan inte den plastiska zonen utbredas lika lätt och sprickspetsen kan därmed inte rundas av. Med en mindre plastisk zon blir töjningsgradienten vid sprickspetsen brantare, se Figur 51. Detta har en effekt på propageringen genom dess inverkan på töjningshastigheten i sprickspetsen [17, 41, 43, 158-160], se vidare i avsnitt 3.1.1. Därmed kan sprickan propagera lättare.



Figur 51

Beräkning av distributionen av plastisk töjning framför en sprickspets i två nominellt lika material med olika sträckgräns (p.g.a. deformationshårdnande) där spänningsintensitetsfaktorn K ansatts till $25 \text{ MPam}^{1/2}$. För detaljer rörande beräkningen se referens [17].

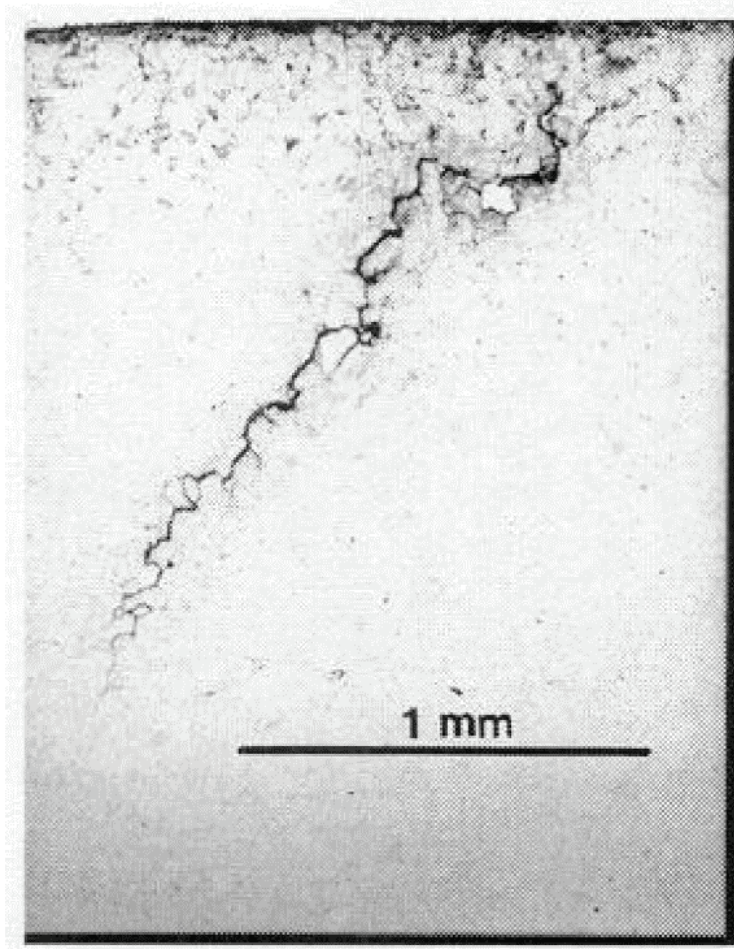
5.1.2. Lokalisering av deformation

Austenitiskt material såsom nickelbaslegeringar har FCC-struktur och deformerar genom att bilda glidband i materialet. Dessa glidband spelar en viktig roll i ”slip-oxidation”-teorin, eftersom den bygger på att det skyddande oxidskiktet bryts av glidband i materialets yta som möjliggör aktiv korrosion i sprickspetsen. Se vidare avsnitt 3.1.1. Det är alltså tänkbart att en deformerad mikrostruktur i sig är mer känslig för IGSCC än en släckglöd-gad, eftersom den senare innehåller färre aktiva glidband. Det är också tänkbart att ytdefekter och ytbrytande glidband som uppkommer genom deformation i sig gynnar initieringsfasen av IGSCC [161].

5.1.3. Experimentella studier av effekten från kallbearbetning

I de skadefall rörande PWSCC och IGSCC som finns sammanställda i STRYK anges inte kallbearbetning som en direkt skadeorsak i någon större utsträckning; se avsnitt 4.2 och 4.3. Problematiken med PWSCC av ånggeneratortuber i Alloy 600 är i detta sammanhang undantagen. Detta skiljer sig från situationen för rostfria stål där kallbearbetning nämndes som skadeorsak i flera sammanhang [7]. Kallbearbetning påskyndar tveklöst både initiering och propagering av IGSCC och PWSCC, se till exempel avsnitt 3.1.1 och 3.2.1. Eftersom kallbearbetning inte har angetts som direkt skadeorsak i tjockväggigt nickelbas-gods från svenska kraftverk, så har argumenten för att prova sådant material i autoklav-försök varit svaga. Vidare begränsas graden av kallbearbetning till 3 % i svenska kraft- verk [162]. Mycket riktigt har det inte gått att hitta några resultat från svenska provnings- program av nickelbaslegeringar där kallbearbetning har undersökts som en explicit pa- rameter. Undantaget är möjligtvis RUB-provning av ånggeneratorrör med olika diameter, vilket ger olika kallbearbetningsgrad, se vidare avsnitt 6.2.1.

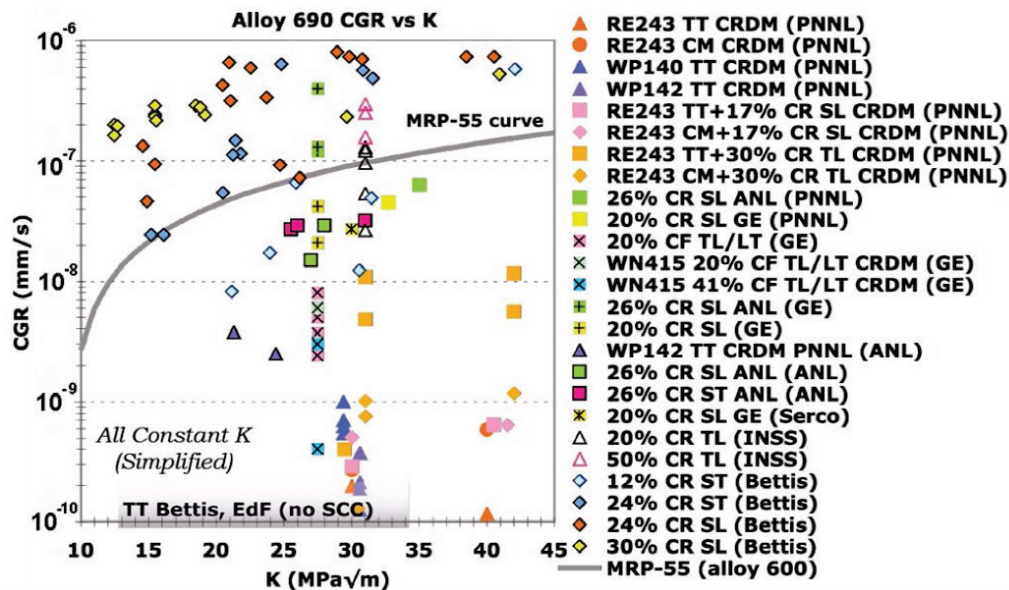
Internationellt finns det dock flera exempel som visar på att kallbearbetning påskyndar i vart fall initiering av PWSCC i nickelbaslegeringar. I svetsgods typ Alloy 82/182 fram- hålls kombinationen av restspänningar och kallbearbetade ytskikt som genereras vid t.ex. kraftig slipning som en starkt bidragande faktor för initiering av PWSCC [103]. Kraftig kallbearbetning p.g.a. stötar från lösa föremål har också påvisats leda till initiering av grunda PWSCC i tjockväggigt gods av Alloy 600 [163, 164]. Detta exemplifieras i figur 52.



Figur 52

PWSCC i en kallbearbetad ytzon från en delningsplåt i Alloy 600 som sitter i vattenkammaren på en ånggenerator [164]. *Used with permission by corresponding author of the conference proceeding.*

I laboratorieförsök används kallbearbetning för att framkalla eller förkorta tiden till initiering av IGSCC/PWSCC. Ett exempel är PWSCC i Alloy 690. I underlaget till denna rapport har det inte varit möjligt att hitta rapporterade skadefall associerade med denna legering. Däremot går det att framkalla PWSCC i Alloy 690 förutsatt att materialet kallbearbetas till en tillräckligt hög grad, se till exempel referens [165] samt referenser däri. Vid deformationsgrader över ca 15 % har PWSCC kunnat framkallas i Alloy 690 och i vissa fall har påtaglig tillväxt av sprickor kunnat uppmätas i brottmekaniska prov [165]; se sammanfattning i figur 53. Som jämförelse med data från figur 53, kommer en spricka som propagerar med en hastighet av i storleksordningen $3 \cdot 10^{-9}$ mm/s att tillväxa 10 mm på 100 år. Känsligheten för spänningsskorrosion beror också av andra parametrar, t.ex. orienteringen av kallbearbetningen i förhållande till det plan i vilket sprickan propagerar och på vilket sätt kalldeformationen åstadkommit (valsning, smide, tøjning, etc.). Vidare kan resttøjningar som uppkommer vid svetsning ge deformation som är påtaglig [165].



Figur 53

Urval av spricktillväxtdata från provning med brottmekaniska prover under simulerad PWR-miljö [165]. *Used with permission by corresponding author of the conference proceeding.*

5.2. Egenskaper hos Alloy 600 och PWSCC

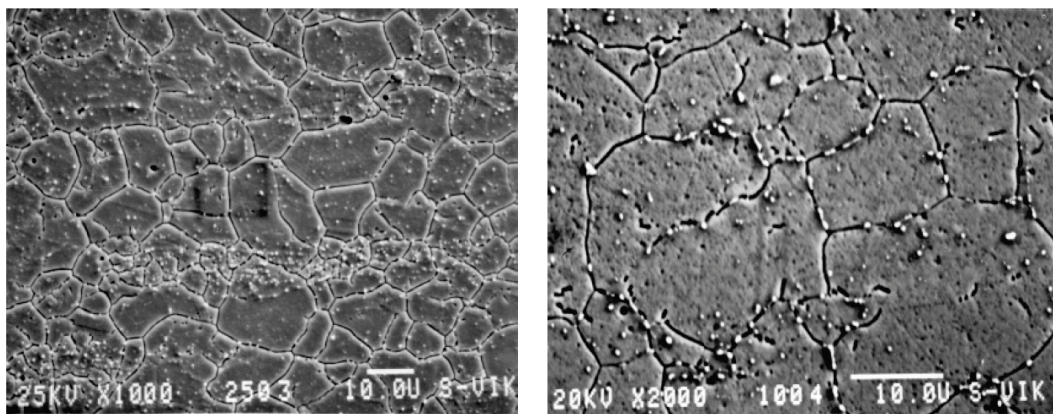
Valet av Alloy 600 som material till ånggeneratortuber i PWR samt andra komponenter ansågs sannolikt väl underbyggt när beslutet togs en gång i tiden. Alloy 600 har nämligen flera fördelaktiga egenskaper för tillämpningar både i BWR och PWR [115, 134]:

- Jämfört med autentiska rostfria stål har Alloy 600 en hög motståndskraft mot klorinducerad spänningskorrosion. Detta var ett tungt argumenten eftersom denna problematik uppkom i tidiga PWR-designer.
- Alloy 600 har bra mekaniska egenskaper jämfört med motsvarande konstruktionsmaterial och är dessutom formbart och förekommer i olika produktformer såsom tuber, rör, smiden, balkar etc.
- Svetsbarheten hos Alloy 600 mot sig självt samt rostfria stål och låglegerade stål är god.
- Legeringen är inte utskiljningshärdande och vidare är materialet enfasigt. Detta minimerar behov av extra värmebehandling efter svetsning för att återställa dess mekaniska egenskaper.
- Sensibilisering p.g.a. värmepåverkan som t.ex. vid svetsning är inte ett lika stort problem i Alloy 600 som för rostfria stål. Detta gäller dock inte i jämförelse med de lågkolhaltiga kvaliteter av rostfritt stål som sedan 1980-talet används i svenska BWR.
- Värmeutvidgningskoefficienten hos Alloy 600 ligger mellan den för rostfritt stål och låglegerat kolstål, vilket är ett skäl till att Alloy 600 använts i övergångsstycken (safe-ends) mellan dessa två material.

Trots alla dessa fördelar fanns det tidigt data från provningar under laboratorieförhållanden som visade på att Alloy 600 var känsligt för interkristallin sprickning vid låg korrosionspotential i högtemperaturvatten. I ett papper av Coriou et al. från 1959 påvisades detta [166]. Emellertid ifrågasattes resultaten till en början [106], och det dröjde till 1971 innan det första fallet av PWSCC rapporterades i ånggeneratortuber från Obrigheim PWR [98]. Vid början av 1970-talet var således känsligheten hos Alloy 600 för PWSCC till stora delar känd [106].

Tidigt observerades att olika material- och tillverkningsparametrar kunde påverka känsligheten för PWSCC hos Alloy 600. Dessa parametrar hänger dessutom ihop. I följande punktlista finns en sammanställning av några av de viktigaste parametrarna:

- Lokalisering av karbiden i materialet. Semi-kontinuerliga utskiljningar av karbider i korngränserna ger ett mindre sprickkänsligt material. I figur 54 visas mikrobilder som jämför en mikrostruktur känslig för PWSCC (karbider inuti kornen) med en mikrostruktur som renderar ett mer motståndskraftigt material (semi-kontinuerliga korngränskarbider). För att avsiktligt åstadkomma det senare optimala materialtillståndet på ett kontrollerat sätt infördes internationellt senare ett värmebehandlingssteg under tillverkningen av ånggeneratortuber. Detta material benämns då Alloy 600 TT där TT står för "Thermally Treated". I svenska PWR användes dock materialet i glödgat tillstånd utan efterföljande värmebehandling, Alloy 600 MA där MA står för "Mill Annealed" [147].

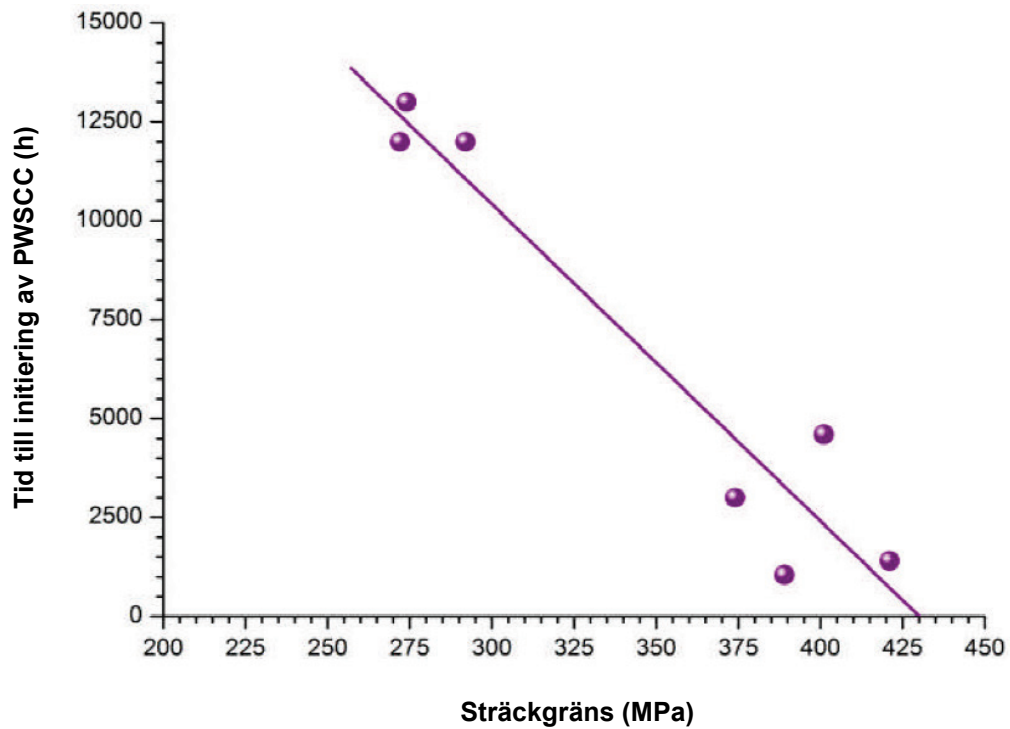


Figur 54

Vänster: Mikrostruktur i Alloy 600 med karbider företrädesvis inuti kornen.

Höger: Mikrostruktur i Alloy 600 med karbider företrädesvis längs korngränserna. Detta gör materialet mer motståndskraftigt mot PWSCC. Båda exemplen är från ånggeneratortuber som avlägsnats från Ringhals PWR [13]. *Used with permission by corresponding author of the conference proceeding.*

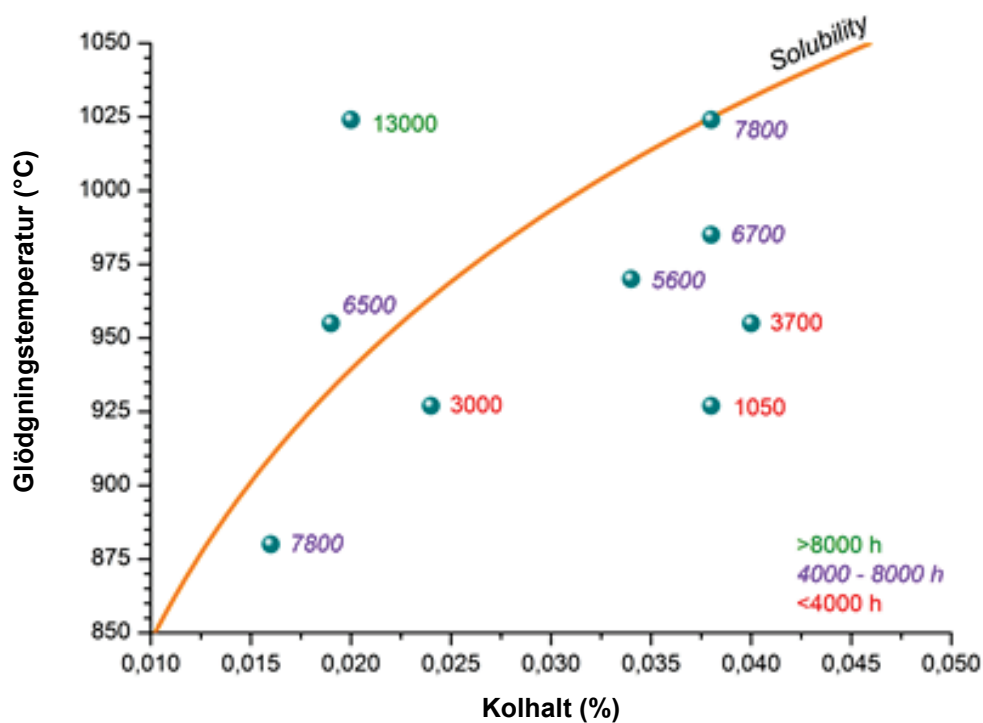
- En ökad sträckgräns hos Alloy 600 renderar ett material som är mer känsligt för PWSCC. Detta exemplifieras i figur 55 där tid till initiering av PWSCC under RUB-provning i simulerad PWR-miljö visas. Notera att sträckgränsen i sig beror av flera materialparametrar som t.ex. kallbearbetningsgrad, kornstorlek, kolhalt, etc. Det kan alltså vara svårt att avgöra vilken av dessa parametrar som är dominerande [13, 147].



Figur 55

Inverkan av sträckgränsen hos Alloy 600 MA på tid till initiering av PWSCC under RUB-provning i simulerad PWR-miljö [13]. *Used with permission by corresponding author of the conference proceeding.*

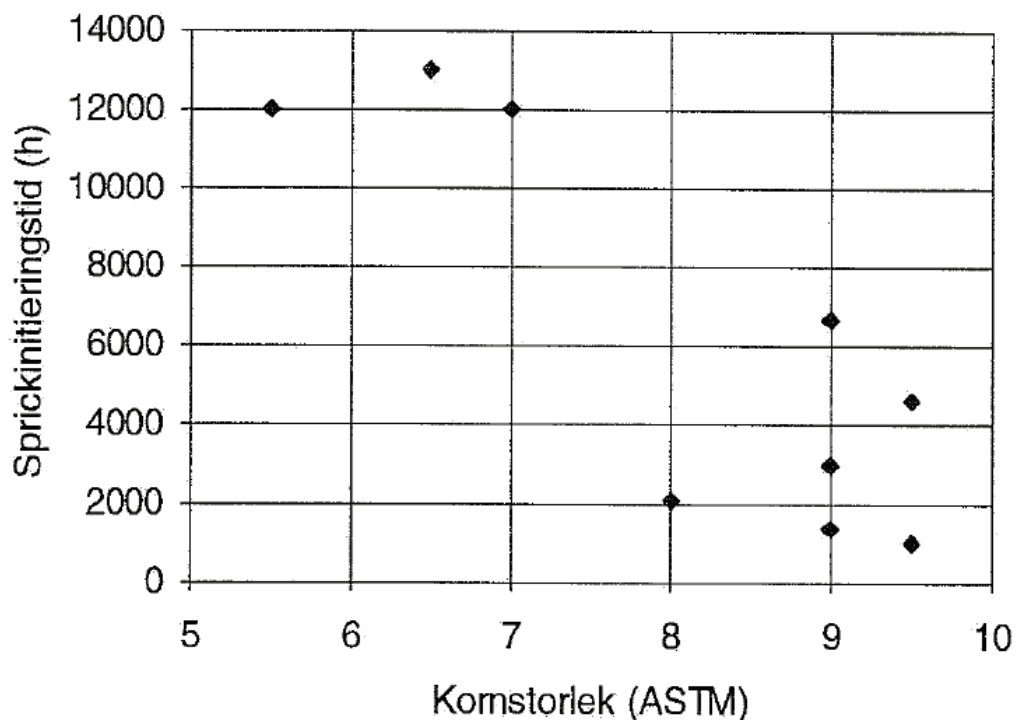
- Slutglödningstemperaturen för Alloy 600 MA påverkar tiden till initiering av PWSCC påtagligt. En hög temperatur i förhållande till den temperatur som motsvarar lösligheten för allt kol i legeringen i fråga ger ett material med förhöjd motståndskraft mot initiering av PWSCC [147, 167]. Detta exemplifieras i figur 56. Anledningen till den gynnsamma effekten av hög slutglödningstemperatur är att en större del av kolet i legeringen går i lösning och därmed kan skiljas ut längs korngränserna i materialet, vilket är gynnsamt. Det är bland annat med bakgrund av denna typ av information som TT-behandlingen infördes. En låg kolhalt i materialet har dock visats minska känsligheten för PWSCC [167], d.v.s. resultera i längre tid till initiering under provning.



Figur 56

Tid till initiering av PWSCC i Alloy 600 MA under RUB-provning i simulerad PWR-miljö som funktion av kolhalt och glödningstemperatur. Siffran som anges vid respektive markör visar tid till initiering i h [167]. Copyright 2008 by Electric Power Research Institute, Inc. Used with permission.

- Kornstorleken har också betydelse för känsligheten för PWSCC hos Alloy 600. En ökad kornstorlek medför en minskad känslighet för PWSCC, d.v.s. ökad tid till initiering under RUB-provning, se figur 57. Notera att parametrar som till exempel sträckgräns också beror av kornstorleken. Det kan således vara svårt att särskilja vad som verkligen är grundorsaken.



Figur 57

Tid till initiering av PWSCC i Alloy 600 under RUB-provning i simulerad PWR-miljö som funktion av kornstorlek på materialet enligt ASTM (högre siffra motsvarar en mindre kornstorlek) [147].

5.3. Svetsdefekter

Från avsnitt 4.2 och 4.3 framkom att svetsdefekter ofta anges som initieringspunkter för både PWSCC och IGSCC vid skadefall som registrerats i svetsgods. Olika typer av defekter såsom t.ex. varmsprickning kan uppstå vid svetsning. Det ligger utanför omfattningen av denna erfarenhetssammanställning att beskriva uppkomsten av dessa defekter i detalj och hur de motverkas. I praktiken är dock sådan kunskap av stor betydelse för att effektivt motverka uppkomsten av IGSCC och PWSCC i anläggningarna. Skickligheten hos den enskilde svetsaren är sannolikt också av stor vikt för hur pass känslig en given svets blir för miljösprickning. Detta är en parameter som är svår att överblicka vid bedömning av rapporterade skadefall. Automatiserad TIG-svetsning med tillsatstråd (t.ex. Alloy 82) har här fördelar framför manuell metallbågsvetsning med belagd elektrod (Alloy 182).

Vid skadefallsundersökningar är det också svårt att särskilja mellan t.ex. en varmspricka och spänningskorrosionsspricka, vilket exemplifierades i avsnitt 4.2.3.1. Detta gäller även om en metallografisk undersökning genomförs. Viktningen mellan vad som är PWSCC

eller IGSCC kontra varmsprickor kan därför vara något flytande vid sammanställningar av skadefall. Svetsdefekter är troligen inte speciellt ovanliga. I en större undersökning av så kallade J-grove svetsar i Alloy 182 från reaktortanklock (till PWR) som gjordes av EDF hade 20 % av de undersökta svetsarna någon form av defekter som var längre än 5 mm [102]. Dock observerades ingen initiering eller tillväxt av PWSCC från dessa svetsdefekter. Från spricktillväxtprovning med brottmekaniska prover finns det bra exempel på att IGSCC kan propagera från svetsdefekter i Alloy 182/82 [168].

En viktig observation är att svetsmaterial med hög kromhalt (~30 %, d.v.s. Alloy 52/152) många gånger anses svåra att svetsa och känsliga för t.ex. varmsprickning [169, 170]. Det finns dock inga skadefall rapporterade i svetsmaterial med hög kromhalt.

5.4. N-bar-värde för svetsgods i BWR

I BWR-miljö är det tänkbart att kromutarmning längs korngränser i materialet skulle kunna leda till ökad känslighet för IGSCC, jämför med situationen för ett termiskt sensibiliserat rostfritt stål, se också avsnitt 3.1.1. För att undvika detta är svetsgods, t.ex. Alloy 182 legerat med Nb och Ti. Dessa legeringsämnen binder preferentiellt till C i materialet som annars tenderar att bilda karbider med Cr längs korngränserna i materialet och därmed utarma dessa på fritt Cr som ger korrosionsskydd. Ett mått på hur starkt detta skydd mot kromutarmning i Alloy 182 är ges av det så kallade N-bar-värdet [171]:

$$N\text{-bar} = 0.13 \cdot (Nb + 2 \cdot Ti) / C \quad (\text{i vikts \%}) \quad (2)$$

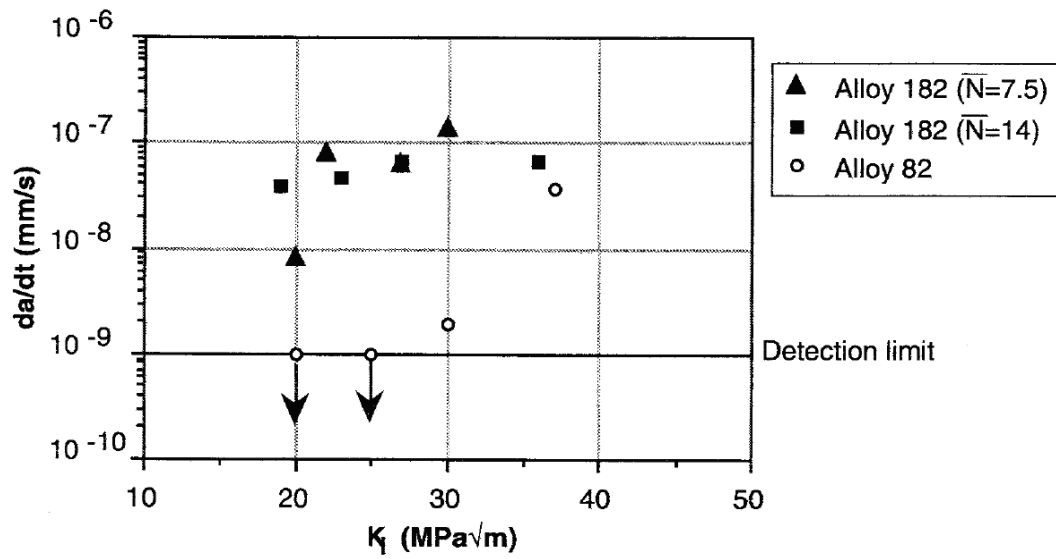
Ett värde under 12 anses indikera viss känslighet för IGSCC hos svetsgodset. Ett senare mått är ”Stress Corrosion Resistance Index” (SCRI), vilket även inkluderar kromhalten i uppskattningen [171]:

$$SCRI = Cr + (Nb + Ta) \cdot 5 + Ti \cdot 10 - 116.5 \cdot C \quad (3)$$

I (3) indikerar ett värde under 30 en hög känslighet för IGSCC.

Möjligheten till termisk sensibilisering hos Alloy 82/182 genom bildande av framförallt karbider av typ $M_{23}C_6$ har diskuterats i referens [172]. Emellertid observerades inte karbider i någon större utsträckning i det uppsvetsade materialet. För att få karbidutskiljning i Alloy 82/182 krävdes åldring vid exempelvis 620 °C i 24 h [172]. Möjligen kan svetsgodset utsättas för en sådan värmebehandling om det genomgår flera avspänningsglödningar efter svetsning. I referens [172] framhålls att sensibilisering kan öka känsligheten för IGSCC hos Alloy 82/182. Flera resultat från b.l.a. spricktillväxtprovning i olika varianter av BWR-miljö refereras. Dock är inverkan av N-bar-värdet inte helt entydig, i vissa fall ger ett lågt N-bar-värde ökad känslighet för IGSCC och i andra fall inte, se figur 58. Sannolikt finns det flera parametrar som inverkar samtidigt, t.ex. andra element i materialet samt variationer mellan olika uppsvetsningar av materialet.

Under sammanställningen av denna rapport har inget skadefall hittats i vilket kromutarmning av korngränser har verifierats och där detta har kopplats till IGSCC. Dock har frågan varit uppe för diskussion i litteraturen.



Figur 58

Spricktillväxthastighet i Alloy 182 med olika \bar{N} -värden samt en jämförelse med Alloy 82. Provnigen gjordes med brottmekaniska prover exponerade under NWC-förhållanden i en förbiflödesslinga i Oskarshamn 2 [172, 173]. *Copyright 1995 by Electric Power Research Institute, Inc. Used with permission.*

6. Testmetoder och testutrustningar

Provning med avseende på IGSCC och PWSCC av nickelbaslegeringar exponerade i BWR- respektive PWR-miljö har fått stort fokus över tiden och är även idag betydelsefull. Målsättningen med laboratorieprovning i simulerad reaktormiljö har varit och är att öka kunskapen om degraderingsmekanismen för att säkerställa stabil och tillförlitlig drift av anläggningarna. I Sverige har tyngdpunkten legat på spricktillväxförsök de senaste 20 till 25 åren. Undantaget är provning med avseende på PWSCC i ånggeneratorrör i Alloy 600 där initieringsprovning dominerade p.g.a. den tunna godstjockleken. En anledning till att fokus har varit på spricktillväxtmätningar är det svenska regelverket som utformas av SSM [174]. Enligt regelverket bestäms intervall mellan återkommande kontroller (inspektion med oförstörande provningsmetoder) för mekaniska komponenter med avseende på mekanismen miljösprickning av tiden till dess att en hypotetisk spricka når kritisk storlek. Som utgångspunkt för bestämning av detta intervall antas att det, efter genomförd kontroll, finns en defekt som är lika stor som detektionsgränsen för den kontrollmetod som används. Tiden för en sådan antagen defekt att växa till kritisk storlek blir därför avgörande för tidsintervallet mellan kontrollerna. Om en defekt upptäcks vid återkommande kontroll genomförs en skadetålighetsanalys med syfte att beräkna tiden tills defekten når kritisk storlek och hotar den strukturella integriteten. Resultatet av analysen avgör således om defekten måste åtgärdas omgående eller om fortsatt drift kan tillåtas. I båda dessa fall är spricktillväxthastighet som funktion av spänningsintensitet vid sprickspetsen samt omgivande miljö en avgörande faktor i analysen (s.k. disposition lines).

Initieringsdata ges inte samma vikt i det svenska regelverket. Tiden till initiering av SCC har dock stor betydelse eftersom varaktigheten av denna fas generellt utgör majoriteten av drifttiden från igångsättning av en komponent tills att en miljöspricka når en kritisk storlek. Ur ett designperspektiv är därför initieringsdata viktig. Vidare är som påtalats tidigare tiden till initiering av speciell vikt för tunnväggiga komponenter.

6.1. Design av den experimentella kretsen

Tillförlitliga data rörande SCC bygger på att materialet provas under, för applikationen, realistiska former. För provning avseende IGSCC/PWSCC innebär detta att provning måste ske i en autoklav placerad på ett laboratorium eller ansluten till ett reaktorsystem i en kraftproducerande reaktor. I laboratorieautoklaven skall ett antal parametrar styras för att återspegla de verkliga förhållandena i BWR eller PWR, se tabell 5 för en generell översikt. För att kunna hävda att exponeringen är under full kontroll behöver även dessa parametrar mätas på flera ställen i autoklavslingan och gärna oberoende av varandra. Speciellt mätning av provernas ECP under exponeringen, samt graden av föroreningar i vatten i form av klorid och sulfat är viktiga.

Tabell 5

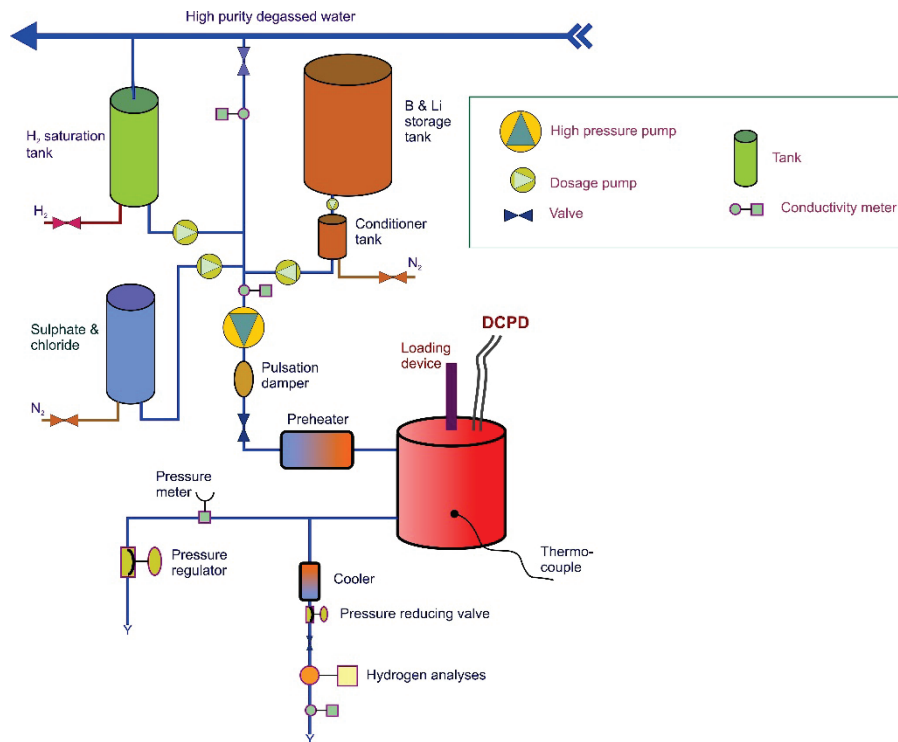
Exempel på kemiparametrar som eftersträvas under korrosionsprovning i olika nominella BWR-miljöer under senare år, främst i Sverige.

| Parameter | Typiskt värde BWR | Typiskt värde PWR |
|-----------------------------------|---|--|
| Tryck (bar) | 100 | 155 |
| Temperatur (°C) | 288* | 325* |
| Oxidationsmedel | NWC: ca 500–2 000 ppb O ₂ , (ibland H ₂ O ₂) HWC: Ej närvarande (< ca 10 ppb O ₂) | <10 ppb O ₂ |
| Reduktionsmedel | NWC: Ej närvarande HWC: ca 100–200 ppb H ₂ | 25–50 ml H ₂ /kg H ₂ O (~2 300–4 500 ppb) |
| Korrosionspotential (mV, SHE) | NWC: ca +100 - 200 HWC: < -230 | << - 600 mV SHE |
| Konduktivitet (µS/cm, @ 25 °C) | I vatten från autoklav: ≤0,1 | Beror av vald halt av borsyra och litiumhydroxid. Ca 10–40 µS/cm |
| Halt av sulfater & klorider (ppb) | I vatten från autoklav: <5 | <10 (Något högre än i BWR-provning kan accepteras, se avsnitt 7.2) |
| Flödes hastighet (kg/h) | Genom autoklav: 3–30 | Genom autoklav: 3–30 |
| Övrigt | - | Borhalt ~500–2 000 ppm Litiumhalt ~1–6 ppm |

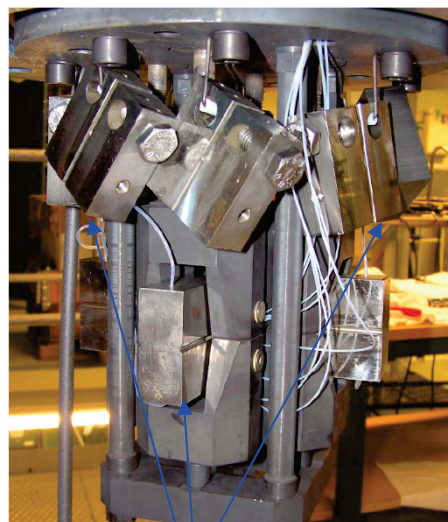
* Andra temperaturer förekommer. Förhöjd temperatur används ofta i PWR-relaterade försök för att accelerera provningen.

En schematisk skiss av en autoklavslinga för PWSCC-provning i PWR-miljö på laboratorium visas i figur 59. De korrosionsprover som exponeras måste även belastas mekaniskt, vilket ofta sker aktivt. Flera mätningar görs även på proven när de är monterade i autoklav, till exempel ECP och resistensförändringar relaterade till sprickinitiering eller propagering; se avsnitt 6.2.3 respektive 6.3.1. Bilder av en autoklav under laddning av prov samt exempel på prov för spricktillväxtmätning visas i figur 60. För ytterligare detaljer om olika typer av brottmekaniska prover hänvisas till avsnitt 6.3. Om provningen utförs på neutronbestrålat material, vilket är aktuellt för provning av IASCC, placeras autoklaven i en cell med strålskärning för att skydda personal från joniserande strålning.

Provning kan även utföras i autoklavslingor som är kopplade direkt till primärloopen på en BWR. Sådana slingor har använts vid provning i flera svenska BWR, t.ex. i Ringhals 1 och Oskarshamn 2 och 3. Motsvarande provning har inte gjorts i PWR, sannolikt av praktiska skäl.



Figur 59
Schematisk beskrivning av en högtryckskrets för materialprovning i PWR-miljö.



Spricktillväxtprover

Figur 60
Vänster: Laddning av prover i en autoklav.
Höger: Exempel på en uppsättning spricktillväxtprover innan exponering i autoklav.

6.2. Initieringsprovning

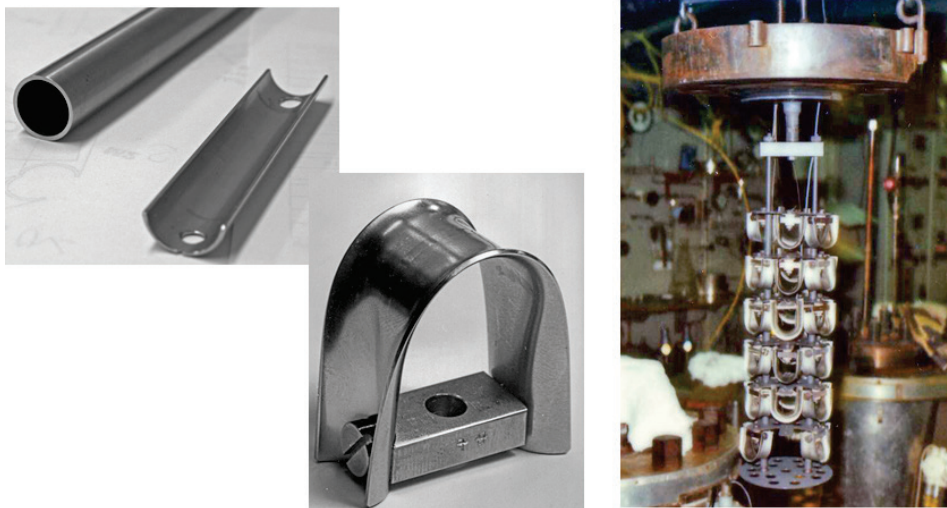
Syftet med denna typ av provning brukar vara att fastställa tiden till initiering av IGSCC eller PWSCC (om det sker över huvud taget) under exponering i en specifik miljö. Alternativt kan antalet sprickor och deras djup mätas efter en bestämd exponeringstid. En vanlig problemställning som bemöts med initieringsprovning är gradering av olika typer av materials eller materialtillståndets känslighet för SCC i en bestämd miljö. Ett par exempel kan vara hur olika grader av kallbearbetning i ett visst material påverkar känsligheten för initiering, eller vid vilken spänningsnivå sprickor initierar. Alternativt efterfrågas hur olika specier i det simulerade reaktorvattnet påverkar tiden till initiering. Här är studier av vätgashaltens inverkan på tiden till initiering för PWSCC ett bra exempel.

