



Strål
säkerhets
myndigheten

Swedish Radiation Safety Authority

Författare: Johan Öjjerholm
Mi Wang
Anders Jenssen

Studsvik Nuclear AB

2020:06

Bestrålningssinducerad spänningsskorrosion
(IASCC) i BWR- och PWR-miljö

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

SSM perspektiv

Bakgrund

Bestrålningssinducerad spänningskorrosion (IASCC) är en åldringsmekanism som kan förekomma i komponenter som utsätts för ett relativt högt neutronflöde av snabba neutroner. Åldringsmekanismen innebär att materialet får en ökad känslighet för spänningskorrosion till följd av de förändringar på mikronivå i materialet som orsakas av neutronbestålningen. Eftersom förutsättningen för åldringsmekanismen är ett högt neutronflöde är det komponenter i eller i närheten av kärnan som kan utsättas för denna typ av degradering. Åldringsmekanismen har uppmärksamats såväl nationellt som internationellt och omfattande forskning och utvecklingsarbeten har genomförts. På senare tid har forskningen inriktats mot att undersöka material med mycket höga fluenser, detta då många reaktorer kommer att vara i drift i 60 år och för vissa reaktorer planeras ännu längre drifttider. SSM har genom åren initierat och deltagit i ett stort antal forskningsprojekt inom området IASCC i rostfritt stål och i nickelbasmaterial i BWR- och PWR-miljö. Resultaten av forskningen finns redovisad i ett stort antal forskningsrapporter och de flesta underökningar har också presenterats på internationella konferenser. För att effektivt ta tillvara de erfarenheter som gjorts och för att underlätta för blivande specialister inom området har denna sammanfattande rapport över erhållna resultat och erfarenhet tagits fram.

Syfte

Syftet med den genomförda studien är att beskriva det aktuella kunskapsläget avseende bestrålningssinducerad spänningskorrosion för rostfritt stål och nickelbaslegeringar i BWR- och PWR-miljö samt att ge en översikt över hur kunskaper och erfarenheter byggts upp genom åren med speciellt fokus på svenska erfarenheter. Ett annat syfte med sammanställningen är att den ska vara en introduktion till området för de som önskar fördjupa sina kunskaper om IASCC i BWR- och PWR-miljö.

Resultat

För att IASCC ska uppstå fordras, precis som för andra typer av spänningskorrosion, en samverkan mellan ett känsligt material, dragspänningar och omgivande miljö. För denna åldringsmekanism är det neutronbestålningen som gör materialet känsligt för spänningskorrosion. Trots att relativt stor kraft har ägnats åt att förstå åldringsmekanismen har genomförda studier inte kommit fram till en fullständig beskrivning av mekanismen. I Sverige har forskning avseende IASCC i BWR-miljö bedrivits sedan 1980-talet, medan studier riktade mot IASCC i PWR-miljö blev aktuellt senare. Provmethodiken för att studera IASCC har ändrats och utvecklats över tid. Tidigare användes ofta så kallade långsamma dragprov (SSRT, Slow Strain Rate Testing), på senare år används istället brottmekaniska provmetoder för att direkt mäta spricktillväxthastigheter under olika betingelser. För initieringsprovning används ringformade provstavar.

I Sverige har det upptäckts få skadefall som direkt kan klassas som IASCC. Orsaken till detta är främst att för flera BWR har interna delar i reaktortanken bytts ut. Exempelvis har härdgaller och moderatortankar bytts ut och har ersatts med komponenter som har en konstruktion och ett material som minskar risken för att IASCC uppstår. För PWR har det inträffat att så kallade baffle-skrivar erhåller skador orsa-

kade av IASCC. I Sverige har dock ingen skadad baffle-skruv ännu påträffats där skademekanismen varit IASCC. En orsak kan vara att de svenska tryckvatten reaktorer rankas lågt bland de varianter av PWR som löper risk för att erhålla skadade baffle-skrivar pga. IASCC.

I rapporten diskuteras de faktorer som påverkar känsligheten för IASCC, inverkan av miljöfaktorer, erfarenheter av skadefall internationellt och nationellt samt motmedel. Vidare diskuteras modeller och spricktillväxtsamband, dvs. spricktillväxthastighet (mm/s) som funktion av belastning (spänningsintensitet, K_I , MPa \sqrt{m}). Dessa samband är viktig och nödvändig information bl.a. för planering av återkommande kontroller och vid bedömning och hantering av påträffade skador.

Projekt information

Kontaktpersoner SSM: Peter Ekström och Elena Calota

Referens: SSM2017-4320



Strål
säkerhets
myndigheten

Swedish Radiation Safety Authority

Författare: Johan Öjjerholm
Mi Wang
Anders Jenssen

Studsvik Nuclear AB

2020:06

Bestrålningssinducerad spänningskorrosion
(IASCC) i BWR- och PWR-miljö

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

Datum: Mars 2020

Rapportnummer: 2020:06 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.

Bestrålningsinducerad spänningskorrosion (IASCC) i BWR- och PWR-miljö

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

Huvudinnehåll

Denna erfarenhetsammanställning berör IASCC i rostfritt stål och nickelbaslegeringar från ett svenskt perspektiv. Inledningsvis tas fundamentala effekter av neutronbestrålning på egenskaperna hos material och miljö upp. Hur dessa effekter därefter kopplas till känsligheten för IASCC berörs i efterföljande kapitel, med tyngdpunkt på forskning i svensk regi. Skadefallsbilden belyses med tonvikt på svenska förhållanden, med de internationella referenterna som bakgrund. Provningsmetoder och motmedel avseende IASCC diskuteras också samtidigt som en försiktig utblick över hur forskningsfältet kan komma att utvecklas ges.

Granskad av

Godkänd av

Johan Stjärnsäter

Datum

Olivia Roth

Datum

Innehåll

1. Sammanfattning	6
2. Inledning	7
2.1. Bakgrund.....	7
2.2. Målsättning.....	7
2.3. Omfattning, utförande och avgränsningar.....	7
3. Bestrålnings effekter på material och miljö	9
3.1. Skador i metallgittret på grund av bestrålning.....	9
3.2. Fysikalisk inverkan från bestrålnings skador.....	12
3.2.1. Bestrålningsinducerad segring, RIS.....	12
3.2.2. Den bestrålade mikrostrukturen.....	15
3.2.3. Efterlikning av neutronbestrålning med protoner och joner.....	23
3.3. Mekaniska effekter från bestrålning.....	26
3.3.1. Hårdnande.....	26
3.3.2. Deformation i bestrålade metaller.....	30
3.3.3. Brott och försprödning.....	31
3.4. Inverkan på miljön från bestrålning - Radiolys.....	32
3.4.1. Utbyte vid radiolys.....	32
3.4.2. Effekt av radiolys på korrosionspotentialen.....	33
3.4.3. Inverkan av löst väte på korrosionspotentialen.....	34
4. Bestrålningsinducerad Spänningskorrosion	35
4.1. Inledning.....	35
4.2. Effekterna av radiolys på IASCC.....	38
4.2.1. Inverkan av korrosionspotential på oxidation.....	38
4.2.2. Effekt av radiolys och bestrålning på Oxidation.....	38
4.2.3. Inverkan av korrosionspotential på IASCC.....	39
4.3. Potentiella mekanismer bakom IASCC.....	40
4.3.1. Kromutarmning vid korngränserna.....	41
4.3.2. Bestrålningsinducerat hårdnande.....	42
4.3.3. Lokaliserad deformation.....	45
4.3.4. Bestrålningsinducerat kryp och spänningsrelaxation.....	49
4.4. Den gäckande förklaringen.....	50
5. Testmetoder och testutrustningar	52
5.1. Initieringsprovning.....	55
5.1.1. Provning vid konstant förskjutning.....	56
5.2. Spricktillväxtprovning.....	64
5.2.1. Spricktillväxtprovning med brottmekaniska prov.....	64
5.3. Utrustning placerad i kraftproducerande reaktorer.....	67
5.4. Utrustningar placerade i testreaktorer.....	70
6. Faktorer som påverkar känsligheten för IASCC	75
6.1. Neutrondos.....	75
6.1.1. Neutronflöde, neutronenergi och bestrålnings-temperatur.....	77
6.2. Mekaniska egenskaper hos materialet.....	78
6.3. Kalldeformation innan bestrålning.....	81
6.4. Spänningsbilden i materialet.....	82
6.5. Legeringselement.....	83
6.5.1. Krom.....	83
6.5.2. Molybden, nickel och deformationsmekanismer.....	84
6.5.3. Effekter av kisel.....	86
6.6. Orenheter i materialet – svavel & fosfor.....	88
7. Miljöeffekter	91
7.1. BWR.....	92

7.1.1.	Inverkan av ECP på IASCC i BWR	92
7.1.2.	Konduktivitet	95
7.1.3.	Temperatur och propagering av IASCC i BWR	95
7.1.4.	Inverkan av föroreningar i reaktorvattnet på IASCC i BWR.....	97
7.2.	PWR.....	99
7.2.1.	Inverkan av Li	99
7.2.2.	Temperaturens inverkan på IASCC	101
8.	Erfarenheter från skadefall.....	103
8.1.	Erfarenheter från skadefall ur ett internationellt perspektiv.....	103
8.1.1.	Baffelskruvar i PWR	105
8.1.2.	Moderatortankar i BWR.....	107
8.2.	Rapporterade skador från svenska anläggningar	108
8.2.1.	BWR.....	109
8.2.2.	PWR.....	113
8.3.	Skador i interndelar som ej omfattas av STRYK.....	113
8.3.1.	Styrstavar.....	113
8.3.2.	Moderatortank från Oskarshamn 1.....	115
8.3.3.	Stigarrör till härdstrål i BWR	116
8.3.4.	Härdkomponenter	116
8.4.	Forskningsprogram med svenskt deltagande initierade med anledning av IASCC-problematiken	116
9.	Motmedel	119
9.1.	Byte av interndelar	119
9.1.1.	Härdgaller	119
9.1.2.	FENIX-projektet i Oskarshamn 1.....	120
9.1.3.	Byte av interndelar i Forsmark 1 och 2	120
9.1.4.	Exempel på mindre komponenter	121
9.1.5.	Motverkan av IASCC genom val av legering	121
9.2.	Designförändringar, val av tillverkningsmetoder	121
9.3.	Val av vattenkemi.....	123
9.3.1.	Effekt av korrosionspotential inklusive HWC i BWR	123
9.3.2.	Zinkdosering	125
10.	Modeller och spricktillväxtsamband	126
11.	Diskussion.....	129
11.1.	Erfarenhet från skadefall.....	129
11.2.	Bestrålningskador och mekanismen bakom IASCC.....	129
11.3.	Provningsmetodernas utveckling.....	130
11.4.	Kunskapsluckor och problemställningar	131
12.	Slutsatser.....	133
13.	Erkännande	135
14.	Referenser	137

Lista med förkortningar

Förkortning	Utskrift
ACPD	Alternate Current Potential Drop
ANS	American Nuclear Society
ASTM	American Society for Testing and Materials
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ATEM	Analytical Transmission Electron Microscopy
APT	Atom Probe Tomography (Aromsundsuncersökning)
AES	Auger Electron Spectroscopy
BCC	Body Centered Cubic
BWR	Boiling Water Reactor (kokvattenreaktor)
BWRVIP	Boiling Water Reactor Vessel and Internals Project
<i>B</i>	Burgers Vector
CNS	Canadian Nuclear Society
CERT	Constant Extension Rate tensile Testing
CGR	Crack Growth Rate
CMOD	Crack Mouth Opening Displacement
DCPD	Direct Current Potential Drop
DC-GB	Dislocation-Channel / Grain-Boundary
DBTT	Ductile to Brittle Transition Temperature
ECP	ElectroChemical Potential (Electrochemica Corrosion Potential)
EPRI	Electric Power Research Institute
FCC	Face Centered Cubic
FIB	Focused Ion Beam
HRP	Halden Reactor Project
HCP	Hexagonal Close Packed
HFIR	High Flux Isotope Reactor
HWC	Hydrogen Water Chemistry (vätgaskemi)
IAEA	International Atomic Energy Agency
INL	Idaho National Laboratory
IASCC	Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking
LVDT	Linear Voltage Displacement Transducer
MRP	Materials Reliability Program
MSIP	Mechanical Stress Improvement
MA	Mill Annealed
NACE	National Association of Corrosion Engineers
NWC	Normal Water Chemistry (normalvattenkemi)
NRC	(United States) Nuclear Regulatory Comission
NUREG	Nuclear Regulatory Commission
OFF	Oförstörande Provning
Förkortning	Utskrift

PLEDGE	Plant Life Extension Diagnosis by GE
PWR	Pressurized Water Reactor (tryckvattenreaktor)
PKA	Primary Knock on Atom
PWSCC	Primary Water Stress Corrosion Cracking
RED	Radiation -Enhanced Diffusion
RIS	Radiation Induced Segregation
RUB	Reversed U-Bend
SEM	Scanning Electron Microscopy
SIMS	Secondary Ion Mass Spectroscopy
SKA	Secondary Knock on Atom
SSRT	Slow Strain Rate Testing
SFE	Stacking Fault Energy (staplingsfelsenergi)
SFEN	Socite Francaise d'Energie Nuclaire
SG	Steam Generator
SCC	Stress Corrosion Cracking (spänningskorrosion)
JSME	The Japan Society of Mechanical Engineers
TT	Thermally Treated
TEM	Transmission Electron Microscopy
TMS	The Minerals, Metals and Materials Society
T _m	Smältpunkt
3PB	Trepunktsböjprov
USNRC	US Nuclear Regulatory Commission
WOL	Weld OverLay Repair
ÅG	Ånggenerator

1. Sammanfattning

Trots att relativt stor kraft ägnats över flera decennier åt att förstå mekanismen bakom bestrålningsinducerad spänningskorrosion (IASCC), har man inte kommit fram till en fullständig beskrivning av fenomenet [1]. Bestrålning med snabba neutroner resulterar i förändringar av materialet som påverkar dess mikrostruktur, mekaniska egenskaper och mikrokemin. Dessutom medför transmutationsreaktioner att materialets sammansättning ändras. Bestrålningen gör att bl.a. att dislokationsloopar och andra bestrålningsdefekter bildas, vilka i sin tur hindrar dislokationsrörelser och resulterar i att materialets mekaniska egenskaper ökar medan dess duktilitet minskar [2, 3]. Bestrålningshårdnandet är en viktig faktor för IASCC. Den neutroninducerade produktionen och diffusionen av vakanter och interstitialer gör också att sammansättningen vid ”sänkor”, såsom korngränser, förändras med ökande dos. Denna effekt, som benämns bestrålningsinducerad segring (radiation-induced segregation, RIS), får till följd att bland annat krom och molybden utarmas på korngränserna, medan nickel och kisel anrikas [2-4]. I analogi med termisk sensibilisering av rostfritt stål, orsakad av kromkarbidutskiljning och kromutarmning på korngränserna [5], är bestrålningsinducerad kromutarmning en viktig faktor för IASCC i kokarvattenreaktorer (boiling water reactor, BWR) som drivs med normalvattenkemi (normal water chemistry, NWC). I tryckvattenreaktor- (pressurized water reactor, PWR) miljö kan till exempel segring av kisel till korngränserna vara en faktor av betydelse. Trots att flera hypoteser föreslagits saknas en etablerad förklaring över varför IASCC uppkommer och senare propagerar, vilket gäller för både BWR och PWR.

I svenska BWR har man i viss utsträckning valt att byta ut komponenter belägna nära härden mot nya utan eller med få svetsar i lågkolhaltigt rostfritt stål. Även vätgaskemi (hydrogen water chemistry, HWC), ett motmedel som utvecklades för att minska benägenheten för interkriatillin spänningskorrosion (IGSCC) i austenitiskt rostfritt stål [5], minskar känsligheten för IASCC i de delar av härdregionen där radiolysen kan undertryckas och där neutron dosen inte är för hög. 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 reduceras. Detta får till följd att korrosionspotentialen för materialet sjunker och benägenheten för spänningskorrosion (stress corrosion cracking, SCC) minskar. I svenska PWR följer man den internationella utvecklingen och komponenter som når tillräckligt hög dos ingår i det återkommande inspektionsprogrammet.