Det finns ett flertal olika metoder anpassade för att genomföra initieringsprovning i både BWR- och PWR-miljö. I detta avsnitt kommer endast ett urval att beskrivas. Vanligen skiljer man metoderna åt beroende på hur provet belastas. Detta sker i det enklaste fallet genom att en konstant förskjutning eller att en konstant last appliceras på provet. Oftast används dock en aktivt styrbar last vilket ger betydligt större frihet och kontroll under provningen.

Detektering av tiden till initiering sker i det enklaste fallet genom att provningen avbryts vid givna tidsintervall och proverna plockas ut ur autoklaven och undersöks med t.ex. stereomikroskopi. Prov utan sprickor exponeras sedan vidare tills den planerade exponeringstiden uppnåtts. Alternativt kan t.ex. elektriska, elektrokemiska eller mekaniska metoder användas för att detektera initiering under pågående provning i autoklav.

6.2.1. Provning med "U-bockad profil"

I denna typ av provning (eng. "U-Bends" och "Reversed U-Bends", RUB) används en rektangulär remsa av provmaterialet som bockas ca 180° till en U-form. Även rörhalvor som är kluvna axiellt kan användas. Bockningsoperationen genererar dragspänningar i yterytan av provet. Vidare medför formningen av U-profilen att materialet belastas långt över sträckgränsen, vilket innebär att materialet deformeras i kallt tillstånd. Provningen är standardiserad enligt ASTM G30-97, och ISO 7539-3. Figur 61 visar foton av prov samt hur de monteras i en autoklav.



Figur 61

Foton över prov i form av U-bockade profiler för initieringsprovning. Provhållare med prov visas till höger precis innan montering i autoklav. Proven som visas i bilden avser test av ånggeneratorrör av Alloy 600 i PWR-miljö [151].

Provningen med U-bockade profiler har ett antal fördelar och nackdelar som kort summeras nedan.

Fördelar

- Enkel och förhållandevis billig metod.
- Metoden är standardiserad.
- Ett stort antal prover kan exponeras. Detta är eftersträvansvärt eftersom initiering av IGSCC eller PWSCC av naturen är stokastisk.
- Lämplig metod för screeningsförsök.

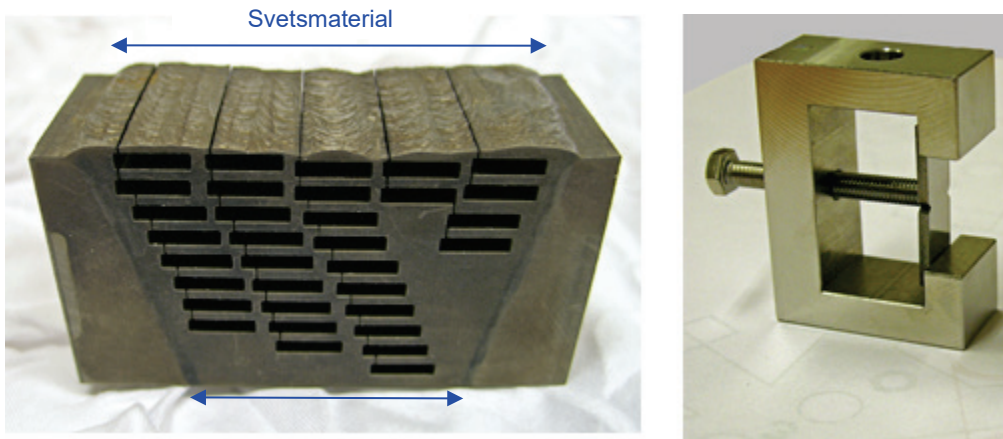
Nackdelar

- Spänningen i provmaterialet relaxerar med tiden. Hänsyn till förändringar av materialegenskaper under uppvärmning från rumstemperatur till exponeringstemperatur måste göras.
- Provningen ger inte någon påtaglig acceleration av initieringsprocessen. Detta medför att provningstiden blir lång, >1 år.
- Tid till initiering bestäms inte med stor noggrannhet. Ofta sker det genom periodiska undersökning med glesa mellanrum (~1 000 h).
- Metoden inducerar med automatik en mycket hög kallbearbetningsgrad i materialet vilket inte är representativt för verkliga komponenter.

En stor del av den provning som gjordes i Sverige med avseende på initiering av PWSCC i ånggeneratorrör utfördes med denna provningsteknik [142, 150]. Metoden lämpar sig väl för relativt känsliga system som t.ex. Alloy 600 exponerad i PWR-miljö. Provtypen har inte använts i försök relaterade till BWR-förhållanden av den enkla anledningen att den reaktortypen saknar ånggeneratorer. I BWR-miljö (NWC) är det tänkbart att sprickor skulle initiera på ganska kort tid (i Alloy 600/182) då materialet är kraftigt kalldeformerat. Det skulle emellertid göra det svårt att särskilja effekterna av olika variabler.

6.2.2. Böjprover

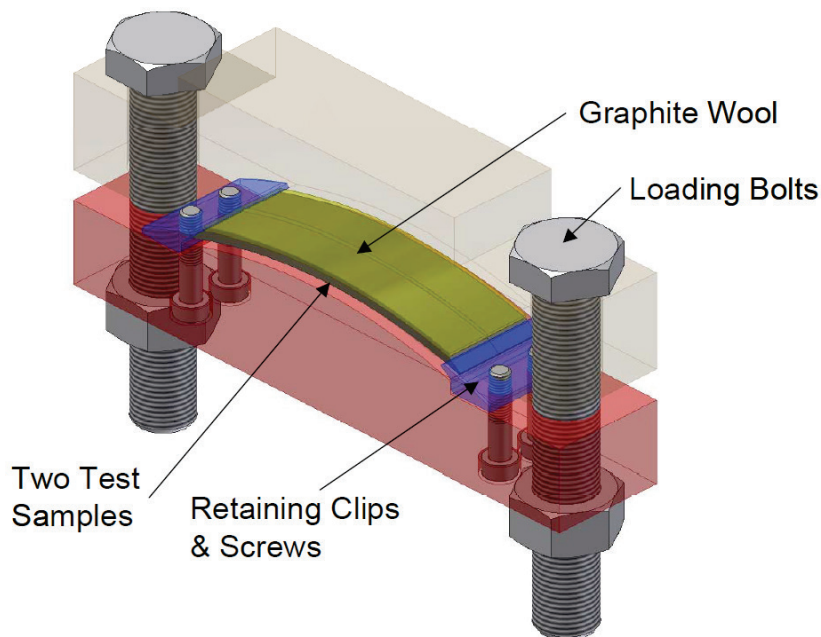
Utgångsmaterialet för dessa prover kan vara i form av plåt eller stång. Även svetsfogar eller svetsgods kan provas med denna metod. Böjprover behöver nödvändigtvis inte belastas långt över sträckgränsen. Därför kan spänningen i den yttersta fibern på provet beräknas under inspänningen. Böjprov belastas oftast under konstant förskjutning, men lösningar för aktiv belastning finns också. Belastning sker genom böjning via kontakt vid tre eller fyra punkter. Vid trepunktsbelastning är spänningen i provkroppen störst mitt på provet medan den avtar mot noll vid provets ändar. I ett fyrapunkts böjprov uppstår den maximala spänningen mellan de inre kontaktpunkterna. Provningsen är standardiserad enligt ASTM G 39-99 och ISO 7539-2. Figur 62 visar exempel på framtagning och pålastning av trepunktsböjprov (3PB). Exemplet kommer från en provning av Alloy 182 i simulerad PWR-miljö.



Figur 62

Exempel på framtagning av 3PB-prov ur ett uppsvetsat material. Till vänster ses svetsfogen ur vilken provplåtar tagits ur genom trådgnistning. Till höger ses det inspända provet [86]. *Copyright 2009 by the American Nuclear Society, La Grange Park, Illinois. Used with permission.*

En variant på böjprov finns där provet spänns in mellan två krökta ytor i en provhållare. På så vis fås en jämnare belastning längs den yttersta fibern på provet jämfört med 3PB-prov. Denna typ av prov kompletteras ofta med en spaltbildare av grafitull och betecknas då "Crevice Bent Beam" (CBB). Spaltbildare gör provningen mer aggressiv och förkortar tid till initiering, speciellt under BWR-NWC-miljö. Anledningen är att en så kallad "luftningscell" bildas i spalten vilket leder till ansamling av aggressiva joner. Emellertid har dess funktion ifrågasatts eftersom spaltbildaren i sig befaras vara en källa till okända halter föroreningar under provningen [175]. Ett exempel på applicering av CBB-provning av Alloy 182 i BWR-miljö visas i figur 63. Syftet med provningen var att undersöka inverkan av en viss ytbehandling på tiden till initiering av IGSCC i Alloy 182 och utifrån den informationen beräkna en "förbättringsfaktor" för ytbehandlingen [176].



Figur 63

Schematisk illustration av en hållare för CBB provning [176]. Copyright 2007 by The Canadian Nuclear Society. Used with permission.

Provningen med böjprover har ett antal fördelar och nackdelar som kort summeras nedan.

Fördelar

- Enkel och förhållandevis billig metod.
- Olika spännings- och töjningstillstånd kan provas samtidigt beroende på hur mycket provet böjs.
- Prover med olika kallbearbetningsgrad kan provas.
- Ett stort antal prov kan exponeras samtidigt.
- Standardiserad metod (dock ej CBB).
- Lämplig för screeningförsök.

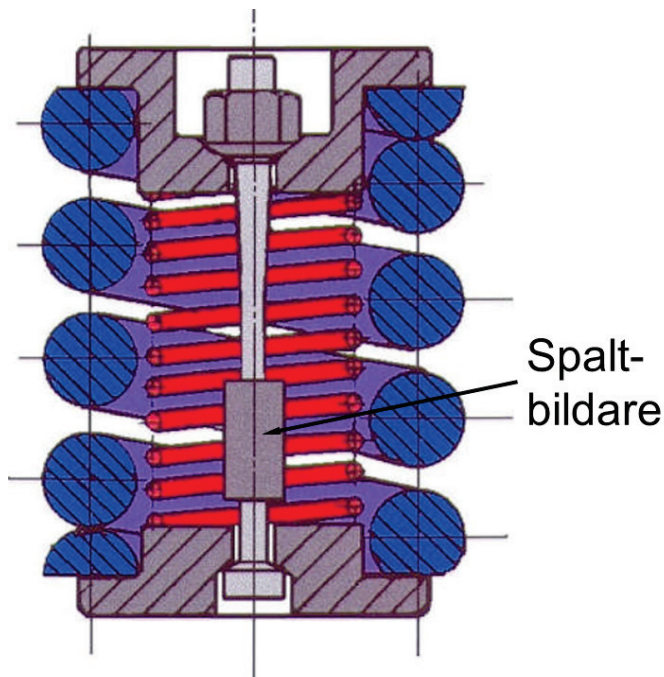
Nackdelar

- Spänningen i provmaterialet relaxerar med tiden och i samband med uppvärmning och nedkylning till och från provningstemperaturen.
- Ofta lång exponeringstid >1 år, såvida inte spaltbildare används (CBB).
- Tid till initiering bestäms vanligen inte med stor noggrannhet. Ofta sker det genom periodiska undersökning av proverna.
- Användning av spaltbildare av grafitull kan ifrågasättas.

Initieringsprovning med böjprov är intressant till exempel som screeningmetod när flera charger eller olika typer av ytbehandlingar skall testas i en och samma miljö. Beroende på autoklavstorlek kan i storleksordningen 10–50 prover exponeras i en laboratoriekrets. I en stor autoklav kopplad till en förbiflödeskrets i en BWR kan upp till 1 000 prover exponeras parallellt. Dock blir tiden till initiering (om det sker) antagligen lång, flera år, för provning som innefattar nickelbaslegeringar.

6.2.3. Provning med konstant last

Detta avsnitt berör provning där en konstant last appliceras på en provkropp. Oftast används vanliga dragprovstavar men andra geometrier finns också. Ett exempel på provning av en dragprovstav under konstant last genererad av en kalibrerad fjäder visas i figur 64. Framtagning av denna typ av dragprovstav är standardiserad, se t.ex. ISO 7539-4. Denna typ av provningsanordning lämpar sig för att placeras i stort antal inne i en autoklav. Exponering av prov i reaktorvattnet i Oskarshamn 2 (i magnetitfilterkärlen) är ett exempel på när denna typ av provstav har använts för att testa nickelbasmaterial. Försöket pågick under 17 år från slutet av 1970-talet till mitten av 1990-talet. Cirka 1 000 st prov av framförallt Alloy X-750 men även Alloy 718, Alloy 600 och Alloy 690 testades [177]. En omfattande provmatrix genomfördes vilken inbegrep olika värmebehandlingstillstånd, spänningsnivå, anvisning (spänningstillstånd) samt spaltmiljö.



Figur 64

Exempel på ett fjäderbelastat prov som möjliggör provning av en dragprovstav under konstant last i autoklav. Den blå fjädern i bilden genererar lasten på provet medan den röda fjädern trycker upp provhållarens övre del för att indikera när provet går av. Notera att dragprovstaven är försedd med spaltbildare. Modifiering efter referens [178].

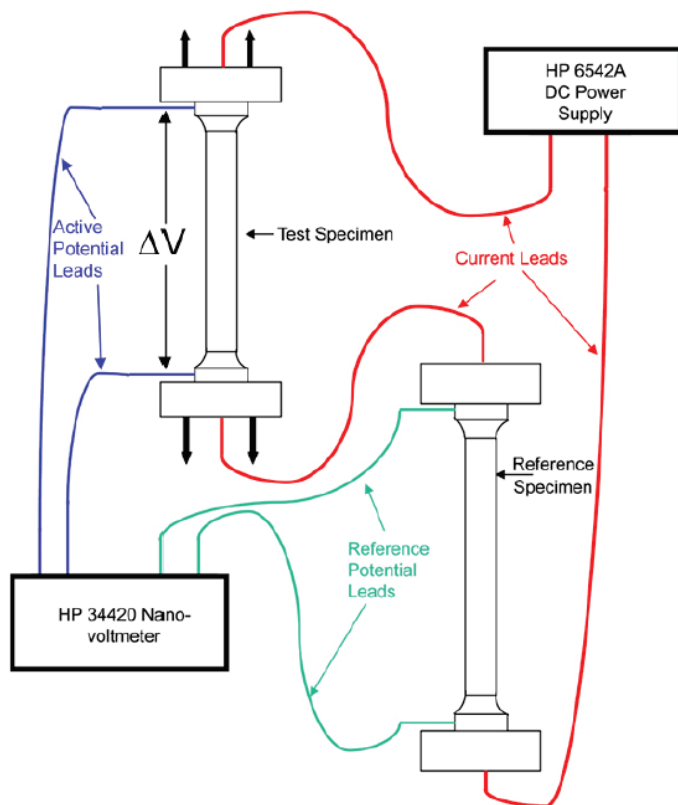
Provning under konstant last kan också utföras med en draganordning monterad utanpå en autoklav eller via ett bälgssystem som använder autoklavtrycket för att belasta proverna. Proverna behöver inte vara i form av dragprovstavar utan andra geometrier förekommer, t.ex. C- eller O-ringar.

Detektering av tiden till initiering under den beskrivna konstantlastprovningen kan göras på flera sätt. Ett alternativ är en mekanisk anordning som visar när ett prov går till brott. Det kan åstadkommas genom att dragstång, provbackar och andra delar av lasttåget förskjuts en bestämd sträcka beroende på vilket prov som går av, eller att en fjäder aktiverar en indikator, jämför figur 64. Under antagandet att tiden från initiering till brott är kort

kan initieringstiden i det första fallet bestämmas med relativt stor noggrannhet. I det senare fallet bestämmer huvudsakligen inspektionsintervallet hur noggrant initieringstiden kan bestämmas.

Ett annat sätt att detektera tiden till initiering är ”Direct Current Potential Drop” (DCPD)-tekniken, som beskrivs närmare i avsnitt 6.3. I korthet används det potentialfall som uppstår i en provkropp, genom vilken en likström leds, när en spricka initierar [48, 49]. Figur 65 visar en schematisk illustration av tekniken. En avgörande fördel med DCPD-tekniken är att initiering av sprickning kan detekteras med stor precision i tiden redan när provet är monterat i autoklaven. Detta kan till exempel utnyttjas för att noggrant bestämma hur olika parametrar minskar tiden till initiering, med andra ord hur mycket provningen accelereras. Den vanligaste metoden för att accelerera en provning i PWR-miljö är att öka temperaturen, från ca 320 °C till 360 °C. På så vis kan provningen genomföras snabbare, samtidigt som en tid till initiering under reaktorförhållanden kan beräknas utifrån den tidigare bestämda termiska aktiveringsenergin för initiering. Metoden kan även användas för att bestämma en relativ ”förbättringsfaktor” (”factor of improvement”) som används för att jämföra ett sprickkänsligt material med ett material med högre motståndskraft. Till den sistnämnda kategorin hör t.ex. Alloy 690 och dess artegna svetsgods, vilka är så motståndskraftiga mot PWSCC att initieringsprovning inte är genomförbar under rimliga exponeringstider utan att provningsförhållandena kraftigt accelereras, t.ex. genom kraftig kallbearbetning. Alltför kraftig acceleration av provningsbetingelserna kan medföra att andra mekanismer inverkar på sprickningen och att resultaten därmed inte på ett enkelt sätt kan överföras till reaktorförhållanden.

Ett sätt att angripa problemet är att genomföra en accelererad parallell provning med en mer sprickkänslig legering, t.ex. Alloy 600, och bestämma tid till initiering för det materialet samt en accelerationsfaktor för själva provningen. Den parallella provningen med det mer motståndskraftiga materialet, t.ex. Alloy 690 tillåts dock fortsätta under accelererade former, vanligen förhöjd temperatur. Detta sker till dess att tiden för provningen multiplicerat med accelereringsfaktorn motsvarar den tid till vilken man vill extrapolera försöket med den mer motståndskraftiga legeringen. I teorin kan på detta vis en uppskattning fås om huruvida initiering av PWSCC eller IGSCC sker även i motståndskraftiga material under en reaktors förväntade livslängd. Detta bygger då som sagt på att en likhet antas i initieringsprocessen mellan två snarlika material med olika motståndskraft mot initiering av sprickning.



Figur 65

Schematisk illustration som visar hur potentialfallet över en belastad provstav i en autoklav mäts i relation till potentialfallet över en obelastad provstav exponerad för samma miljöförhållanden. När en spricka initierar i den belastade provstaven ökar spänningsfallet över dess midja i förhållande till spänningsfallet över den obelastade provstaven. På så vis kan en exakt tid till initiering av PWSCC mätas under ett autoklavförsök [48]. *Copyright 2011 by The Minerals, Metals & Materials Society. Used with permission.*

Initieringsprovning under konstant last har ett antal fördelar och nackdelar som kort summeras nedan.

Fördelar

- Problem med relaxation av belastningen i provkroppen under exponering minskas eller elimineras.
- Belastningen i provkroppen är känd under hela provningen om lasten övervakas under försöket.
- Olika spännings- och töjningstillstånd kan provas samtidigt beroende på provernas inbördes utformning.
- Flertalet prover kan exponeras samtidigt.
- Flera standardiserade provgeometrier finns att tillgå.
- Metoden kan vara lämplig inte enbart för screeningförsök utan även för att bestämma belastningsnivåer under vilka initiering inte sker i ett givet material under en viss tidsrymd.
- Flera metoder för att detektera initiering med god precision i tiden finns, t.ex. DCPD.

Nackdelar

- Sannolikt lång exponeringstid, >1 år, för de flesta kombinationer av nickelbas-material och exponeringsmiljö, såvida inte en accelererande faktor som kallbearbetning, föroreningar eller förhöjd temperatur finns med i bilden. För de mest motståndskraftiga materialen sker initiering sannolikt inte alls under tider som är praktiskt möjliga för autoklavexponeringar.
- Konstantlastprovning är mer komplicerad än en provning med konstant förskjutning.
- Få komponenter är utsatta för enbart enaxlig belastning (ett visst mått av böjning förekommer nästan alltid) varför enaxligt belastade prov, t.ex. dragprov, kan medföra icke-konservativa data.

6.2.4. SSRT/CERT

”Slow Strain Rate Testing” (SSRT) eller ”långsamt dragprov” bygger på att en dragprovstav förlängs analogt med ett vanligt dragprov, fast med en betydligt långsammare draghastighet, under det att provet exponeras för en miljö av intresse. Töjningshastigheten under provningen är normalt i storleksordningen 5×10^{-8} till $1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$, vilket medför att provstaven går till brott efter månader, veckor eller dagar av exponering. En långsammare draghastighet anses ge en mer aggressiv provning. Provning med SSRT är standardiserad enligt t.ex. ISO 7539-7.

En provning med SSRT kan utvärderas på flera sätt. Primärt studeras huruvida provmaterialet uppvisar en minskad brottspänning och brottförlängning under provningen jämfört med provning i en inert miljö vid samma temperatur. En efterundersökning av brottytan är också viktig för att fastställa om det är miljösprickning av typ IGSCC eller PWSCC som har initierats under provningen och i så fall kvantifiera den. Andel av brottytan med icke-duktilt brott (t.ex. IGSCC) blir därmed ett annat mått på känsligheten hos materialet för miljösprickning. Det är dock inte nödvändigt att fortsätta provningen till brott. Istället kan provningen avbrytas t.ex. efter en bestämd exponeringstid. Provningen

utvärderas då genom att mäta antalet sprickor i provstaven eller djupet av den längsta sprickan. En ”skenbar” spricktillväxthastighet kan också fås fram genom att dela längden av den djupaste sprickan som uppstår under en provning med exponeringstiden [179]. På så vis fås ett måttal som är enkelt jämförbart mellan olika provningar. Dessutom behöver inte provstaven dras till brott under försöket, vilket annars skulle ge deformationer i provmaterialet som är orimliga för praktiska tillämpningar.

Ett exempel på en SSRT-provning visas i figur 66 [12]. Kurvorna i figuren visar last mot förlängning för sex stycken provstavar i Alloy 600 med notchade respektive släta midjor exponerade i PWR miljö. Provstavarna hade olika värmebehandlingstillstånd:

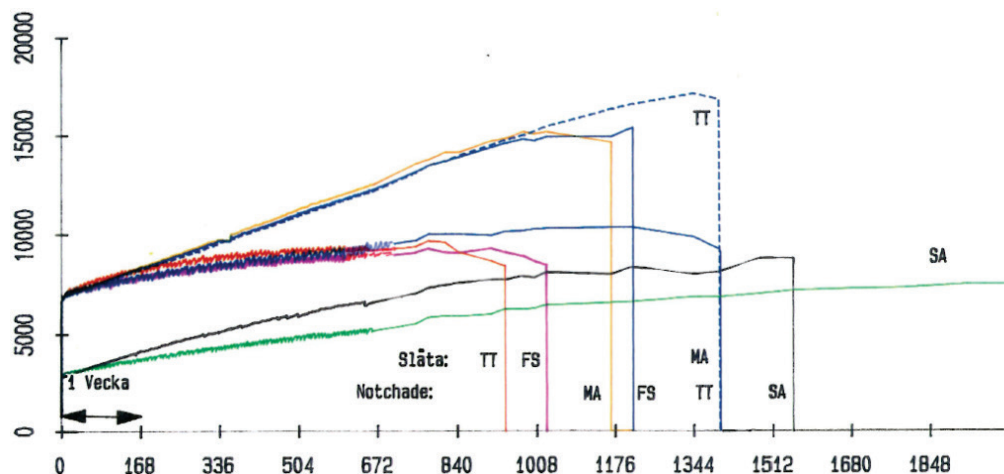
MA – Mill Annealed (930 °C/15 min),

SA – Solution Annealed (MA+ 1 080 °C/15 min)

FS – Furnace Sensitized (MA+620 °C/48 h)

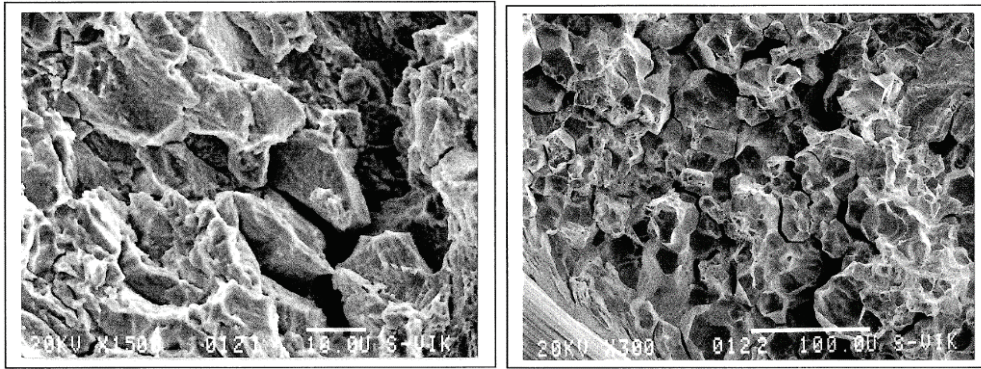
TT – Thermally Treated (MA+710 °C/12 h)

SSRT-provningen visade inte direkt på vilket prov/värmebehandling som resulterade i miljösprickning, eftersom det inte fanns referensprov i en inert miljö att jämföra med. Istället förlitade man sig på en efterföljande fraktografisk undersökning. Resultaten visade på att värmebehandlingarna MA och SA hade utvecklat PWSCC i de fall notchade provstavar hade använts, se figur 67.



Figur 66

Last mot tid plottat för sex stycken provstavar i Alloy 600 som provats genom SSRT i PWR miljö [12].



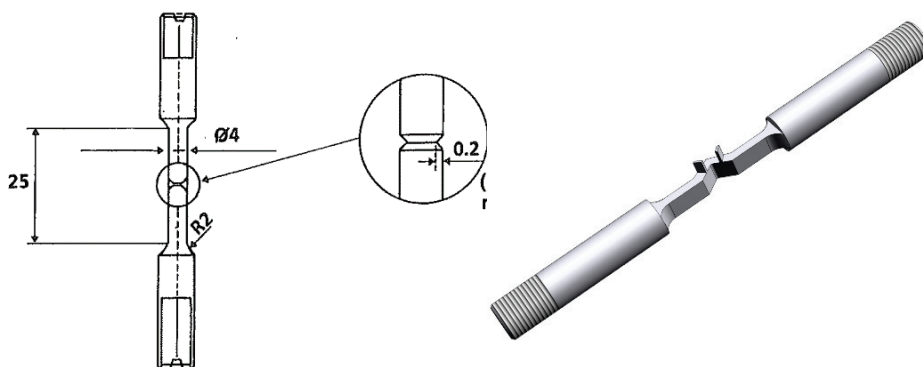
Figur 67

Undersökning i SEM av brottytor från provstavar i Alloy 600 som genomgått SSRT-provning i PWR-miljö och uppvisar PWSCC [12].

Vänster: Värmebehandling "MA" notchad provstav.

Höger: Värmebehandling "SA" notchad provstav.

Som framgick av exemplet ovan används inte enbart släta provstavar vid SSRT-provning. Ett alternativ är att förse dragprovstavens midja med en perifer anvisning (V- eller U-formad), vilket skapar ett treaxligt spänningstillstånd i provstavens yta. I sin tur leder det till att provets brottförlängning minskar jämfört med en slät provstav. Ett annat alternativ är att introducera en V-form i provstavens midja, en så kallad "hump". Midjan kan t.ex. formas genom trådnistning eller i kallt tillstånd i en press, vilket i det senare fallet leder till lokal kalldeformation. Vidare fås under provningen en koncentration av töjningen till insidan av V-formningen. Sammantaget leder det till att provningen blir mer aggressiv vilket kan vara nödvändigt för att under provning i laboratoriemiljö framkalla sprickning över huvud taget i motståndskraftiga material. Detta har utnyttjats i vissa undersökningar av PWSCC i Alloy 600 [180, 181]. Som framgår av [12] resulterade inte provning med SSRT med släta provstavar i PWSCC när Alloy 600 provas, även om det är ett förväntat resultat. Under sammanställningen av denna rapport har ingen referens hittats som pekar på att PWSCC eller IGSCC har observerats under SSRT av de mest motståndskraftiga nickelbaslegeringarna, d.v.s. Alloy 690 eller dess artegna svetsgods. Figur 68 visar schematiska skisser av provstavar med perifer V-notch samt med V-formad provstavsmidja.



Figur 68

Exempel på modifierade provstavar för SSRT.

Vänster: Provstav med perifer V-notch. Efter referens [182]. *Copyright 1987 by The Minerals, Metals & Materials Society. Used with permission.*

Höger: Provstav med V-formad midja för aggressiv provning [14].

Fördelar

- Metoden är förhållandevis snabb eftersom exponeringstiden typiskt är i storleksordningen en eller ett par veckor (om initiering sker över huvud taget).
- Metoden är standardiserad.
- SSRT är mer komplicerad än konstantlastprov men får i sammanhanget beskrivas som tekniskt ganska enkel och väldokumenterad.
- Flera provstavstyper finns att tillgå efter behov.
- Det finns gott om referensdata i litteraturen rörande resultat från SSRT.
- I större autoklaver med flera dragstänger kan flera prover exponeras parallellt.

Nackdelar

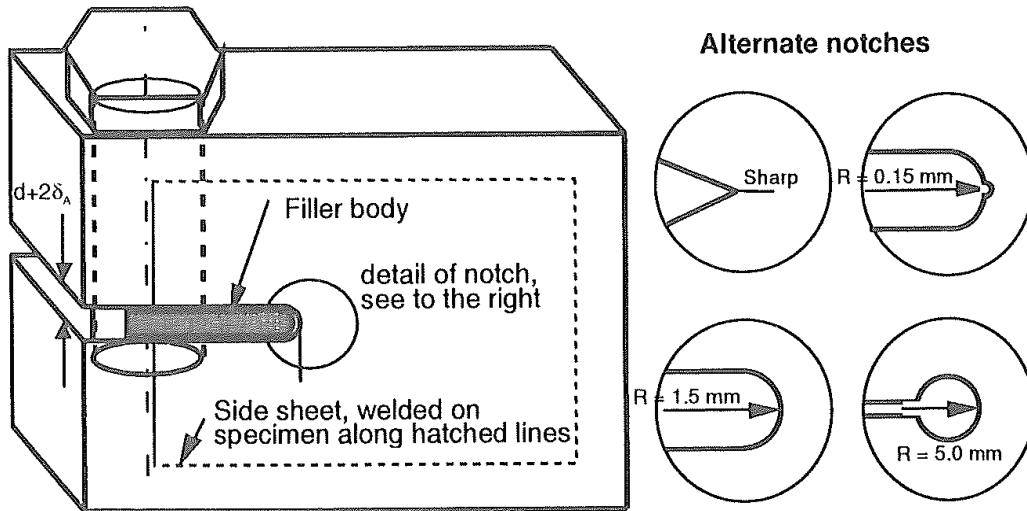
- Resultatet av SSRT är alltid kvalitativt eller relativt något annat och inte absolut.
- På grund av den konstant ökande spänningen och töjningen är materialtillståndet under provningen inte väldefinierat.
- I försök där provet dras till brott är resultaten svåra att överföra direkt till förhållanden i reaktorn.

SSRT är till sin natur kvalitativ. Den används för att gradera olika materials känslighet för IGSCC/PWSCC eller att gradera olika exponeringsmiljöers aggressivitet mot ett visst material eller materialtillstånd. Olika provs relativa känslighet för miljösprickning kan graderas genom att mäta tid till brott, djup hos den längsta sprickan efter en viss exponeringstid, andel SCC av brottytan etc. En skenbar spricktillväxthastighet kan också fås fram genom att dela längden av den djupaste sprickan som uppstår under en provning med exponeringstiden [179]. På så vis fås ett måttal som är enkelt jämförbart mellan olika provningar. Dessutom behöver inte provstaven dras till brott under försöket, vilket annars skulle ge deformationer i provmaterialet som är orimliga för praktiska tillämpningar.

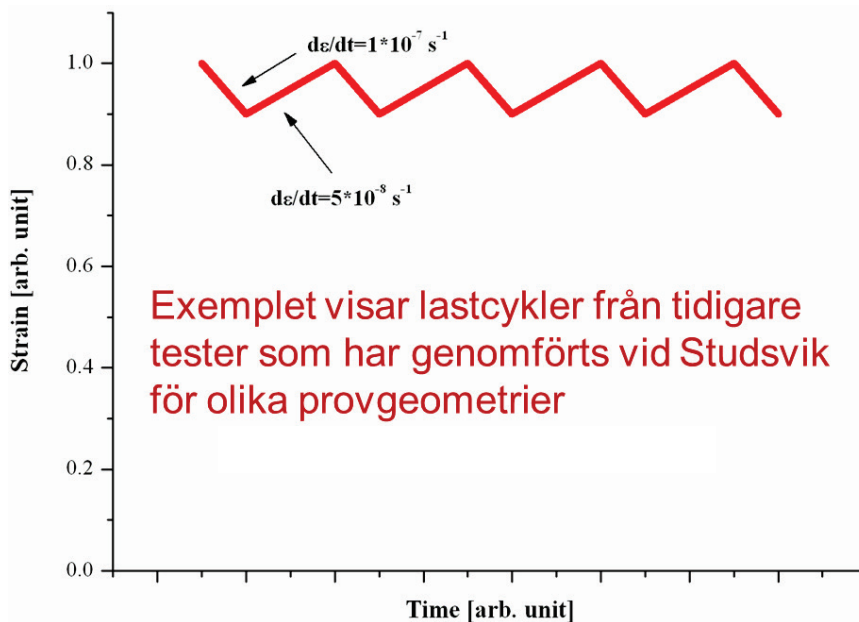
6.2.5. Initieringsprovning med brottmekaniskt prov

Brottmekaniska prov av typen ”Compact Tension” (CT) används i regel för spricktillväxtmätningar, se avsnitt 6.3. Emellertid kan denna typ av prov även användas för initieringsstudier förutsatt att provet istället för en förutmattad spricka förses med en nyckelhålsformad anvisning. Detta illustreras i figur 69. Beroende på hur den avrundade anvisningen utformas kan olika töjningstillstånd erhållas, från plan- till treaxlig töjning [125]. Placeringen av anvisningen kan ske med god precision i provmaterialet. På så vis kan t.ex. ett utvalt område i anslutning till en svets provas. Provformen lämpar sig väl för detektering av initiering under pågående provning med hjälp av DCPD. Provtypen kan antingen belastas passivt med en bult, vilket visas i figur 69, eller aktivt med hjälp av t.ex. en servoelektrisk lastanordning. Om det senare alternativet väljs kan förutom provning vid konstant last även lastcykling appliceras. Detta kan göras för att simulera de töjningar som materialet upplever vid t.ex. upp- eller nedkörning av anläggningen eller som följd av mekaniska påfrestningar under drift. Lastcykling, inom rimliga gränser, kan också vara ett sätt att accelerera initieringsförloppet och på så vis korta exponeringstiden. Ett exempel på lastcykling som kan användas för detta ändamål visas i figur 70. Lastcykling kan i regel utföras på alla prover som har en aktiv belastning.

Initieringsprovning med brottmekaniskt prov har inte använts i samma utsträckning som t.ex. SSRT. Dock finns minst en väldokumenterad beskrivning av hur metoden appliceras på studier av IGSCC i Alloy 600 och Alloy 182 [125]. Metoden har flera fördelar som t.ex. ett kontrollerbart töjningstillstånd och möjlighet till exponering av flera prover samtidigt samt möjlighet till on-line detektering av initiering. Dock hör tekniken till de mer komplicerade provningsmetoderna.



Figur 69
Schematisk illustration av ett modifierat CT-prov med en skarp samt tre avrundade anvisningar för initieringsprovning [125]. Copyright 1999 by The Minerals, Metals & Materials Society. Used with permission.



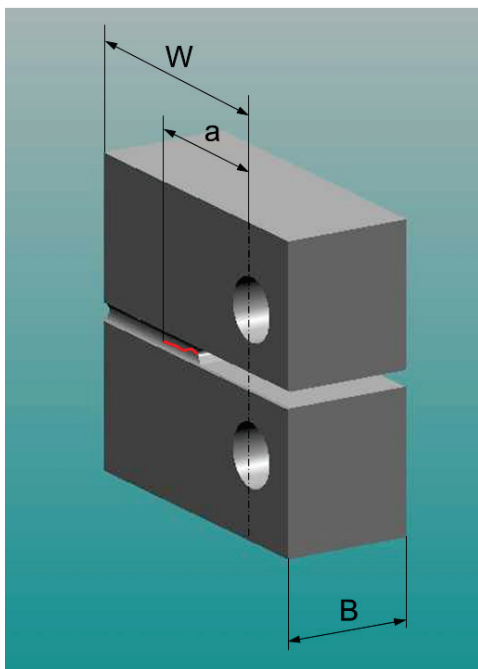
Figur 70
Exempel på en (last) töjningscykel som kan appliceras på en provkropp för att simulera de påkänningar ett material utsätts för under drift av en reaktor.

6.3. Spricktillväxtprovning

I spricktillväxtmätningar används brottmekaniska prov för att mäta hur fort en spricka växer under givna miljö- och belastningsbetingelser. Mätningarna resulterar alltså i kvantitativa data och med ett och samma prov kan spricktillväxthastigheten under flera olika betingelser bestämmas. I generella termer kan man dela in spricktillväxtförsök i två kategorier; parameterstudier och kvantitativa försök. I den förra kategorin är syftet att bestämma vilken effekt en ändring av en parameter har på spricktillväxthastigheten, till exempel vilken inverkan en ändring från NWC till HWC har. Beträffande den senare kategorin är syftet huvudsakligen att generera kvantitativa tillväxtdata som till exempel kan tillämpas i skadetålighetsanalyser. I allmänhet är antalet datapunkter som erhålls per prov färre i kvantitativa försök och ofta strävar man efter att med ett prov endast bestämma en spricktillväxthastighet under en given parameteruppsättning [183].

6.3.1. Mätteknik och utformning av prov

I spricktillväxtmätningar används vanligen CT-prov, och provformen finns beskriven i flera standarder, till exempel ASTM E399 [184]. ISO- eller ASTM-standarder saknas för denna typ av provning, men en standard för spricktillväxtmätning av IGSCC med brottmekaniska prov i högtemperaturvatten har under senare år utarbetats i Japan [185, 186]. Figur 71 visar ett CT-prov där de viktigaste dimensionerna angetts. Normalt är provets längd från lastlinjen till dess bakre kant (W) dubbelt så stor som dess tjocklek (B), det vill säga $W = 2 \cdot B$. Vanliga provstorlekar för försök på material som inte är neutronbestrållade³ är $B = 25$ mm (eller ca en tum) och $B = 12,5$ mm (eller 0,5 tum).



Figur 71
CT-prov med de viktigaste dimensionerna angivna.

³ CT-prov av bestrålat material är ofta mindre av främst två skäl: Det första är att ett mindre prov medför en lägre aktivitetsmängd och därmed en lägre dosrat. Det andra är att dimensionerna på bestrålat material från skrotade komponenter, samt utrymmet i testreaktorer, vanligen är begränsande. Bestrållade prov är sällan större än $B = 8$ och $W = 16$ mm.

Vid spricktillväxtprovning skapas en utmattningsspricka (indikeras med rött i figur 71) där det maskinbearbetade spåret slutar. Förutmattningssprickan åstadkoms genom att anbringa en cyklisk last i hålen i provets främre del. Under provningen i den miljö som är av intresse belastas sedan provet så att önskad spänningsintensitet, K_I , vid sprickspetsen erhålls. Spänningsintensitetsfaktorn, K_I , är en brottmekanisk term som beskriver den sprickdrivande kraften vid en sprickspets och i till exempel ASTM E399 [184] finns beskrivet hur K_I vid sprickspetsen i ett CT-prov beror av pålagd last och spricklängd.

Vanligen mäts spricklängden kontinuerligt under försöket med DCPD-teknik. Mätning med DCPD-teknik innebär att en konstant likström leds genom provet samtidigt som spänningen över sprickan mäts. När sprickan växer ökar spänningsfallet över provet och en spricktillväxthastighet kan bestämmas. En mindre vanlig teknik att mäta spricklängden med är ACPD ("Alternate Current Potential Drop"). Tekniken är analog med DCPD med skillnaden att en växelström istället leds genom provet. Utförligare redogörelser för DCPD- och ACPD-teknikerna ges till exempel i referens [187]. Upplösningen i spricklängd kan med DCPD-tekniken vara omkring 1–5 μm . DCPD-tekniken är känslig för ore-gelbundna sprickfronter och obrutna ligament ("öar" av osprucken metall) bakom sprickfronten. Obrutna ligament kortsluter provhalvorna vilket gör att en skenbart kortare spricka registreras. När skillnaden mellan medelspricklängden och den kortaste delen av sprickan är liten (jämn sprickfront) registrerar DCPD ett värde närmare medelspricklängden. En större skillnad (ojämnare sprickfront) gör att DCPD registrerar ett värde som relativt sett är närmare den kortare spricklängden. Detta förklaras av att strömtätheten är högre vid sprickspetsen än i övriga delar av provet.

Man kan även mäta spricklängden med kompliansmetoden, där sambandet mellan spricklängd och spricköppning (CMOD, "Crack Mouth Opening Displacement") utnyttjas; se t.ex. referens [188]. Tekniken kräver en anordning som möjliggör mätning av spricköppningen vid till exempel provets framkant eller lastlinjen. Vid autoklavprovningar kan en LVDT ("Linear Voltage Displacement Transducer") anpassad för den aktuella miljön användas. För att mäta spricklängden måste dock av- och pålastningar göras regelbundet och det resulterar i att den uppmätta spricktillväxthastigheten kan inkludera ett oönskat utmattningsbidrag. Upplösningen i spricklängd med kompliansmetoden är omkring 50 μm , d.v.s. sämre än med DCPD. Även denna teknik är känslig för oregelbundna sprickfronter. Kompliansmetoden tillämpades när spricktillväxtprovning började användas för att studera IGSCC i rostfritt stål i BWR-miljö. Idag används metoden i vissa försök som komplement till DCPD-mätningar.

Vanligen belastas provet med hjälp av en provningsmaskin och en dragstång som går in i autoklaven via en genomföring. Det är en fördel om maskinen har kapacitet att cykla lasten med tillräckligt hög frekvens (minst 0,1 till 1 Hz) så att förutmattningen kan utföras i den aktuella provningsmiljön. Lasten mäts kontinuerligt med en lastcell. Med ett mät- och styrprogram för DCPD kan lasten kontrolleras så att de önskade lastförhållandena erhålls, till exempel så att spänningsintensiteten vid sprickspetsen hålls konstant. Fördelen med aktiv belastning är att K_I under försöket är känd och kan styras. Nackdelen är den ökade komplexiteten hos provningssystemet.

Belastningen av proven kan också åstadkommas med en skruv som visas i figur 69. Fördelen är att ingen avancerad belastningsanordning med autoklavgenomföring för dragstången krävs. Nackdelar är att lasten och därmed K_I relaxerar på grund av flera faktorer såsom ökande spricklängd, förändringen i E-modul mellan temperaturen för inspänning (rumstemperatur) och provning (288 °C), samt andra faktorer såsom sättningar och lokal deformation vid kontaktytor mellan skruv och prov. Vidare förutmattas provet vanligen i luft vid rumstemperatur, vilket resulterar i en transkristallin spricka med en utmattningshårdnad plastisk zon vid dess spets. Detta kan försvåra utvecklandet av en interkristallin spänningskorrosionsspricka, speciellt i material som är mer resistenta mot IGSCC. Äldre konstantlastprovning kördes också med en transkristallin förutmattad spricka. Spricklängden i passivt belastade prov (t.ex. skruvbelastade som i figur 69) kan mätas kontinuerligt med DCPD, men vanligen mäts den på uppbrutna prov efter att försöket avslutats. I det senare fallet saknas information om när sprickan började växa, vilket gör att spricktillväxthastigheten underskattas om inte tillväxten startar direkt när exponeringen påbörjas.

6.3.2. Utveckling av provningstekniken

De första spricktillväxtmätningarna med brottmekaniska prov avseende IGSCC i rostfritt stål i BWR-miljö utfördes förmodligen kring 1980; se t.ex. referens [189]. Det var också vid den här tiden som DCPD-tekniken började användas. I Sverige utförde under andra halvan av 1980-talet dåvarande ASEA-ATOM de första försöken [190] med konstant last och spricklängdsmätning med DCPD. I Studsvik har korrosionsutmattningsförsök i lättvattenreaktormiljö utförts sedan slutet av 1970-talet där spricktillväxten mättes med kompliansmetoden. För PWR aktualiserades behovet av kvantitativa spricktillväxtdata först under 1990-talet i och med att de första skadorna i drivdonsstutsar för styrstavar rapporterades.

Provningsmetodikerna för spricktillväxtmätningar har med åren utvecklats och förfinats, bland annat som en följd av att kvalitetskraven på de data som erhålls från ett spricktillväxtförsök ökat. Flera av de tidiga försöken utfördes med en kontinuerlig eller periodisk cyklisk belastningskomponent vid högt R-värde ($R=P_{\min}/P_{\max}$) och inte sällan vid höga K_I -värden där provets giltighet kan ifrågasättas. Vidare var det inte ovanligt att provet, som förutsmattats i luft vid rumstemperatur, belastades till önskat K_I i den avsedda miljön utan att den transkristallina förutmattningssprickan på ett kontrollerat sätt övergått till interkristallin sprickning. I ett internationellt perspektiv har kontrollen av provningsmiljön förbättrats genom åren med avseende på t.ex. vattenkemin. I Sverige och vid en del andra laboratorier identifierades detta dock tidigt som en viktig faktor. Många försök var också parameterstudier, utan den uttalade avsikten att resultaten skulle användas för regulativa ändamål.

Under 1990-talet fick datakvalitet stort fokus, både nationellt och internationellt, där dåvarande SKI hade en ledande roll. Vid utarbetandet av SKI:s föreskrifter om mekaniska anordningar i kärntekniska anläggningar som började gälla från den 1 januari 1995 [191], gjordes en bedömning av publicerade data gällande spänningskorrosionstillväxt i BWR-miljöer. Vid den genomgången identifierades ett antal frågor gällande datakvalitet och vilka krav som ska ställas på de data som ligger till grund för spricktillväxtsamband, se även avsnitt 9, som tillämpas i regulativa sammanhang. Utförligare redogörelser över bakgrunden till frågorna om datakvalitet återfinns i referens [192] och i SKI:s inledande kommentarer till SKI-rapport 98:27 [193]. För att besvara frågorna genomfördes en round robin avseende spricktillväxtmätning i sensibiliserat rostfritt stål i BWR-miljö under ledning av SKI och med finansiellt bistånd från EPRI. Även om round robin-projektet inte besvarade samtliga frågeställningar kunde flera viktiga slutsatser dras. Bland annat visade försöken på vikten av att den transkristallina förutmattningssprickan övergår till interkristallin sprickning på ett kontrollerat och reproducerbart sätt. För en fullständig redogörelse av slutsatserna hänvisas till slutrapporten från projektet [194]. Projektet utgjorde också en viktig del i rekommendationer (guidelines) för spricktillväxtprovning som publicerats [195, 196]. Rekommendationerna och slutsatserna från round robin-försöken styr i stor utsträckning hur spricktillväxtförsök utförs idag, vilket visar betydelsen och nyttan av projektet. Erfarenheter från försöken har också bidragit till den japanska standarden [185, 186].

I början av 2000-talet genomfördes en round robin gällande spricktillväxt i nickelbaslegeringarna Alloy 600 och Alloy 182 i BWR- och PWR-miljöer. Huvudsyftet med studien var att försöka förstå orsakerna till den observerade spridningen i rapporterade spricktillväxthastigheter. Av olika skäl har inte resultaten från den studien fått samma genomslag när det gäller kvalitetsaspekterna för spricktillväxtmätningar. De svenska insatserna i round robin-försöken avseende nickelbaslegeringar finns beskrivna i referenserna [197-201].

En fråga som identifierades vid bedömningen av spricktillväxtdata som utfördes i anslutning till utarbetandet av SKIFS 1994:1 var om data genererade i laborieförsök direkt kan överföras till reaktorförhållanden. För att besvara frågan genomfördes spricktillväxt- och korrosionspotentialmätningar (ECP) i närmast identiska utrustningar placerade på Studsviks laboratorium och i Oskarshamn [202, 203]. Målsättningarna med försöken var att förbättra kunskapen om spricktillväxtbeteendet i BWR, att skapa underlag för en bedömning av eventuell överkonservatism i befintliga spricktillväxtdata och att definiera en lämplig laboriemiljö för simulering av miljön i reaktorns rörsystem. Resultaten visade att man i laboriet kan erhålla korrosionspotentialer jämförbara med dem i reaktorn när

500 ppb syre doserades. Även spricktillväxthastigheterna mätta vid de två provplatserna i reaktorvatten respektive simulerad miljö med 500 ppb syre var jämförbara. Emellertid så erfordrades höga flödes hastigheter i laboratoriet för att jämförbara responser skulle erhållas, förhållanden som normalt inte råder i laboratorieförsök. Skillnaden i spricktillväxthastighet mellan normal flödes hastighet i laboratoriet och hög flödes hastighet var dock inom den spridning som kan observeras för spricktillväxtnätdata (vanligen inom 2x). Laboratorieförsök under normala flödesförhållanden bedöms därför vara representativa för reaktorförhållanden. Vidare observerades att även andra faktorer än korrosionspotentialen påverkar spricktillväxthastigheten i rostfritt stål. Både närvaron av väteperoxid och högre flödes hastighet ökade spricktillväxthastigheten utan att korrosionspotentialen påverkades [65].

7. Miljöeffekter

Detta avsnitt fokuserar på hur driftskemins påverkan på IGSCC respektive PWSCC. Med miljöeffekter avses inte enbart föroreningar som t.ex. klorid och sulfat, utan också oxidationsmedel som väteperoxid och inlöst syrgas, vilka genereras genom radiolys. Effekt av doserat reduktionsmedel i form av H_2 är också en mycket viktig miljöparameter, vilket behandlas i avsnitt 8.1.1 för fallet med BWR. Jämfört med BWR finns i PWR en större möjlighet, i vart fall i teorin, att påverka driftskemins genom att inom rimliga gränser justera koncentrationen av borsyra, litiumhydroxid och inlöst vätegas. På så vis justeras pH samt ECP i primärkretsen på PWR.

7.1. Inverkan av driftskemi i BWR på IGSCC

Att det skulle finnas en inverkan från orenheter i reaktorvattnet på uppkomsten av IGSCC i rostfritt stål och möjligen även nickelbaslegeringar var med största säkerhet känt redan när de första reaktorerna designades. I Sverige byggdes denna kunskap från den inhemska stålindustrin samt processindustri som t.ex. pappersbruk. Fokus låg därför i början mycket på effekten av klorider. Tyvärr blev IGSCC av sensibiliserat rostfritt stål ett uppenbart problem för BWR under 1970- och början på 1980-talet [7]. Allt eftersom kunskapsområdet om hur IGSCC i BWR påverkades av förekomst av olika orenheter utarbetades riktlinjer för hur vattenkemins skulle kontrolleras för att undertrycka angrepp. Arbetet med dessa riktlinjer var sannolikt främst drivet av situationen för sensibiliserat rostfritt stål. Emellertid kunde lärdomar från detta arbete appliceras på IGSCC av nickelbaslegering, när detta problem dök upp något senare, se vidare avsnitt 4.2.

Ett exempel på riktlinjer som togs fram delvis för att motverka IGSCC är ”EPRI BWR Water Chemistry Guidelines” [204]. Ett utdrag ur dessa riktlinjer avseende gränsvärden för föroreningar i form av konduktivitet, klorid och sulfat visas i tabell 6. Benämningen ”Åtgärdsnivå 1” (”Action level 1”) avser ett värde som om det överskrids medför en fara för den långsiktiga driften av anläggningen. Om detta sker måste åtgärder vidtas för att inom en viss tid återställa föroreningshalterna till acceptabla värden. En högre ”åtgärdsnivå” innebär främst att tiden kortas under vilken reaktorn kan köras med aktuell föroreningsnivå innan en kontrollerad nedkörning måste inledas.

Tabell 6

Riktlinjer enligt ”EPRI BWR Water Chemistry Guidelines” för reaktorvatten gällande vid driftlägen motsvarande mer än 10 % av full effekt [204]. Indikeringen ”^b” avser ett intervall som är anläggningsspecifikt.

| Kontroll parameter | Mätfrekvens | Åtgärdsnivå | | |
|------------------------------|-----------------------|-------------|------|------|
| | | 1 | 2 | 3 |
| Konduktivitet ($\mu S/cm$) | Kontinuerligt | >0,30 | >1,0 | >5,0 |
| Klorid (ppb) | Dagligen ^b | >3 | >20 | >100 |
| Sulfat (ppb) | Dagligen ^b | >5 | >20 | >100 |

Enligt vad rapportförfattarna erfar finns det inga generella riktlinjer för hur kemins skall styras i svenska BWR. Istället ligger det på de enskilda blocken att utarbeta detaljerade

specifikationer som är anpassade till varje anläggnings specifika behov. Dock ligger dessa specifikationer i många fall nära vad som nämns i ”EPRI BWR Water Chemistry Guidelines” [204].

För att få en historisk vinkling kan två EPRI-rapporter från 1980-talet nämnas, se referens [205, 206]. Rapporterna gäller ”Water Chemistry Guidelines” för NWC resp. HWC. Representanter från svensk industri var med vid framtagningen av guidelines och man kan förmoda att de hade ett visst inflytande på utformningen och inriktningen. Två av tio deltagare i den kommitté som ansvarade för framtagningen av guidelines var från Sverige. Därför är det naturligt att kraven i Sverige inte skiljer sig så mycket från vad som anges i dessa guidelines. Man kan också spekulera i om de förhållandevis goda erfarenheterna i Sverige drev på utvecklingen i USA när det gäller krav på renheten i reaktorvattnet.

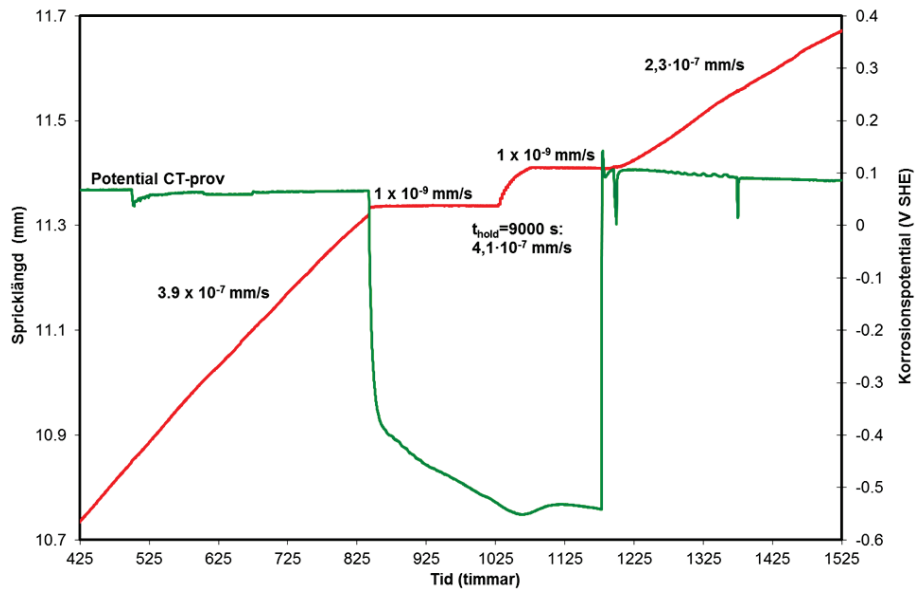
Underlaget till kemiföreskrifter med avseende på IGSCC bottnar i omfattande provprogram. Ett av de största programmen utfördes av ASEA-ATOM på uppdrag av EPRI samt dåvarande SKI och i viss utsträckning de svenska kraftbolagen [182, 190, 207-217]. Omfattande provning har även utförts av Studsvik på uppdrag av kraftbolagen samt SSM i olika program med syfte att studera föroreningars inverkan på IGSCC.

Nedan följer en sammanfattning av resultaten från några av de provningar som har genomförts. Endast de föroreningar som av rapportförfattarna anses vara av större betydelse har tagits med i sammanställningen. Effekten av mer udda föroreningar visas i t.ex. referens [208, 215].

7.1.1. Korrosionspotential

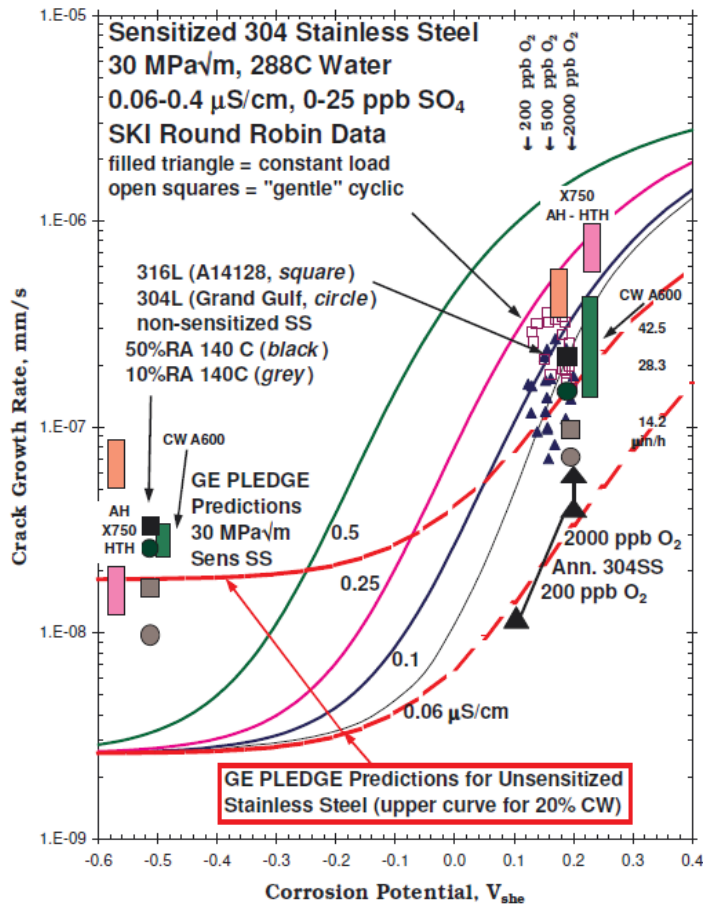
Genom radiolys i reaktorn sönderdelas vattnet i bland annat oxidationsmedlen O_2 samt H_2O_2 . Processen har studerats grundligt, till exempel i en testloop som fanns installerad i försöksreaktorn R2 som var i drift fram till 2005 i Studsvik. Ämnet radiolys sammanfattas i t.ex. referens [218]. Redan ett fåtal ppb H_2O_2 kan vid reaktortemperatur och hög flödes hastighet öka ECP med flera hundra mV, se vidare avsnitt 3.3.1. Detta kan dock motverkas om tillräcklig mängd vätgas doseras, såsom är fallet i PWR-miljö och HWC (se vidare avsnitt 8.1.1).

Provningar med avseende på inverkan av korrosionspotential har främst gjorts på rostfritt stål, se t.ex. sammanställningen i referens [7]. För sensibiliserat rostfritt stål innebär en ökad korrosionspotential från reducerande till oxiderande värden en kraftigt ökad känslighet för IGSCC. Motsvarande effekt finns även för nickelbasmaterial såsom Alloy 182, Alloy 600 och Alloy X-750. Ett exempel där spricktillväxthastighet har uppmätts som funktion av ECP för Alloy 182, dels i laboratoriemiljö och dels i ett förbiflöde till en BWR, presenteras i referens [219]. Det är tydligt att vid potentialer som motsvarar avgsat vatten (~ -500 mV SHE) erhålls en betydligt lägre spricktillväxthastighet än för fallet när syre eller väteperoxid finns närvarande (150–200 mV SHE). Motsvarande exempel för Alloy X-750 visas i figur 72 och Alloy 600 visas i figur 73, tillsammans med data för rostfritt stål. Notera dock att även om spricktillväxthastigheten hos olika nickelbaslegeringar har ett liknande beroende av ECP så skiljer sig absolutvärdena åt. Spricktillväxthastigheten samt benägenheten att initiera IGSCC har till exempel observerats vara betydligt högre i Alloy 182 jämfört med Alloy 600 [125, 220, 221].



Figur 72

Spricktillväxthastighet för Alloy X-750 som funktion av korrosionspotential. Omritad efter data i [8].



Figur 73

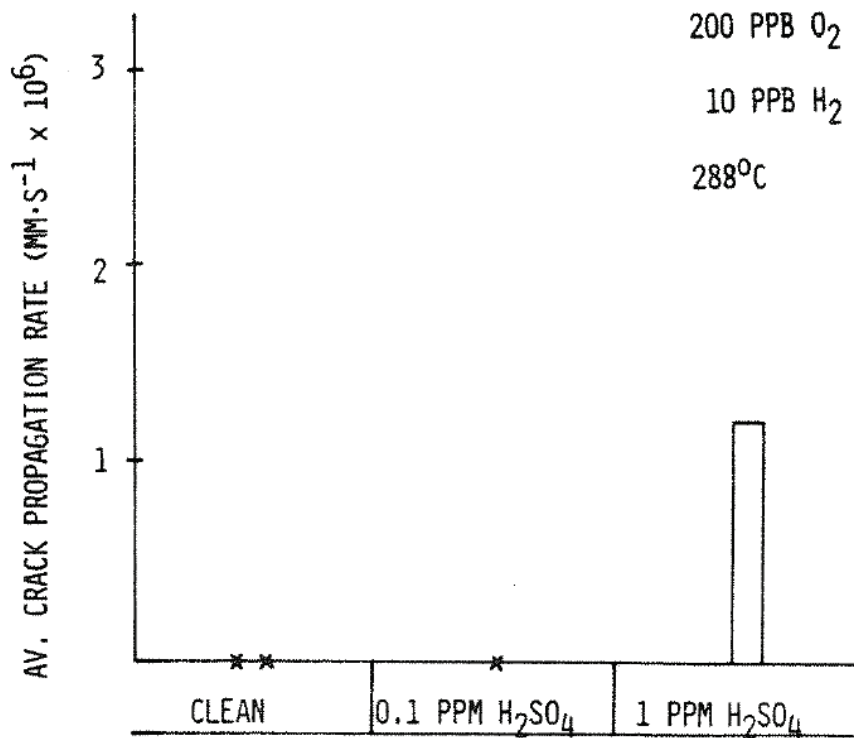
Spricktillväxthastighet som funktion av korrosionspotential för kallbearbetat Alloy 600, Alloy X-750 samt rostfritt stål i olika tillstånd [222]. Copyright 2011 by The Minerals, Metals & Materials Society. Used with permission.

7.1.2. Sulfat och klorid

De potentiella föroreningar som anses ha störst praktisk inverkan på risken för IGSCC i en BWR är sulfat och klorid. En källa till sulfat kan t.ex. vara inläckage av katjonmassa från jonbytare i en reningskrets till primärsystemet, medan kondensorläckage är en potentiell källa för klorider [223].

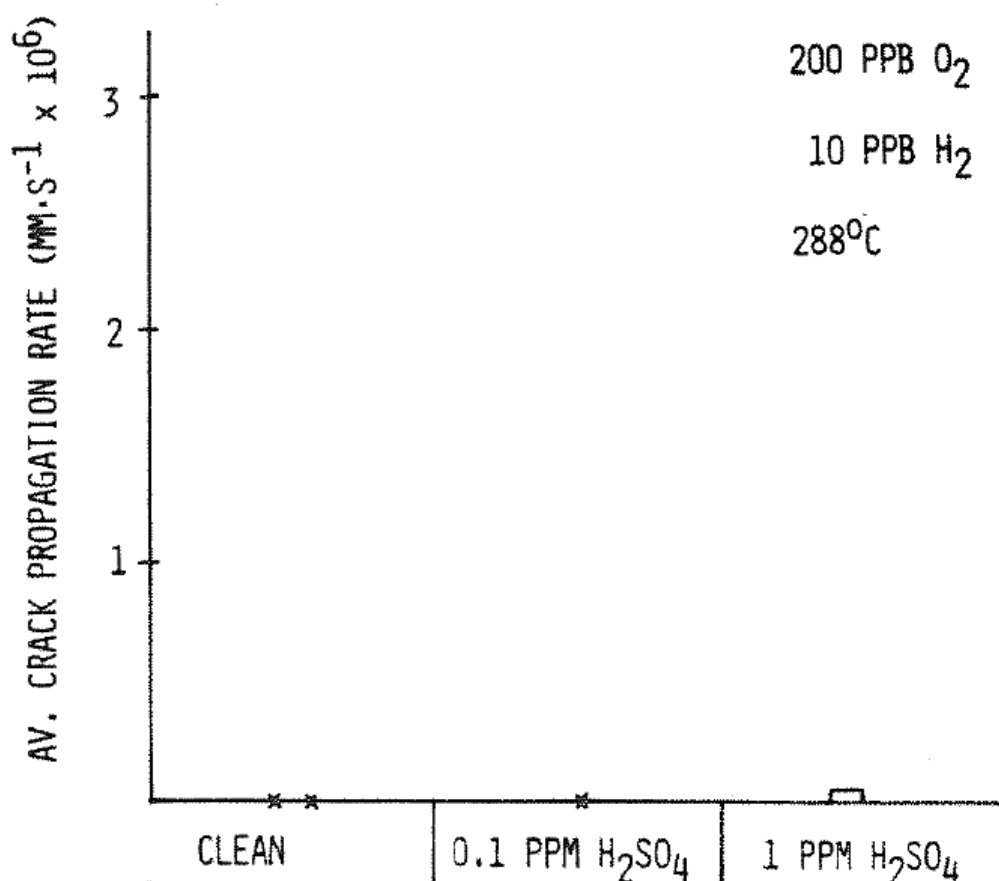
Inverkan av sulfat på den skenbara propageringshastigheten av IGSCC under SSRT i uppsvetsad Alloy 182 samt ”ugnssensibiliserad” (620 °C, 8 h +400 °C, 200 h) Alloy 600 undersöktes i referens [209]. Som en parantes bör nämnas att spricktillväxthastighet i detta arbete definierades förenklat som längden av den största sprickan i provet dividerat med provningstiden vilken var 168 timmar, d.v.s. testet stoppades efter en vecka. Den skenbara tillväxthastigheten från SSRT-provning kan inte jämföras med tillväxthastigheter uppmätta med brottmekaniska prover. Ett antal tester gjordes i ren BWR-NWC-miljö samt även vid olika halter av föroreningar i form av sulfat, se figur 74 respektive figur 75. Uppenbarligen krävs det för sammanhanget extremt höga halter, 1 ppm, för att IGSCC skall utvecklas i de två undersökta nickelbaslegeringarna under de aktuella provningsbetingelserna. Detta kan jämföras med sensibiliserat rostfritt stål där endast 0,1 ppm sulfat resulterade i en kraftigt ökad känslighet för IGSCC [209]. Hade även lägre halter

provats är det sannolikt att IGSCC observerats i det rostfria stålet även vid lägre koncentrationer av sulfat. En invändning mot SSRT-försök är att de är förhållandevis korta, i referens [209] endast en vecka då en töjning om 3 % uppnåts. Det är möjligt att effekter av exponeringskemin inte hinner utvecklas under denna tid och att istället mekaniska effekter dominerar. En långsammare töjningshastighet hade kanske gett ett annat resultat, något som rapportförfattarna påpekar [209]. Även andra försök baserade på SSRT har haft svårt att påvisa IGSCC i Alloy 600 [12].



Figur 74

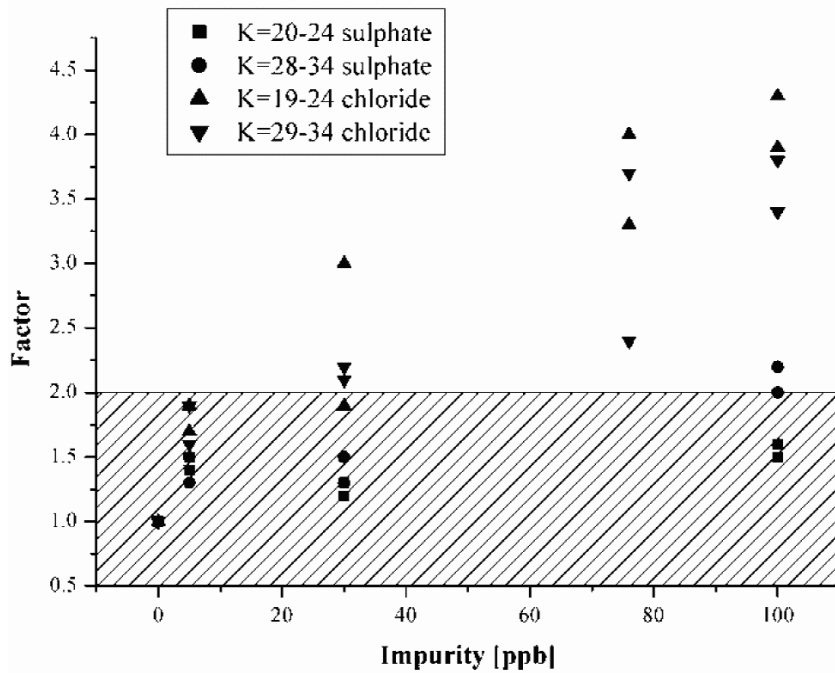
Inverkan av sulfat på spricktillväxhastighet uppmätt genom SSRT i ugnssensibiliserad Alloy 600 under simulerad BWR-NWC-miljö [209]. Copyright 1990 by Electric Power Research Institute, Inc. Used with permission.



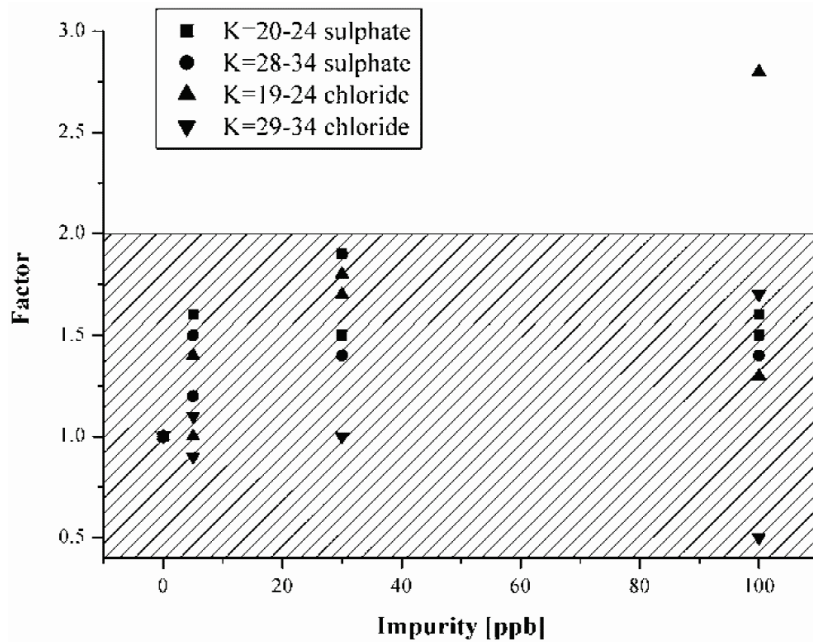
Figur 75

Inverkan av sulfat på spricktillväxthastighet uppmätt genom SSRT i Alloy 182 ("as welded") under simulerad BWR-NWC-miljö [209]. Copyright 1990 by Electric Power Research Institute, Inc. Used with permission.

En jämförelse av inverkan av klorid och sulfat på spricktillväxthastighet uppmätt för Alloy 182 med hjälp av brottmekaniska prover redovisas i referenserna [223, 224]. Spricktillväxtprovning genomfördes i autoklav i ren miljö samt vid ett antal olika halter av klorid respektive sulfat; resultat av denna jämförelse visas i figur 76 respektive figur 77. Notera att rapportförfattarna i referens [223] ansåg att spricktillväxtmätningen var repeterbar inom en faktor 2, vilket indikeras i figurena. Under BWR-NWC-förhållanden, figur 76, ses att klorid verkar ha en större inverkan på propageringshastigheten för IGSCC i Alloy 182 jämfört med sulfat. Vid halter av 100 ppb (vilket i sammanhanget är mycket, jämför tabell 6) observerades som mest en ca 4 ggr högre spricktillväxt än i den rena referensmiljön. Under HWC-miljö observerades en förhöjd propageringshastighet för IGSCC endast i en enskild datapunkt vid 100 ppb klorid.



Figur 76
 Spricktillväxthastighet i Alloy 182 uttryckt som en faktor relativt mätning i en ren miljö. Datapunkterna avser spricktillväxthastighet i BWR-NWC-miljö vid olika halter av klorid respektive sulfat [223]. Copyright 2004 by Electric Power Research Institute, Inc. Used with permission.



Figur 77
 Spricktillväxthastighet i Alloy 182 uttryckt som en faktor relativt mätning i en ren miljö. Datapunkterna avser spricktillväxthastighet i BWR-HWC-miljö vid olika halter av klorid respektive sulfat [223]. Copyright 2004 by Electric Power Research Institute, Inc. Used with permission.

Effekten av sulfat och framförallt klorid på propageringshastigheten för IGSCC i Alloy 182 är alltså fullt mätbar, speciellt under NWC-förhållanden. Emellertid är effekten betydligt mindre än vad som observeras för sensibiliserat rostfritt stål. I det fallet observerades spricktillväxthastigheten öka med mer än en faktor hundra [223].

Sammanfattningsvis verkar klorider och sulfater inte ha en starkt accelererande effekt avseende IGSCC i Alloy 600 och Alloy 182, speciellt inte om de halter som är aktuella för drift av en BWR tas i beaktande. Särskilt Alloy 600 är också känd från andra områden än det nukleära att generellt ha en mycket hög motståndskraft mot kloridinducerad spänningskorrosion [115, 134]. Under sammanställningen av denna rapport har inga systematiska studier hittats som involverade effekten av sulfat och klorid på IGSCC i Alloy X-750 eller svetsgodset Alloy 82. Det finns dock ingen direkt anledning att anta dessa legeringar skulle påverkas annorlunda av klorider och sulfater än Alloy 182 och Alloy 600, undantaget är kanske Alloy X-750 i ett ogynnsamt värmebehandlingstillstånd. Se vidare avsnitt 4.2.

7.1.3. Övriga föroreningar

Det finns förstås andra typer av föroreningar än sulfat och klorid som kan tänkas förekomma i en BWR och påverka konstruktionsmaterials känslighet för IGSCC. Exempel på sådana föroreningar är; fluorid, kromat, nitrat, kiseldioxid, organiska syror, etc. Under sammanställningen av denna rapport har det dock inte hittats några större systematiska studier där deras inverkan på IGSCC av nickelbaslegeringar har studerats. Enstaka SSRT-provningar av Alloy 600 och Alloy 182 har dock gjorts under närvaro av t.ex. 0,5 ppm kiseldioxid utan att IGSCC initierades [210]. Samma resultat erhöles också i test av enstaka provstavar under närvaro av respektive 0,1 ppm fluorid, 0,1 ppm fosfat samt 0,055 ppm tiosulfat. Som jämförelse visades fluorid, tiosulfat och kiseldioxid öka känsligheten för IGSCC i sensibiliserat rostfritt stål. Som nämns i föregående avsnitt är det dock möjligt att en långsammare töjningshastighet hade gett ett annat resultat.

7.2. Inverkan av driftskemi i PWR på PWSCC

Driftskemin i en PWR är inte konstant över en bränslecykel. Detta beror främst på att halten B som tillsätts i form av borsyra varierar. Förenklat varierar halten beroende på vilken effekt som eftersträvas i hårdheten samt graden av utbränning av bränslet. För att kontrollera pH tillsätts litiumhydroxid. Halten B sjunker från ca 2 500 till 100 ppm under en bränslecykel emedan halten Li varierar från ca 5 ppm till 0,7 ppm [225]. Genom att balansera halterna av B och Li mot varandra under bränslecykeln på detta vis regleras pH_{300} från ca 7,1 till 7,4, beräknat vid en medeltemperatur i primärsystemet på 300 °C (pH_{300}). Korrosionspotentialen i primärkretsen kontrolleras genom inlösning av vätgas i vattnet generellt motsvarande halter om 25 till 50 ml $H_2/kg H_2O$ [85]. I Sverige har valet gjorts att ligga i den övre delen av spannet.

Under uppstart samt nedkörning av en PWR avviker kemin påtagligt jämfört med vad som beskrivs ovan. Emellertid varar dessa perioder endast ett fåtal dygn under en bränslecykel och utelämnas därför i denna diskussion. Inverkan från valet av driftsparametrar avseende B, Li och framförallt H_2 på PWSCC har studerats i ett flertal arbeten. Av dessa kommer ett urval att presenteras i detta avsnitt.

I likhet med BWR kan även föroreningar förekomma i primärsystemet på PWR. Emellertid är utgångsläget mer fördelaktigt avseende deras inverkan på PWSCC i PWR, jämfört med framförallt IGSCC i BWR-NWC. Detta beror på den avsevärt lägre korrosionspotentialen i PWR, samt högre pH_T (drygt 7 jämfört med 5,7). Med bland annat detta som bakgrund har sannolikt inte föroreningar setts som ett lika stort problem i PWR som i BWR, varvid färre studier har gjorts, i vart fall från ett svenskt perspektiv. Vidare har det inte i STRYK rapporterats skadefall där PWSCC av nickelbaslegeringar har knutits till föroreningar i primärkretsen. I analogi med BWR finns det riktlinjer för vilka föroreningshalter som kan tolereras. Exempel på dokument där sådana riktlinjer beskrivs är ”EPRI PWR Water Chemistry Guidelines” [226] samt ”AESJ PWR Primary Water Chemistry Guidelines” [227], där den första är av amerikanskt och den senare av japanskt ursprung. Dessa guidelines har liknande uppbyggnad som ”EPRI BWR Water Chemistry Guidelines”, vilken beskrivs kortfattat i avsnitt 7.1. Däremot tolereras betydligt högre halter (ca en faktor 10) avseende vissa föroreningar i reaktorvattnet, se tabell 7, jämfört med fallet för BWR, se tabell 6. De högre tillåtna värdena på dessa föroreningar avspeglar bland annat att risken för PWSCC, IGSCC och TGSCC är mindre under PWR-förhållanden än i BWR-förhållanden. Notera dock kravet på att undertrycka syre i PWR enligt tabell 7, vilket är mycket viktigt för att hålla nere korrosionspotentialen, trots att väte finns närvarande i vattnet. Kvarvarande syre kan bli ett problem i stagnanta zoner, t.ex. i rörstutsar utan genomströmning [228].

Tabell 7

Riktlinjer enligt ”AESJ PWR Water Chemistry Guidelines” för reaktorvatten gällande vid driftlägen motsvarande effektdrift [227].

| Kontroll parameter | Mätfrekvens | Åtgärdsnivå | | |
|--------------------|--------------------------|-------------|------|--------|
| | | 1 | 2 | 3 |
| Klorid (ppb) | 1 ggr/vecka | >50 | >150 | >1 500 |
| Sulfat (ppb) | 1 ggr/vecka ^b | >50 | >150 | >1 500 |
| Fluorid (ppb) | 1 ggr/vecka ^b | >50 | >150 | >1 500 |
| Syre (ppb) | 1 ggr/månad | >5 | >100 | >1 000 |

Det står självklart reaktorägarna fritt att tillämpa striktare gränsvärden än vad som anges i olika guidelines, utifrån motiv som kanske inte vägs in fullt ut i en guideline. Detta har gjorts för svenska PWR av Ringhals AB, där gränsvärdena för klorid, sulfat och fluorid för åtgärdsnivå 1 är en faktor 5 lägre än vad som anges i t.ex. tabell 7 [229]. Vad som anges som normalvärden under drift visas i tabell 8.