I Sverige har forskning avseende IASCC i BWR-miljö bedrivits sedan 1980-talet. Liksom för studierna avseende IGSCC i rostfritt stål i BWR-miljö [5], samt Ni-baslegeringar i BWR- och PWR-miljöer [6], har provmetodiken för att studera IASCC ändrats och utvecklats över tid. En vanlig provmetod för att studera vilka faktorer som påverkar känsligheten för IASCC var tidigare SSRT (Slow Strain Rate Testing) provning, medan man nuförtiden i stor utsträckning övergått till att studera hur olika faktorer påverkar spricktillväxthastigheten med brottmekaniska prov. I PWR-miljö utförs också initieringsprovning med ringformade prov kapade från bestrålade ledrör för härdinstrumenteringen.

2. Inledning

2.1. Bakgrund

IASCC är ett åldringsfenomen som kan förekomma i komponenter utsatta för ett relativt högt snabbneutronflöde. Fenomenet är alltså ett potentiellt problem för komponenter belägna nära härden, till exempel härdgaller och moderatortankar i BWR och buffelplåtar och buffelskruvar i PWR. De härdnära komponenterna är i huvudsak tillverkade av austenitiskt rostfritt stål men IASCC utgör i lättvattenreaktorer (LWR) ett problem även för nickelbaslegeringar som utsätts för ett tillräckligt högt neutronflöde. IASCC resulterar i interkristallin sprickning. Känsligheten för initiering av sprickor liksom spricktillväxthastigheten ökar med ökande neutrondos. Skador orsakade av IASCC har uppträtt i komponenter avsedda att bytas ut (t.ex. styrstavar) och i komponenter konstruerade att hålla hela reaktorns livslängd (t.ex. moderatortankar i BWR och buffelskruvar i PWR). I sammanhanget är det viktigt att påpeka att det låglegerade ferritiska tryckkärlsstålet i reaktortanken också påverkas av bestrålning, men i detta fall är problemet inte relaterat till IASCC.

I och med att IASCC varit ett problem för interna delar i BWR och PWR under årtionden 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 i den öppna litteraturen, åtminstone en som ger en samlad bild av den forskning som bedrivits fram till nu. Därför finns det anledning att ställa samman det aktuella kunskapsläget med fokus på de studier som genomförts i svensk regi. Med tanke på den generationsväxling som pågår inom svensk kärnkraftindustri 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 rapporten är att beskriva det aktuella kunskapsläget avseende IASCC i BWR- och PWR-miljöer ur ett svenskt perspektiv, belysa vilka provmetoder som tillämpats och deras för- och nackdelar, samt hur provmetoderna utvecklats med tiden.

2.3. Omfattning, utförande och avgränsningar

För att kunna beskriva det aktuella kunskapsläget avseende IASCC i BWR- och PWR-miljöer ur ett svenskt perspektiv krävs att relevant litteratur samlas in och studeras. I arbetet har bland annat befintliga sammanställningar och litteraturstudier, Studsvikrapporter som är öppna för SSM, samt publikationer från t.ex. från konferensserien Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors utnyttjats. En annan källa till information har varit SSM:s litteraturlösa databas och skadefallsdatabasen STRYK.

Studien berör i huvudsak austenitiska material i härdnära komponenter, men andra materialtyper har inkluderats om relevant information påträffats. Bränslekomponenter såsom styrstavar och spridare av höghållfasta Ni-baslegeringar (Alloy X 750 och Alloy 718) har således inkluderats i den mån öppen information funnits tillgänglig.

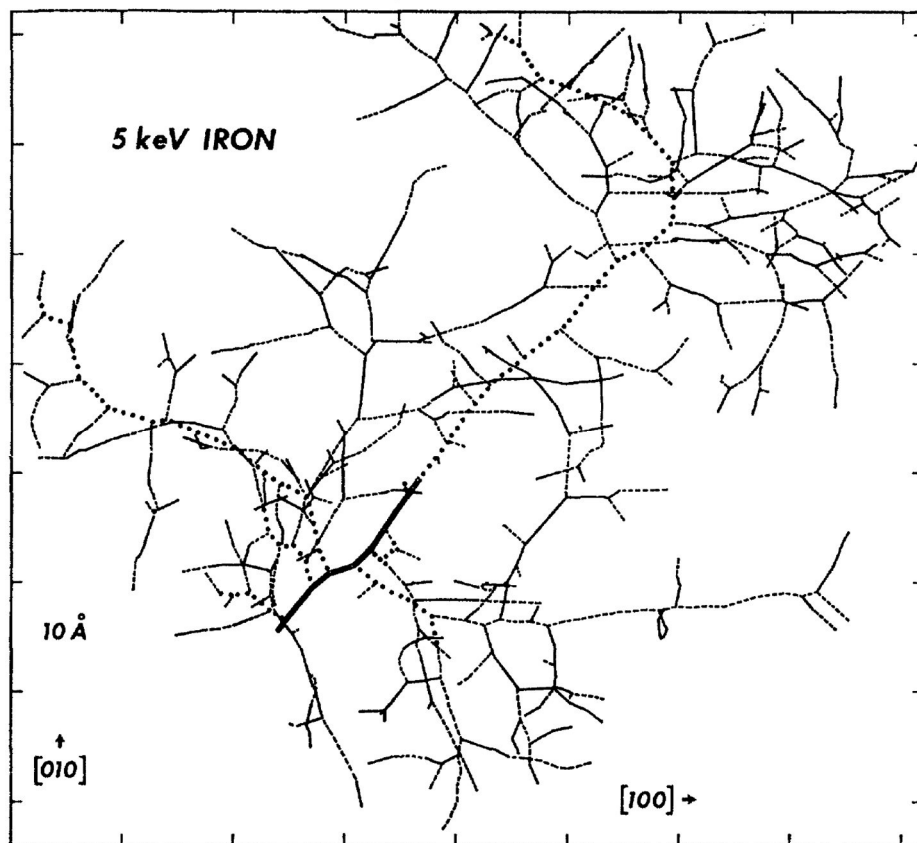
3. Bestrålningseffekter på material och miljö

3.1. Skador i metallgittret på grund av bestrålning

En förståelse av problematiken med IASCC börjar med kännedom om vad som händer med ett material när det utsätts för bestrålning av energirika partiklar som t.ex. neutroner. Bestrålningsinducerade skador i metallgittret beskrivs genom förskjutning¹ av atomer från deras jämviktslägen av energirika partiklar. Processen initieras av energiöverföring från en inkommande partikel till en fast kropp och kan delas upp i ett antal processer, vilka också illustreras i Figur 1:

- Direkt överföringen av kinetisk energi från en partikel med hög energi till en atom på en ordinarie gitterplats efter att de kolliderat. Detta skapar en så kallad primärkollision (Primary Knock on Atom, PKA).
- Förskjutning av atomer från dess jämviktsposition i gittret.
- Rörelse av den förskjutna atomen genom gittret samt efterföljande sekundära kollisioner med atomer i gittret.
- Generering av förskjutningar i kaskad (aggregering av punktformiga defekter) skapade av PKA samt dess retardation i gittret.

¹ Vissa tekniska termer på engelska saknar etablerad svensk översättning. Rapportförfattarna har därför i vissa fall gjort egna tolkningar. Ett exempel är engelskans "displacement" som översatt till "förskjutning". Ett alternativ hade varit "utslagning"



Figur 1

Datorsimulering av de förskjutningar som orsakas av en PKA (svart heldragen linje) med energin 5 KeV i Fe. Sekundärkollisioner, (Secondary Knock on Atom, SKA) visas som punktformade linjer. Notera att bilden har skapats genom att projicera ett tredimensionellt mönster på en tvådimensionell yta [7]. Reprint with permission, © American Physics Society.

Skadesequensen som uppstår via bestrålningen av den högenergetiska partikeln anses avslutad när PKA intar ett viloläge i gittret som en interstitial. Denna process varar ca 10^{-11} s. Den resulterande skadan från bestrålning av den högenergetiska partikeln är således skapandet av punktdefekter (vakanser och interstitialer) samt kluster av dessa defekter i gitterstrukturen. En *vakans* skapas i de fallen en atom förskjuts från sin jämviktsplats i gittret av bestrålningen. Om den förskjutna atomen finner ett viloläge mellan de ordinarie gitterplatserna benämns den en *interstitial*. Kombinationen av par, vakans-interstitial, är grunden för bestrålningseffekter i kristallina fasta material och är känd som *Frenkel*-par. Utifrån dessa punktformiga defekter, kan andra typer av linjeformade defekter uppkomma: *dislokationslinjer*, plana defekter: *dislokationsloopar*; volymsdefekter: *tomrum*², *bubblor* samt *terahedriska staplingsfel*, vilka alla även existerar i obestrålade gitter. Migrationen av dessa defekter samt bildandet av kluster eller upplösning av kluster avgör hur de fysikaliska effekterna av bestrålningen kommer att uppträda.