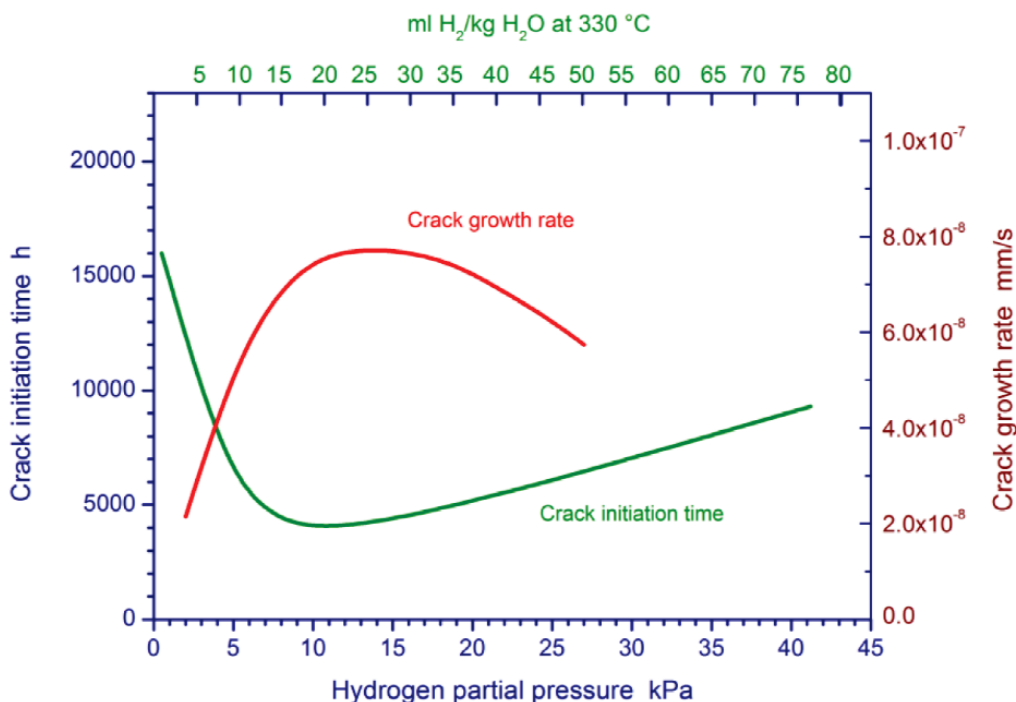
Tabell 8

Normalvärden för olika föroreningshalter under effektdrift av PWR enligt Ringhals erfarenheter [229].

| Kontroll parameter | Normalvärde |
|--------------------|-------------|
| Klorid (ppb) | <5 |
| Sulfat (ppb) | <5 |
| Fluorid (ppb) | <10 |
| Syre (ppb) | <<10 |

7.2.1. Vätehalt

Valet av vätehalt i primärkretsen har visats potentiellt kunna påverka både tiden till initiering samt propageringshastigheten av PWSCC i nickelbaslegeringar. Propagering av PWSCC har i flera arbeten observerats ha ett maximum nära stabilitetsgräsen för Ni/NiO, jämför figur 16. Detta har dokumenterats för bl.a. Alloy 82/182, Alloy 600 [56] och Alloy X-750 [230]. Propageringshastigheten har uppmätts vara ca 3 ggr högre nära stabilitetsgräsen för Ni/NiO i fallet med Alloy 600 och ca 16 ggr högre för Alloy 182/82 [56]. Tiden till initiering av PWSCC har observerats öka påtagligt för Alloy 600 och Alloy 182 när vätehalten sänks till mycket låga nivåer, ned mot 5 ml H₂ (STP)/Kg H₂O (0,4 ppm) [86, 87, 151]. För Alloy 600 har även en ökning av tiden till initiering vid mycket höga halter av inlöst vätgas, 75 ml H₂ (STP)/Kg H₂O (6,7 ppm) noterats. Det finns således ett svagt minimum i tiden till initiering av PWSCC i närheten av stabilitetsgräsen för Ni/NiO för Alloy 600. Den kombinerade inverkan av halten inlöst vätgas för tiden till initiering samt propageringshastighet av PWSCC i Alloy 600 visas schematiskt i figur 78.

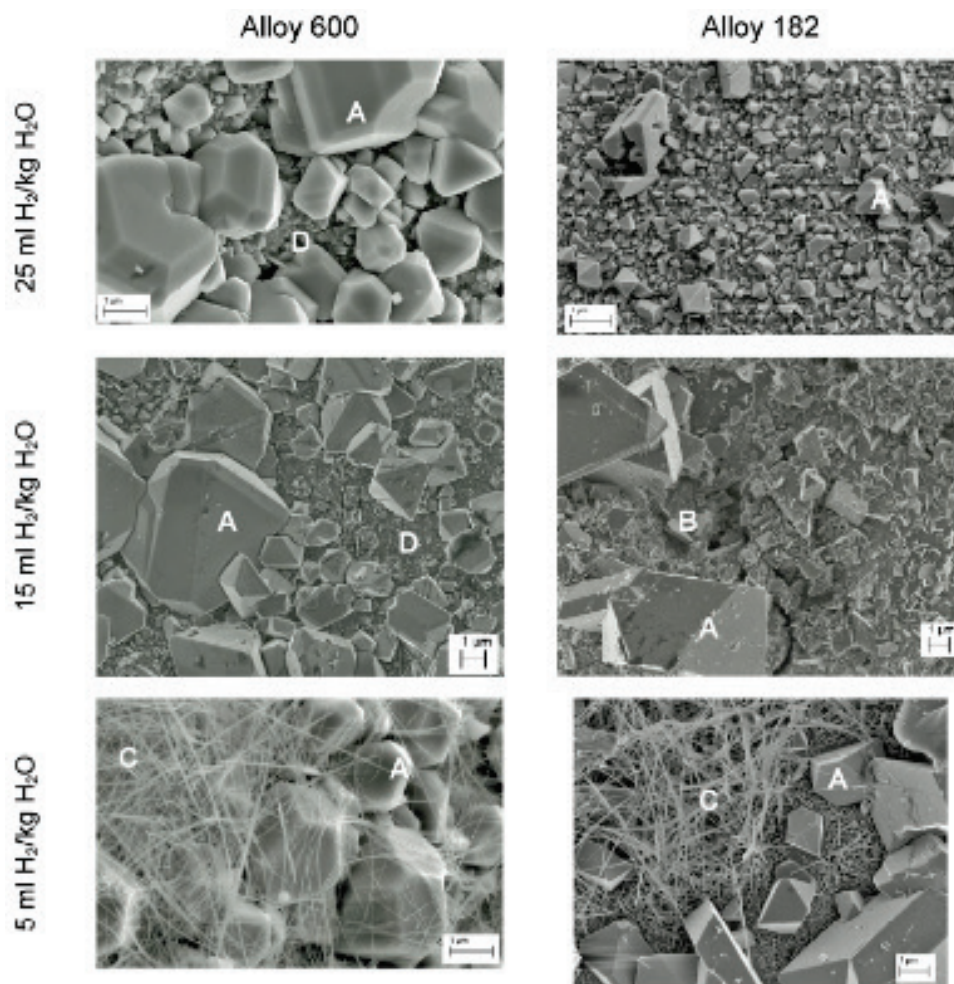


Figur 78

Jämförelse av tid till initiering samt propageringshastighet av PWSCC i Alloy 600 som funktion av halten inlöst vätgas i simulerad PWR-kemi [151]. Copyright 2011 by The Minerals, Metals & Materials Society. Used with permission.

Den direkta anledningen till den observerade effekten av halten inlöst vätgas på PWSCC har inte fastslagits. Klart är dock att den oxidfilm som bildas dels lateralt på ytan [86, 87] och dels i en miljöspricka [231] i nickelbaslegeringar exponerade i PWR-miljö påverkas påtagligt. Ett exempel på ytoxid som bildats på Alloy 600 och Alloy 182 vid olika halter av inlöst vätgas i simulerad PWR-kemi exemplifieras av SEM-bilderna i figur 79. En teori för mekanismen bakom PWSCC i nickelbaslegeringar bygger just på oxidering av korngränser i materialet, se avsnitt 3.2.1. Det är därför kanske inte så konstigt att de påtagliga förändringar av oxiden som varierad vätehalten ger, påverkar både tiden till initiering och propagering av PWSCC.

Utifrån sambandet mellan PWSCC och halten inlöst vätgas i PWR-kemi som illustreras i figur 78 har det föreslagits att vätehalten antingen borde sänkas [86, 87] eller höjas påtagligt [56], relativt det gängse regleringsintervall som finns, 25–50 ml H₂ (STP)/Kg H₂O (2,2–4,5 ppm). I svenska PWR ligger halten inlöst vätgas i intervallet 40–47 ml H₂ (STP)/Kg H₂O (3,6–4,2 ppm) [229], således väl inne i stabilitetsområdet för nickelmetall och över den vätehalt där spricktillväxthastigheten har sitt maximum.



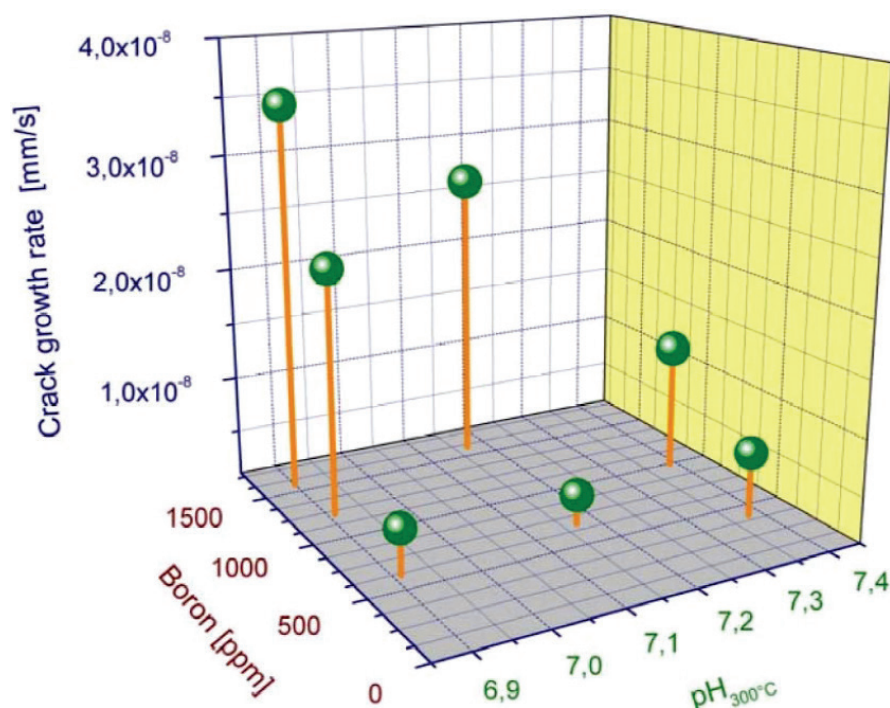
Figur 79

Exempel på ytoxid bildad på Alloy 600 och Alloy 182 exponerade i simulerad PWR-kemi vid olika vätehalter [87]. *Copyright 2010 by The Japan Society of Maintenance. Used with permission.*

7.2.2. pH samt halterna av bor och litium

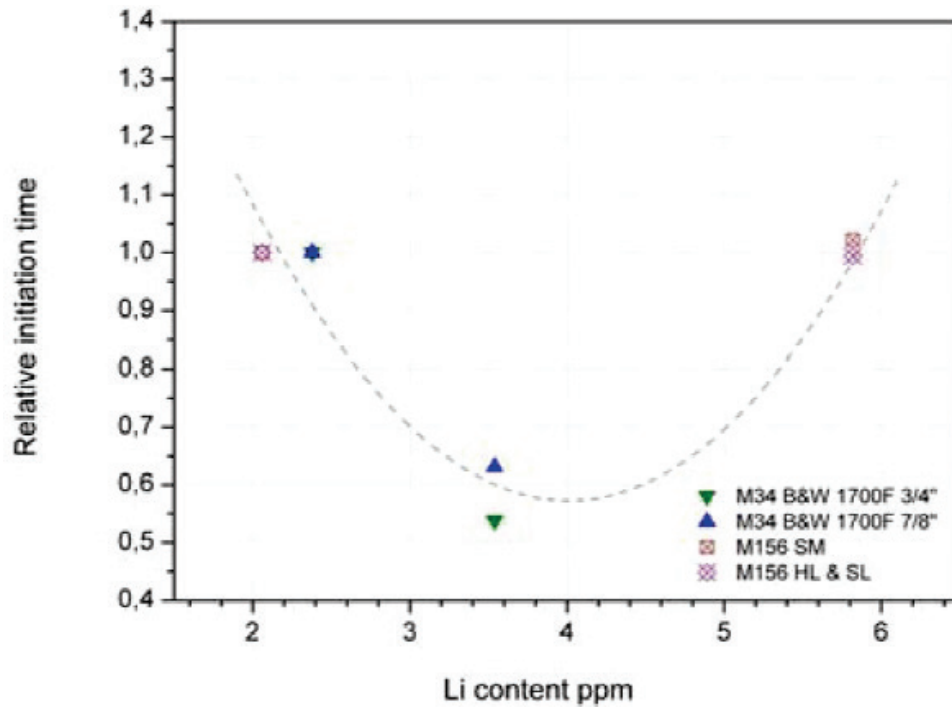
Till skillnad från fallet med förändringar i halten inlöst vätgas passeras inga termodynamiska stabilitetslinjer för den skyddande oxidfilmen på nickelbaslegeringar när pH ändras i PWR-kemi [56]. Detta gäller förstås endast inom specifikationen för pH under effektdrift och inte extremfall. Eftersom pH inte verkar påverka den skyddande oxidfilmen i någon större utsträckning är det rimligt att anta att den parametern inte påverkar propageringshastigheten av PWSCC, vilket även observeras i referens [56]. I liknande studier har

inverkan av B, Li och pH på tid till initiering samt propagering av PWSCC studerats explicit [151]. Resultaten har korrelerats på så vis att de olika parametrarna har kunnat studeras var för sig, trots att de är sammanlänkade. I denna studie observerades att pH, litiumhalt och konduktivitet inte påverkar propageringshastigheten av PWSCC i Alloy 600. Däremot ökade propageringshastigheten med ökande halt av bor. Vid de högsta borhaltarna fanns det dock en tendens att propageringshastigheten för PWSCC minskade med ökande pH. Resultaten avseende propageringshastighet från referens [151] summeras i figur 80. I ett tidigare multivariabelförsök med samma inriktning hade något motstridiga resultat erhållits [232]. Till exempel sågs propageringshastigheten av PWSCC öka med ökande litiumhalt. Emellertid gjordes den studien delvis vid vätehalter under 25 ml H₂ (STP)/Kg H₂O (2,2 ppm) samt delvis med KOH istället för LiOH för pH-justering. Således är kemien i referens [232] längre ifrån den verkliga kemien i en PWR jämfört med referens [151].

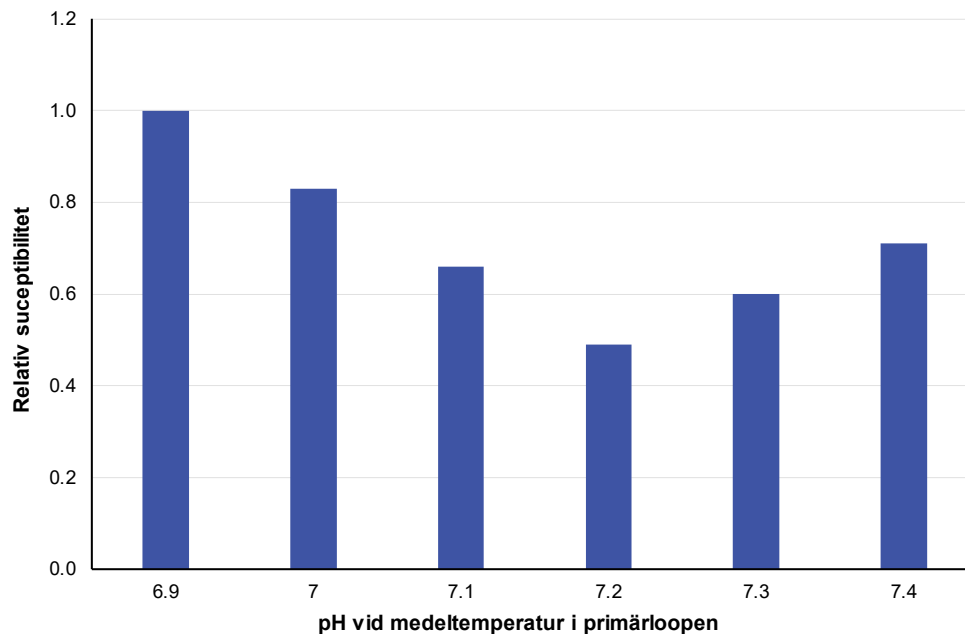


Figur 80
Propageringshastighet för PWSCC i Alloy 600 som funktion av borhalt och pH₃₀₀ [151].
Copyright 2011 by The Minerals, Metals & Materials Society. Used with permission.

I detta avsnitt har inverkan av B, Li samt pH främst diskuterats med avseende på propagering av PWSCC. När det gäller tid till initiering ser bilden inte helt likadan ut. Ett svagt minimum i tid till initiering som funktion av litiumhalt observerades t.ex. vid RUB-provning av prov från ånggeneratorrör i Alloy 600, se figur 81. Värt att notera är att ett svagt minimum i tid till initiering som funktion av pH₃₁₀ observerades i referens [29, 233].



Figur 81
Effekt av litiumhalt på tid till initiering vid RUB-provning av Alloy 600 i simulerad PWR-miljö [151]. Copyright 2011 by The Minerals, Metals & Materials Society. Used with permission.



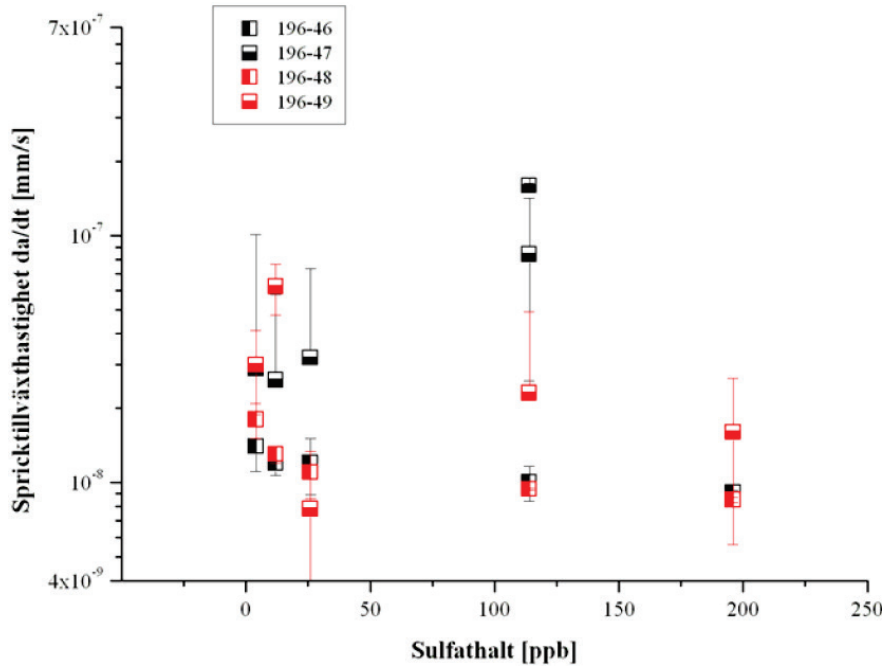
Figur 82
Prediktering av den relativa känsligheten för initiering av PWSCC av Alloy 600 i primärsidig PWR-miljö. Grafen är baserad på data från [233].

Sammantaget fås intrycket att valt pH, samt halterna av B respektive Li har en begränsad inverkan på tid till initiering samt propagering av PWSCC i Alloy 600. Hur förhållandet ser ut för andra nickelbaslegeringar såsom Alloy 82/182 och Alloy X-750 har inte framkommit under denna erfarenhetssammanställning. Dock ligger det nära till hands att anta att kvalitativt så är situationen ganska likartad den för Alloy 600.

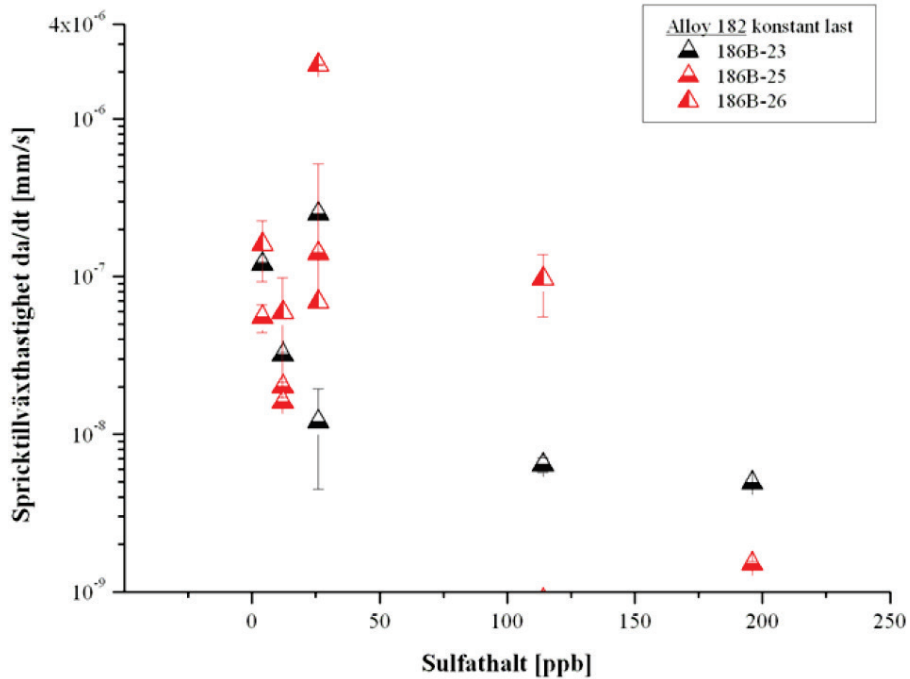
7.2.3. Föroreningar i form av sulfater och klorider

Inverkan av föroreningar som klorid och sulfat på PWSCC av nickelbaslegeringar har inte studerats lika utförligt som motsvarande frågeställningar i BWR. Detta kan förklaras med att högre pH, konduktivitet och framförallt den lägre korrosionspotentialen i PWR, motverkar ansamling av dessa aggressiva joner i en hypotetisk sprickspets [234]. Risken för inverkan av föroreningar i PWR är alltså mindre rent teoretiskt sett. Inledningsvis när de första PWR-reaktorerna konstruerades gjordes säkert utförliga tester, men dessa genomfördes i så fall utan svensk inblandning. Med dessa tester som grund togs senare sannolikt de guidelines fram som presenteras i t.ex. tabell 7. Jämfört med värdena i tabell 7 är normalvärdena i tabell 8 betydligt lägre, minst en faktor 10 för klorid och sulfat.

Inverkan av sulfat på propageringshastigheten för PWSCC i Alloy 600 samt Alloy 182 har studerats i referens [224, 234] under simulerade PWR-förhållanden. Under provningen vid 320 °C hade den simulerade PWR-kemin följande sammansättning; 1 200 ppm B, 2,2 ppm Li och 25 ml H₂/kg H₂O. Sammanlagt gjordes provning vid fem olika sulfathalter; 4, 10, 25, 100 och 200 ppb, där de fyra senare ligger klart över normalvärdena i tabell 8. Resultat från provningen visas i figur 83 respektive figur 84. Uppenbarligen finns det ingen korrelation mellan sulfathalten och den uppmätta propageringshastigheten för PWSCC varken i Alloy 600 eller Alloy 182. Författarna av referens [234] spekulerar i att halter upp emot 1 000 ppb behövs för att se någon effekt av sulfat i provningen. Så höga halter är orimliga ur ett perspektiv av kontinuerlig reaktordrift. Enstaka skadefall relaterade till inträngning av sulfathaltig jonbytarmassa i primärsystemet finns emellertid dokumenterade [54].



Figur 83
Spricktillväxthastighet i Alloy 600 avsatt mot sulfathalten under spricktillväxtprovning med brottmekaniska prover [224].



Figur 84
Spricktillväxthastighet i Alloy 182 avsatt mot sulfathalten under spricktillväxtprovning med brottmekaniska prover [224].

Någon studie under relevanta förhållanden rörande inverkan av klorider på PWSCC har inte hittats under sammanställningen av denna litteraturstudie. Det är sannolikt att en sådan studie skulle ge liknande resultat som i referens [234], d.v.s. ingen effekt vid relevanta koncentrationer. En bra approximation är annars den spricktillväxtprovning av Alloy 182 som gjordes i referens [223] under simulerade HWC-förhållanden i BWR, se också figur 77. I denna provning sågs ingen eller endast liten effekt av kloridhalter på upp till 100 ppb på propageringshastigheten för IGSCC. Under de jämförelsevis mer reducerande förhållandena i PWR-miljö borde således inverkan av klorider möjligen uppträda vid orimligt höga halter, >100 ppb. En liknande analys görs även i referens [56].

8. Motmedel

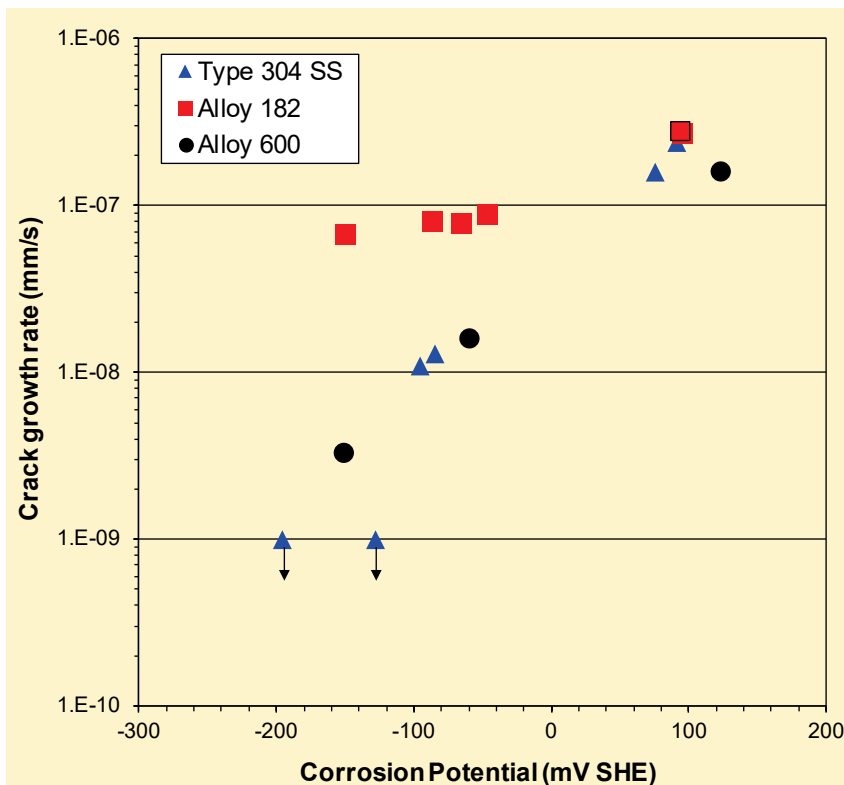
I takt med att problem uppstått med IGSCC och PWSCC av nickelbaslegeringar i BWR respektive PWR har olika åtgärder vidtagits för att motverka detta. Det har främst rört sig om att byta till mer resistent material. Övergången till HWC i BWR har sannolikt haft en gynnsam effekt i de anläggningar där detta gjorts, även om den åtgärden sannolikt hade problematiken med sensibiliserat rostfritt stål som huvudmål. I detta kapitel presenteras primärt exempel på de åtgärder som implementerats i Sverige. Internationellt finns det exempel på implementering av en bredare flora av åtgärder.

8.1. BWR

Från avsnitt 4.2 ses att skadefallen i svenska BWR domineras av konsoler samt stag tillverkade i Alloy X-750, vilket kan ses som ett relativt isolerat problem. Endast en viss typ av komponent i ett visst material berördes, vilket resulterade i att problemet kunde åtgärdas genom ett riktat utbyte av material, se vidare avsnitt 8.1.5.1. Den andra stora kategorin utgörs av svetsgodset Alloy 182. Eftersom materialet finns på vitt skilda platser i reaktorerna är det svårare att ersätta helt, men som framgår av avsnitt 8.2.3.3 har även detta gjorts på kritiska ställen.

8.1.1. Vätgasdosering HWC

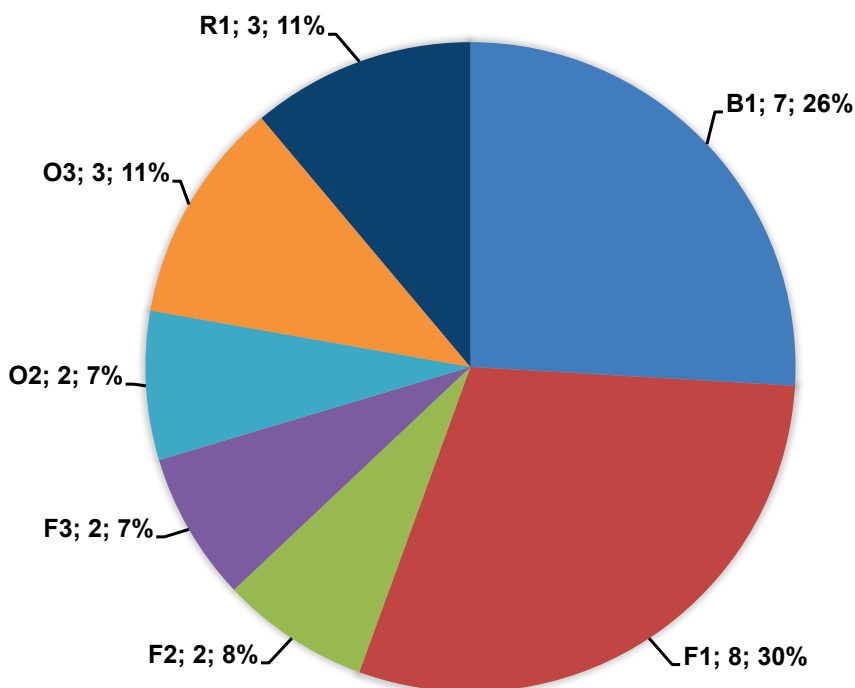
Utvecklingen av HWC gjordes parallellt i Sverige och USA under slutet av 1970-talet. Oskarshamn 1 var den första reaktorn att utföra försök med HWC 1981 [235]. Utvärderingen av HWC i Sverige gjordes inom det så kallade AWC-projektet ("Alternative Water Chemistry") som fortgick under flera år med kraftbolagen, (dåvarande) ASEA-ATOM, samt Studsvik som huvudintressenter. Syftet med HWC är att undertrycka uppkomsten av radiolysprodukterna O_2 och H_2O_2 . I upprepade försök har det visats att om ECP kan hållas under ca -230 mV (SHE) så minskar risken för uppkomst av IGSCC radikalt. Dock blir materialet inte immunt mot IGSCC endast genom applicering av HWC. Huvudsyftet med HWC var sannolikt främst att motverka IGSCC av sensibiliserat rostfritt stål, speciellt i externpumpreaktorernas huvudcirkulationskretsar, där rörbrott kan få svåra konsekvenser. Som framgår av avsnitt 3.1 är mekanismen bakom IGSCC i rostfritt stål och nickelbaslegeringar mycket lika. Därför motverkas även IGSCC i nickelbaslegeringar av HWC. Speciellt i fallet med Alloy 182 finns det potentiellt en fördel med HWC. Berörda komponenter är i det fallet t.ex. safe-end-svetsar samt insvetsningar av genomföringar och moderatortankstativ i reaktortankens botten. Inverkan av korrosionspotentialen på propageringshastigheten av IGSCC i Alloy 600 samt Alloy 182 visas i figur 85. En sänkning av korrosionspotentialen från ca 150 mV (NWC) ned mot -230 mV (HWC) minskar spricktillväxthastigheten i Alloy 600 med upp emot två storleksordningar, medan minskningen för Alloy 182 var något mindre i denna mätning.



Figur 85

Effekt av korrosionspotential på spricktillväxthastigheten i BWR-miljö hos olika konstruktionsmaterial. Provnigen gjordes vid en spänningsintensitet på $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Pilarna indikerar mätvärden under detektionsgräns. Grafen är omgjord efter data i referens [10].

I Sverige har HWC utnyttjats i Oskarshamn 2, Ringhals 1, Barsebäck 1 och 2 samt under kortare perioder också i Forsmark 1 och 2 [95]. Hur effektiv HWC har varit för att motverka IGSCC i det mest känsliga nickelbasmaterialet, Alloy 182, är svårt att säga. Figur 86 visar antal skadefall relaterade till IGSCC där Alloy 182 nämns i STRYK. Barsebäck 2 som doserade vätgas hade inga rapporterade skadefall emedan Barsebäck 1 rapporterade 7 st. Av de reaktorer som inte doserat vätgas varierar skadefallen mellan 2 och 8. Sedan den sista uppdateringen av STRYK 2010 har det tillkommit enstaka skadefall i Alloy 182 från Forsmark 1 [9] och Oskarshamn 2 [113]. Uppenbarligen finns det fler parametrar som påverkar uppkomsten av IGSCC i Alloy 182 än enbart valet av NWC/HWC. Förekomst av svetsdefekter är sannolikt en av dessa parametrar.



Figur 86

Antal och andel av rapporterade skadefall i STRYK t.o.m. 2010 som har anknytning till Alloy 182 i svenska BWR.

8.1.1.1. Ädelmetalldosering

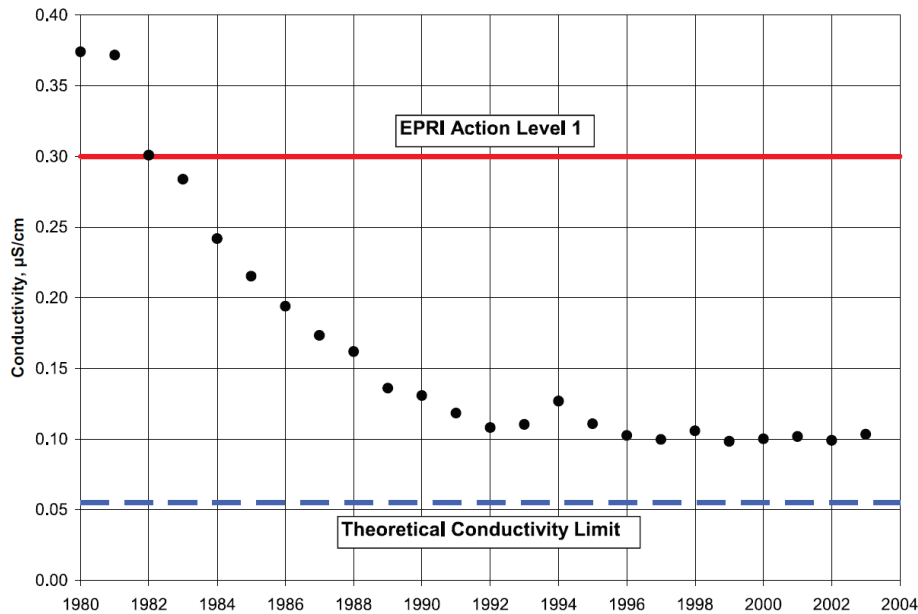
Ett sätt att göra vätgasdoseringen mer effektiv är en tillsats av ädelmetallerna platina och rhodium till reaktorvattnet. Metallerna fås att deponera i form av små partiklar på reaktor-komponenter i kontakt med kylvattnet. Platina och rhodium är utmärkta katalysatorer vilket medför att rekombinering av doserad H_2 samt oxidationsmedlen O_2 och H_2O_2 underlättas. På så vis sänks ECP på de ytor som har tagit upp ädelmetallen för en given halt av H_2 som doseras till matarvattnet. Som exempel nämns att ECP under -230 mV kan nås i huvudcirkulationskretsen vid en dosering av $0,2-0,4$ ppm H_2 under ädelmetalldosering jämfört med $1-2$ ppm vid enbart standard-HWC [111]. Ädelmetalldosering gör det även möjligt att i vissa fall sänka ECP på reaktorns interndelar, vilket annars kräver förhållandevis hög dosering av H_2 till matarvattnet >2 ppm [236]. Detta kan vara speciellt tilltalande i fallet med Alloy 182, eftersom många tillämpningar av detta svetsgods finns i t.ex., drivdonsstutsar. Hur effektiv ädelmetalldosering är för att nå låg ECP är dock beroende av flera parametrar och måste utvärderas för varje enskild reaktor. Troligen kan man inte skydda alla interndelar, t.ex. de som befinner sig i ett tvåfasflöde.

Ädelmetalldosering har inte implementerats i svenska BWR. Från början är det en metod som togs fram och patenterades av GE Nuclear Energy och går under namnet ”Noble Metal Chemical ApplicationTM” (NMCATM). Metoden används för närvarande av flera BWR internationellt och har vidareutvecklats från kampanjvis till kontinuerlig dosering, d.v.s. ”On-Line NMCATM”. För den intresserade läsaren finns det flera beskrivningar och utvärderingar av NMCATM i den öppna litteraturen [236-239]. Enligt vad rapportförfattarna erfar är en anledning till att ädelmetalldosering inte används i svenska BWR att konstruktionen av kritiska interndelar skiljer sig från internationell design. I svenska BWR är dessa komponenter designade på ett sådant sätt att de är utbytbara, vilket gör uppkomst av eventuell sprickning mindre allvarlig. Vidare har sprickning i de stora interndelarna, såsom moderatortanken, inte varit något problem Sverige, vilket sannolikt är ett annat skäl till att ädelmetalldosering inte tillämpats. Syftet med vätedosering i svenska BWR är främst att skydda bottenstutsar i reaktortankbotten samt rostfria rörsystem i externpumpsreaktorer.

8.1.2. Rena system

Föroreningar i form av t.ex. klorid och sulfat kan leda till att IGSCC initierar och propagerar. Emellertid är inte nickelbaslegeringarna lika känsliga för dessa föroreningar som sensibiliserat rostfritt stål, se vidare avsnitt 7.1. För att förbättra situationen har halterna av olika föroreningar, speciellt klorid och sulfat, sänkts genom ökad rening jämfört med vad som var fallet under den första tiden BWR-reaktorerna var i drift. Detta har sannolikt bidragit till minskningen av problemen med IGSCC i BWR; jämför t.ex. med teorin bakom propagering av IGSCC i avsnitt 3.1.

Ett (i vissa avseenden grovt) mått på renheten i kylsystemet är konduktiviteten. Figur 87 visar hur konduktiviteten i medeltal utvecklades i BWR-reaktorer i ett internationellt perspektiv under perioden 1980 till 2004. Rapportförfattarnas intryck är dock att de svenska anläggningarna från början hade ett bättre utgångsläge än vad som visas i figur 87. En typisk konduktivitet på 0,1 till 0,2 $\mu\text{S}/\text{cm}$ i reaktorvatten anges t.ex. i referens [96, 240] redan för åren innan 1983.



Figur 87

Utvecklingen av konduktiviteten i medeltal för reaktorvatten i BWR. Grafen är framtagen av GE Nuclear Energy och relaterar till BWR-reaktorer i ett internationellt perspektiv [97]. Copyright 2004 by Electric Power Research Institute, Inc. Used with permission.

8.1.3. Zinkdosering

Dosering av några ppb zink till reaktorvattnet används främst i BWR-reaktorer för att motverka upptag av aktiverade korrosionsprodukter på systemytor, men även i viss mån för att motverka IGSCC. I en studie utförd av ABB Atom visades att dosering av Zn vid HWC-miljö minskade spricktillväxhastigheten något [241]. En annan studie visade på liknande resultat, d.v.s. att zink i koncentrationer på 5–10 ppb minskade spricktillväxhastigheten i NWC- och HWC-miljö med ca en faktor 2 för Alloy 600 respektive en faktor 5 för Alloy 182 [242]. En möjlig förklaring till effekten av Zn har föreslagits vara att den skyddande oxidfilmens förmåga att töjas innan den bryts upp ökar, samt att tiden för re-passivering efter en skada minskar [243]. Effekten av Zn på spricktillväxhastighet är troligen begränsad på grund av zinkjonens positiva laddning. På grund av det elektriska fält som bildas i en spricka kommer intransport av positiva joner från bulklösningen att motverkas, se figur 5. Med avseende på initiering av IGSCC borde dock zinkdosering ha en större positiv effekt, med tanke på hur Zn anses påverka oxidfilmen.

Oskarshamn 1 och 2 kördes innan de avvecklades med zinkdosering som syftade till att hålla inkorporeringen av Co-60 på systemytorna på en låg nivå.

8.1.4. Mekanisk motverkan av dragspänningar

Av figur 1 framgår det att reducering av inducerade dragspänningar i ett material kan vara en framkomlig väg för att motverka IGSCC. Detta angreppssätt har applicerats fram-

gångsrikt i flera koncept. Till exempel togs metoder fram under 1980-talet för att motverka IGSCC i anslutning till redan utförda svetsar i rörsystem [20, 244, 245]. Exempel på de reparationsmetoder som nämns är följande:

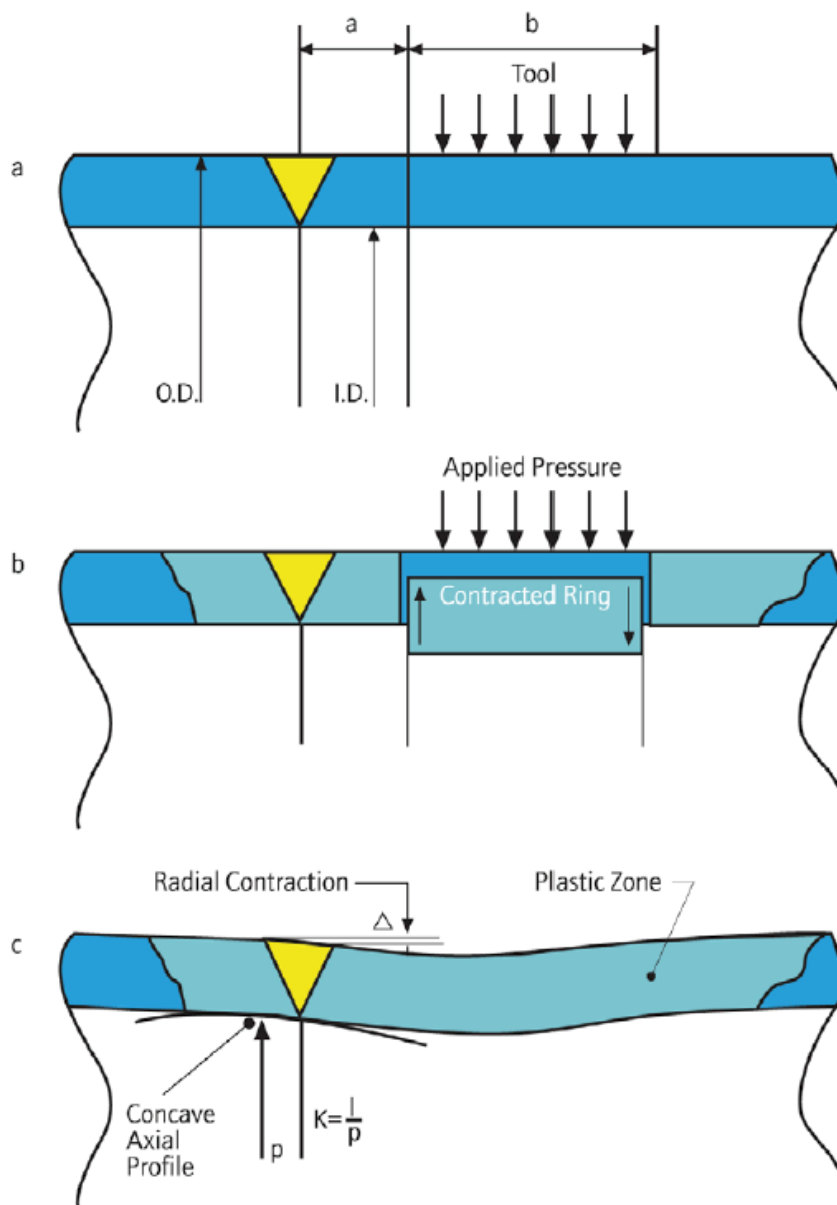
- Mechanical Stress Improvement (MSIP)
- Weld OverLay Repair (WOL)
- Approved Clamping Devices (ACD)
- Induction Heat Stress Improvement (IHSI)
- Peening (flera metoder)

Flera av dessa metoder har använts i betydande omfattning i t.ex. amerikanska och japanska anläggningar. Det har emellertid senare hävdats att motverkan av IGSCC genom reducering av spänningar lokalt i materialet kan verka enkelt men svårt att genomföra i praktiken [97]. Antalet berörda områden är stort och ofta svåråtkomliga för reparation och efterföljande kontroll. Som jämförelse kan justeringar av vattenkemin avhjälpa problem med IGSCC mer generellt i anläggningen. Ur ett svenskt perspektiv var metoderna för mekanisk motverkan av dragspänningar främst inriktade mot sensibiliserat rostfritt stål [245]. Emellertid används metoderna internationellt för att motverka IGSCC i Alloy 82/182 i BWR [20], till exempel vid safe-end-svetsar [246]. Enligt vad rapportförfattarna erfar har inte metoden tillämpats i Sverige på nickelbaslegeringar. Ett fåtal applikationer avseende sensibiliserat rostfritt stål gjordes i Sverige fram till mitten av 1990-talet [245].

I detta avsnitt följer en kort introduktion av några av de metoder som togs fram för att motverka IGSCC genom att motverka dragspänningar i mediaberörda ytor av utsatta komponenter.

8.1.4.1. Mechanical Stress Improvement (MSIP)

Tekniken att förebygga eller motverka IGSCC i svetsade rörskarvar genom ”Mechanical Stress Improvement” (MSIP) togs fram i mitten av 1980-talet. Det är en kommersiell teknik som bygger på att röret kläms ihop på ena sidan om svetsfogen med hjälp av ett ringformat klämverktyg, se figur 88. Resultatet blir tryckspänningar på rörets insida i anslutning till svetsfogen samt i svetsens rot. En liknande metod togs även fram av ABB Atom. I denna lösning som kallas ”Multi Wire Tension” (MWT) lindas tråd av minnesmetall på rörets utsida. När röret värms till drifttemperatur skapas ett yttre tryck på rörets utsida genom att minnesmetallen återtar sin ursprungliga dimension [247, 248].



Figur 88

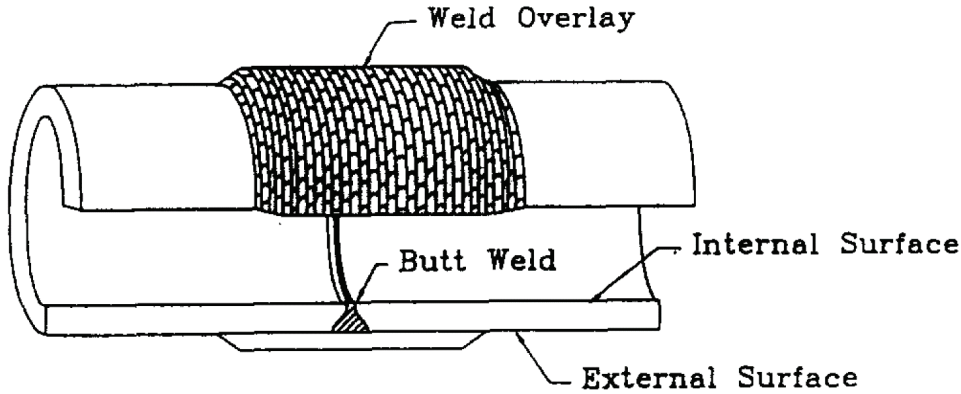
Applicering och funktion av MSIP. (Not: MSIP är ett varumärke som marknadsförs av NuVision Engineering, Inc.)

- Applicering av yttre tryck på röret runt hela dess omkrets med hjälp av ett verktyg.
- Bildade av en plasticerad zon i materialet.
- Kvarstående plasticering medför att svetsroten och intilliggande material försätts i kvarstående kompression.

Figuren är modifierad efter referens [249]. Copyright 1988 by Elsevier. Reprint with permission.

8.1.4.2. Weld Overlay Repair (WOL)

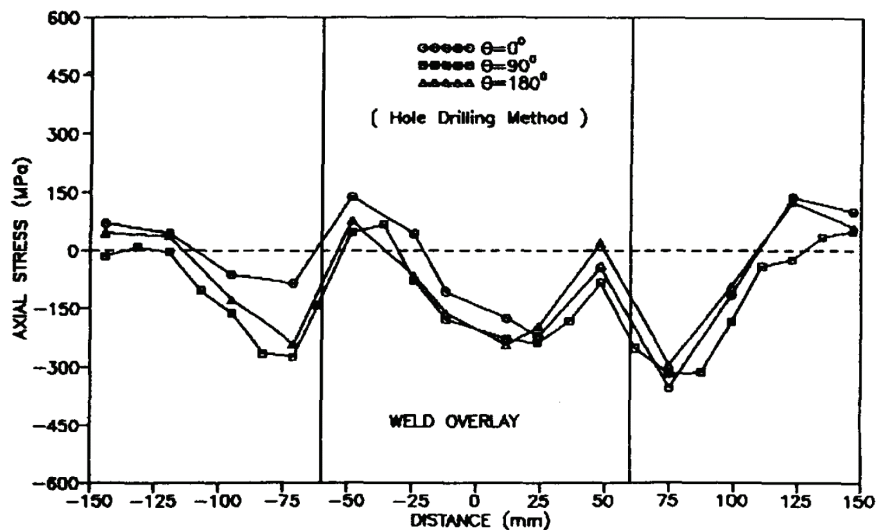
Denna reparationsmetod bygger på att ett extra lager med svetsgods appliceras på utsidan av en rörskarv, se figur 89. Det extra material som svetsas på utsidan dimensioneras så att det kan ta upp hela den mekaniska påfrestningen rörskarven utsätts för under drift [250]. Svetsgodset måste vara kompatibelt med materialet i rörskarven samt av en typ som är motståndskraftig mot IGSCC i den aktuella miljön.



Figur 89

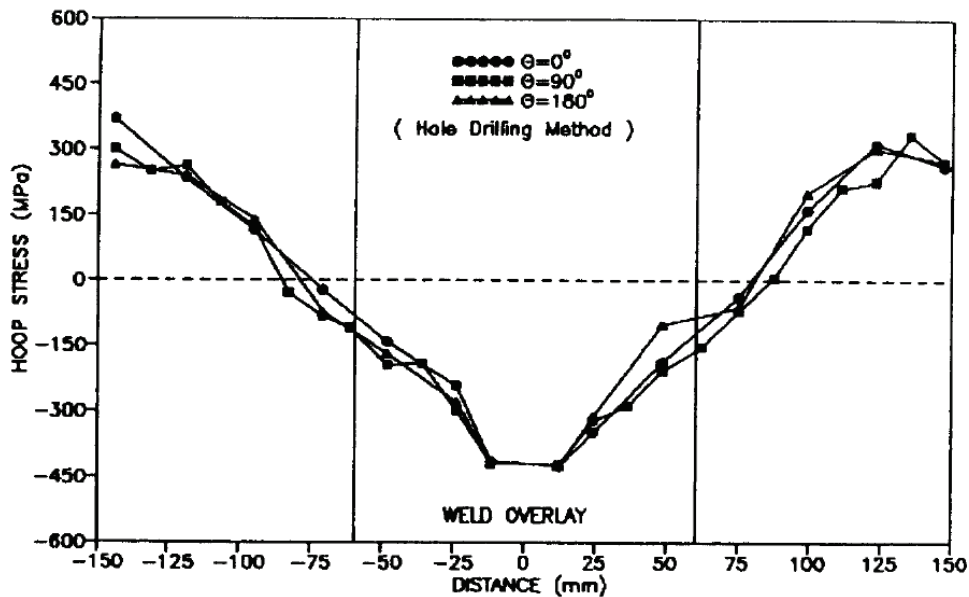
Schematisk bild av reparation av en SCC skada vid en rörsvets med hjälp av "Weld Overlay Reinforcement". Efter referens [250]. *Copyright 1994 by Elsevier. Reprint with permission.*

En fördel med WOL är att metoden utförs så att insidan av svetsroten hamnar under tryckspänning, både i rörets axiella riktning samt i omkretsriktningen. Ett exempel på detta spänningstillstånd visas i figur 90 samt figur 91 där mätningar har gjorts med "hålborrningsmetoden" efter det att uppsvetsning av ett rörprov har utförts. På grund av de inducerade tryckspänningarna kan propagering och initiering av SCC undertryckas. Det noteras dock att dragspänningar i materialet förekommer utanför det behandlade området.



Figur 90

Fördelning av restspänningar i axiell led på insidan av en svetsad rörfog efter utförd WOL. Rörrets diameter var 267 mm [250]. *Copyright 1994 by Elsevier. Reprint with permission.*



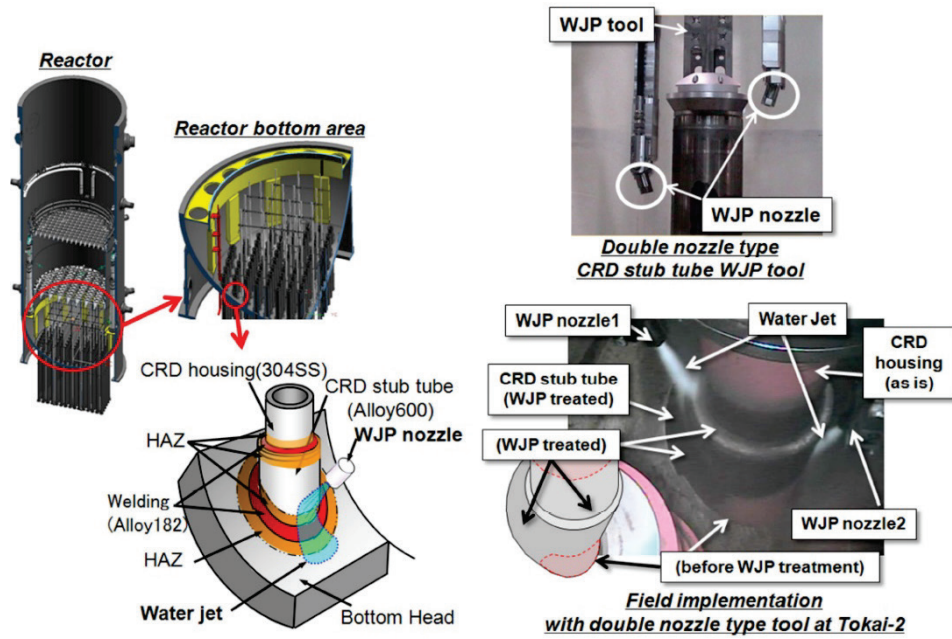
Figur 91

Fördelning av restspänningar i omkretsled på insidan av en svetsad rörfog efter utförd WOL. Rörrets diameter var 267 mm [250]. Copyright 1994 by Elsevier. Reprint with permission.

8.1.4.3. Peening

Flera metoder för peening har utvecklats för att inducera tryckspänningar på begränsade områden på den mediaberörda sidan av komponenter [251]. Syftet är att undertrycka initiering av IGSCC eller vidare propagering av redan initierade små sprickor. Metoden kan utföras både i luft och under vatten. En vattenstråle riktas mot ett arbetsstycke som befinner sig under vatten. I gränsytan mellan det stillastående bulkvattnet och vattenstrålen bildas kavitationsbubblor som imploderar med våldsamt kraft på ytan av arbetsstycket. Detta medför att ytan av materialet trycks inåt och utåt under det att lokal plasticering sker. När det omkringliggande materialet försöker relaxera induceras tryckspänningar i det peenade området. Flera frågetecken kan dock finnas rörande restspänningarnas egenskaper och hur de beror av t.ex. oförutsedda händelser under utförandet. Vad händer t.ex. om det finns sprickor i materialet som är djupare än avståndet från materialytan till den gräns i vilken tryckspänningar som inducerats i ytan övergår till dragspänningar i bulkmaterialet?

Metoden är tillämpbar även på komplicerade geometrier. Till exempel blandsvetsar i genomföringar vid reaktortankens botten, se figur 92. Olika varianter av peening har använts i flertalet BWR i Japan och börjar även att introduceras i USA [251]. Enligt vad rapportförfattarna erfar har peening inte provats i svenska reaktorer.



Figur 92

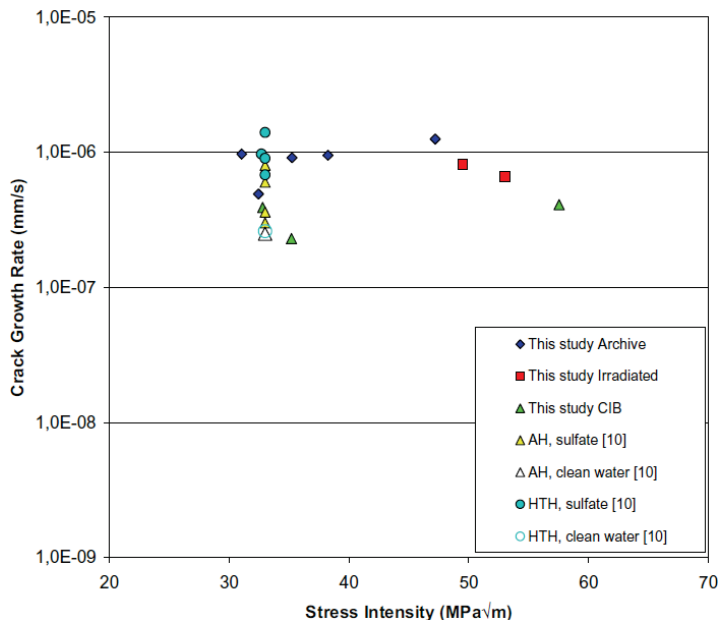
Illustrering av hur ”Water Jet Peening” appliceras på genomföringar för drivdon i reaktortankens botten [252]. *Copyright 2005 by IAEA. Reprint with permission.*

8.1.5. Byte av material

Byte av material har sannolikt varit ett av de mest effektiva motmedlen mot IGSCC i nickelbaslegeringar. De legeringar som berörs i BWR är främst Alloy X-750 samt Alloy 182.

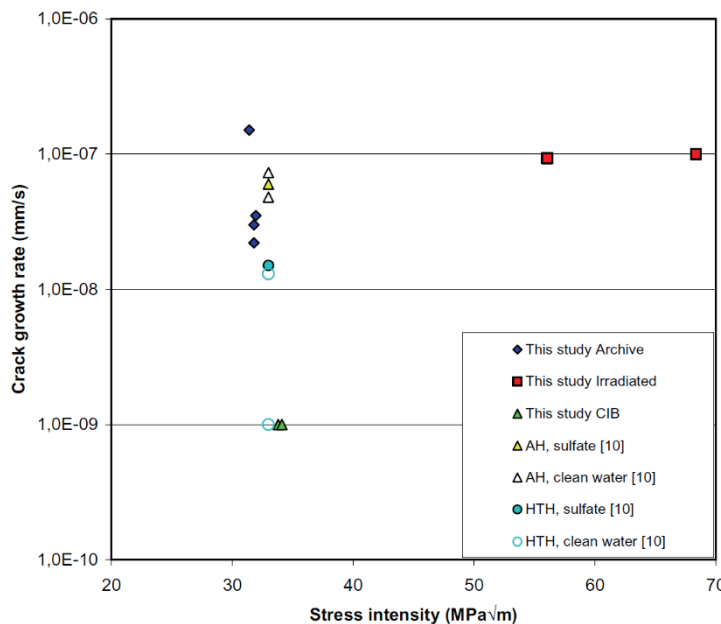
8.1.5.1. Värmebehandling av Alloy X-750

Alloy X-750 kombinerar goda korrosionsegenskaper med hög hållfasthet. Hållfastheten härrör från utskiljningshärdning [177]. I de materialtillstånd där Alloy X-750 har uppvisat hög känslighet för IGSCC har en värmebehandling valts som maximerar hållfastheten i materialet. Sådana värmebehandlingar karaktäriseras av en relativt låg temperatur för upplösningsbehandling <math>< 1000\text{ }^\circ\text{C}</math> samt en så kallad ”dubbelåldring” vid två lägre temperaturer [8, 177]. Alternativa värmebehandlingscykler optimerade för applikationer i kärnkraftverk har tagits fram i senare skeden. Ett exempel är EPRI CIB (”Core Internal Basic”). Denna värmebehandling karaktäriseras av en högre temperatur för upplösningsbehandling samt utskiljningshärdning vid endast en temperatur och under längre tider. Sammantaget leder detta till ett material med lägre sträckgräns relativt den ursprungliga värmebehandlingen [8]. En jämförelse av hur de olika värmebehandlingarna påverkar propagering av IGSCC i Alloy X-750 finns presenterad i referens [8]. Flera olika materialtillstånd jämförs; arkivmaterial från Barsebäck 1, CIB, AH (värmebehandling snarlik den för arkivmaterialet) samt HTH (värmebehandling snarlik den för CIB). Resultaten presenteras i figur 93 för NWC- samt för HWC-miljö i figur 94. I NWC-miljö uppvisar arkivmaterialet en något högre spricktillväxthastighet än det materialtillstånd som motsvaras av CIB. Skillnaden mellan värmebehandlingarna AH samt HTH är dock små. I HWC-miljö är däremot spricktillväxthastigheten för Alloy X-750 i värmebehandlingstillstånd CIB mer än en storleksordning lägre än för arkivmaterialet. Värmebehandlingstillstånd HTH resulterade också i låg spricktillväxthastighet. En hypotes om orsaken till att värmebehandling motsvarande CIB ger lägre spricktillväxthastighet är den lägre sträckgränsen, vilket generellt minskar känsligheten för miljösprickning. Jämför fallet med kalldeformation i avsnitt 5.1.



Figur 93

Spricktillväxthastighet som funktion av K i NWC-miljö för olika materialtillstånd av Alloy X-750 [8]. Datapunkterna för AH och HTH kommer från referens [119]. *Copyright 2005 by The Minerals, Metals & Materials Society. Used with permission.*



Figur 94

Spricktillväxthastighet som funktion av K i HWC-miljö för olika materialtillstånd av Alloy X-750 [8]. Datapunkterna för AH och HTH kommer från referens [119]. *Copyright 2005 by The Minerals, Metals & Materials Society. Used with permission.*

8.1.5.2. Svetsgods Alloy 182

Det andra materialet som med tiden visats vara känsligt för IGSCC i BWR är Alloy 182. Detta svetsgods används i form av en belagd elektrod för manuell metallbågs svetsning. Hög produktivitet i form av uppbyggnadshastighet av svetsen kan erhållas med denna metod. Vidare är Alloy 182 kompatibelt inte bara med nickelbaslegeringar utan också andra material som låglegerat stål och rostfritt stål. Numera är användning av Alloy 182 inte tillåten i svenska anläggningar enligt ”Tekniska Bestämmelser för Mekaniska Anordningar” (TBM), utom i undantagsfall [162]. Ersättningsmaterialet för Alloy 182 i BWR är Alloy 82, vilket anses mer motståndskraftigt mot IGSCC, bland annat tack vare en något högre kromhalt. Vid spricktillväxtprovning har emellertid Alloy 82 uppvisat endast ca 2 ggr lägre spricktillväxthastighet i BWR-miljö jämfört med Alloy 182 [253], vilket i sammanhanget är lite. Alloy 82 har liknande användningsområden som Alloy 182, men appliceras ofta genom automatiserad TIG-svetsning. Det senare är nog en viktig faktor, eftersom det ger en mer kontrollerad svetsprocess vilket sannolikt resulterar i färre svetsdefekter.

En komplett sammanställning av vilka svetsar som har ersatts med Alloy 82 i svenska BWR har nog inte gjorts. Ett exempel är det program som genomfördes i Forsmark i början av 2000-talet [254]. I detta program åtgärdades samtliga svetsar med Alloy 182 som använts i blandskarvar mellan reaktortank samt safe-ends. Åtgärden (”in-lay welding”) genomfördes, förenklat beskrivet, genom att på insidan först maskinbearbeta bort en ränna i omkretsriktning så att allt mediaberört svetsgods i Alloy 182 avlägsnades ned till ett visst djup. Rännan svetsades därefter igen maskinellt med Alloy 82. Ett utbyte av Alloy 182 i HC-kretsarna utfördes vid Ringhals 1 i det så kallade SPRINT-projektet [76].

8.2. PWR

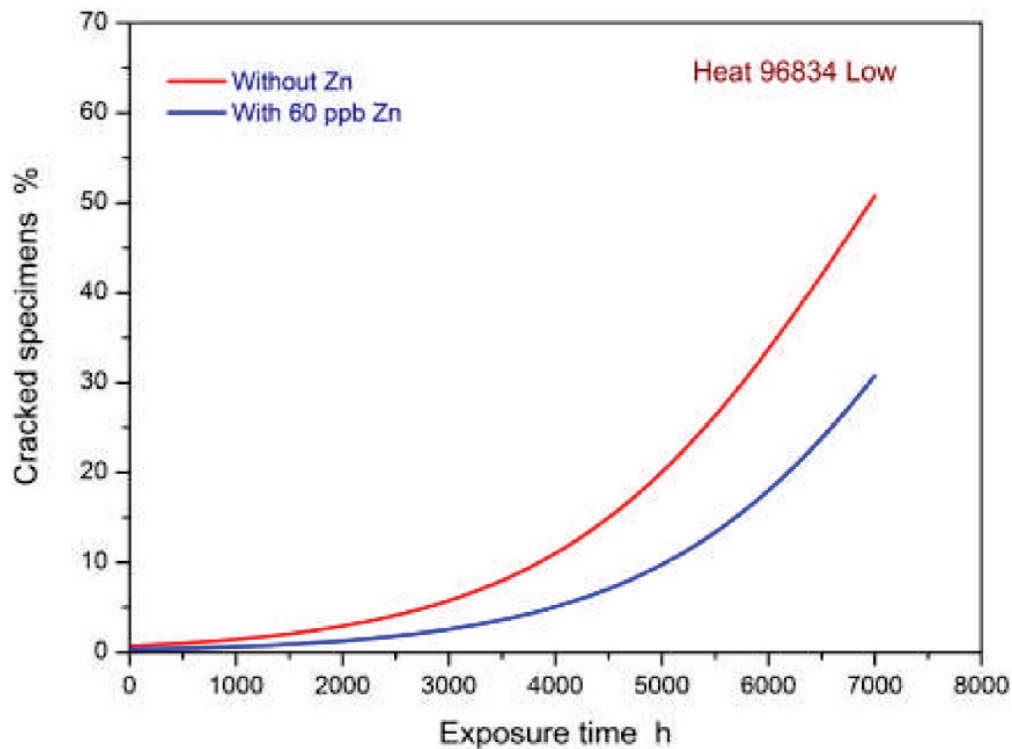
Från avsnitt 4.3 samt 4.4 ses att skadefallen i svenska PWR återfinns i Alloy 600 samt svetsgods Alloy 182, men också Alloy 82 för tjockväggiga komponenter. Den dominerande kategorin av skadefall har dock varit ånggeneratortuber i Alloy 600. Den ledande motåtgärden för att komma till rätta med dessa problem har varit att byta till mer resistent material. Emellertid har också omfattande studier av vattenkemins inverkan gjorts för att säkerställa att ett genomtänkt val görs med hänsyn till PWSCC.

8.2.1. Val av driftskemi

Som framgår av avsnitt 7.2 finns det ganska stora valfriheter inom specifikationerna för val av driftskemi med avseende på halterna av inlöst vätgas, borsyra samt litiumhydroxid (och således pH). Ett flertal arbeten har gjorts för att utvärdera hur valet av driftskemi påverkar PWSCC [149, 151, 255, 256]. Sammanfattningsvis fås intrycket att valet av driftskemi inom de gällande specifikationerna inte starkt påverkar känsligheten hos nickelbaslegeringar för PWSCC. Valet av driftskemi påverkar också uppbyggnaden av aktivitet på systemytorna i form av främst Co-60 och Co-58 i primärsystemet [225]. En samlad bedömning har resulterat i ett val av driftskemi som ligger i den övre delen av specifikationerna avseende Li (pH) samt halt inlöst vätgas, vilket ur ett perspektiv avseende PWSCC är gynnsamt.

Effekten av föroreningar är som framgår av avsnitt 7.2.3 låg på PWSCC. Vidare är de nivåer som uppmäts rutinmässigt i kraftverken betydligt under de halter som skulle kunna ge en effekt baserat på laboratorieförsök. Mot bakgrund av detta har sannolikt inga omfattande åtgärder ansetts nödvändiga för att sänka halterna av föroreningar såsom klorid och sulfat i reaktorvattnet med tanke på PWSCC.

Dosering av zink har övervägts, främst med syftet att minska uppbyggnad av aktivitet på systemytor [229]. Zinkdosering anses ha en gynnsam effekt på initieringsfasen av PWSCC, se exempel i figur 95, men ett mindre inflytande på propageringsfasen [257]. Med bakgrund i att de svenska PWR-anläggningarna hade varit i drift en längre tid när zinkdosering blev aktuellt, varvid eventuella sprickor redan hade initierat, ansågs denna motåtgärd inte motiverad avseende PWSCC [258].



Figur 95

Inverkan av zinkdosering på tid till initiering av sprickor i Alloy 600 under RUB-provning i simulerad PWR-miljö [13]. *Used with permission by corresponding author of the conference proceeding.*

8.2.2. Mekanisk motverkan av dragspänningar

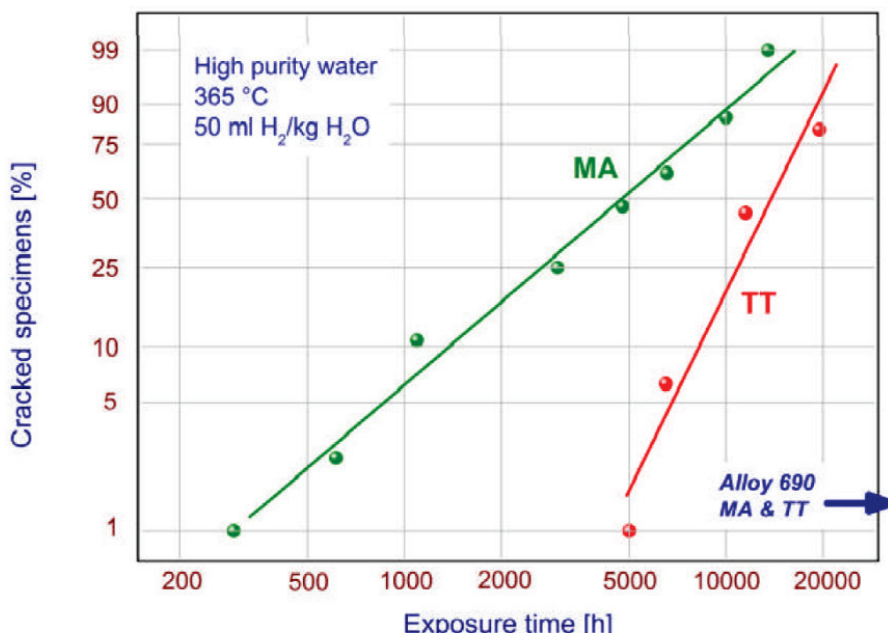
I princip samma metoder som presenterades för applikationer i BWR, se avsnitt 8.1.4, skulle kunna användas för PWR. Tänkbara komponenter för sådan behandling är t.ex. blandskarvar med Alloy 182. Till exempel har sprickning i utloppsstutsar från reaktortanken, i likhet med vad som observerades i Ringhals, motverkats genom att applicera MSIP som en del av ett större åtgärdsprogram [20]. Exempel på utvärdering av WOL och MSIP finns i referenserna [128] respektive [259]. Enligt vad författarna till denna rapport erfar har liknande motåtgärder inte applicerats i svenska PWR. Istället har valet fallit på att byta till mer resistent material.

8.2.3. Byte av material

Den helt klart dominerande åtgärden mot PWSCC i svenska PWR har varit byte till mer resistent material, d.v.s. Alloy 690 samt dess artegna svetsgods Alloy 52M/152M [258]. I följande avsnitt ges några exempel.

8.2.3.1. Byte av ånggeneratorer med tuber i Alloy 600 MA

Som en följd av de omfattande problemen med PWSCC av ånggeneratortuber i Alloy 600 har ånggeneratorerna bytts ut på samtliga tre PWR i Ringhals vid olika tidpunkter, med mycket gott resultat. Ersättningsmaterialet är Alloy 690 TT [154]. Rapportförfattarna känner inte till något skadefall rörande PWSCC i detta material, varken i ånggeneratortuber eller några andra applikationer där Alloy 690 använts. Under provning i laboratorium är det också mycket svårt att få PWSCC att initiera i Alloy 690. Möjligen kan så ske om materialet först kallbearbetas till nivåer som är orimligt höga ur applikationshänseende. Vid RUB-provningen under olika kampanjer i svensk regi har initiering aldrig noterats i Alloy 690, trots att exponeringarna har pågått i upp till fyra år vid 365 °C [13]. På grund av att initieringsprocessen i nickelbaslegeringar är termiskt aktiverad motsvarar exponeringen vid 365 °C ca 25 års exponering vid 320 °C [13]. Vid samma typ av provning fås dock enkelt initiering av PWSCC i Alloy 600 MA samt i det mer motståndskraftiga värmebehandlingstillståndet Alloy 600 TT, se figur 96.



Figur 96

Jämförelse av andelen spruckna prover av Alloy 600 MA och Alloy 600 TT under RUB-provning. Observera att prover av Alloy 690 aldrig sprack trots att provningen pågick under 33 000 h [13]. *Used with permission by corresponding author of the conference proceeding.*

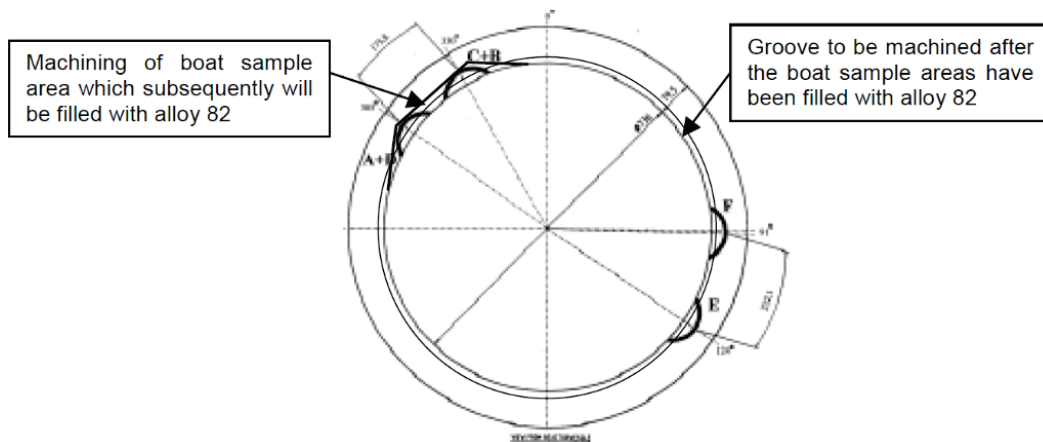
8.2.3.2. Byte av tanklock

Genomföringarna i de ursprungliga reaktortanklocken till Ringhals PWR var tillverkade i Alloy 600 och insvetsade med Alloy 182. Både internationellt och i Sverige detekterades PWSCC i dessa komponenter under 1990-talet, se avsnitt 4.3.3. På grund av svårigheten att inspektera tanklocken med oförstörande provning samt de täta intervall som krävdes för sådana inspektioner, beslöts att göra utbyte av samtliga tanklocken i olika etapper [131, 258]. Valet föll på tanklock med genomföringar i Alloy 690 med insvetsningar gjorda med det artegna svartgodset Alloy 52 [131, 258]. Utbyte av tanklock har även skett internationellt, då omfattandes betydligt fler anläggningar, se referens [102]. I likhet med fallet för ånggeneratortuber finns det mycket goda erfarenheter av Alloy 690 samt

dess artagna svetsgods från applikationer i PWR. Under laboratorieförsök går det visserligen att framkalla propagering av PWSCC i tjockväggigt Alloy 690 under förutsättning att materialet kallbearbetats, dock till för applikationen orimligt höga nivåer, se avsnitt 5.1.3. Liknande erfarenhet finns för svetsgodsen samt den värmepåverkade zonen i Alloy 690 [260, 261].

8.2.3.3. Ersättning av svetsar i Alloy 182

Den tredje större kategorin av skadefall som har hanterats genom utbyte av material är sprickning av Alloy 182 i anslutningssvetsar till inloppsstutsar i reaktortank, se avsnitt 4.3.3. I likhet med åtgärderna som vidtogs vid liknande skador i BWR valdes en reparationsmetod där Alloy 182 bearbetades bort från insidan av svetsfogen i omkretsriktning. Den på så vis uppkomna "rännan" fylldes med mer motståndskraftigt material, i detta fall med Alloy 82 följt av Alloy 52M, se figur 97.



Figur 97

Schematisk illustration som beskriver hur reparationen och ersättning av mediaberörd svets i Alloy 182 genomfördes i Ringhals 3 och 4 [6]. *Used with permission by corresponding author of the conference proceeding.*

9. Spricktillväxtsamband

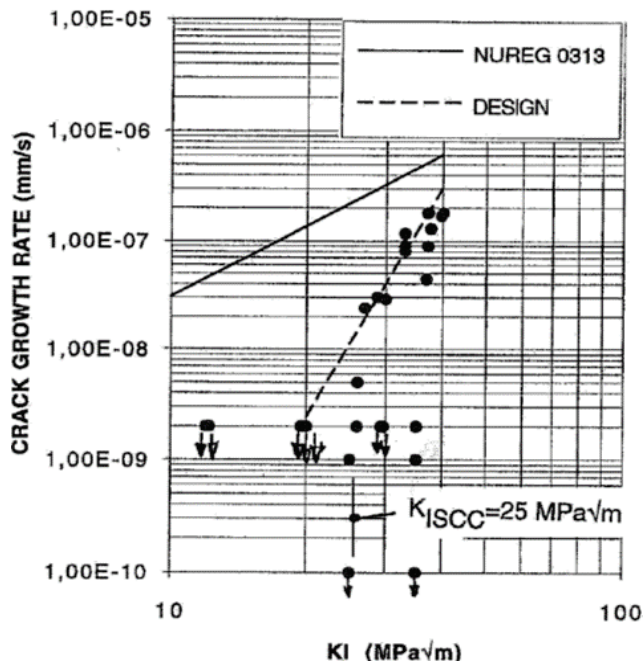
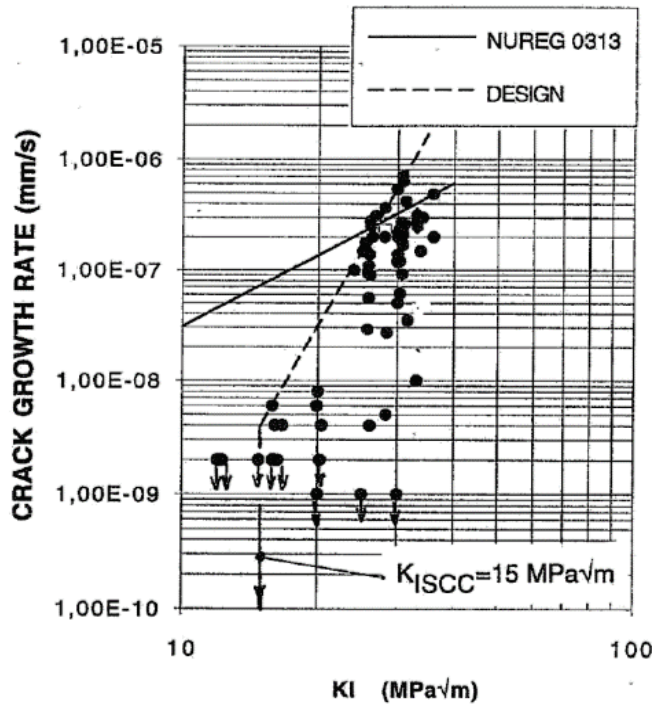
Mot bakgrund av skadefallen orsakade av IGSCC i rostfritt stål [7] och senare i nickelbaslegeringar, se avsnitt 4, accentuerades behovet av kvalificerade samband mellan spricktillväxthastighet och spänningsintensitet för de miljöer som är aktuella i en BWR. Sådana samband kan sedan användas i skadetålighetsanalyser av komponenter med defekter upptäckta med oförstörande provningsmetoder (OFP), eller för postulerade defekter vars storlek bestäms av den aktuella OFP-metodens detektionsgräns. Ett av de första spricktillväxtsambanden som presenterades, NUREG-0313 Rev. 2, togs fram av USNRC 1988 och gällde IGSCC i rostfritt stål i BWR-NWC [244].

I PWR var det först när skador i komponenter av tjockt gods upptäcktes i början av 1990-talet, se avsnitt 4.3, som behovet av spricktillväxtdata aktualiserades. På grund av den relativt långa ledtiden för att genomföra spricktillväxtförsök, samtidigt som det krävs en databas av en viss storlek, var det först mot slutet av årtiondet som det första spricktillväxtsambandet i PWR-miljö baserade på tester med brottmekaniska prov presenterades. Ett tidigt spricktillväxtsamband baserat på data från oförstörande provning av ett stort antal ånggeneratorrövar presenterades redan 1991 av Scott [60]. Några år senare presenterades ett modifierat samband baserat på Scotts ekvation och spricktillväxtdata från CT-prov Alloy 600 [262]. För Alloy 182 användes i ett tidigt skede ett preliminärt spricktillväxtsamband, där man utgående från ett begränsat dataunderlag multiplicerat Scotts ekvation med en faktor [163].