Den internationellt standardiserade enheten för att beskriva bestrålningsskada i ett material är antalet förskjutningar per atom (*displacement-per-atom, dpa*), det vill säga hur många gånger atomer i medeltal förflyttats från sitt ursprungliga läge. Enheten är mycket

² Engelskans "void" har här översatts till "tomrum". Alternativt kan hålrum användas. Det som avses är en samling vakanser som tillsammans bildar en kavitet i gitterstrukturen. Jämför "bubbla" där tomrummet fyllts med en gas.

användbar för att beskriva skadan i ett kristallint material och möjliggör jämförelse mellan exponering för okloka partiklar t.ex. protoner och joner med skilda energier.

Vid bestrålning med energirika partiklar är antalet förskjutna atomer en funktion av neutronenergin, det så kallade tvärsnittet för energiövergång mellan den inkommande neutronen och en atom i det bestrålade gittret som skapar en PKA, samt antalet förskjutningar som skapas av PKAn. En förenklad form av förskjutningshastighet (R_d), dpa/s i ett gitter som utsätts för ett neutronflöde ges av:

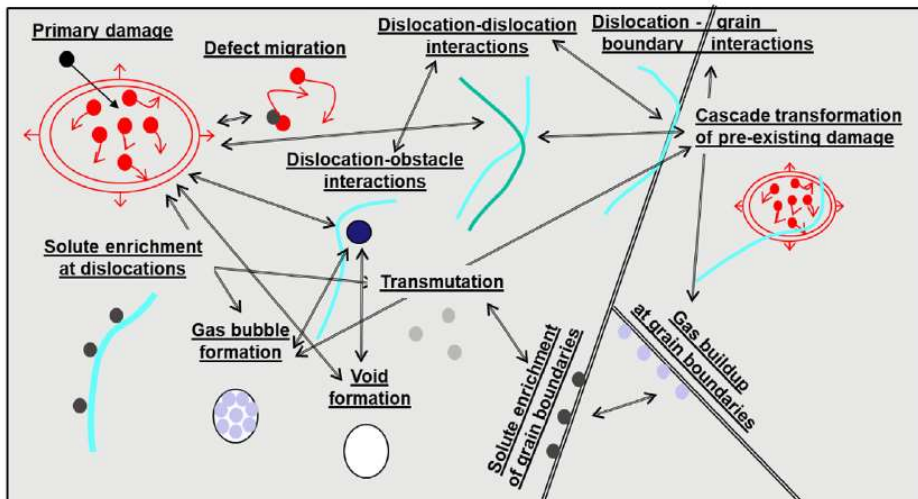
$$R_d = \sigma_s \left(\frac{\gamma \bar{E}_t}{4E_d} \right) \Phi \quad (\text{Ekv. 1})$$

där \bar{E}_t är neutronenergin i medeltal och Φ är det totala neutronflödet över en energi som kan skapa förskjutning, E_d är förskjutningsenergin, σ_s är tvärsnittet för kollision och γ är massförhållandet. Det senare definieras som $\gamma = 4A/(A + 1)^2$ där A är atommassan hos atomen. Till exempel, en neutron med energin 1 MeV kan skapa flera hundra förskjutningar per kollision. Detta resulterar i att gitterdefekter introduceras med en frekvens att storleksordningen 10^{-8} till 10^{-7} dpa/s för hårdnära komponenter i en LWR.

Fördelningen av punktformiga defekter (vakanser och interstitialer) efter kollision mellan en högenergetisk neutron och gittret är varken homogen eller statisk. När en energirik partikel interagerar med gittret och orsakar förskjutningar sker detta med tätare mellanrum allt eftersom partikeln bromsas upp. På så vis skapas en region med hög andel vakanser omgiven av ett skal av interstitialer. Utvecklingen av dessa kaskader med gitterdefekter genomgår fyra stadier: kollision, temperaturtopp, snabbsvalande samt utjämning (anlöpning). Under det sistnämnda stadiet utbildas många av de fysikaliskt viktiga effekterna av bestrålningen i kristallgittret, såsom dislokationsloopar, tomrum, bubblor och utskiljningar. På så vis kopplas de kaskader bestående av vakanser och interstitialer som skapas vid kollision mellan inkommande högenergetiska partiklar och kristallstrukturen till observerbara effekter av bestrålning.

Bestrålningförstärkt diffusion (Radiation-enhanced diffusion, RED) används ofta för att beskriva rörelsen hos punktdefekter och defektkluster. Ökningen av diffusiviteten eller mobiliteten av atomer i en bestrålad metall beror främst av två faktorer: den ökade koncentrationen av defekter samt skapandet av nya typer av defekter. Reaktionen mellan defekterna sinsemellan samt med så kallade sänkor för defekter i kristallgittret styr de processer som makroskopiskt uppträder som bestrålningsskador. Dessa processer kommer att diskuteras i kommande avsnitt.

Figur 2 visar grafiskt en översikt (ej komplett) av de komplexa processer som sker i en metall som resultat av bestrålning med energirika partiklar, som t.ex. neutroner.

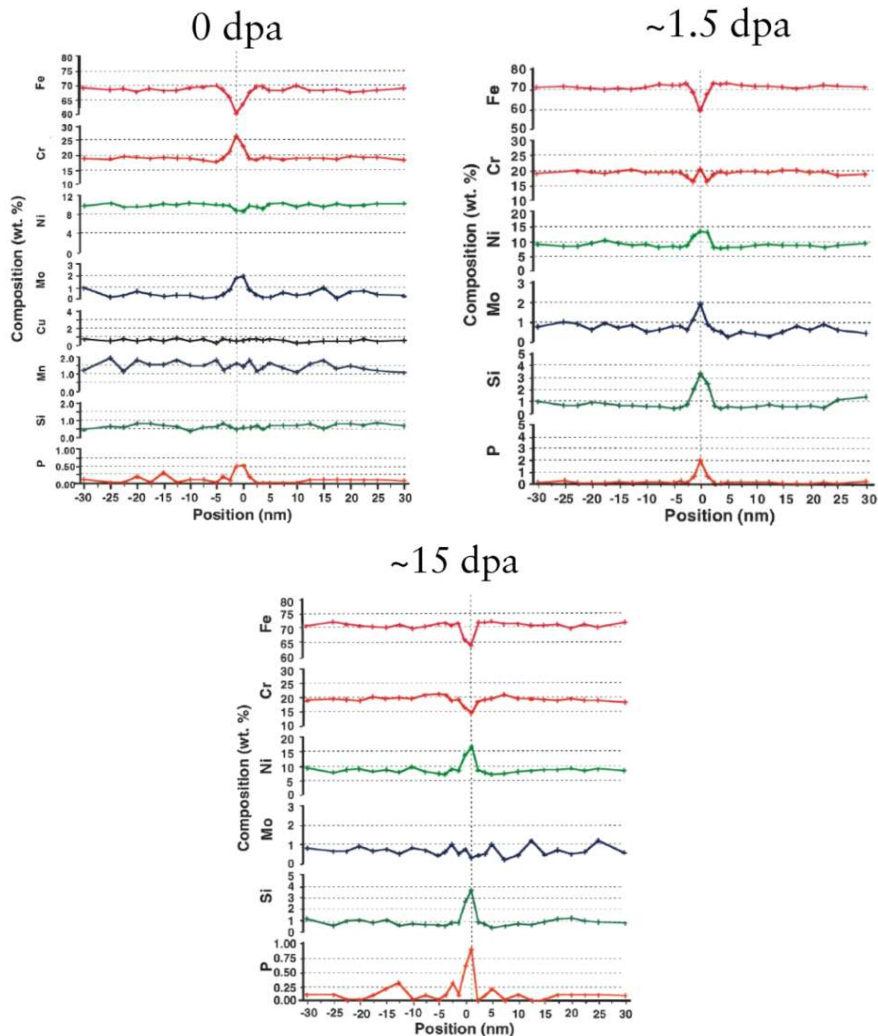


Figur 2
Ett urval av de processer som sker i en metall efter en PKA [8]. Reprint with permission, © Elsevier.