9.1. Svenska tillväxtsamband för BWR-miljöer

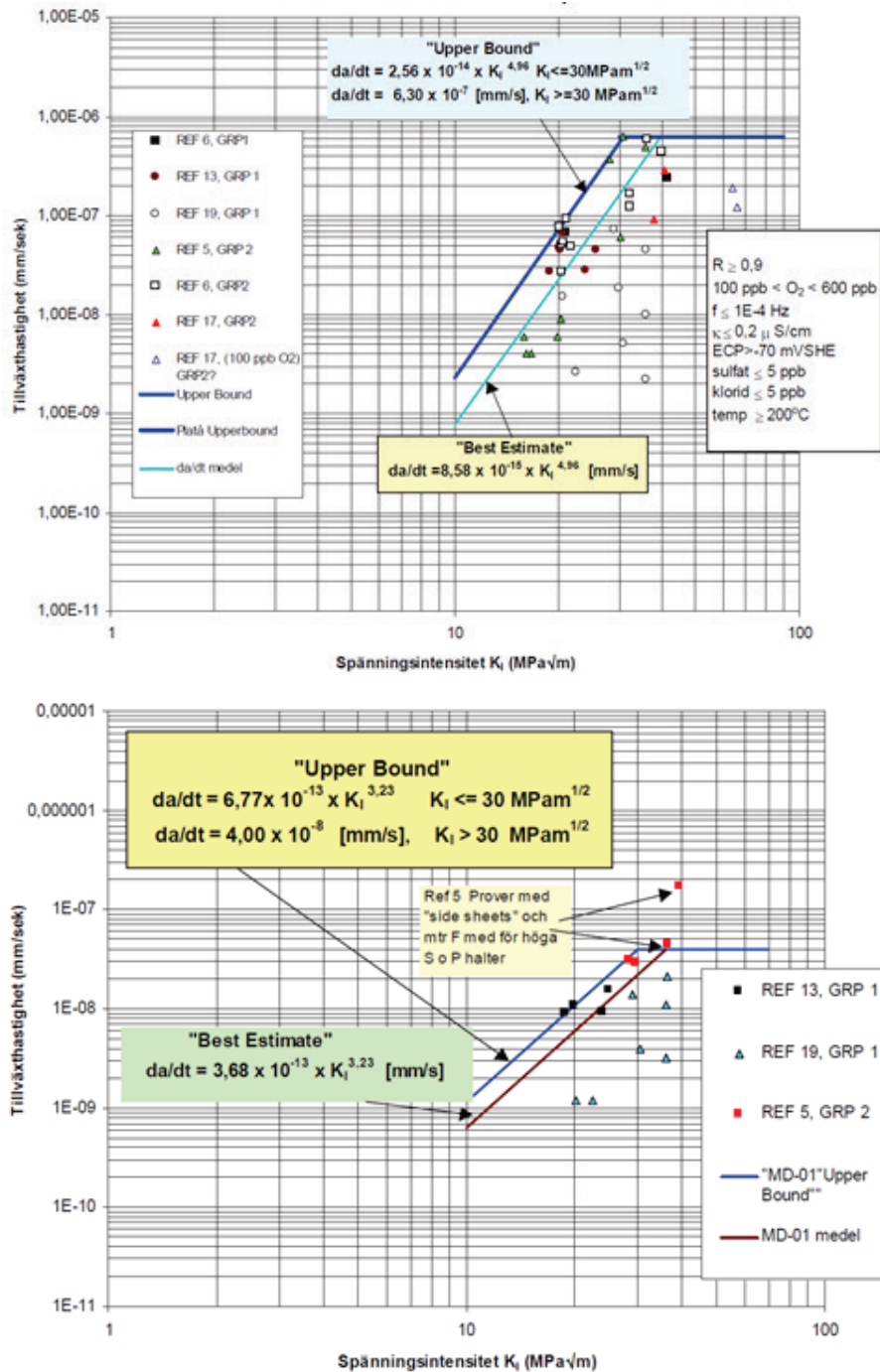
Spricktillväxtsambandet enligt NUREG-0313 Rev. 2 tillämpades under en tid i Sverige, men det konstaterades relativt snart att det var för konservativt och att det i många fall var svårt att visa att tillräcklig säkerhetsmarginal förelåg [120, 263]. De svenska kraftbolagen inledde därför 1990 ett eget arbete som syftade till att ta fram spricktillväxtsamband för nickelbaslegeringarna Alloy 600 och 182 och austenitiska rostfria stål i BWR-miljöer. Arbetet inleddes med att samla in och strukturera tillgängliga spricktillväxtdata i en databas. Förutom värden gällande spänningsintensitet och spricktillväxthastighet inkluderade databasen även information om belastningsförhållanden (cyklisk last, konstant last, etc.), korrosionspotential, materialdata (sammansättning, sensibilisering, kalldeformation, etc.) och andra uppgifter av betydelse (syrehalt, konduktivitet, föroreningshalter, etc.). För att exkludera data som inte var relevanta för IGSCC i BWR-miljö i svenska reaktorer definierades ett antal urvalskriterier gällande bland annat belastning ($R > 0,9$, $f < 2,5E-4$ Hz), syre (100–600 ppb för NWC och < 10 ppb för HWC) och korrosionspotential (> -70 mV för NWC och < -200 mV för HWC). Data relevanta för NWC och HWC gällades sedan fram genom att applicera urvalskriterierna på databasen. Baserat på den reducerade datamängden etablerades sedan samband mellan spricktillväxt och spänningsintensitet avseende NWC och HWC. En utförligare beskrivning av metodiken och tillvägagångssättet som tillämpades vid framtagningen av materialdataboken MD01 återfinns i [120, 264]. Den första utgåvan av MD01 gavs ut 1992 och allteftersom nya data framkommit har revisioner publicerats. Vidare har ytterligare urvalskriterier tillkommit samtidigt som metodiken utvecklats [61, 183, 265].

Morin et al. [120] publicerade under 1993 spricktillväxtsamband avseende nickelbaslegeringar och i figur 98 visas kurvorna för Alloy 182 i NWC och HWC tillsammans med de data som uppfyllde urvalskriterierna. I figuren har också tillväxtkurvan enligt NU-REG-0313 Rev. 2 [244] gällande rostfritt stål i NWC plottats. Som framgår av figur 98 omsluter anpassningskurvorna så gott som samtliga datapunkter, d.v.s. ”upper bound”-principen har tillämpats, dock inte helt strikt i detta fall. Enligt figur 98 är spricktillväxthastigheten i HWC-miljö en faktor 13,5 lägre än i NWC. Vidare har tröskelvärden för spänningsskorrosionstillväxt ansatts vid de värden som i graferna anges med K_{ISCC} , vilket innebär att ingen tillväxt antas ske om det aktuella K_I -värdet är lägre än denna nivå. Ett tröskelvärde kan ifrågasättas av flera skäl; bland andra teorin för IGSCC som inte ger något stöd för ett tröskelvärde och svårigheten att mäta tillförlitliga tillväxthastigheter i den lägre K_I -regionen. Som framgår av figur 99 förekommer inte tröskelvärden i senare utgåvor av MD01.



Figur 98

Spricktillväxtsamband enligt Morin et al. [120] för Alloy 182 i NWC (ovan) och HWC (nedan) tillsammans med de data som uppfyllde urvalskriterierna. "Upper bound"-kurvorna som anpassats till data anges "Design". Som jämförelse har tillväxtkurvan enligt NUREG-0313 Rev. 2 [244] gällande rostfritt stål i NWC plottats. *Copyright 1998 by The Minerals, Metals & Materials Society. Used with permission.*



Figur 99

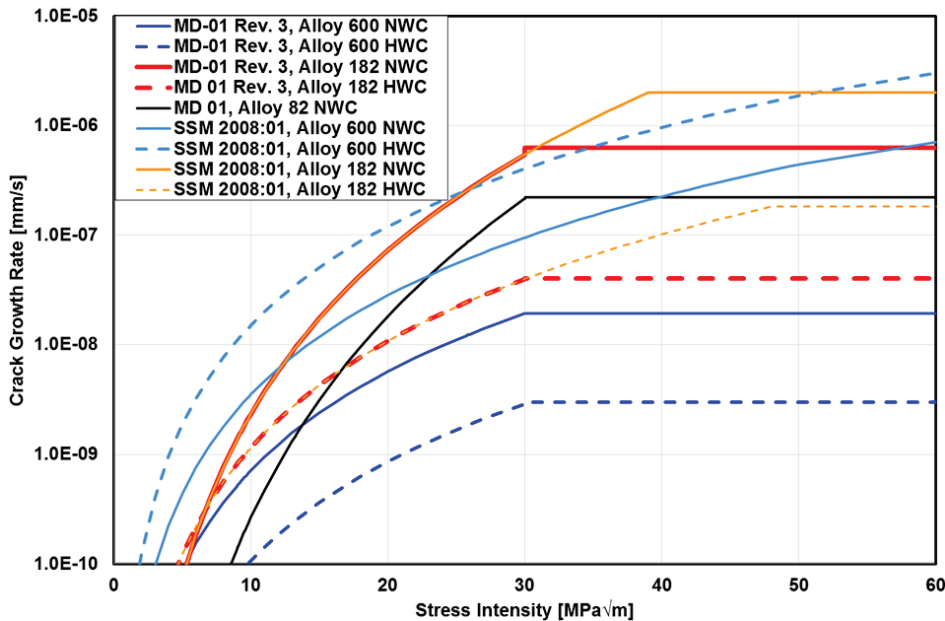
Spricktillväxtsamband enligt "Allmänna Bestämmelser för Mekaniska Anordningar" (ABM) utgåva 4 [61] för Alloy 182 i NWC (ovan) och HWC (nedan) tillsammans med de data som uppfyllde urvalskriterierna. Kurvorna benämnda "Best Estimate" baseras på medeltillväxthastigheten för datapunkterna och lutningen som ges av "upper bound"-kurvan. Copyright 2001 by Svenska Materialgruppen - MG. Used with permission.

I den senare utgåvan av MD01 [110] föreslogs ett bi-linjärt spricktillväxtsamband, där tillväxthastigheten beror av K upp till en viss nivå ($30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ i figur 99) medan den är oberoende av K över denna nivå. Nya data och urvalskriterier samt förändrad metodik har gjort att lutningen i den K -beroende delen av kurvan ändrats; jämför figur 98 och figur 99. Vidare är spricktillväxthastigheten i HWC-miljö, inom den K -oberoende delen av kurvan, en faktor 15,7 lägre än i NWC.

Som framgår av figur 99 är merparten av data samlade kring K -värden mellan ~ 20 och $\sim 40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Svårigheter att etablera spänningskorrosionstillväxt vid låga K och de långa provningstider som krävs för att bestämma tillförlitliga data är de huvudsakliga skälen till det begränsade antalet datapunkter vid lägre spänningsintensitet. Vid högre K -värden är det provstorleken som är den begränsande faktorn och för att erhålla giltiga data krävs att testerna utförs med större prov, t.ex. $B=50$ och $W=100$ mm. Försök med större prov av Alloy 600 och rostfritt stål har utförts men svårigheter att etablera spänningskorrosionstillväxt har resulterat i begränsat dataunderlag vid högre K -värden [265]. Detta indikerar att provstorleken kan ha en inverkan på spricktillväxthastigheten och försök pågår för att utreda denna fråga. Under 2021 planeras delar av resultaten från detta försök att publiceras vid en internationell konferens [266].

Som nämns i avsnitt 6.3 bedömde SKI publicerade data gällande spänningskorrosionstillväxt i BWR-miljöer i samband med utarbetandet av SKIFS 1994:1 [191]. Databasen som utvecklades för MD01 låg till grund för bedömningen. SKI granskade även metodiken och urvalskriterierna som tillämpades i MD01 och i de flesta fall accepterades kriterierna, men några avvisades och några kriterier tillkom; se SKI:s förord till referens [193]. Spricktillväxtsambanden som presenterades i bilaga 1 i SKIFS 1994:1 skiljde sig därför från MD01 (mer konservativa) och de saknade också den K -oberoende delen vid högre K -värden. I gällande föreskrifter ges inte explicit några spricktillväxtsamband, utan det åligger tillståndshavaren att basera sina analyser på realistiska och kvalitetssäkrade data av tillräcklig omfattning, och om data i tillräcklig omfattning saknas bör försiktiga antaganden (konservativa) göras.

Spricktillväxtsamband finns även presenterade i en handbok avseende en kombinerat deterministisk och probabilistisk procedur för säkerhetsbedömning av komponenter med defekter [267]. Samma dataunderlag som låg till grund för sambanden presenterade i referens [61] användes även i detta fall, men som framgår av jämförelsen presenterad i figur 100 tolkades dataunderlaget betydligt mer konservativt. När det gäller Alloy 600 är åtminstone en av ekvationerna angivna i referens [267] uppenbart felaktig eftersom kurvan för HWC är en faktor 4,3 högre än den gällande NWC. Det konstateras att de två kurvorna baseras på två olika referenser. Båda kurvorna ligger dock över den för NWC enligt [61] med faktorer från 5 eller 21 och uppåt. Beträffande HWC är skillnaden ännu större. Skillnaden mellan sambanden för Alloy 182 är mindre då de är lika i den K -beroende delen av kurvan. K -nivån vid vilken tillväxthastigheten anses bli oberoende av K är dock högre i referens [267], vilket gör att skillnaderna mellan sambanden som mest uppgår till faktorerna 3,2 och 4,6 i NWC respektive HWC. Enligt figur 100 är spricktillväxthastigheten i Alloy 82 i NWC minst en faktor 2,9 lägre än i Alloy 182 [265]. Nya tillväxtsamband för nickelbaslegeringarna har givits ut efter att kurvorna i figur 100 publicerades.



Figur 100

Jämförelse av svenska spricktillväxtsamband avseende nickelbaslegeringar i BWR-miljöer [61, 265, 267].

9.2. Svenska tillväxtsamband för PWR-miljöer

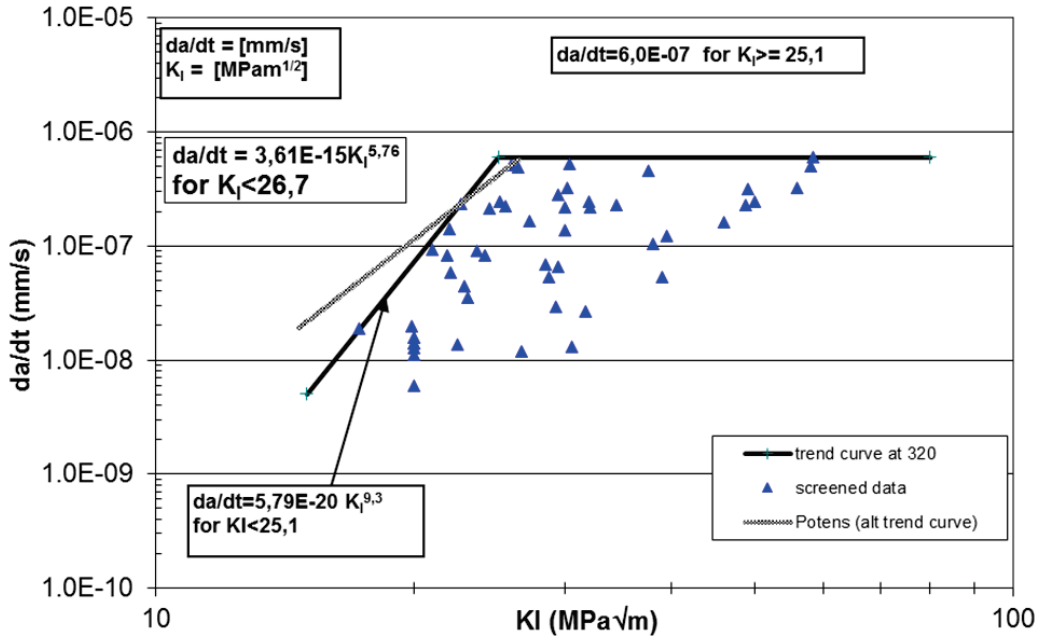
I Sverige föranledde skadorna i svetsen mellan reaktortankens utloppsstuts ("hot leg") och safe-end [4-6] framtagandet av ett specifikt svenskt spricktillväxtsamband avseende Alloy 182 i PWR-miljö. Metodiken för att sortera fram data relevanta för PWSCC i Alloy 182 och etablera samband mellan spricktillväxt och spänningsintensitet beskrivs i [6, 61]. Som framgår av de refererade dokumenten var processen analog med den som beskrivs för MD01 i föregående avsnitt. I figur 101 visas spricktillväxtsambandet gällande vid 320 °C.

Liksom senare spricktillväxtsamband avseende BWR-miljöer föreslogs ett bi-linjärt samband, där tillväxthastigheten beror av K upp till 25,1 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, medan den är oberoende av K över denna nivå; se figur 101. Spricktillväxtsambandet och datapunkterna i figur 101 gäller vid 320 °C och med en skenbar aktiveringsenergi om 130 kJ/mol kan justering till andra temperaturer göras. Detta är en allmänt vedertagen aktiveringsenergi, huvudsakligen baserad på tester med Alloy 600 [262, 268], vilken tillämpades under antagandet att spricktillväxthastighetens temperaturberoende är lika för Alloy 182 och Alloy 600.

Ett spricktillväxtsamband avseende Alloy 600 i primärsidig PWR-miljö publicerades några år senare [183]; se figur 102. Jämfört med Alloy 182 är tillväxthastigheten i den K -oberoende delen en faktor 6,7 lägre.

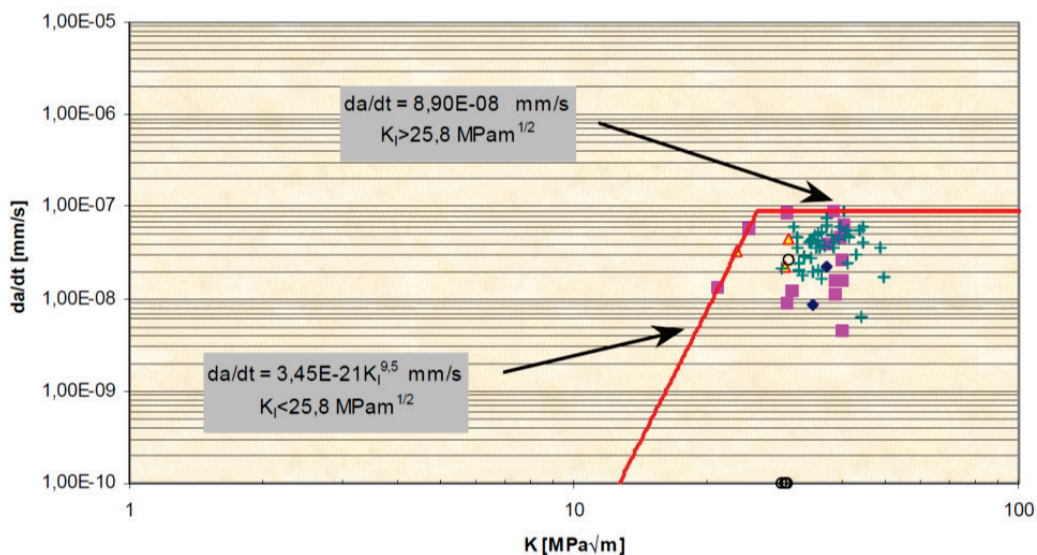
På grund av att dataunderlaget avseende Alloy 182 var begränsat när spricktillväxtsambandet enligt ovan togs fram, speciellt gällande temperaturberoendet och för $K < 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ samt $K > 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, genomfördes en serie försök med syfte att utöka databasen i de avseendena [269, 270]. Resultaten från försöken sammanfattas i figur 103. Testresultaten visade att den skenbara aktiveringsenergin för PWSCC-tillväxt i Alloy 182 är omkring 130 kJ/mol och att tillväxthastigheten tenderar att vara oberoende av K över

25–30 MPa√m [269]. I de avseendena ger försöken stöd för gjorda antaganden. Däremot indikerar resultaten från försöken att lutningen i den K-beroende delen av kurvan är flackare än den som anges i figur 101, vilket innebär att spricktillväxtsambandet är icke-konservativt vid lägre K-värden.



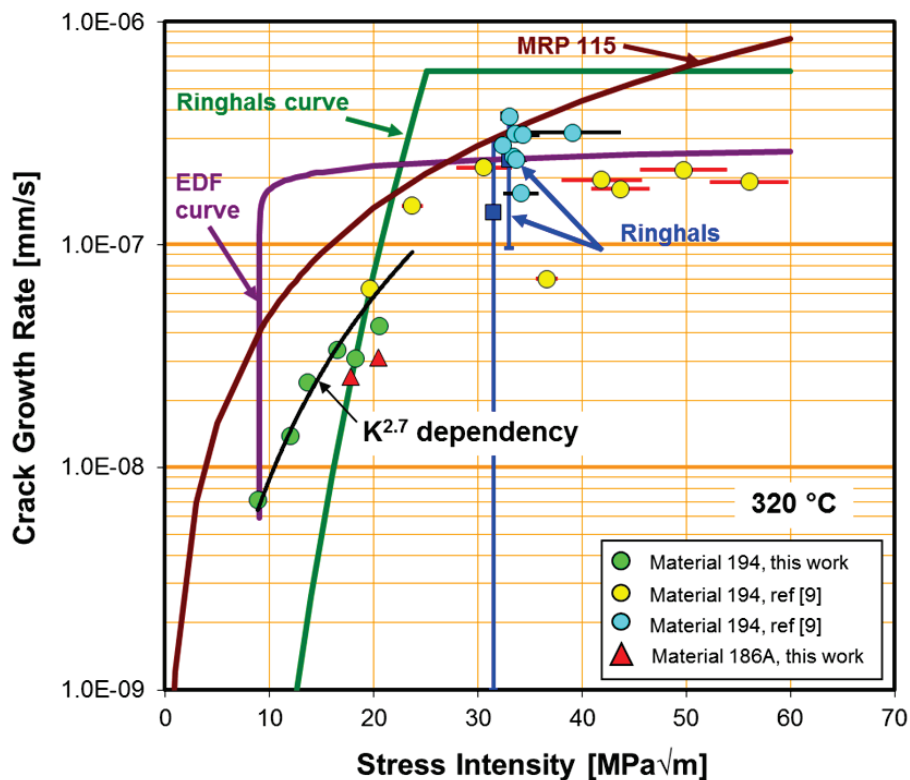
Figur 101

Spricktillväxtsamband avseende Alloy 182 i primärsidig PWR-miljö vid 320 °C tillsammans med de data som uppfyllde urvalskriterierna [6, 61]. Den brantare kurvan i den K-beroende delen av sambandet var det alternativ som föredrogs. *Used with permission by corresponding author of the conference proceeding.*



Figur 102

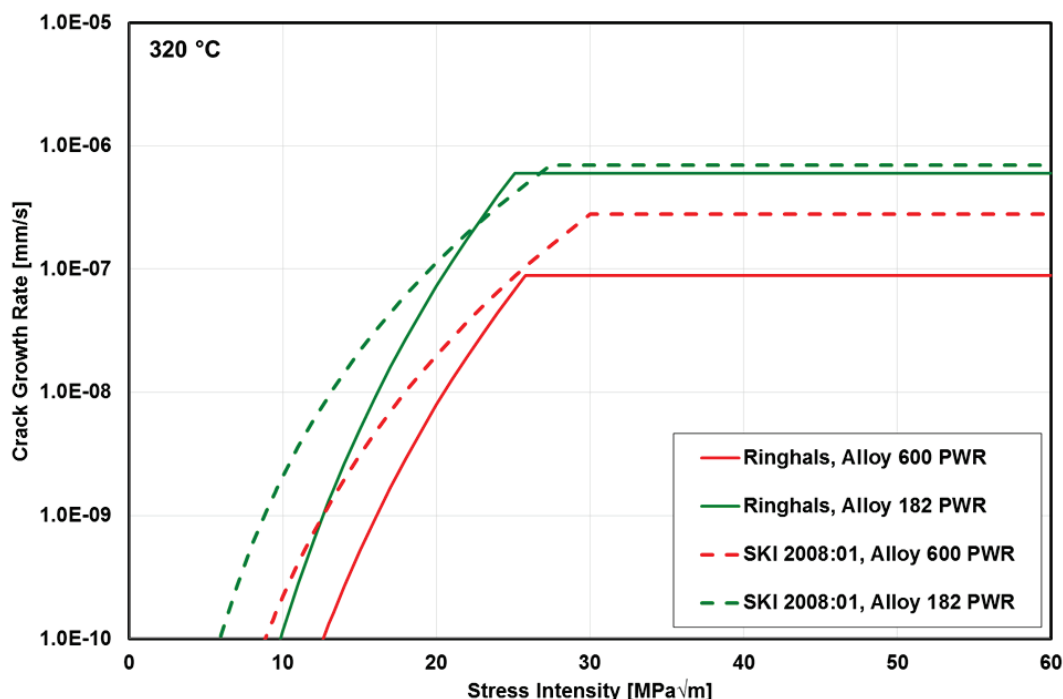
Spricktillväxtsamband avseende Alloy 600 i primärsidig PWR-miljö vid 320 °C tillsammans med de data som uppfyllde urvalskriterierna [183]. *Copyright 2003 by the American Nuclear Society, La Grange Park, Illinois. Used with permission.*



Figur 103

Spricktillväxtdata avseende Alloy 182 i primärsidig PWR-miljö vid 320 °C tillsammans med olika spricktillväxtsamband [270]. De ljusblå datapunkterna representerar prov som testats vid temperaturer i intervallet 290–340 °C och som räknats om till 320 °C. De gula och gröna datapunkterna representerar prov från samma svetsmaterial (charge) som testades vid K-värden från ~9 till ~55 MPa√m, medan de röda trianglarna avser prov från ett annat svetsmaterial av Alloy 182. Data baserade på storleksbestämning och spänningsanalys av defekter i en safe-end-svets i Ringhals 3 vid två på varandra följande inspektioner representeras av blå fyrkanter. *Copyright 2015 by The Canadian Nuclear Society. Used with permission.*

I referens [267] presenterades även spricktillväxtsamband för Alloy 600 och 182 i primärsidig PWR-miljö. Även om det inte uttryckligen framgår baserades förmodligen de sambanden på samma dataunderlag som referenserna [6, 61, 183]. En jämförelse mellan de sambanden och de som presenterades av Ringhals visas i figur 104. Sambanden enligt referens [267] är även i detta fall mer konservativa, men jämfört med kurvorna gällande BWR-miljö är skillnaderna betydligt mindre. I sambanden enligt referens [267] är K-nivåerna då tillväxthastigheten anses oberoende av K högre, samtidigt som lutningen i den K-beroende delen är flackare. I den K-oberoende delen av kurvorna är skillnaden en faktor 3,1 och 1,2 för Alloy 600 respektive Alloy 182.



Figur 104

Jämförelse av svenska spricktillväxtsamband avseende nickelbaslegeringar i primärsidig PWR-miljö vid 320 °C [6, 61, 183, 267].

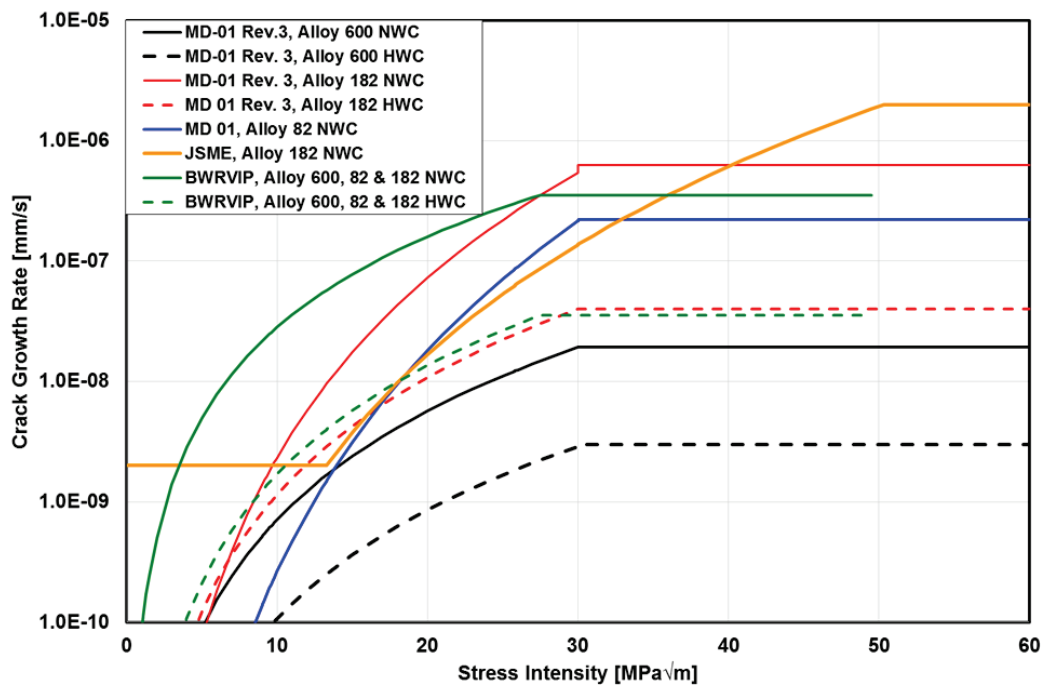
9.3. Internationell jämförelse

9.3.1. BWR

BWRVIP ("Boiling Water Reactor Vessel and Internals Project") har presenterat spricktillväxtsamband för nickelbaslegeringar i BWR-miljöer [107]. Sambanden baserades på data avseende Alloy 182, eftersom det materialet uppvisar högst tillväxthastigheter av nickelbaslegeringarna som används i BWR. För Alloy 600 och Alloy 82 innebär det att sambanden är konservativa. Den ursprungliga databasen omfattade >590 datapunkter från försök utförda i olika laboratorier och utrustningar placerade i olika BWR (s.k. CAVS, "Crack Arrest Verification System"). Efter att ett antal urvalskriterier applicerats på databasen återstod 224 datapunkter, vilka sedan användes för att etablera spricktillväxtsamband för NWC och HWC. I likhet med kurvorna som visas i figur 99 är BWRVIP:s samband bi-linjära; se figur 105.

I Japan har JSME ("The Japan Society of Mechanical Engineers") publicerat ett spricktillväxtsamband avseende IGSCC i Alloy 182 i BWR-NWC [271]. De använde MD01 som stöd för sina samband, vilket förklarar varför deras kurvor också har K-oberoende och K-beroende delar [263]. En skillnad är dock att JSME:s samband även är oberoende av K vid låga K-värden, där övergången till den K-beroende sker vid 13,3 MPa√m. Den K-oberoende delen av kurvan vid högre K-värden börjar vid 50,3 MPa√m.

I figur 105 jämförs ovanstående samband med de som visas i figur 99 och det svenska sambandet avseende Alloy 82.



Figur 105

Internationell jämförelse av spricktillväxtsamband avseende nickelbaslegeringar i BWR-miljöer [61, 107, 265, 271].

Figur 105 visar att BWRVIP:s och de svenska sambanden gällande Alloy 182 i HWC är mycket lika. För samma material i NWC är skillnaden större, speciellt i den K-beroende delen av kurvorna. I det K-oberoende området är skillnaden mellan den japanska och den svenska kurvan en faktor 3,2. När det gäller Alloy 600 ligger de svenska kurvorna långt under BWRVIP:s, vilket beror på att de senare sambanden baserats på data avseende Alloy 182.

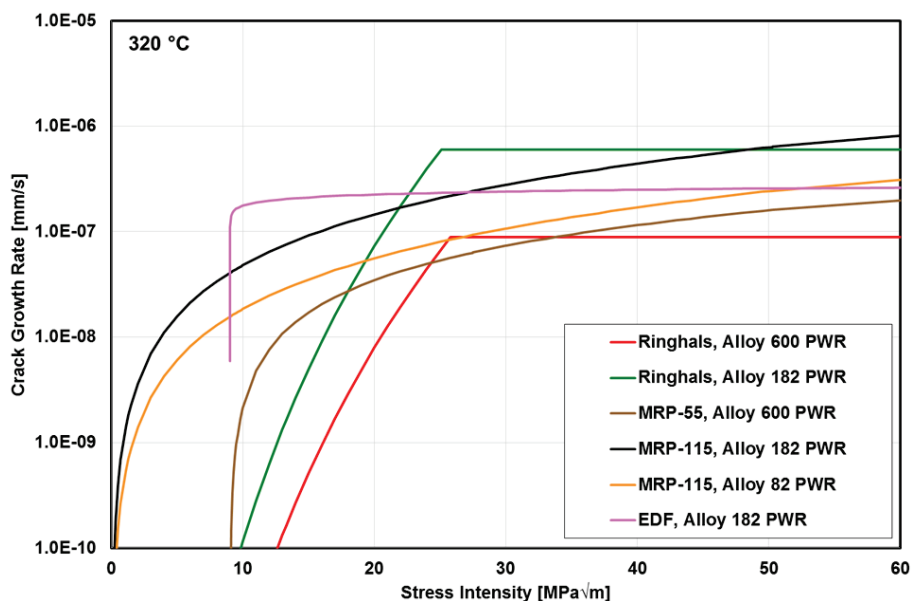
Den största skillnaden mellan kurvorna i figur 105 föreligger i det K-beroende området, vilket har sin förklaring i att antalet datapunkter är mycket begränsat för $K < 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Vidare är osäkerheten för de datapunkterna större än vid högre K-värden. Extrapolationen och den större osäkerheten gör att sambanden vid låga K-värden i stor utsträckning styrs av de antaganden som görs avseende kurvans form.

9.3.2. PWR

I början av 2000-talet upptäcktes skador i komponenter av Alloy 600 och Alloy 182 av tjockt gods i flera amerikanska reaktorer. Detta medförde att behovet av kvalificerade samband mellan spricktillväxthastighet och spänningsintensitet accentuerades. Som nämns i inledningen till detta avsnitt användes i ett tidigt skede samband baserade på data gällande ånggeneratorrör. Eftersom spricktillväxtbeteendet för komponenter med tjockt gods sannolikt skiljer sig från tunnväggiga komponenter (ånggeneratortuber), samtidigt som mikrostrukturen i svetsgods är mer inhomogen än i smitt material, fanns det ett behov av spricktillväxtsamband relevanta för andra produktformer och material än ånggeneratorrör. Vid den tidpunkten hade också en databas byggts upp som gjorde det möjligt att etablera samband mellan spricktillväxthastighet och spänningsintensitet. En internationell expertgrupp under ledning av EPRI/MRP bildades därför för att granska data och etablera spricktillväxtsamband för Alloy 600, samt svetsgodsen Alloy 182 och 82. Efter gallring av databasen gällande Alloy 600 återstod 158 datapunkter från 26 olika charger. Ett spricktillväxtsamband med samma kurvform som Scotts ekvation [60], där nivån i y-led baserats på den 75:e percentilen av spridningen i spricktillväxthastighet för de 26 chargererna i databasen, etablerades [185, 272]. Sambandet inkluderar också ett tröskelvärde för PWSCC-tillväxt vid $9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Databasen för svetsgods var mindre och efter gallring återstod 77 datapunkter från 19 olika svetsar. Metodiken för att etablera spricktillväxtsamband för svetsmaterialen liknade den för Alloy 600, med skillnaden att den inkluderade en lineariserad multipel regressionsmodell för att bestämma en spänningsintensitets-exponent, samtidigt som data analyserades svets för svets [186, 273]. Till skillnad från sambandet för Alloy 600, antogs inget tröskelvärde för spänningsintensiteten i sambanden gällande svetsmaterialen. En omarbetning av spricktillväxtsambanden för Alloy 600 respektive Alloy 82/182 pågår och reviderade samband förväntas presenteras under 2017.

Baserat på en relativt stor databas presenterade EDF ett spricktillväxtsamband för Alloy 182 i primärsidig PWR-miljö [226]. I sambandet tog de hänsyn till faktorer såsom kalldeformation, avspänningsglödning, temperatur och tillväxtriktning relativt dendritriktningen. Valet av anpassningsparametrar gör att sambandet i praktiken har ett tröskelvärde för PWSCC-tillväxt vid $9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

I figur 106 jämförs ovanstående samband med de som visas i figur 101 och figur 102.



Figur 106

Internationell jämförelse av spricktillväxtsamband avseende nickelbaslegeringar i primärsidig PWR-miljö vid 320 °C [61, 183, 185, 226, 273-275].

Figur 106 visar att skillnaderna mellan sambanden är förhållandevis små vid K i området 25 till 50 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. Liksom för kurvorna avseende BWR-miljöer (figur 105) noteras de största skillnaderna vid $K < 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Även i detta fall kan den stora skillnaden förklaras av extrapolation och att antagandena om sambandens kurvform skiljer sig. Vidare ger resultaten i figur 103 inget stöd för tröskelvärde vid 9 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ som förekommer i två av sambanden.

Spricktillväxtsamband för Alloy 690 och dess artegna svetsmaterial har även utarbetats [276]. Det finns emellertid svårigheter med detta arbete p.g.a. den mycket höga motståndskraft de aktuella materialen uppvisar mot PWSCC. Istället för att ta fram samband helt baserade på data för Alloy 690 och artegna svetsmaterial valdes ett förfarande där det antogs att de aktuella materialen uppträder på ett likartat sätt som Alloy 600 och dess artegna svetsmaterial avseende K - och temperaturberoende. Den betydligt högre motståndskraften mot PWSCC hos Alloy 690 och dess svetsmaterial justerades med en faktor i de framtagna sambanden (Factor of Improvement, FOI). Tveksamheter finns dock kring hur relevant provningen på kraftigt kalldeformerat Alloy 690 samt artegna svetsmaterial är för komponenter i PWR. Den kraftiga och ej representativa kalldeformationen är i sig en nödvändighet för att få PWSCC att propagera i de testade provkropparna.

10. Diskussion

10.1. Erfarenheter från BWR

Interkristallin spänningskorrosionssprickning av nickelbaslegeringar har till och från varit ett problem i svenska BWR. Problematiken har emellertid varit begränsad till främst två typer av legeringar. Dessa legeringar utgörs av Alloy X-750 i ett specifikt värmebehandlingstillstånd samt svetsgodset Alloy 182. I fallet med Alloy X-750 var skadorna omfattande, men dock begränsad till ett fåtal typer av komponenter. Situationen är dock en annan för Alloy 182, eftersom det materialet används på flera olika ställen. Vissa svetsfogar med Alloy 182 har bytts ut, medan andra finns kvar. Möjligen finns det en risk att det med tiden kommer att uppträda nya skadefall i detta material. Det bör noteras att i alla fall utom två har de skadefall som finns dokumenterade i STRYK identifierats under revision. Endast ett skadefall har noterats under effektdrift. Under det senaste årtiondet har endast en handfull skadefall rapporterats. Detta kan anses som låga siffror, speciellt jämfört med hur läget såg ut för IGSCC av sensibiliserat rostfritt stål under 1980-talet.

Mekanismen bakom propagering av IGSCC i nickelbaslegeringar anses vara ganska väl klarlagd. Det finns även etablerade modeller som predikterar hur fort IGSCC propagerar under olika förutsättningar. Propagering av IGSCC sker genom att dragspänningar i materialet får oxidfilmen i sprickspetsen att brytas upp. Den blottlagda metallen oxideras därvid vilket medför att metallen antingen går i lösning eller bildar oxid. Detta fortgår tills en ny skyddande oxid har bildats, vilken därefter kan brytas av dragspänningar i materialet. Propageringen av en spricka enligt denna så kallade ”slip-oxidation”-modell beror bland annat av två viktiga faktorer i exponeringsmiljön; korrosionspotential samt föroreningshalten i vattnet. Den relativt höga potential som kännetecknar en oxiderande miljö leder till att en luftningscell bildas där anodreaktionen, d.v.s. oxidation av metall, koncentreras till sprickspetsen. Potentialskillnaden i luftningscellen medför att aggressiva anjoner kan ansamlas i sprickspetsen vilket hämmar tillväxten av en skyddande oxidfilm och därmed gynnar sprickpropagering. En kombination av hög potential samt hög föroreningshalt ger således hög tillväxthastighet av IGSCC, förutsatt att materialet är känsligt för angrepp i den aktuella miljön.

Förutom den icke-optimala värmebehandlingen av Alloy X-750 är det svårt att sätta fingret på exakt vad som har försakat IGSCC av nickelbaslegeringar i BWR. Kallbearbetning och termisk sensibilisering bidrog starkt till IGSCC av rostfria stål i BWR [7]. Motsvarande faktorer finns inte med i beskrivningen av de skadefall som registrerats i STRYK avseende nickelbaslegeringar. Dock skedde sannolikt slipning av svetsar i anläggningarna vilket skulle kunna ge ett kallbearbetat ytskikt som kan bidra till sprickning. Svetsdefekter kopplade till Alloy 182 nämns däremot flitigt. Dessa svetsdefekter anses kunna vara initieringspunkter för IGSCC. Dock beskrivs i STRYK ett flertal indikationer i Alloy 182 som visats vara svetsdefekter, men utan att IGSCC har utvecklats. Möjligen kan det vara så att Alloy 182 har en inherent känslighet för IGSCC. Det bör dock understrykas att IGSCC i det artegna grundmaterialet, Alloy 600, har varit jämförelsevis sällsynt i svenska BWR-sammanhang.