3.2 Fysikalisk inverkan från bestrålningskador

3.2.1. Bestrålningsinducerad segring, RIS

Bestrålningsinducerad segring, beskriver omfördelningen av inlösta element (både legeringselement samt föroreningar) vid sänkor för punktdefekter i kristallgittret. Till sådana sänkor räknas korngränser, dislokationer, tomrum, samt ytbrytande områden. Flödet av bestrålningsinducerade defekter (vakanser och interstitialer) till dessa sänkor är drivkraften bakom RIS. Resultatet är lokala koncentrationsvariationer av olika atomslag som är storleksordningar högre än motsvarande lokala sammansättningsskillnader som kan uppkomma genom termiskt inducerad segring eller utarmning. Om den relativa förekomsten av ett visst element i flödet av defekter skiljer sig från elementets relativa andel i legeringen, då kommer en nettotransport av elementet att inträffa till eller från sänkan. Den skeva förekomsten av elementet i flödet av vakanser och interstitialer till eller från sänkor resulterar således i en anrikning eller utarmning av elementet vid dessa sänkor. För interkristallin sprickning är självfallet den mest intressanta typen av sänka korngränserna i materialet [9, 10]. Ett exempel på RIS visas i figur 3. Profiler tvärs över en korngrens visas för olika element i ett rostfritt stål bestrålat till nivåer mellan 0, 1.5 och 15 dpa i en BWR vid ca 283 °C. En betydande utarmning av Cr, Mo och Fe samt en anrikning av Ni och Si kan observeras i de bestrålade tillstånden.



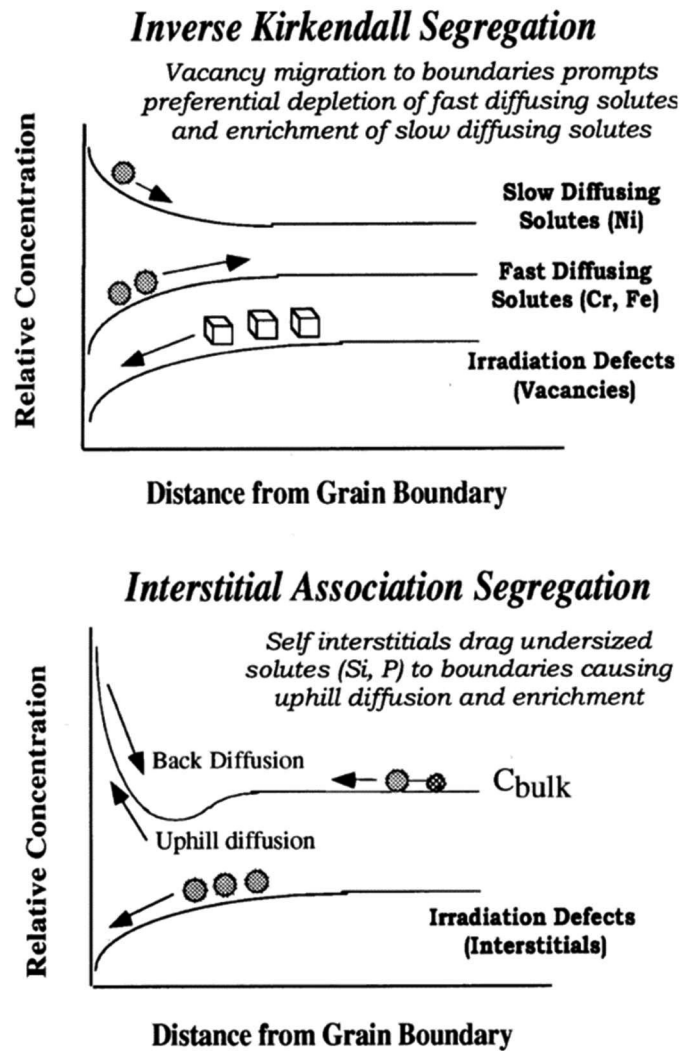
Figur 3

Förändring i sammansättningen lokalt tvärs över en korngräns i rostfritt stål AISI 304 av kommersiell renhet efter bestrålning i en BWR. Graferna är reproducerade från data i referens [4].

Två viktiga interaktioner mellan inlösta element samt defekter i metallgittret påverkar RIS [11-13]:

- *Inverterad Kirkendalleffekt*: RIS kontrolleras av utbyteshastigheten mellan vakanser och inlösta element under deras migration mot sänkor i materialet. Element som diffunderar långsammare genom vakansmekanismen anrikas vid sänkan och de som diffunderar snabbare utarmas.
- *Association av interstitialer*: RIS styrs av elastisk interaktion mellan inlösta element samt interstitialer eller vakanser. Inlösta element som har en signifikant mindre storlek relativt atomerna i metallgittret ansamlas vid korngränser på bekostnad av signifikant större element

Resonemanget i punktlistan ovan illustreras i figur 4.



Figur 4

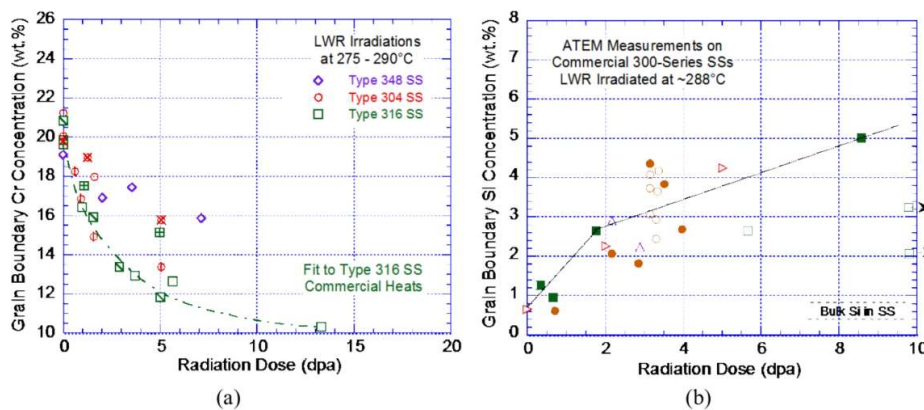
Illustration som visar flöden av olika defekter till och från en korngräns i ett bestrålat material samt hur detta påverkar koncentrationer av olika element i anslutning till en sådan sänka för defekter [12]. *Reprint with permission, © Elsevier.*

Flera faktorer kan påverka RIS varav temperatur vid bestrålning samt bestrålningens intensitet (flödet) och den absorberade dosen (fluens) är de primära. Till skillnad från termisk segring, vilket vanligtvis har en profil med avvikande sammansättning från bulken med utsträckning 100-300 nm från själva korngränsen, är en profil relaterad till RIS mycket smal, endast 5 till 10 nm. Det faktum att en RIS-profil är så smal resulterar i att det är svårt att bestämma den exakta sammansättningen i korngränsen. Således är avancerad transmissionselektronmikroskop (TEM) ett viktigt hjälpmedel för att bestämma sammansättningen i en godtycklig korngräns med bra precision [14-16]. De i sammanhanget trubbiga analysmetoderna Strauss, Huey, Coriou och EPR som används för att detektera termisk sensibilisering pga. av lokal utarmning på fritt Cr, har inte den upplösning som krävs för att detektera RIS av Cr.

I legeringar av typ Fe-Cr-Ni anses den inverterade Kirkendallmekanismen förklara den observerade segringen av de dominerande elementen väl [17-19]. Mekanismen är också konsistent med de relativa diffusiviteterna av inlösta element i legeringen, där Ni har den

lågsta diffusiviteten, Cr den högsta och Fe där emellan. I rostfritt stål under bestrålning utarmas Cr längs korngränserna och Ni anrikas, medan Fe antingen kan anrikas eller utarmas beroende på diffusionskoefficienterna hos övriga inlösta element.