Det har med tiden utvecklats olika motmedel för att minska problematiken med IGSCC av nickelbaslegeringar. Introduceringen av HWC har teoretiskt sett samma goda förutsättningar att minska känsligheten för IGSCC hos nickelbaslegeringar som för sensibiliserat

rostfritt stål. Detta har även visats under laboratorieförsök. Emellertid är det svårt att se någon entydig effekt av HWC avseende antal skadefall som rapporterats från olika anläggningar. Detta rör speciellt Alloy 182 där det annars skulle kunna finnas en påtaglig fördel med att applicera HWC. Den till synes dominerande motåtgärden är byte av material, speciellt ersättning av svetsar i Alloy 182 med svetsar i Alloy 82 som anses mindre känsligt för IGSCC, men dock ej immuna.

Jämfört med sensibiliserat rostfritt stål är nickelbaslegeringar mindre känsliga för föroreningar i reaktorvattnet.

10.2. Erfarenheter från PWR

Den legering som har vållat störst problem i PWR är Alloy 600 MA. Vid designen av PWR underskattades uppenbarligen hur pass känslig denna legering är för miljösprickning i vätedoserat vatten vid hög temperatur. Förutom denna nackdel har materialet dock många fördelar. De största problemen orsakades av sprickning i ånggeneratortuber, vilket föranlett utbyte av samtliga ånggeneratorer i svenska PWR. I tjockväggiga komponenter har sprickning också varit ett problem. Antalet skadefall är dock till antalet inte så många, men skadornas placering har varit sådan att de har varit kritiska, t.ex. i tanklocksgenomborings, och därmed föranlett utbyte av komponenter. I likhet med situationen i BWR har svetsgodset Alloy 182 drabbats av miljösprickning i PWR. Vidare har PWSCC observerats i Alloy 82 i PWR. Antalet skadefall relaterade till svetsgods i PWR får anses var lågt i relation till andra typer av skadefall i reaktorer. Emellertid är det ofta komplicerade komponenter som drabbas, vilket leder till kostsamma reparationer eller byten. Driftläget vid detektering av skadorna i tjockväggiga komponenter har i samtliga fall varit revision, vilket tyder på en effektiv övervakning av systemens integritet. Trenden avseende skadefallens uppträdande i tiden måste anses som god, eftersom endast enstaka fall har rapporterats under det senaste årtiondet.

Mekanismen bakom PWSCC har debatterats flitigt och studerats i många olika publikationer. Sannolikt ligger hypotesen "internal oxidation" närmast en heltäckande förklaring. Inträngning av syre längs korngränser i Alloy 600 observeras vid detaljerade mikroskopistudier av prov som exponerats för PWR-miljö. Tesen bakom "internal oxidation" bygger på att oxideringen av korngränserna medför en lokal försvagning av materialet vilket resulterar i ett sprött brott under applicering av dragspänningar. Effekter av förändringar i exponeringsmiljön på PWSCC, t.ex. ändringar av vätehalten, verkar kunna förklaras av den aktuella hypotesen. Den högre kromhalten i Alloy 690 samt dess artegna svetsgods anses förklara att dessa nickelbaslegeringar har en mycket hög motståndskraft mot PWSCC jämfört med Alloy 600. Enligt hypotesen "internal oxidation" beror det på att en mer skyddande kromrik oxidfilm bildas på dessa legeringar som förhindrar intransport av syre längs korngränserna i materialet. Den främsta konkurrerande hypotesen bygger på varianter av väteförspredning.

Kallbearbetning har observerats öka känsligheten för PWSCC hos Alloy 600, t.ex. vid invalsning av ånggeneratortuber i tubplatta. Emellertid är det fullt möjligt att komponenterna hade drabbats av PWSCC förr eller senare även om sådan kallbearbetning inte hade förekommit. Svetsdefekter är ett potentiellt problem även i PWR.

Valet av driftskemi spelar in på hur känsligt Alloy 600 samt artegna svetsgods är för PWSCC. Emellertid är variationerna jämförelsevis små inom de ramar som sätts av olika riktlinjer för PWR-kemi under effektdrift. I svenska PWR har ett val av parametrar gjorts

som medför att kemin ligger i den övre regionen av det specificerade driftsintervallet avseende bor, litium, pH samt halt inlöst vätgas i reaktorvattnet. Ur ett perspektiv för PWSCC kan detta val anses gynnsamt. Inverkan av föroreningar såsom klorid och sulfat är mycket begränsad på PWSCC av nickelbaslegeringar i PWR-miljö. Detta beror bland annat på den låga korrosionspotentialen samt alkaliskt pH_T vid effektdrift.

Det motmedel som har applicerats i PWR för att stävja PWSCC är byte till mer resistent material, d.v.s. Alloy 690 samt artegna setsgoods. Utbytesprogrammen är självklart mycket resurskrävande, men resultatet är också bra. Under sammanställningen av denna rapport har inga dokumenterade skadefall i ersättningskomponenterna hittats, varken ifrån Sverige eller internationellt. Även under laboratorieprovning är det mycket svårt att framkalla PWSCC i Alloy 690 samt dess artegna svetsgoods, om inte överdriven kallbearbetning görs av materialet.

10.3. Provningsmetodik

De framsteg som har gjorts i arbetet att motverka IGSCC och PWSCC har i stor utsträckning byggts på tester och försök både i laboriemiljö och delvis i direkt anslutning till reaktorerna. Under början av 1980-talet låg ett stort fokus på screeningtest med hjälp av t.ex. SSRT och RUB-provning. Emellertid har det visat sig att nickelbaslegeringar är svåra att få att spricka under sådan provning, med undantag av de mest känsliga material-/miljökombinationerna, t.ex. Alloy 600 i PWR-miljö.

För att få fram mer kvantitativa data utvecklades instrumenterad spricktillväxtprovning med brottmekaniska provkroppar. Med hjälp av dessa prover samt implementering av DCPD-tekniken kan en spricktillväxthastighet bestämmas i realtid med god noggrannhet. Tekniken att mäta spricktillväxthastighet har i sig också förfinats t.ex. på så vis att provning vid konstant spänningsintensitet kan genomföras. Vidare har en erfarenhet byggts upp på de olika laboratorierna vilket medför att mätnoggrannheten har ökat samt förmågan att framkalla representativa IGSCC-sprickor i de provkroppar som studeras. Spricktillväxtdata används för att ta fram samband mellan spricktillväxt och spänningsintensitet under givna förhållanden. Sambanden används sedan t.ex. i skadetålighetsanalyser och de utgör också en grund för bestämningen av inspektionsintervall. Både i Sverige och utomlands har samband presenterats för Alloy 600 och Alloy 182 i såväl BWR- som PWR-miljöer. Instrumenterad spricktillväxtprovning är en av få metoder som kan användas för att studera PWSCC i de mer resistent nickelbaslegeringarna, eftersom processen är mycket långsam. En återkommande fråga är alltid hur mycket provningen kan accelereras genom t.ex. kallbearbetning, temperatur, lastförhållande etc., innan förutsättningarna blir orrealistiska med avseende på vad en komponent utsätts för under verklig drift, eller att andra mekanismer får betydelse för sprickningen.

En förbättrad förmåga att studera oxidfilmer och deras inverkan på utvecklingen av SCC med hjälp av t.ex. FIB och TEM bidrar till förståelsen av framförallt de grundläggande mekanismerna.

10.4. Kunskapsluckor och problemställningar

Det finns ett antal områden där vi under kommande år troligen kommer att få se ytterligare aktivitet. Potentiellt gäller det följande:

- Kommer de mer resistenta materialen att förbli nära på immuna mot miljösprickning baserat på faktiska skadefall? Här avses Alloy 690 och artegna svetsgods i PWR samt Alloy 82 i BWR.
- Kommer provningsmetoder att utvecklas så pass mycket att förutsägelser kan göras på goda grunder för hur de mer resistenta materialen förväntas prestera även under driftstider upp mot 80 år?
- Det finns flera komponenter svetsade med Alloy 182 i både BWR och PWR som är svåra att byta ut. Dessa komponenter och systemdelar hantearas i återkommande kontrollprogram vilka hittills har fungerat tillfredsställande.
- Inverkan av ”ny” reaktorkemi i PWR avseende PWSCC. Här avses t.ex. ersättning av LiOH med KOH p.g.a. problem med tillgången på isotopen Li-7.
- Inverkan av eventuell lastföljning, d.v.s. anpassning av reaktorns effekt mot en varierande förbrukning, samt längre bränslecykler.
- Svetsmetodik och undertryckande av svetsdefekter.
- Erfarenhetsöverföring, dels avseende drift av nuvarande anläggningar samt vid kommande nybyggnation.

11. Slutsatser

- Interkristallin spänningskorrosion av nickelbaslegeringar i både BWR och PWR har förekommit i svenska anläggningar.
- I både BWR och PWR har svetsgodset Alloy 182 visats vara känsligt för spänningskorrosion.
- I PWR har PWSCC av Alloy 600 orsakat störst problem, speciellt i applikationen för ånggeneratortuber. I BWR-miljö har dock Alloy 600 inte utgjort något större problem i svenska BWR-anläggningar.
- Jämfört med IGSCC av rostfritt stål är antalet skadefall i nickelbaslegeringar färre. Dock är det ofta mycket kritiska komponenter som drabbas, t.ex. anslutningssvetsar i huvudcirkulationssystemet till reaktortanken.
- Frånsett fallen med ånggeneratortuber har i stort sett alla skadefall detekterats under revision och inte under effektdrift.
- Antalet skadefall i nickelbaslegeringar uppgår för BWR och PWR till en handfull under den senaste tioårsperioden sammantaget. Trenden är för tillfället således god.
- Mekanismen bakom IGSCC i BWR-miljö kan anses väl dokumenterad, i form av ”slip-dissolution”-modellen. Rörande PWSCC i PWR-miljö finns det en etablerad hypotes, ”internal oxidation”, men enighet om vilken mekanism som råder har inte nåtts.
- I BWR-miljö är nickelbaslegeringar mer motståndskraftiga mot föroreningar i reaktorvattnet jämfört med sensibiliserat rostfritt stål.
- Den mest framgångsrika motåtgärden för att stävja spänningskorrosion av nickelbaslegeringar har varit byte till mer resistent material med högre kromhalter.
- I PWR utgörs de mer resistent materialen av Alloy 690 samt artegna svetsgoods. I BWR anses Alloy 82 vara mer resistent mot spänningskorrosion vid utbyte av svetsmaterial i form av Alloy 182.
- De provningsmetoder för framtagning av laboratoriedata som finns har i mångt och mycket utvecklats från att ha använts för screeningtester till att producera dimensionerande data relaterade till en spricktillväxthastighet.
- Provningsmetoder i laboratorium av de mer resistent materialen är fortfarande en utmaning eftersom deras motståndskraft mot SCC kräver provningsbetingelser som inte är relevanta för komponenter i anläggningarna.

12. Erkännanden

Rapportförfattarna vill tacka följande institutioner och personer för bidrag till färdigställandet av detta arbete:

SSM för att i sin helhet ha finansierat arbetet.

Peter Ekström från SSM bidrog i stor utsträckning genom diskussioner samt tillhandahållande av viktig litteratur.

Från Studsvik Nuclear AB bidrog Martin Bjurman med sakgranskning.

Under granskningen av rapporten bidrog på uppdrag av SSM även Pål Efsing, institutionen för hållfasthetslära på KTH, med mycket värdefull information.

13. Referenser

1. Economou, J., Assice, A., Cattant, F., Salin, J., and Stindel, M. (1994) *NDE and Metallurgical Examinations of Vessel Head Penetrations*. In: 3rd International Symposium on Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water Reactors, Fontevraud 3. Fontevraud, France
2. Mintz, T.S. and Cullen, W.H. (2003) *Conference on Vessel Head Penetration Inspection, Cracking, and Repair*. U. S. Nuclear Regulatory Commission. Washington, DC, USA, NUREG/CP-0191
3. Xu, H., Fyfe, S., J., H., Cattant, F., and McIlree, A. (2005) *Laboratory Investigation of the Alloy 600 Bottom Mounted Instrumentation Nozzle Samples and Weld Boat Sample from South Texas Project Unit 1*. In: 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. Salt Lake City, UT, USA
4. Jenssen, A., Norrgård, K., Embring, G., Lagerström, J., and Tice, D. (2001) *Assessment of Cracking in Dissimilar Metal Welds*. In: 10th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems Lake Tahoe, NV, USA
5. Efsing, P. and Lagerström, J. (2002) *Analysis of a Defected Similar Metal Weld in a PWR Power Plant*. In: ICONE-10, International Conference on Nuclear Engineering. Arlington, USA
6. Jenssen, A., Norrgård, K., Lagerström, J., Embring, G., Jansson, C., and Efsing, P. (2002) *Structural Assessment of Defected Nozzle to Safe-End Welds in Ringhals 3 and 4*. In: International Symposium on Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water Reactors, Fontevraud 5. Fontevraud, France
7. Öjjerholm, J. and Jenssen, A. (2015) *Interkristallin spänningskorrosion i rostfritt stål i BWR-miljö - En sammanställning av kunskapsläget med fokus på erfarenheter av studier genomförda i Sverige*. Strålsäkerhetsmyndigheten. Stockholm, Sweden, SSM 2015:12
8. Jenssen, A., Efsing, P., and Sundberg, J. (2005) *Influence of Heat Treatment, Aging and Neutron Irradiation on the Fracture Toughness and Crack Growth Rate in BWR Environments of Alloy X-750*. In: 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors. Salt Lake City, UT, USA
9. Chen, J., Jädernäs, D., Lindberg, F., Bjurman, M., Kese, K., Jenssen, A., Cocco, M., and Johansson, H. (2016) *TEM Examination of Oxide Films Formed in the Crack Opening of Alloy 182 Weld Metal under BWR Normal Water Chemistry Conditions*. In: International Conference on Water Chemistry of Nuclear Reactor Systems. Brighton, UK
10. Jenssen, A. and König, M. (2003) *Influence of Environmental and Mechanical Factors on the Crack Growth Rate of Austenitic Materials under Simulated BWR Conditions*. In: Symposium on Water Chemistry and Corrosion in Nuclear Power Plants in Asia 2003. Fukuoka, Japan

11. Ford, F.P. and Andresen, P.L. (1987) *Development and Use of a Predictive Model of Crack Propagation in 304/316L, A533B/A508 and INCONEL 600/182 Alloys in 288 °C Water*. In: 3rd International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors Traverse City, MI, USA
12. Källström, R. (1991) *Alloy 600 i BWR-miljö*. Studsvik Material AB. STUDSVIK/M-91/61
13. Norring, K. and Engström, J. (2007) *Initiation of PWSCC in Nickel Base Alloys in Primary PWR Environment. Overview of Efforts at Studsvik Since mid 1980s*. In: The European Corrosion Congress, EUROCORR. Freiburg, Germany
14. Öijerholm, J. and Gillén, P. (2010) *Initiering av spänningskorrosion – Instrumenterad SSRT-provning*. Studsvik Nuclear AB. STUDSVIK/N-10/236
15. Ford, F.P. (1996) *Quantitative Prediction of Environmentally Assisted Cracking*. Corrosion. 52(5): p. 375-95. DOI: <https://doi.org/10.5006/1.3292125>.
16. Ford, F.P. and Andresen, P.L. (2002), *Corrosion in Nuclear Systems: Environmentally Assisted Cracking in Light Water Reactors*, in *Corrosion Mechanisms in Theory and Practice*, P. Marcus, Editor. Marcel Dekker, Inc.: New York. p. 605-64.
17. Pettersson, K. (2005) *Intergranular stress corrosion cracking (IGSCC) of non-sensitized austenitic stainless steels. - A critical review of the literature*. MATSAFE AB.
18. Öijerholm, J. (2008) *Initiering av spänningskorrosion - En litteratur- och erfarenhetsöversikt*. Studsvik Nuclear AB. STUDSVIK/N-08/049
19. Ford, F.P., Scott, P.M., and Combrade, P. (2010) *Environmentally-Assisted Degradation of Stainless Steels in LWRs*. A.N.T International. Skultuna, Sweden, LCC 5
20. N.N. (2011) *Stress Corrosion Cracking in Light Water Reactors: Good Practices and Lessons Learned*. International Atomic Energy Agency. Vienna, NP-T-3.13
21. Chai, G. and Lidar, P. (1995) *Crack Growth Rate of Alloy 600 in Primary Side PWR Environments - A Literature Review*. Studsvik Material AB. Studsvik/M-94/127
22. Scott, P.M. and Le Calvar, M. (1993) *Some Possible Mechanisms of Intergranular Stress Corrosion Cracking of Alloy 600 in PWR Primary Water*. In: 6th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. San Diego, CA, USA
23. Scott, P.M. (1999) *An Overview of Internal Oxidation as a Possible Explanation of Intergranular Stress Corrosion Cracking of Alloy 600 in PWRs*. In: 9th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors Newport Beach, CA, USA
24. Scott, P.M. and Combrade, P. (2003) *On the Mechanism of Stress Corrosion Crack Initiation and Growth in Alloy 600 Exposed to PWR Primary Water*. In: 11th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors Stevenson, WA, USA

25. Newman, R.C., Gendron, T.S., and Scott, P.M. (1999) *Internal Oxidation and Embrittlement of Alloy 600*. In: 9th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Newport Beach, CA, USA
26. Speidel, M.O. (1984), *Stress corrosion cracking and corrosion fatigue - fracture mechanics*, in *Corrosion in Power Generation Equipment*, M.O. Speidel and A. Atrens, Editors. Plenum Press: New York. p. 55 -59.
27. Staehle, R.W. (2009) *Introduction to Initiation. Presented at Workshop on Detection, Avoidance, Mechanisms, Modeling and Prediction of SCC Initiation in Water-Cooled Nuclear Reactor Plants, Beune France 2008*. EPRI. Palo Alto, CA. USA, 1018908
28. Staehle, R.W. (2011) *Quantitative Micro-Nano (QMN) Approach to SCC Mechanism and Prediction - Starting a Third meeting* In: 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Colorado Springs, CO, USA
29. Logan, H.L. (1952) *Film-Rupture Mechanism of Stress Corrosion*. Journal of Research of the National Bureau of Standards. 48(2).DOI: https://nvlpubs.nist.gov/nistpubs/jres/048/jresv48n2p99_A1b.pdf.
30. Andresen, P.L., Emigh, P.W., Morra, M., and Horn, R.M. (2003) *Effects of Yield Strength, Corrosion Potential, Stress Intensity Factor, Silicon and Grain Boundary Character on the SCC of Stainless Steels*. In: 11th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems. Stevenson, WA, USA
31. Andresen, P.L. and Morra, M.M. (2008) *Stress Corrosion Cracking of Stainless Steels and Nickel Alloys in High Temperature Waters*. Corrosion. 64(1): p. 15-29.DOI: <https://doi.org/10.5006/1.3278457>.
32. Andresen, P.L. (2009) *SCC of Controlled Chemistry Alloy 182 and 82 Weld Metals in BWR Water*. In: 14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Virginia Beach, VA, USA
33. Ford, F.P. (1982) *Mechanisms of Environmental Cracking Peculiar to the Power Generation Industry*. EPRI. Palo Alto, CA, USA, NP-2589
34. Ford, F.P., Andresen, P.L., Benz, M.G., and Weinstein, D. (1988) *On-line BWR Materials Monitoring & Plant Component Lifetime Prediction*. In: Nuclear Power Plant Life Time Extension. Snowbird, UT, USA
35. Ford, F.P., Scott, P.M., Combrade, P., and Amzallag, C. (2011) *Environmentally-Assisted Degradation of Structural Materials in Water Cooled Nuclear Reactors – An Introduction*. A.N.T International. Tollered, Sweden, LCC 12
36. Andresen, P.L. (1987) *Modeling of Water and Material Chemistry Effects on Crack Tip Chemistry and Resulting Crack Growth Kinetics*. In: 3rd International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. Traverse City, MI. USA

37. Andresen, P.L., Diaz, T.P., and Hettiarachchi, S. (2003) *Effect on Stress Corrosion Cracking of Electrocatalysis and Its Distribution Within Cracks*. In: 11th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. Stevenson, WA, USA
38. MacDonald, D.D. (1996) *On the Modeling of Stress Corrosion Cracking in Iron and Nickel Base Alloys in High Temperature Aqueous systems*. Corrosion Science. 38: p. 1011-1016. DOI: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(96\)00048-0](https://doi.org/10.1016/0010-938X(96)00048-0).
39. MacDonald, D.D. and Urquidi-Macdonald, M. (1991) *A Coupled Environment Model for Stress Corrosion Cracking in Sensitized Type 304 Stainless Steel in LWR Environments*. Corrosion Science. 32(1): p. 51-81. DOI: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(91\)90063-U](https://doi.org/10.1016/0010-938X(91)90063-U).
40. Turnbull, A. (1997) *Modelling of Crack Chemistry in Sensitized Stainless Steels in Boiling Water Reactors*. Corrosion Science. 39: p. 789-803. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(97\)89342-0](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(97)89342-0).
41. Shoji, T. (2003) *Progress in the Mechanistic Understanding of BWR SCC and Its Implication to the Prediction of SCC Growth Behavior in Plants*. In: 11th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems - Water Reactors. Stevenson, WA, USA
42. Shoji, T., Yamamoto, T., Watanabe, K., and Lu, Z. (2003) *3D-FEM Simulation of EAC Crack Growth Based on the Deformation/Oxidation Mechanism*. In: 11th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems. Stevenson, WA, USA
43. Shoji, T., Lu, Z., Xue, H., Yoshimoto, K., Itow, M., Kuniya, J., and Watanabe, K. (2008), *Quantification of the effects of crack tip plasticity on environmentally-assisted crack growth rates in LWR environments*, in *Environment-Induced Cracking of Materials*, S.A. Shipilov, et al., Editors. Elsevier: Amsterdam. p. 107-122.
44. Marcus, P. (2012) *Corrosion Mechanisms in Theory and Practice - Third Edition*. Boca Raton, FL: CRC Press Taylor and Francis Group.
45. Attanasio, S.A. and Morton, D.S. (2003) *Measurement of the Nickel/Nickel Oxide Transition in Ni-Cr-Fe Alloys and Updated Data and Correlations to Quantify the Effect of Aqueous Hydrogen on Primary Water SCC*. In: 11th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Reactor System - Water Reactors. Stevenson, WA, USA
46. Guerre, C., Chaumon, E., Crépin, J., de Curières, I., Duhamel, C., Hériprié, E., Herms, E., Laghoutaris, P., Molins, R., Sennour, M., and Vaillant, F. (2012) *Stress Corrosion Cracking of Nickel Base Alloys in PWR Primary Water*. In: *Materials Innovation for Nuclear Optimized Systems*. Saclay, France
47. Guerre, C., Laghoutaris, P., Chêne, J., Marchetti, L., Molins, R., Duhamel, C., and Sennour, M. (2011) *Stress Corrosion Cracking of Alloy 600 in PWR Primary Water : Influence of Chromium, Hydrogen and Oxygen Diffusion*. In: 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. Colorado Springs, USA

48. Etien, R.A., Richey, E., Morton, D.S., and Eager, J. (2011) *SCC Initiation Testing of Alloy 600 in High Temperature Water*. In: 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Colorado Springs, USA
49. Richey, E., Morton, D., and Etien, R.A. (2007) *SCC initiation testing of nickel-based alloys in high temperature water* In: 13th International conference on environmental degradation of materials in nuclear power systems. Whistler, BC, Canada
50. Staehle, R.W. and Fang, Z. (1999) *Comments on a Proposed Mechanism of Internal Oxidation for Alloy 600 as Applied to Low Potential SCC*. In: 9th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Newport Beach, CA, USA
51. Shen, C.-H. and Shewmon, P.G. (1990) *A mechanism for hydrogen-induced intergranular stress corrosion cracking in alloy 600*. Metallurgical Transactions A. 21(4): p. 1261-1271. DOI: 10.1007/BF02656543.
52. Hall, M.M. and Symons, D.M. (2001) *Hydrogen assisted creep fracture model for low potential stress corrosion cracking of Ni-Cr-Fe alloys*. In: Chemistry and Electrochemistry of Stress Corrosion Cracking. Warrendale, PA, USA
53. Foct, F., Magnin, T., and De Bouvier, O. (2000) *Stress Corrosion Cracking Mechanisms of Alloy 600 Polycrystals and Single Crystals in Primary Water —Influence of Hydrogen*. Metallurgical and Materials Transactions A. 31(8): p. 2025-2036. DOI: 10.1007/s11661-000-0230-z.
54. Lagerström, J., Ehrnsten, U., Saario, T., Laitinen, A., and Hänninen, H. (1997) *Model for environmentally assisted cracking of alloy 600 in PWR primary water*. In: 8th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. Amelia Island, FL, USA
55. Andresen, P.L., Hickling, J., Ahluwalia, K.S., and Wilson, J.A. (2007) *Effects of PWR Primary Water Chemistry on PWSCC of Ni Alloys*. In: 13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Whistler, Canada
56. Andresen, P.L., Reid, R., and Wilson, J. (2009) *SCC Mitigation of Nickel Alloys and Weld Metals by Optimizing Dissolved H₂*. In: 14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Virginia Beach, VA, USA
57. Ahonen, M., Ehrnsten, U., Saukkonen, T., Todoshenko, O., and Hänninen, H. (2014) *The Effect of Microstructure on Low Temperature Crack Propagation (LTCP) Susceptibility of Nickel-Based Alloy 182, 152 and 52 Weld Metals in PWR Primary Water*. In: Conference on Contribution of Materials Investigations and Operating Experience to LWRs' Safety, Performance and Reliability - Fontevraud 8. Fontevraud, France
58. Ahonen, M., Ehrnsten, U., Saukkonen, T., Todoshenko, O., and Hänninen, H. (2015) *Factors Affecting Low Temperature Crack Propagation (LTCP) Susceptibility on Nickel-Based Alloy 182, 82, 152, 52 Weld Metals*. In: 17th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Ottawa Canada

59. Young, G.A. and Eno, D.R. (2014) *Long Range Ordering in Model Ni-Cr-X Alloys*. In: Conference on Contribution of Materials Investigations and Operating Experience to LWRs' Safety, Performance and Reliability - Fontevraud 8. Fontevraud, France
60. Scott, P.M. (1991) *An analysis of primary water stress corrosion cracking in PWR steam generators*. In: NEA/CSNI-UNIPED Specialist Meeting on Operating Experience with Steam Generators. Brussels, Belgium
61. Ceder, P.-G., Smed, T., Gustafsson, B., and Edberg, J. (2001) *Allmänna bestämmelser för mekaniska anordningar*. PAKT. Utgåva 4
62. Lundgren, K. and Wikmark, G. (2000) *Möjligheter med OHWC - Utveckling och tillämpning av ECP-simulering i svenska BWR*. Statens kärnkraftinspektion. Stockholm, Sweden, SKI Rapport 00:2
63. Wikmark, G., Lundgren, K., Wijkström, H., Pein, K., and Ullberg, M. (2004) *Utveckling av verktyg för optimering av HWC*. Statens Kärnkraftinspektion. Stockholm, Sweden, SKI Rapport 2004:27
64. Lundgren, K., Wijkström, H., and Wikmark, G. (2004) *Recent Developments in the "LwrChem Radiolysis Code", International Water Chemistry Conference*. In: International Conference on Water Chemistry of Nuclear Reactor Systems. San Francisco, CA, USA
65. Ullberg, M. (2004) *Utökad utvärdering av mätresultat erhållna inom M-83 projektet i Barsebäck, Oskarshamn och Studsvik*. Studsvik Nuclear AB. Studsvik, STUDSVIK/N-04/130
66. Ullberg, M. (2004) *Elektrokemiska reaktioner i rörledningar i BWR*. Studsvik Nuclear AB. Studsvik, STUDSVIK/N-04/130
67. Ullberg, M. (2006) *Kompletteringar av virtuella ECP-laboratoriet*. Studsvik Nuclear AB. STUDSVIK/N-06/029
68. Ullberg, M., Gott, K., Lejon, J., and Granath, G. (2007) *Advanced ECP Model for BWRs*. In: 13th International Conference on Environmental Degradation Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Whistler, B.C. Canada
69. Ullberg, M. (2007) *ECP-mätning med omväxlande syre- respektive väteperoxid dosering*. Studsvik Nuclear AB. STUDSVIK/N-07/011
70. Molander, A., Pein, K., and Tarkpea, P. (1998) *Comparative Study Regarding Characterization and Laboratory Simulation of Water Chemistry Conditions in BWRs*. Studsvik Nuclear AB. STUDSVIK/M-98/6
71. Molander, A. and Ullberg, M. (2003) *The Corrosion Potential of Stainless Steel in BWR Environment – Comparison of Data and Modeling Results*. In: Symp on Water Chemistry and Corrosion in Nuclear Power Plants in Asia 2003. Fukuoka, Japan
72. Beverskog, B. and Puigdomenech, I. (1999) *Pourbaix Diagrams for the Ternary System of Iron-Chromium-Nickel*. Corrosion. 55(11): p. 1077-1087. DOI: <https://doi.org/10.5006/1.3283945>.

73. Beverskog, B. and Puigdomenech, I. (1996) *Revised Pourbaix Diagram for Iron at 25-300°C*. Corrosion Science. 38(12): p. 2121-2135. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(96\)00067-4](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(96)00067-4).
74. Beverskog, B. and Puigdomenech, I. (1997) *Revised Pourbaix Diagrams for Chromium at 25-300 °C*. Corrosion Science. 39(1): p. 43-57. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(97\)89244-X](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(97)89244-X).
75. Beverskog, B. and Puigdomenech, I. (1997) *Revised Purbaix Diagrams for Nickel at 25-300 °C*. Corrosion Science. 39(5): p. 696-980.
76. Cubicciotti, D. and Ljungberg, L. (1985) *The Pourbaix Diagram for Cr With Fe and the Stress Corrosion Cracking of Stainless Steel*. Journal of The Electrochemical Society. 132(4): p. 987-988. DOI: <http://dx.doi.org/10.1149/1.2114002>.
77. Chen, J., Lindberg, F., Belova, L., Forssgren, B., Gott, K., Lejon, J., and Jasiulevicius, A. (2011) *High Resolution Electron Microscopy Study on Oxide Films Formed on Nickel-Base Alloys X-750, 182 and 82 in Simulated High Flow Velocity BWR Water Conditions*. In: 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Colorado Springs, USA
78. Helin, M., Chen, J., Lindberg, F., and Forssgren, B. (2012) *Corrosion of Nickel-base Alloys 52M and 152 in Simulated BWR Water Environments Under High Flow Velocities*. In: Nuclear Plant Chemistry Conference, International Conference on Water Chemistry of Nuclear Reactor Systems. Paris, France
79. Chen, J., Forssgren, B., Lejon, J., and Fritioff, K. (2012) *On the Stability of Oxides Formed Under BWR Conditions: Some Observations on a Stainless Steel and Nickel-Base Alloys*. In: International Conference on Water Chemistry of Nuclear Reactor Systems Paris, France
80. Gustafsson, C., Chen, J., Arwin, H., and Forssgren, B. (2013) *Corrosion Kinetics of Nickel-Base Alloys in Simulated BWR Conditions under High Flow Velocity*. In: 16th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Ashville, USA
81. Chen, J., Obitz, C., Arwin, H., and Forssgren, B. (2015) *Corrosion Kinetics of Nickel-Base Alloys with High Chromium Contents under Simulated BWR Normal Water Chemistry Conditions and High Flow Velocity*. In: 17th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Ottawa, OT. Canada
82. Ullberg, M. (2010) *Korrosion av Ni-bas i kokarreaktormiljö*. Studsvik Nuclear AB. STUDEVIK/N-10/017
83. Robertson, J. (1991) *The Mechanism of High Temperature Aqueous Corrosion of Stainless Steels*. Corrosion Science. 32(4): p. 443-465. DOI: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(91\)90125-9](https://doi.org/10.1016/0010-938X(91)90125-9).
84. Molander, A., Rosborg, B., Svensson, J., and Andersson, P.-O. (1986) *Corrosion Potential Measurements in Reactor Water of a PWR*. In: International Conference on Water Chemistry of Nuclear Reactor Systems Bournemouth, UK.

85. Fruzzetti, K., Garcia, S., Lynch, N., and Reid, R. (2014) *BWR and PWR Chemistry Operating Experience and Perspectives*. In: International Conference on Water Chemistry of Nuclear Reactor Systems. Sapporo, Japan
86. Akutagawa, D., Nagata, N., Dozaki, K., Takiguchi, H., Norring, K., Jenssen, A., and Molander, A. (2009) *Environmental Mitigation of PWSCC Initiation - Low DH Chemistry for PWR Primary System*. In: 14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors Virginia Beach, VA, USA
87. Dozaki, K., Akutagawa, D., Nagata, N., Takiguchi, H., and Norring, K. (2010) *Effects of Dissolved Hydrogen Content in PWR Primary Water on PWSCC Initiation Property*. E- Journal of Advanced Maintenance. 2: p. 65-76. DOI: http://www.jsm.or.jp/ejam/Vol.2.No.2/AA/EJAMVol.2_2010_65-76_K.Dozaki_et_al.pdf.
88. Combrade, P., Scott, P.M., Foucault, M., Andrieu, E., and Marcus, P. (2005) *Oxidation of Ni Base Alloys in PWR Water: Oxide Layers and Associated Damage to the Base Metal*. In: 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. Salt Lake City, UT, USA
89. Chen, J., Öjjerholm, J., Lindberg, F., Riazanova, A., and Bengtsson, B. (2011) *Characterisation of Oxide Films Formed on Alloy 690 under Simulated PWR Primary Water Conditions*. In: EUROCORR 2011. Stockholm, Sweden
90. Sennour, M., Marchetti, L., Martin, F., Perrin, S., Molins, R., and Pijolat, M. (2010) *A Detailed TEM and SEM Study of Ni-base Alloys Oxide Scales Formed in Primary Conditions of Pressurized Water Reactor*. Journal of Nuclear Materials. 402(2-3): p. 147-156.
91. Guinard, L., Keerec, O., Noel, D., Gardey, S., and Coulet, F. (1996) *Influence of the Initial Surface State on the Release of Nickel Alloys in the Primary Circuit*. Journal of Nuclear Engineering. 36(19): p. 5 -12.
92. Marchetti, L., Perrin, S., Raquet, O., Miserque, F., Pijolat, M., Valdivieso, F., and Wouters, Y. (2006) *Passive Film Characterisations on Ni-Base Alloys in Primary Water of PWR*. In: International Symposium on Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water Reactors - Fontevraud 6. Fontevraud, France
93. Bengtsson, B., Chen, J., and Andersson, P. (2014) *Precipitation of Iron Species on the Cold Side of PWR Steam Generator and its Possible Correlation to Dose Rate Elevation*. In: International Conference on Water Chemistry of Nuclear Reactor systems. Sapporo, Japan
94. Gott, K. (1999) *The History of Cracking in the Reactor Coolant Pressure Boundary of Swedish BWR Plants*. In: 9th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Newport Beach, CA, USA
95. Gott, K. (2002) *Skador i svenska kärnkraftanläggningars mekaniska anordningar 1972-2000*. Statens Kärnkraftsinspektion. SKI rapport 02:50

96. Ivars, B. and Elkert, J. (1980) *Experience of Water Chemistry and Radiation Levels in Swedish BWRs*. In: *Water Chemistry of Nuclear Reactor Systems 2*. Bournemouth, Great Britain
97. Jones, R.L. (2004) *"Mitigating Corrosion Problems in LWRs via Chemistry Changes"* Presented at: *International Conference on Water Chemistry of Nuclear Reactor System (San Francisco, CA, USA, 2004)* EPRI. Palo Alto, CA, USA, 1011579
98. MacDonald, P.E., Shah, V.N., Ward, L.W., and Ellison, P.G. (1996) *Steam Generator Tube Failures*. U.S. Nuclear Regulatory Commission. Washington, USA, NUREG/CR-6365
99. Hunt, E.S. and Gross, D.J. (1994) *PWSCC of Alloy 600 Materials in PWR Primary System Penetrations*. EPRI. Palo Alto, USA, TR-103696
100. N.N. (2008) *Davis-Besse Reactor Pressure Vessel Head Degradation - Overview, Lessons Learned, and NRC Actions Based on Lessons Learned*. United States Nuclear Regulatory Commission Washington, USA, NUREG/BR-0353, Rev. 1
101. Xu, H., Fyfitich, S., and Hyres, J.W. (2005) *Laboratory Investigation of PWSCC of CRDM Nozzle 3 and Its J-Groove Weld on the Davis-Besse Reactor Vessel Head*. In: 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. Salt Lake City, UT, USA
102. Duisabeau, L., Deforge, D., Thebault, Y., Stidel, M., and Lemaire, E. (2010) *EDF Field Experience of Alloy 182 J-Groove Welds on CRDMs and SG Channel Head Nozzels*. In: International Symposium on Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water Reactors - Fontevraud 7. Fontevraud, 7
103. Scott, P., Meunier, M.C., Steltzlen, F., Calonne, O., Foucault, M., Combrade, P., and Amzallag, C. (2007) *Comparison of Laboratory and Field Experience of PWSCC in Alloy 182 Weld Metal*. In: 13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Whistler, Canada
104. Pathania, R., Mcilree, A.R., and Hickling, J. (2002) *Overview of Primary Water Cracking of Alloys 182/82 in PWRs*. In: International Symposium on the Contribution of Materials Investigations to the Resolution of Problems encountered in Pressurized Water Reactors - Fontevraud 5. Fontevraud, France
105. Rao, G.V., Moffat, G., and McIlree, A. (2002) *Metallurgical Investigation of Cracking in the Reactor Vessel Alpha loop hot Leg Nozzle to Pipe Weld at the V. C. Summer Station*. In: International Symposium on the Contribution of Materials Investigations to the Resolution of Problems encountered in Pressurized Water Reactors - Fontevraud 5. Fontevraud, France
106. Grimmel, B. (2005) *U.S. Plant Experience With Alloy 600 Cracking and Boric Acid Corrosion of Light-Water Reactor Pressure Vessel Materials*. U.S. Nuclear Regulatory Commission. Washington, USA, NUREG-1823
107. Pathania, R. and Carter, R. (2008) *Nickel Alloy Crack Growth Correlations in BWR Environment and Application to Core Support Structure Welds Evaluation*. . In: ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference. Chicago, IL, USA

108. Ljungberg, L., Örtinä, A., Stigenberg, M., Hofling, C.G., Sahlberg, A., and Möller, J. (1995) *Stress Corrosion Cracking of Alloys 600 and 182 in BWRs - Volume 2*. EPRI / ABB-ATOM AB. Palo Alto, CA, USA, TR-104972-V2
109. Horn, R.M., Andresen, P.L., and Hickling, J. (2002) *BWR Alloy 182 Stress Corrosion Cracking Experience*. In: International Symposium on Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water Reactors, Fontevraud 5. Fontevraud, France
110. Yamashita, A., Kimihito, T., Wataru, S., and Fumio, M. (2001) *The Stress Corrosion Cracking at Shroud Support Tsuruga Unit 1*. In: 9th International Conference on Nuclear Engineering. Nice, France
111. N.N. (2005) *Assessment and Management of Ageing of Major Nuclear Power Plant Components Important to Safety: BWR Pressure Vessel Internals*. International Atomic Energy Agency. Vienna, Austria, IAEA-TECDOC-1471
112. Stein, A.A. and Gennaro, M.S. (1989) *Material Specification for Alloy X-750 in LWR Internal Components*. EPRI. Palo Alto, USA, NP-6202.
113. Ekström, P. Personal Communication (2015) *Utdrag ur SSMS STRYK-databas avssende rapporterade sakdor i nickelbaslegeringar*
114. Pukari, M. and Lundgren, K. (2016) *Mo-93 i avfall från svenska BWR och PWR – Mängd och radiologisk bedömning*. Studsvik Nuclear AB. Västerås, N-16-029
115. N.N. (2016) *Product Handbook of High-Performance Nickel Alloys*. Special Metals Corporation. New Hartford, USA Alloy Handbook
116. Sund, G. (1990) *Interkristallin spänningskorrosion i nickelbaslegeringar i BWR-miljö*. Studsvik Energy. STUDSVIK/EX-90/6
117. Viktorsson, C. (1999) *Oskarshamn 2 - Beslut om fortsatt drift med skadad del i händstrilen*. Statens kärnkraftinspektion (SKI). Stockholm, Dnr 8.23-991105
118. Norring, K., Lagerström, J., Storm, L., Norrgård, K., Embring, G., and Ölmeby, M. (1999) *Failed Components in the Ringhals 1 (BWR) Steam Separator*. In: 9th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Newport Beach, CA, USA
119. Andresen, P.L., Emigh, P.W., Morra, M.M., and Horn, R.M. (2003) *Alloy X-750 Stress Corrosion Crack Growth Rate Behavior in High Temperature Water*. In: 11th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. Stevenson, WA, USA
120. Morin, U., Jansson, C., and Bengtsson, B. (1993) *Crack Growth Rates for Ni-base Alloys With the Application to an Operating BWR*. In: 6th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. San Diego, CA, USA
121. Ljungberg, L.G. and Bengtsson, B. (1986) *Grain boundary segregation in alloy X-750 of varying heat treatment and stress corrosion susceptibility*. In: Workshop on Advanced High-Strength Materials. Clearwater Beach, USA

122. Ljungberg, L.G., Hofling, C.G., Sahlberg, A., and Möller, J. (1992) *Stress corrosion cracking of Alloys 600 and 182 in BWR environments*. United States, EPRI-TR--100658
123. Jenssen, A., Morin, U., Bengtsson, B., and Jansson, C. (1995) *Crack Propagation in Stainless Steels and Nickel Base Alloys in a Commercial Operating BWR*. In: 7th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Plants:- Water Reactors. Breckenridge, CO, USA
124. Jenssen, A., Sundberg, J., and Efsing, P. (2006) *The Effect of Weld Residual Stress on the Crack Growth Rate of Alloy 182 in BWR Environment*. In: International Symposium on Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water Reactors, Fontevraud 6. Fontevraud, France
125. Jenssen, A., Stigenberg, M., and Ljungberg, L.G. (1999) *Initiation of Stress Corrosion Cracking in Alloys 600 and 182*. In: 9th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Newport Beach, CA, USA
126. Josefsson, B. (1993) *Sprickor i svetsgods Allot 182. Jämförande undersökning av varmsprickor och spänningskorrosionssprickor*. Studsvik Nuclear AB. Studsvik, M-93/49
127. Josefsson, B. (1993) *Fraktografisk atlas för Alloy 182*. Studsvik Material AB. STUDSVIK/M-93/136
128. Boursier, J.M., Cleurenec, M., Roullion, Y., Arnoldi, F., and Buisine, D. (1999) *Differentiation Between Hot Cracking and Stress Corrosion Cracking in PWR Primary Water of Alloy 182 Weld Material*. In: EUROCORR '99. Aachen, Germany
129. Hänninen, H., Aaltonen, P., Brederholm, A., Ehrnsten, U., Gripenberg, H., Toivonen, A., Pitkänen, J., and Virkkunen, I. (2006) *Dissimilar Metal Weld Joints and Their Performance in Nuclear Power Plant and Oil Refinery Conditions*. VTT Technical Research Center of Finland. Espoo, VTT Research Notes 2347
130. Hänninen, H., Brederholm, A., Saukkonen, T., Ivanchenko, M., Toivonen, A., Karlsen, W., Ehrnsten, U., and Aaltonen, P. (2011) *Environment-Assisted Cracking and Hot Cracking Susceptibility of Nickel-Base Alloy Weld Metal*. VTT. VTT RESEARCH NOTES 2582
131. Efsing, P. and Jansson, C. (2003) *RPV Heads: Inspection versus Replacement Strategies for Ringhals PWR Units 3 and 4*. In: Conference on Vessel Head Penetration, Crack Growth and Repair. Gaithersburg, USA
132. Chu, S. (2004) *Generic Guidance for Alloy 600 Management (MRP-126)*. EPRI. Palo Alto, CA, USA, 1009561
133. Fyfitch, S. (2012), *Corrosion and Stress Corrosion Cracking of Ni-Base Alloys*, in *Comprehensive Nuclear Materials*, J.M. Konings, Editor. Elsevier: Amsterdam, The Netherlands.
134. Gorman, J., Hunt, S., Riccardella, P.C., and White, G.A. (2006), *PWR Reactor Vessel Alloy 600 Issues*, in *Companion Guide to the ASME Boiler & Pressure Vessel Code, Volume 3*, . The American Society of Mechanical Engineers (ASME): New York, USA.

135. Lagerström, J., Wilson, B., Persson, B., Bamford, W.H., and Bevilacqua, B. (1994) *Experiences with detection and disposition of indications in heat penetrations of Swedish plants*. In: Pressure Vessels and Piping Conference. Minneapolis, MN, USA
136. Thomas, L.E., Vetrano, J.S., Bruemmer, S.M., Efsing, P., Forssgren, B., Embring, G., and Gott, K. (2003) *High-Resolution Analytical Electron Microscopy Characterization of Environmentally Assisted Cracks in Alloy 182 Weldments*. In: 11th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems - Water Reactors. Stevenson, WA, USA
137. Efsing, P., Forssgren, B., and Kilian, R. (2005) *Root Cause Failure Analysis of Defected J-Groove Welds in Steam Generator Drainage Nozzle*. In: 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Salt Lake City, UT, USA
138. Norring, K. and Rosborg, B. (1985) *A Compilation of Experiences of Corrosion in Nordic Nuclear Power Plants*. In: Nordic Symposium on Corrosion Protection in Seawater Systems and in Corrosion in Hot-Water Systems in Nordic Power Plants. Norway
139. Norring, K., Rosborg, B., and Engström, J. (1985) *Ringhals 2 Primary and Secondary Side Steam Generator Tube Cracking*. In: International Symposium on Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in PWR Plants - Fontevraud I. Fontevraud, France
140. Norring, K., Engström, J., and Rosborg, B. (1985) *Learnings from Investigation of Ringhals 2 Steam Generator Tube Cracking*. In: 2nd International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Monterey, CA. USA
141. Norring, K. and Engström, J. (1987) *Examination of cold leg roll transition zones at Ringhals 2*. EPRI. Palo Alto, CA, USA, EPRI-NP-5158
142. Norring, K., Engström, J., and Norberg, P. (1988) *Intergranular Stress Corrosion Cracking in Steam Generator Tubing - Testing of Alloy 690 and 600 Tubes*. In: 3rd International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Traverse City, MI, USA
143. Norring, K., Engström, J., and Törnblom, H. (1989) *Intergranular Stress Corrosion Cracking of Steam Generator Tubing. 25000 hours testing of Alloy 600 and Alloy 690*. In: 4th international symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Jekyll Island, GA, USA
144. Norring, K., Rosborg, B., Engstroem, J., and Svenson, J. (1990) *Influence of LiOH and H₂ on Primary Side IGSCC of Alloy 600 Steam Generator Tubes*. In: International Colloquium on Contribution of materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in PWR Plants - Fontevraud II. Fontevraud, France
145. Norring, K., Stiller, K., and Nilsson, J.O. (1991) *Grain Boundary Microstructure, Chemistry, and IGSCC in Alloy 600 and Alloy 690*. In: 5th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Monterey, CA, USA

146. Björnkvist, L., Norring, K., and Nyborg, L. (1993) *Comparative Study of Water Chemistry and Surface Oxide Composition on Alloy 600 Steam Generator Tubing*. In: 6th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. San Diego, CA, USA
147. Norring, K. (1993) *Interkristallin spänningskorrosion och interkristallin korrosion i ånggeneratorer - Vad vet man idag?* Studsvik Material AB. STUDEVIK/M-93/34
148. Norring, K. (1998) *Fontevraud IV - Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water Reactors*. Studsvik Material AB. STUDEVIK/M-98/75
149. Efsing, P., Andersson, P.-O., Nordmann, A., Bengtsson, B., and Norring, K. (2006) *The Effects on Environmental Degradation of Nickel Based Alloys and the Structural Integrity as a Consequence of Modern PWR Primary Water Chemistry*. In: International Symposium on Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water Reactors, Fontevraud 6. Fontevraud, France
150. Norring, K. and Engström, J. (2008) *Initiation of SCC in Nickel Base Alloys in Primary PWR Environment: Studies at Studsvik Since mid 1980s*. Energy Materials. 3(2): p. 113-18. DOI: <http://dx.doi.org/10.1179/174892408X394227>.
151. Molander, A., Norring, K., Andersson, P.-O., and Efsing, P. (2011) *Environmental Effects on PWSCC Initiation and Propagation in Alloy 600*. In: 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Colorado Springs, CO, USA
152. Begley, R.T., Klein, A.W., and Gold, R.E. (1985) *Investigations of ID Stress Corrosion Cracking in Field and Laboratory Programs*. In: International Symposium on Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in PWR Plants - Fontevraud. Fontevraud, France
153. Paine, J.P.N. and Gustafsson, U.E. (1994) *Steam Generator Reference Book*. EPRI. Palo Alto, CA, USA, TR-103824
154. N.N. *Tekniska data Rinhalts*. (2016) Available from: <https://corporate.vattenfall.se/globalassets/sverige/om-vattenfall/om-oss/var-verksamhet/ringhals/pdf/tekniska-data-utforlig-info-151207.pdf>
155. Jenssen, A., Ullberg, M., and Yamamoto, S. (2000) *SCC in unsensitised Stainless Steel*. Studsvik Nuclear AB. STUDEVIK/N(K)-00/038
156. Gorman, J., Marks, C., and Staehle, R.W. (2008) *Program on Technology Innovation: Proceedings—2007 AECL/COG/EPRI Workshop on Cold Work in Iron- and Nickel-Base Alloys Exposed to High Temperature Water Environments: June 3–8, 2007, Mississauga, Ontario*. EPRI. Palo Alto, Ca., 1016519
157. Shen, R.R. (2012) *Review of the Effect of Cold Work on Stress Corrosion Cracking*. In: Materials Science and Technology - Nuclear Materials, Advanced Course. Helsinki, Finland

158. Pettersson, K. and Jenssen, A. (2009) *Theoretical and Practical Results on the Effect of a Varying Stress Intensity Factor on Stress Corrosion Crack Growth Rates*. In: 14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactor. Virginia Beach, VA, USA
159. Shoji, T., Lu, Z., and Yamazaki, S. (2009) *The Effect of Strain Hardening on PWSCC of Nickel-Base Alloys 600 and 690*. In: 14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Virginia Beach, VA, USA
160. Staehle, R.W. (2008) *Introduction to the subject [of cold work], Presented in: Proceedings--2007 AECL/COG/EPRI Workshop on Cold Work in Iron- and Nickel-Base Alloys Exposed to High Temperature Water Environments*. Palo Alto, CA, USA. EPRI, 1016519
161. Wang, S., Shoji, T., and Kawaguchi, N. (2005) *Initiation of Environmentally Assisted Cracking in High-Temperature Water*. Corrosion. 61(2): p. 137-144.
162. Magnusson, A., Lindén, E., and Waginder, R. (2015) *Tekniska Bestämmelser för Mekaniska Anordningar PAKT*. Utgåva 7
163. Bamford, W.H., Foster, J.P., Hsu, K.R., Tunon-Sanjur, I., and Mcilree, A.R. (2001) *Alloy 182 Weld Crack Growth and its Impact on Service-Induced Cracking in Operating PWR Plant Piping*. In: 10th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors Lake Tahoe, NV, USA
164. Amzallag, C., Boursier, J.M., Pages, C., and Gimond, C. (2002) *Stress corrosion life experience of 182 and 82 welds in French PWRs*. In: Contribution of materials investigation to the resolution of problems encountered in pressurized water reactors - Fontevraud 5 Fontevraud, France
165. Andresen, P.L., Morra, M.M., and Ahluwalia, K. (2013) *Effect of Deformation Temperature, Orientation and Carbides on SCC of Alloy 690* In: 16th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Ashville, NC, USA
166. Coriou, H., Grail, L., LeGall, M., and Vettier, S. (1959) *Stress Corrosion Cracking of Inconel in High Temperature Water"*. 3^e Colloque De Metallurgie sur la Corrosion 1959. Amsterdam, Holland North Holland Publishing Company. 161 - 169.
167. Norring, K. and Efsing, P. (2009) *Influence of Material Parameters on Initiation of PWSCC in Nickel Base Alloys in Primary PWR environment, Presented in: Workshop on Detection, Avoidance, Mechanisms, Modelling and Prediction of SCC Initiation in Water-Cooled Nuclear Reactor Plants, Beaune, France* EPRI. Palo Alto, CA, USA, 1018908
168. Gómez-BriceNo, D., Lapena, J., Garcia, M.S., Castro, L., Perosanz, F., Ahluwalia, A., and Hickling, J. (2009) *IGSCC Initiation from Weld Defects in Alloy 600/182*. In: 14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactor. Virginia Beach, VA, USA
169. Vaillant, F., Boursier, J.-M., Legras, L., Yrieix, B., Lemaire, E.I., Champredonde, J., and Amzallag, C. (2007) *A Review of Weldability and SCC Behaviors of Ni-Base Weld Metals in Laboratory PWR Environment*. In: 13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Whistler, Canada

170. McCracken, S. (2010) *Alloy 52/52M Welding Issues*. In: NRC/Industry Meeting. Rockville, USA
171. Andresen, P.L., Ford, F.P., Gott, K., Jones, R.L., Shoji, T., Staehle, R.W., and Tapping, R.L. (2007) *Expert Panel Report on Proactive Materials Degradation Assessment* United States Nuclear Regulatory Commission. Washington, NUREG/CR-6923
172. Stigenberg, M. (1995) *Stress Corrosion Cracking of Alloys 182, 82 and 72 Weld Metals in BWRs - Literature review*. EPRI / ABB Atom. Palo Alto ,USA, TR-104740
173. Jenssen, A. (1992) *Materials Testing in Oskarshamn 2, Results 1979 - 1991*. ABB Atom. Västerås, RM 91-422
174. N.N. (2009) *Strålsäkerhetsmyndighetens föreskrifter om mekaniska anordningar i vissa kärntekniska anläggningar*. Strålsäkerhetsmyndigheten. SSMFS 2008:13
175. Hansson, M. and Yamamoto, S. (2004) *Stress Corrosion Cracking Testing of Non-Sensitized Stainless Steel*. SKI. 2004:29
176. Offer, H.P., Horn, R.M., Chan, A.Q., and Morra, M.M. (2007) *Assessment of the mitigation of SCC by surface stress and material improvements*. In: 13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems Whistler, Canada
177. Bengtsson, B., Dahlbaeck, M., Jansson, C., and Morin, U. (1986) *Constant Load Tests of Age-Hardened Nickel-Based Alloys in Oskarshamn 2 BWR*. In: 1986 Workshop on Advanced High-Strength Materials. Clearwater Beach, USA
178. Bengtsson, B. and Korhonen, S. (1983) *Behavior of A286 in BWR environment: Service and Test Results*. In: International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems. Myrtle Beach, USA
179. Ljungberg, L.G. (1983) *SCC Testing of Pipe Materials in BWR Environment*. Nuclear Engineering and Design. 81(1): p. 121-125.
180. Totsuka, N., Terachi, T., and Takakura, K. (2011) *Mechanistic Study on PWSCC of Ni-Based Alloys Using Hump-SSRT Tests under Dry Hydrogen Gas Environment, Simulated Primary Water and Rapid Straining Electrode Test in Simulated Primary Water*. In: 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors. Colorado Springs, USA
181. Totsuka, N., Lunarska, E., Cragolino, G., and Szklarska-Smialowska, Z. (1986) *A Sensitive Technique for Evaluating Susceptibility to IGSCC of Alloy 600 in High Temperature Water*. Scripta Metallurgica. 20: p. 1035-1040.
182. Ljungberg, L.G., Jansson, C., and Cubicciotti, D. (1987) *Effects of Water Impurities on Cracking of Sensitized Stainless Steel in A BWR Test Loop*. In: 3rd International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems. Traverse City, MI, USA
183. Efsing, P. and Jansson, C. (2003) *Screening of Crack Growth Data and the Relevance from an End-Users Perspective*. In: 11th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Stevenson, WA, USA

184. ASTM. (2006) *Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials, E399-05*. West Conshohocken, PA., Annual Book of ASTM Standards Volume 03.01
185. White, G.A., Hickling, J., and Mathews, L.K. (2003) *Crack Growth Rates for Evaluating PWSCC of Thick-Wall Alloy 600 Material*. In: 11th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Stevensson, WA, USA
186. White, G. (2004) *Materials Reliability Program - Crack Growth Rates for Evaluating Primary Water Stress Corrosion Cracking (PWSCC) of Thick-Wall Alloy 82, 182 and 132 Welds (MRP-115)*. EPRI. Palo Alto. USA, 1006696
187. Lidar, P. (1993) *Crack Growth Rate and Strain Measurements by AC and DC Potential Drop Techniques*. Studsvik Material AB. STUDSVIK/M-93/38
188. Saxena, A. and Hudak, S.J. (1978) *Review and Extension of Compliance Information for Common Crack Growth Specimens*. International Journal of Fracture. 14: p. 453-468.
189. Andresen, P.L. (1983) *The Effects of Aqueous Impurities on Intergranular Stress Corrosion Cracking of Sensitized Type 304 Stainless Steel*. EPRI. Palo Alto, CA., NP-3384
190. Ljungberg, L.G., Korhonen, S., Renström, K., Hofling, C.G., and Rebensdorff, B. (1990) *BWR Water Chemistry Impurity Studies - Volume 3: Fracture Mechanics Studies*. ABB Atom / EPRI. Palo Alto, CA, NP-6773-SDV3
191. SKi. (1994) *Statens kärnkraftinspektions föreskrifter om mekaniska anordningar i kärntekniska anläggningar*. Statens kärnkraftinspektion. Stockholm, SKIFS 1994:1
192. Gott, K. (1995) *Using Materials Research Results in New Regulations – The Swedish Approach*. In: 7th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, Water Reactors. Breckenridge, CO, USA
193. Andresen, P.L. (1998) *IGSCC Crack Propagation Rate Measurement in BWR Environments - Executive Summary of Round Robin Study*. Statens Kärnkraftinspektion. Stockholm, Sweden, SKI Report 98:27
194. Andresen, P.L., Gott, K., and Nelson, J.L. (1999) *Stress Corrosion Cracking of Sensitized Type 304 Stainless Steel in 288 °C Water: A Five Laboratory Round Robin*. In: 9th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors. Newport Beach, CA. USA
195. Andresen, P.L. (1999) *SCC Testing and Data Quality Considerations*. In: 9th International Symposium On Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Newport Beach, CA. USA
196. Andresen, P.L. (2020) *Stress Corrosion Cracking Testing Guidelines*. EPRI. Palo Alto, CA, USA, 3002018265
197. Jenssen, A. (2002) *Round Robin-provning av nickelbas-legeringarna Alloy 600 och 182 för jämförelse och optimering av spricktillväxtdata - Fas I: Sammanställning av information rörande provutrustningar*. Studsvik Nuclear AB. STUDSVIK/N(K)-02/031

198. Sundberg, J. and Jenssen, A. (2004) *Round Robin-provning av nickelbas-legeringarna Alloy 600 och 182 för jämfö-relse och optimering av spricktillväxtdata - Fas II: Spricktillväxtmätning av Alloy 600 i BWR-miljö*. Studsvik Nuclear AB. STUDSVIK/N-04/118
199. Sundberg, J. and Jenssen, A. (2004) *Round Robin-provning av nickelbas-legeringarna Alloy 600 och 182 för jämfö-relse och optimering av spricktillväxtdata - Fas II: Spricktillväxtmätning av Alloy 600 i PWR-miljö*. Studsvik Nuclear AB. STUDSVIK/N-04/119
200. Sundberg, J. and Jenssen, A. (2007) *Round Robin-provning av nickelbaslegeringarna Alloy 600 och 182 för jämförelse och optimering av spricktillväxtdata - Fas III: Spricktillväxtmätning av Alloy 182 i BWR-miljö*. Studsvik Nuclear AB. STUDSVIK/N-07/081
201. Sundberg, J. and Jenssen, A. (2007) *Round Robin Testing on Nickel Alloys 600 and 182 for Comparison and Optimi-zation of SCC Growth Rate Data – Phase III, Crack Growth Measurements in Alloy 182 in Simulated PWR Environment*. Studsvik Nuclear AB STUDSVIK/N-07/137
202. Jenssen, A., König, M., and Jansson, H. (2001) *Comparative Study Regarding Crack Growth Rate and Corrosion Potential Measurements in BWR Normal Water Chemistry in Oskarshamn 3 and in the Laboratory – Final Report*. Studsvik Nuclear AB. STUDSVIK/N(K)-01/013
203. Jenssen, A. (2003) *Jämförande studier i BWR och laboratorium - Spricktillväxt studeras i simulerad miljö*. NUCLEUS , Utgiven av Statens Kärnkraftinspektion (SKI), (1): p. 18-22.DOI: <https://www.yumpu.com/sv/document/view/26795768/nucleus-nr-1-2003>.
204. Garcia, S.E., Giannelli, J.F., Tangen, J.A., Jarvis, J.A., and Sundberg, J. (2016) *Water Chemistry Control Guidance and Technologies for New Design Boiling Water Reactors*. In: International Conference on Water Chemistry of Nuclear Reactor Systems. Brighton, UK
205. Bilanin, W. (1988) *BWR Normal Water Chemistry Guidelines: 1986 Revision*. EPRI. Palo Alto, CA., NP-4946-SR
206. Jones, R. (1989) *BWR Hydrogen Water Chemistry Guidelines: 1987 Revision*. EPRI. Palo Alto, CA., NP-4947-SR
207. Ljungberg, L.G., Korhonen, S., Renström, K., Hofling, C.G., and Rebensdorff, B. (1990) *BWR Water Chemistry Impurity Studies - Executive Summary*. ABB Atom / EPRI. Palo Alto, CA., NP-6773-M
208. Ljungberg, L.G., Korhonen, S., Renström, K., Hofling, C.G., and Rebensdorff, B. (1990) *BWR Water Chemistry Impurity Studies - Volume 1: Project Summary*. ABB Atom / EPRI. Palo Alto, CA., NP-6773-SD
209. Ljungberg, L.G., Korhonen, S., Renström, K., Hofling, C.G., and Rebensdorff, B. (1990) *BWR Water Chemistry Impurity Studies - Volume 2: CERT Studies*. EPRI / ABB Atom. Palo Alto, CA, USA, NP-6773-SDV2

210. Ljungberg, L.G., Rebensdorff, B., and Hofling, C.G. (1991) *BWR Water Chemistry Impurity Studies, Phase 2 - Volume 1*. ABB Atom AB / EPRI. Palo Alto, CA., NP-7458-SV1
211. Ljungberg, L.G., Rebensdorff, B., and Hofling, C.G. (1991) *BWR Water Chemistry Impurity Studies, Phase 2 - Volume 2*. ABB Atom AB / EPRI. Palo Alto, CA., NP-7458-SV2
212. Ljungberg, L.G. and Cubicciotti, D. (1985) *Effect of Water Impurities on Stress Corrosion Cracking in a Boiling Water Reactor*. Corrosion. 41(5): p. 290-5.
213. Ljungberg, L.G., Renstrom, K., Hallden, E., Cubicciotti, D., and Trolle, M. (1986) *Effects of water impurities on environmental cracking in BWRs*. In: 2nd International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Monterey, CA, USA
214. Ljungberg, L.G., Cubicciotti, D., and Trolle, M. (1988) *Effect of Impurities on the IGSCC of Stainless Steels in High-Temperature Water*. Corrosion. 44(2): p. 66-72.
215. Ljungberg, L.G., Cubicciotti, D., and Trolle, M. (1989) *Effects of Some Seldom Noticed Water Impurities on Stress Corrosion Cracking of BWR Construction Materials*. Corrosion. 45(3): p. 215-22.
216. Ljungberg, L.G., Cubicciotti, D., and Trolle, M. (1989) *Effect of Water Impurities in BWR on Environmental Crack Growth under Realistic Load Conditions*. In: 4th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors Jekyll Island, GA, USA
217. Ljungberg, L.G., Cubicciotti, D., and Trolle, M. (1990) *The Effect of Sulfate on Environmental Cracking in Boiling Water Reactors Under Constant Load or Fatigue*. Corrosion. 46(8): p. 641-652. DOI: 10.5006/1.3585162.
218. Christensen, H. (2006) *Fundamental Aspects of Water Coolant Radiolysis*. Statens Kärnkraftinspektion. Stockholm, Sweden, SKI Report 2006:16
219. Jenssen, A., König, M., Ekenborg, F., and Jansson, H. (2003) *Effect of Flow Rate on the Crack Propagation Rate of Alloy 182 - Final report*. Studsvik Nuclear AB. STUDSVIK/N(K)-03/05
220. Ljungberg, L., Örtinä, A., Stähle, P., and Nelson, J.L. (1993) *Stress Corrosion Cracking Initiation in Alloys 600 and 182*. In: 6th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. San Diego, CA, USA
221. Ljungberg, L. and Stigenberg, M. (1997) *Stress Corrosion Cracking Propagation in Low-Strength Nickel-Base Alloys in Simulated BWR Environments*. In: 8th International Symposium On Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Amelia Island, FL, USA
222. Andresen, P.L., Flores-Preciado, J., Morra, M.M., and Carter, R. (2011) *Microstructure and SCC of Alloy X-750*. In: 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Colorado Springs, USA

223. König, M., Jansson, C., Bengtsson, B., and Gott, K. (2004) *"Effect of Sulphate and Chloride on Environmentally Assisted Cracking of Alloy 182 and Type 304 Stainless Steel in Simulated BWR Environments"* Presented at: International Conference on Water Chemistry of Nuclear Reactor System (San Francisco, CA, USA, 2004) EPRI. Palo Alto, CA, USA, 1011579
224. König, M. (2008) *Inverkan av sulfat på miljöbetingad sprickning i nickelbaslegeringar i simulerad primärsidig PWR-miljö* Studsvik Nuclear AB. STUDSVIK/N-08-/103
225. Bengtsson, B., Aronsson, P.-O., Larsson, S., and Andersson, P.-O. (2008) *Experiences with Elevated pH and Lithium in Ringhals PWRs*. In: International Conference on Water Chemistry in Nuclear Reactor Systems. Berlin, Germany
226. Le Hong, S., Boursier, J.-M., Amzellag, C., and Daret, J. (2001) *Measurements of Stress Corrosion Cracking Growth Rates in Weld Alloy 182 in Primary Water of PWR*. In: 10th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System - Water Reactors. Lake Tahoe, NV, USA
227. Kawamura, H., Shoda, Y., Tsuzuki, Y., Hirano, H., Watanabe, Y., Takeda, K., Terachi, T., Ishihara, N., Takahashi, A., Hisamune, K., Nakano, Y., and Nishimura, T. (2014) *Primary Water Chemistry Guidelines for Japanese PWR Plants*. In: International Conference on Water Chemistry on Nuclear Reactor Systems. Sapporo, Japan
228. Scott, P.M. (2004) *An Overview of Materials Degradation by Stress Corrosion in PWRs*. In: EUROCORR. Nice, France
229. Bengtsson, B. Personal Communication (2016) *Ringhals erfarenheter av föroreningar i primärsidig PWR-kemi med inverkan på PWSCC*
230. Andresen, P.L. and Morra, M.M. (2007) *Emerging Issues in Environmental Cracking in Hot Water*. In: 13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems- Water Reactors. Whistler, Canada
231. Stjärnsäter, J., Chen, J., Lindberg, F., Ekström, P., and Efsing, P. (2014) *The Effect of Hydrogen on the Oxide Formation and Crack Growth Rate in CT Specimens of Alloy 600 Exposed in Simulated PWR Environments*. In: Conference on Contribution of Materials Investigations and Operating Experience to LWRs' Safety, Performance and Reliability - Fontevraud 8. Fontevraud, France
232. Lidar, P. and König, M. (1999) *Effects of Water Chemistry on Environmentally Assisted Cracking of Alloy 600 in Simulated Primary Side PWR Environments*. Studsvik Material AB. STUDSVIK/M-99/32
233. Jacko, R.J. and Gold, R.E. (2005) *Crack Initiation in Alloy 600 SG Tubing in Elevated pH PWR Primary Water*. In: 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems. Salt Lake City, UT, USA
234. König, M., Gott, K., and Efsing, P. (2009) *The Effect of Sulfate Impurities on the Stress Corrosion Cracking of Nickel Alloys in High Temperature Primary Water*. In: 14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Virginia Beach, VA, USA
235. Ljungberg, L. (1985) *Materials Behavior in Hydrogen Water Chemistry in the Ringhals-1 BWR*. ASEA-ATOM / EPRI Palo Alto, CA., NP-3992M

236. Wood, C. (2004) *BWRVIP-130: BWR Vessel and Internals Project BWR Water Chemistry Guidelines - 2004 Revision*. EPRI. Palo Alto, CA., TR-1008192
237. Andresen, P.L., Kim, Y.J., Diaz, T.P., and Hettiarachchi, S. (2005) *Online NobleChem mitigation of SCC*. In: 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. Salt Lake City, UT, USA
238. Hettiarachchi, S., Cowan, R.L., Law, R.J., Miller, W.D., and Diaz, T.P. (1999) *Full cycle performance of a NobleChemTM treated BWR*. In: 9th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors Newport Beach, CA, USA
239. Hettiarachchi, S., Hale, D.A., Burrill, R., Gorrochategui, I., Coello, R., Suzuki, S., and Sambongi, M. (1999) *First Lower Plenum ECP Measurement in an Operating BWR*. In: 9th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors -. Newport Beach, CA, USA
240. Fejes, P., Ljungberg, L., and Hallden, E. (1988) *Developments in water chemistry of BWRs*. In: 1988 JAIF International Conference on Water Chemistry in Nuclear Power Plants - Operational Experience and New Technologies for Management. Proceedings, 19-22 April 1988. Tokyo, Japan
241. Stigenberg, M. and Ljungberg, L. (1997) *BWR Vessel and Internals Project - The Effect of Silica, Zinc and Low Levels of Sulfate on Stress Corrosion Cracking in Structural Materials (BWRVIP-39)*. ABB Atom / EPRI. TR - 106158
242. Andresen, P.L. (1992) *Effects of Zinc Additions on the Crack Growth Rate of Sensitized Stainless Steel and Alloys 600 and 182 in 288 Water*. In: Water Chemistry of Nuclear Reactor Systems 6. London, UK.
243. Angeliu, T.M. and Andresen, P.L. (1996) *Effect of Zinc Additions on Oxide Rupture Strain and Repassivation Kinetics of Iron-Based Alloys in 288°C Water Corrosion*. 52(1): p. 28-35.
244. Hazelton, W.S. and Koo, W.H. (1988) *Technical Report on Material Selection and Processing Guidelines for BWR Coolant Pressure Boundary Piping*. US. Nuclear Regulatory Commission. NUREG-0313 Rev. 2
245. Jansson, C. (1996) *Pipe Cracking Experience in Swedish BWRs*. International Journal of Pressure Vessels and Piping. 65(3): p. 277-282. DOI: [http://dx.doi.org/10.1016/0308-0161\(94\)00138-9](http://dx.doi.org/10.1016/0308-0161(94)00138-9).
246. Norris, P., Godby, R., Hoffman, J., Willens, K., Mullins, L., Darby, K., Giannuzzi, A., and Kuo, A.K. (1991) *Inconel Weld-Overlay Repair for Low-Alloy Steel Nozzle to Safe-End Joint*. EPRI. Palo Alto, USA, NP-7085-D
247. Körnvik, L.-Å., Kornfeldt, H., and Törnblom, H. (1992) *Advanced Repair Methods for Primary Systems based on Shape Memory Alloy - SMA - Technology*. ABB Atom Service Division. SSMs rapportarkiv
248. Kornfeldt, H. (1992) *Advanced Repair Methods for Enhanced Reactor Safety*. In: ENS East-West Topical Meeting on the Safe and Reliable Operation of LWR NPPs. Prague, Check Republic.

249. Abel, J.S., Tittrington, J., Jordan, R., Porowski, J.S., O'Donnell, W.J., Badlani, M.L., and Hampton, E.J. (1988) *Mechanical Methods of Improving Resistance to Stress Corrosion Cracking in BWR Piping Systems*. International Journal of Pressure Vessels and Piping. 34(1-5): p. 17-29. DOI: [http://dx.doi.org/10.1016/0308-0161\(88\)90039-7](http://dx.doi.org/10.1016/0308-0161(88)90039-7).
250. Yen, H.-J., Lin, M.C.-C., and Chen, L.-J. (1994) *Measurement and Simulation of Residual Stress in Type 304 Weld Overlay Stainless Steel Pipe*. International Journal of Pressure Vessels and Piping. 60(3): p. 271-283. DOI: [http://dx.doi.org/10.1016/0308-0161\(94\)90127-9](http://dx.doi.org/10.1016/0308-0161(94)90127-9).
251. Crooker, P. and Lian, T. (2016) *Materials Reliability Program: Technical Basis for Primary Water Stress Corrosion Cracking Mitigation by Surface Stress Improvement (MRP-267, Revision 2)*. EPRI. Palo Alto, CA, USA, 3002008083
252. Kanno, A., Hasegawa, K., Yoshikubo, F., Morinaka, R., Hatouc, H., and Tanaka, M. (2012) *Development and Field Application Experience of the Reactor Internal Preventive Maintenance Technology*. In: 3rd International Conference on Nuclear Power Plant Life Management (PLiM) for Long Term Operations (LTO), Organized by IAEA, Vienna. Traverse City, MI, USA
253. Andresen, P.L. (2010) *SCC of Alloy 182 and 82 Weld Metals in BWR Water*. In: CORROSION 2010, San Antonio, USA
254. N.N. (2000) *Full marks for Forsmark's welds*. Nuclear Engineering International.
255. Stjärnsäter, J., Jenssen, A., König, M., Norring, K., Andersson, P.-O., and Efsing, P. (2009) *Influence of Environment on the Crack Growth Rate of Structural Materials in Simulated PWR Environment*. In: Symposium on Water Chemistry and Corrosion in Nuclear Power Plants in Asia 2009. Japan
256. Norring, K., Efsing, P., and Andersson, P.O. (2007) *Influence of Boron and Lithium on the Crack Growth Rate of Alloy 600 in PWR Primary Environment*. In: 13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems. Whistler, Canada
257. Deforge, D., Tigeras, A., Bretelle, J.-L., and Lemaire, E. (2010) *Mitigation of the Corrosion of Primary Circuit Components Using Zinc Injection: EDF Strategy*. In: International Symposium on Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water Reactors - Fontevraud 7. Fontevraud, France
258. Efsing, P. Personal Communication (2016) *Diskussion om spänningskorrosion i nickelbaslegeringar*
259. Sullivan, E.J. and Andersson, M.T. (2013) *Assessment of the Mechanical Stress Improvement Process for Mitigating Primary Water Stress Corrosion Cracking in Nickel Alloy Butt Welds in Piping Systems Approved for Leak-Before-Break*. Pacific Northwestern National Laboratory - PNNL. PNNL-22070
260. Andresen, P.L., Morra, M.M., Hickling, J., Ahluwalia, A., and Wilson, J. (2007) *PWSCC of Alloys 690, 52 and 152*. In: 13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Whistler, Canada

261. Fournier, L., Calonne, O., Toloczko, M.B., Bruemmer, S.M., Massoud, J.P., Lemaire, E., Gerard, R., Somville, F., Richnau, A., and Lagerström, J. (2014) *Primary Water Stress Corrosion Cracking Resistance of Alloy 690 Heat Affected Zones of Butt Welds*. In: Conference on Contribution of Materials Investigations and Operating Experience to PWRs Safety, Performance and Reliability - Fontevraud 8: Fontevraud, France
262. Bamford, W.H. and Foster, J.P. (1997) *Crack Growth and Microstructural Characterization of ALloy 600 PWR Vessel Head Penetratio Material*. EPRI. Palo Alto, TR-109136
263. Jansson, C. Personal Communication (2014) *Om utformningen av MD01*
264. Jansson, C. and Morin, U. (1997) *Assessment of Crack Growth Rates in Austenitic Stainless Steels in Operating BWRs*. In: 8th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors Amelina Island, FL, USA.
265. Efsing, P., Jansson, C., Jenssen, A., Sundberg, J., Forssgren, B., Bengtsson, B., and Jonsson, A. (2007) *IGSCC Disposition Curves for Alloy 82 in BWR Normal Water Chemistry*. In: 13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems. Whistler, BC, Canada
266. Stjärnsäter, J., Jenssen, A., Johansson, H., and Calota, E. (2021) *The Effect of Specimen Size on the Stress Corrosion Crack Growth Rate of 10% Cold Worked Type 316L in BWR Environment*. In: To be published in: 20th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems. Snowmass Village, CO, USA
267. Dillström, P., Berman, M., Brickstad, B., Zhang, W., Sattari-Far, I., Andersson, P., Sund, G., Dahlberg, L., and Nilsson, F. (2008) *A combined deterministic and probabilistic procedure for safety assessment of components with cracks – Handbook* Strålsäkerhetsmyndigheten. Stockholm, Sweden,
268. Amzallag, C. (1999) *Stress Corrosion Crack Propagation Rates in Reactor Vessel Head Penetrations in Alloy 600*. In: 9th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Newport Beach, CA, USA
269. Norring, K., König, M., and Lagerström, J. (2005) *Stress Intensity and Temperature Dependence for Crack Growth Rate in Weld Metal Alloy 182 in Primary PWR Environment*. In: 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors. Salt Lake City, UT, USA
270. Jenssen, A. and Efsing, P. (2015) *Crack Growth Rate Measurements in Alloy 182 in PWR Primary Water at Low Stress Intensity*. In: 17th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. Ottawa, Canada
271. JSME. (2002) *Codes for Nuclear Power Generation Facilities - Rules on Fitness-for-Service for Nuclear Power Plants*. JSME S NAI-2002
272. Ellis, F.V. and Tordonato, S. (2002) *IGSCC failure of refractalloy 26 turbine bolts*. In: ASME 2002 Pressure Vessels and Piping Conference. Vancouver, BC, Canada

273. White, G.A., Nordmann, N.S., Hickling, J., and Harrington, C.D. (2005) *Development of crack growth rate disposition curves for primary water stress corrosion cracking (PWSCC) of Alloy 82, 182 and 132 weldmetals*. In: 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors. Salt Lake City, UT, USA
274. White, G.A., Hunt, S.E., and Nordmann, N.S. (2004) *Strategic planning for RPV head nozzle PWSCC*. In: 12th International Conference on Nuclear Engineering (ICONE12) Arlington, VA, USA
275. White, G. (2002) *Materials Reliability Program (MRP) - Crack Growth Rates for evaluating Primary Stress Corrosion Cracking (PWSCC) of Thick-Walled Alloy 600 MAterials (MRP-55) Revision 1*. EPRI. Palo Alto, USA, 1006695
276. Bamford, W., Jenks, A., Janowiak, R., and Stevens, G. (2019) *Technical Basis for ASME Section XI Code Case for Stress Corrosion Crack Growth Rate Evaluation for Alloy 690 and Associated Welds*. In: 19th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems. Boston, MA, USA

Strålsäkerhetsmyndigheten har ett samlat ansvar för att samhället är strålsäkert. Vi arbetar för att uppnå strålsäkerhet inom en rad områden: kärnkraft, sjukvård samt kommersiella produkter och tjänster. Dessutom arbetar vi med skydd mot naturlig strålning och för att höja strålsäkerheten internationellt.

Myndigheten verkar pådrivande och förebyggande för att skydda människor och miljö från oönskade effekter av strålning, nu och i framtiden. Vi ger ut föreskrifter och kontrollerar genom tillsyn att de efterlevs, vi stödjer forskning, utbildar, informerar och ger råd. Verksamheter med strålning kräver i många fall tillstånd från myndigheten. Vi har krisberedskap dygnet runt för att kunna begränsa effekterna av olyckor med strålning och av avsiktlig spridning av radioaktiva ämnen.

Vi deltar i internationella samarbeten för att öka strålsäkerheten och finansierar projekt som syftar till att höja strålsäkerheten i vissa östeuropeiska länder.

Strålsäkerhetsmyndigheten sorterar under Miljödepartementet. Hos oss arbetar drygt 300 personer med kompetens inom teknik, naturvetenskap, beteendevetenskap, juridik, ekonomi och kommunikation. Myndigheten är certifierad inom kvalitet, miljö och arbetsmiljö.

Publikationer utgivna av Strålsäkerhetsmyndigheten kan laddas ned via stralsakerhetsmyndigheten.se eller beställas genom att skicka e-post till registrator@ssm.se om du vill ha broschyren i alternativt format, som punktskrift eller daisy.

Strålsäkerhetsmyndigheten
171 16 Stockholm
08-799 40 00
www.stralsakerhetsmyndigheten.se
registrator@ssm.se

©Strålsäkerhetsmyndigheten