I austenitiska rostfria stål ökar RIS snabbt med neutrondos upp till en viss nivå, för Cr cirka 5 dpa vid 300 °C, varvid en mättnad sker. Detta exemplifieras i figur 5a. Utöver de dominerande elementen, Fe, Cr, Ni, segrar även legeringselement typ Mn, Si och Mo samt föroreningar som S och P under bestrålning, se figur 3 samt även figur 5b för Si. Utarmning sker i regel av Mn och Mo medan S och P anrikas vid korngränserna. Rörande Si finns det hypoteser att den uttalade anrikningen av detta element vid korngränserna skulle kunna inverka på IASCC [20, 21], se också avsnitt 6.5.3. Likaså har utarmningen av Cr ansetts ha betydelse för IASCC i BWR NWC, se vidare avsnitt 4.3.1 samt 6.5.1. Inverkan på IASCC från RIS av spårämnen är dock mindre väl kartlagd.



Figur 5 Bestrålningssinducerad segring av (a) Cr och (b) Si, som funktion av dos för ett antal rostfria austenitiska stål i AISI 300-serien bestrålade nära 300 °C. Data kommer från referens [2, 12] och den grafiska presentationen från [22]. *Reprint with permission, © NRC.*

3.2.2 Den bestrålade mikrostrukturen

Neutronbestrålningen har olika effekter på mikrostrukturen. Exempel är bildande av så kallade dislokationsloopar, tomrum, bubblor samt upplösning eller bildning av olika faser, t.ex. G-fas och γ' , i material genom förändringar av deras stabilitet relativt matrisen. Punktformiga defekter uppträder redan vid mycket låg dos medan dislokationsloopar och nätverk av dislokationer utvecklas med dos över flera dpa. Vid högre doser och bestrålningstemperaturer finns det sannolikhet för bildade av He-fyllda bubblor och tomrum samt utskiljningar. Bestrålningstemperaturen har stor inverkan på mikrostrukturen. Små kluster och dislokationsloopar dominerar under 300 °C, medan stora ”defekta dislokationsloopar”³ och nätverk av dislokationer samt kaviteter dominerar vid högre temperaturer. Det följande avsnittet kommer att fokusera på de dominerande dragen hos den bestrålade mikrostrukturerna.

3.2.2.1. Dislokationer

En dislokation är en defekt i kristallgittret, det vill säga en avvikelse i det välordnade mönstret i kristallstrukturen. Det finns flera typer av dislokationer. Om dislokationen har

³ Översatt från engelskans ”faulted dislocation loop”

både kant- och skruvkaraktär anses den vara en *perfekt loop*. När en dislokationsloop i praktiken är en kantdislokation, kallas den *prismatisk* eller *Frank-loop*.

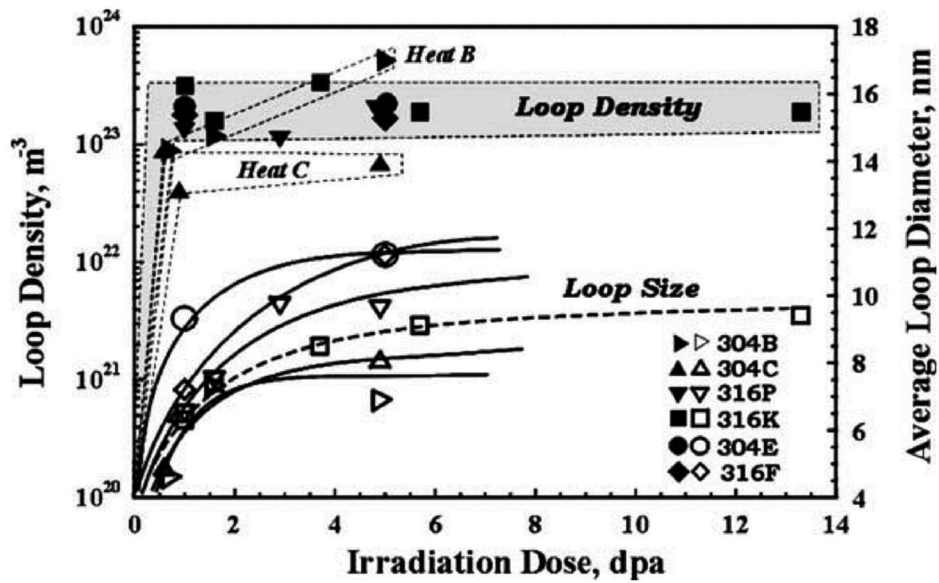
Dislokationer rör sig primärt på två sätt, dels genom klättring vilket sker vinkelrätt mot dess glidplan och dels genom glidning längs dislokationens glidplan. För en skruvdislokation finns även möjligheten att tvärglida, vilket medför att denna typ av dislokationer har fler frihetsgrader när det gäller att komma förbi hinder i kristallstrukturen [23]. Burgers vektor (\mathbf{b}) definierar det ”steg” som kristallen har förskjutits för att skapa dislokationen, vilket för en Frank-loop definieras av följande relation:

$$\mathbf{b} = \frac{a}{3} [111] \quad (\text{Ekv. 2})$$

Dess riktning är normal mot (111)-planet i en ytcentrerad kubisk struktur (FCC). Denna struktur är byggstenen i ett austenitiskt rostfritt stål.

Frank-loopar är av speciellt intresse när bestrålade material diskuteras eftersom de har en koppling till de vakanser som bildas genom att atomer slås ut från sina jämviktslägen varpå vakanser samt interstitialer bildas. Frank-loopar kan genereras om vakanser eller interstitialer ansamlas på ett tätpackat plan i kristallen, vilket resulterar i ett *staplingsfel*. Ansamling av vakanser skapar ett inneboende fel i strukturen medan interstitialer skapar ett utanförliggande fel. Staplingsfelet är avlägsnandet av ett atomlager i ett tätpackat gitter där sekvensen för hur atomerna lagras på varandra bryts tillfälligt. Ett exempel är när atomer i en FCC-struktur övergår till HCP-struktur (Hexagonalt tätpackad) över ett atomlager för att därefter återgå till FCC-struktur. Staplingsfelet kan karaktäriseras med staplingsfelsenergin (*Stacking Fault Energy, SFE*). Med ökande SFE kommer avståndet mellan atomerna att minska. Rostfria stål har en låg SFE, vilket inverkar på hur de deformeras eftersom dislokationer av skruvkaraktär inte kan tvärglida i materialet. Vid låg staplingsfelsenergi är således antalet glidsystem som aktiveras vid deformation begränsat. Dislokationerna bildar därför gärna glidband i materialet [23]. Detta är en viktig egenskap som kommer att tas upp vidare i avsnitt 4.3.3.

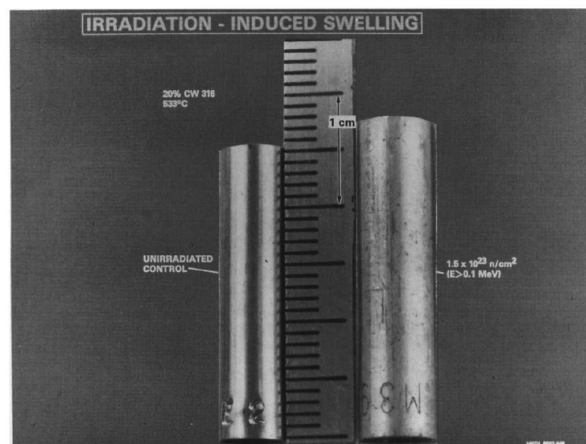
Antalet och densiteten av dislokationsloopar ökar med dos fram tills dess att absorptionen av vakanser och interstitialer når jämvikt. Populationen har då nått en mättnad i materialet. Mättnadsgraden är starkt temperaturberoende. Vid temperaturer relevanta för LWR sker en mättnad av densiteten utav dislokationsloopar vid ca 1 dpa, medan looparnas storlek fortsätter att tillväxa upp till fluenser motsvarande ca 5 dpa [24]. Detta exemplifieras i figur 6 för ett antal rostfria stål. Trots att både densitet och längd varierar betydligt med typ av legering samt bestrålningsförhållanden, överstiger sällan storleken på looparna 20 nm. Densiteten ligger på storleksordningen 10^{23} m^{-3} i det aktuella exemplet.



Figur 6
Mättnad av densitet och storlek hos Frank-loopar som funktion av dos i bestrålad rostfria stål av typ AISI 304/316. Bestrålningstemperaturen var ca 300 °C [25]. *Reprint with permission, © Elsevier.*

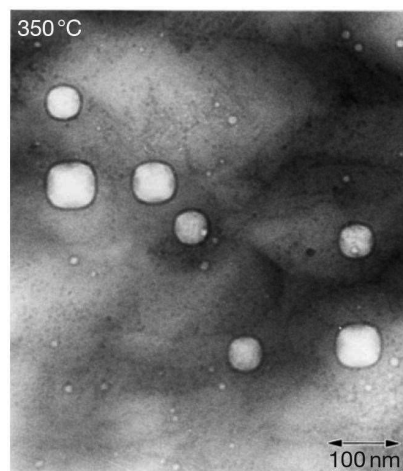
3.2.2.2. Kaviteter, tomrum och bubblor

Olika typer av kaviteter, tomrum och bubblor, kan bildas i material genom bestrålning [11, 26-31]. Kaviteter kan ha en påtaglig inverkan på materials egenskaper speciellt om det genomgår svällning när bubblor och tomrum inuti dem tillväxer. Ett omtalat exempel visas i figur 7, där ett högt bestrålat rostfritt stål uppvisar omfattande svällning. I lättvattenreaktorer är bildandet av tomrum gynnsamt i temperaturområdet 350-400 °C. Så höga temperaturer kan i PWR möjligen uppnås i tjockare komponenter där uppvärmning genom gammabestrålning kan höja temperaturen i materialet över reaktorvattnets temperatur, d.v.s. ~320 °C. Svällning anses därför ha begränsad betydelse för PWR medan fenomenet inte utgör ett problem för BWR.



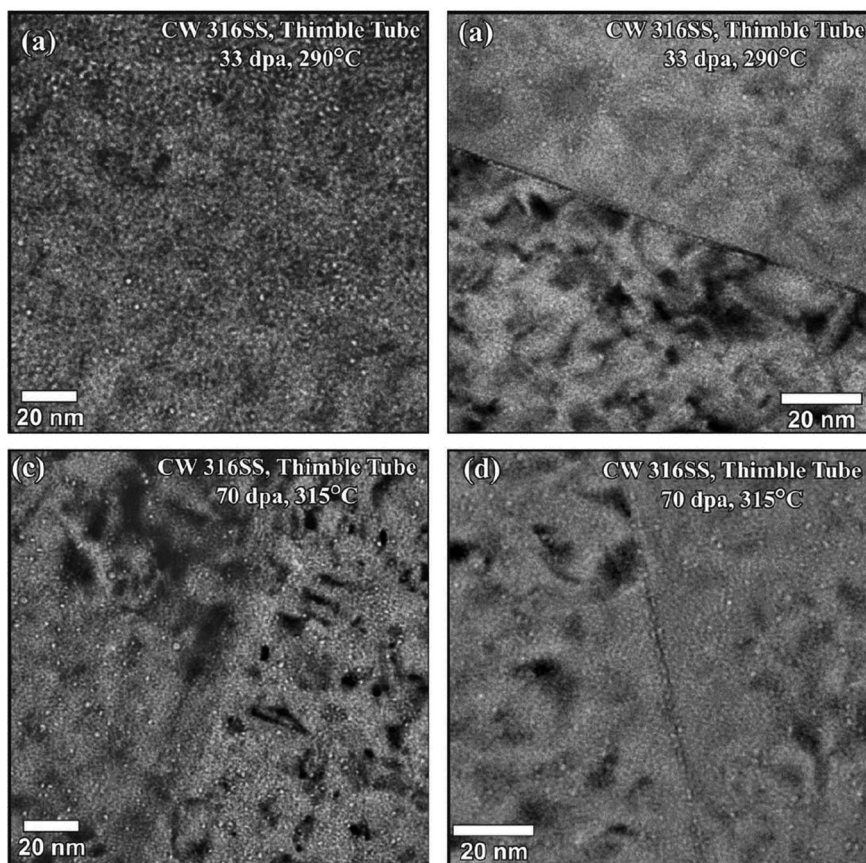
Figur 7
Foto av stavar i rostfritt stål AISI 316 före och efter bestrålning vid 533 °C under en fluens av $1.5 \times 10^{23} \text{ n/m}^2$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) i reaktorn EBR-II [32]. *Reprint with permission, © Elsevier.*

En kavitet anses vara en bubbla om effekten av det inre gastrycket resulterar i att det tredimensionella utrymmet blir sfäriskt. Ett tomrum är således en facetterad kavitet med facetterna ordnade efter tätpackade planen i strukturen. En bimodal distribution av kaviteter observeras ofta där små kaviteter kan härledas till He-fyllda bubblor medan stora kaviteter utgörs av tomrum som har ett begränsat internt gastryck. Figur 8 visar ett exempel på små gasfyllda sfäriska bubblor samt större facetterade tomrum i en Cu-Fe-B legering som bestrålats till 1.2 dpa. Olösliga gaser såsom He genereras ofta under bestrålning. Antingen via neutroninducerade transmutationsreaktioner, t.ex. $^{10}\text{B}(n, \alpha)^7\text{Li}$ eller om Ni-halten är tillräckligt hög genom en tvåstegsreaktion, $^{58}\text{Ni}(n, \gamma)^{59}\text{Ni}(n, \alpha)^{56}\text{Fe}$. Ett exempel på kaviteter som bildats i ett instrumentledrör i AISI 316 från en PWR som bestrålats vid olika temperaturer till skilda nivåer visas i Figur 9.



Figur 8

Tomrum, här de större facetterade kaviteterna, samt små He-fyllda bubblor i en Fe-Cu-B legering efter bestrålning med fissionsneutroner till 1.2 dpa vid 350 °C [33]. *Reprint with permission, © Elsevier.*



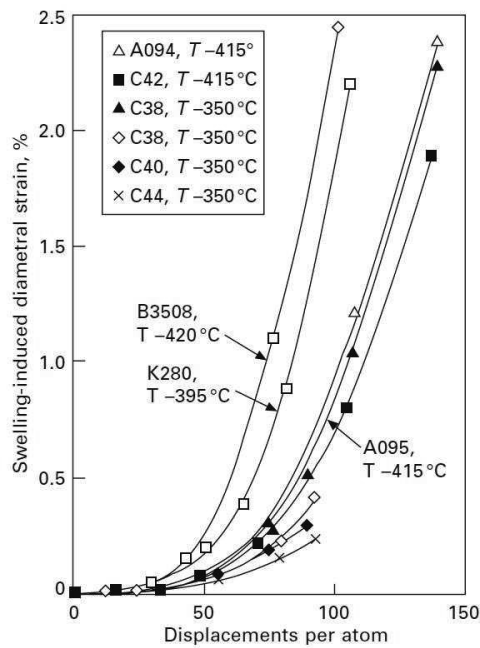
Figur 9

Bilder tagna med TEM av nanometerstora kaviteter i ett bestrålat instrumentledrör från en PWR. I (a-b) har bestrålning skett vid 290 °C till 33 dpa och i (c-d) har bestrålningen skett vid 315 °C till 65 dpa [34]. *Reprint with permission, © Elsevier.*

Den drivande kraften vid bestrålning för kärnbildning samt tillväxt av tomrum i material är övermättnaden av vakanser. Således är ett tomrum helt enkelt en ansamling av vakanser i en kavitet, notera dock att inerta gasatomer möjligen kan vara inblandade i kärnbildningen av tomrum. Emellertid krävs ytterligare ett villkor är uppfyllt och det är närvaron av favoriserade sänkor för interstitialer. Eftersom interstitialer och vakanser skapas som par, behövs en sänka som preferentiellt drar till sig interstitialer och absorberar dem, för att vakanser skall kunna bilda kluster som växer till ett tomrum. Kärnbildning av tomrum är starkt beroende av flöde, fluens samt temperatur. Denna process följs av en övergående fas av svällning där volymökningen av materialet ökar med dos i en allt högre hastighet som slutligen når en stabil hastighet som följer ett linjärt samband; se figur 10. Vid låg dos finns det en inkubationstid för kärnbildning av tomrum som styrs av faktorer som flöde, temperatur samt legeringssammansättning. När stabil tillväxt uppnåtts ökar volymen av materialet med ca 1 % per dpa för rostfria stål [35].

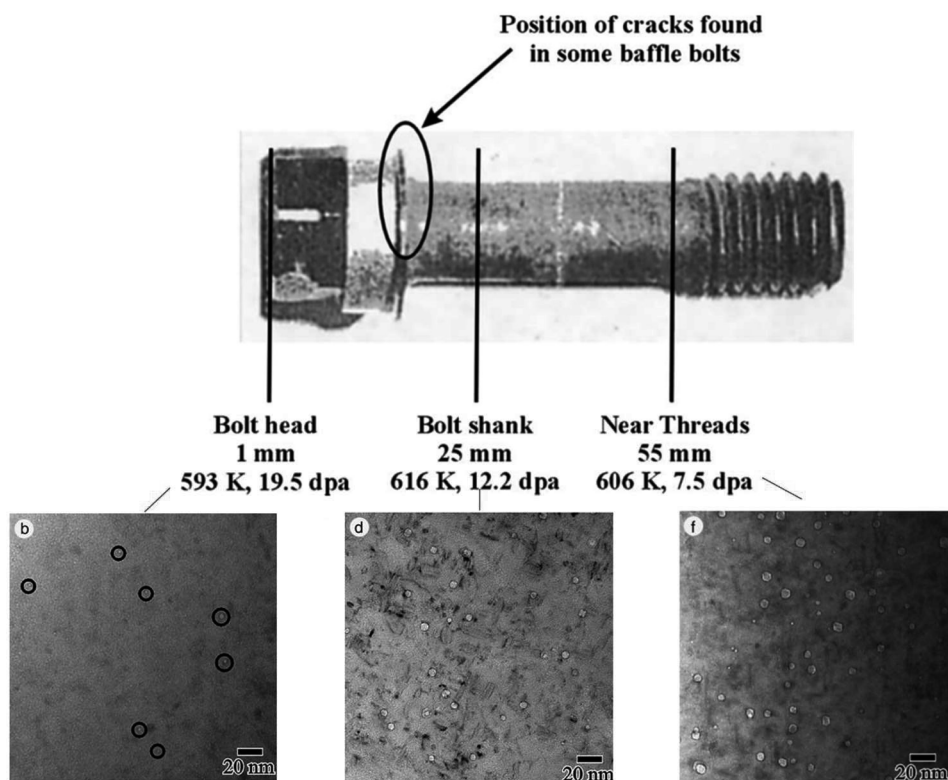
Svällning är som kraftigast vid bestrålningstemperaturer om ca 500 °C. Vid lägre temperaturer är vakanser i praktiken inte mobila, således kan de inte bilda kluster och svällningen blir låg. Vid högre temperatur, genererar tomrummen i sig själva vakanser i gittret som uppväger nettoflödet av vakanser som bildas genom bestrålning. Således undertrycks svällning. Vid intermediära temperaturer, ca 500 °C, är både den termiska emissionen av vakanser samt rekombineringen av mindre betydelse och således maximeras nettoflödet

av vakanser som generas av bestrålning till tomrum i kristallgittret. Med ökande neutronflöde avstannar tillväxthastigheten av hålrum. Av dessa parametrar verkar temperaturen vara den mest dominerande faktorn. Figur 11 visar de lokala skillnaderna i den tomrumsrelaterade svällningen i en baffelskruv från PWR. Trots skillnaderna i fluens (och möjligen flöde) observerades de största tomrummen i toppen på skruvskafet (högst bestrålningstemperatur) medan endast mycket få och små tomrum hittades i skruvskallen (lägst bestrålningstemperatur). Icke desto mindre är dislokationsstrukturen viktig för tomrumsrelaterad svällning. Utan de favoriserade sänkor (d.v.s. dislokationer), skulle inte svällning inträffa eftersom gitterdefekterna (interstitialer och vakanser) då dras till samma sänkor i lika stor utsträckning. Således maximeras svällningshastigheten när flödet av vakanser till tomrum och interstitialer till dislokationer är lika. Vid både mycket hög och låg dislokationsdensitet i förhållande till andelen tomrum är svällningshastigheten av materialet jämförelsevis låg.



Figur 10

Töjningar inducerade i initial spänningsfria rör tillverkade från nio olika titanstabiliserade rostfria stål genom tomrumsrelaterad svällning vid ~ 400 °C under bestrålning [36]. *Reprint with permission, © Elsevier.*



Figur 11

Svällning hos en baffelskruv tillverkad i kallbearbetat rostfritt stål AISI 316 från en PWR som funktion av position längs skruven. Små kaviteter i låg koncentration kan observeras i skruvskallen, medan större kaviteter kan ses i skruvskftet samt i den gängade delen. Svällningen i skruvskallen uppskattades till mindre än 0.01 %, men upp till ~0,2 % i skftet och ~0.24 % i den gängade delen [24]. Reprint with permission, © Elsevier.

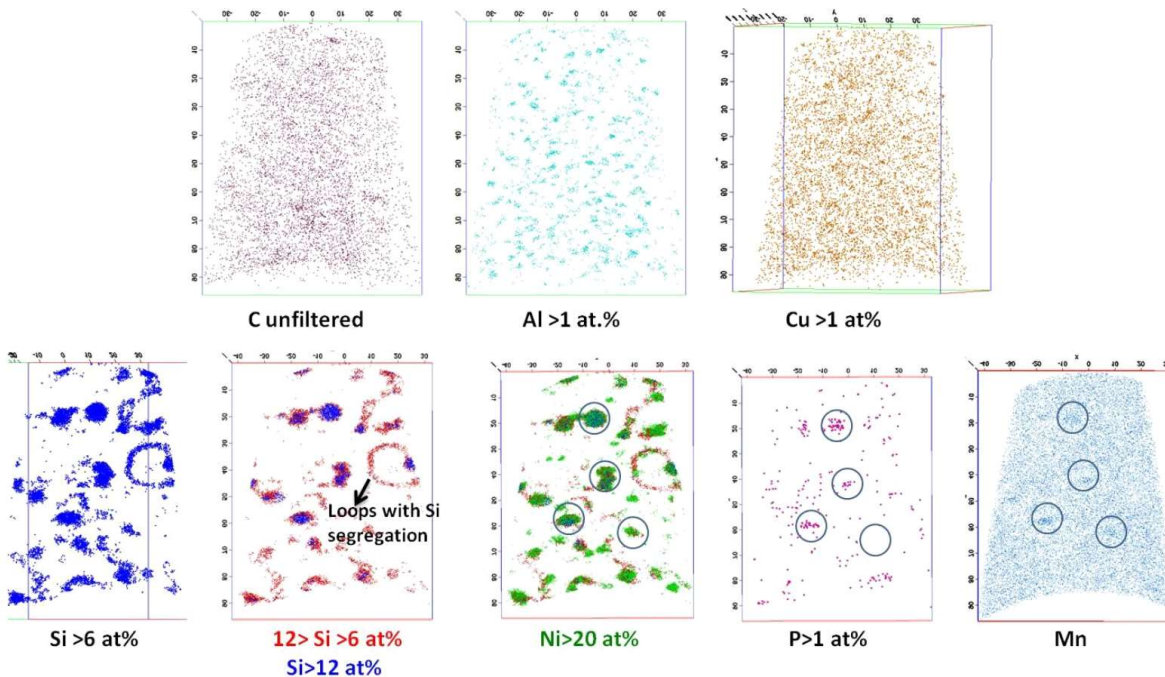
3.2.2.3. Stabilitet av olika faser under bestrålning

Bestrålning kan ha en betydande effekt på bildandet eller upplösningen av olika faser genom att påverka deras respektive stabilitet [3, 11]. Det mest effektiva sättet att förändra stabiliteten av en fas är att anrika eller utarma inlösta element så att en löslighetsgräns korsas. Som framgår av avsnitt 3.2.1 kan RIS göra att ett inlöst element anrikas eller utarmas vid sänkor såsom korngränser, dislokationer, redan existerande utskiljningar samt tomrum. Detta kan i sin tur leda till bildandet av utskiljningar om den lokala koncentrationen överskrider en löslighetsgräns, eller till upplösning om en utspädning sker som resulterar i att löslighetsgränsen för en redan existerande fast fas underskrids. Detta är den primära mekanismen för en förändrad stabilitet av olika faser under bestrålning.

Andra processer påverkar också stabiliteten av olika faser. Bestrålning kan i sig lösa upp faser genom att slå sönder den specifika gitterstrukturen i den aktuella fasen och skapa nya platser i gittret. På så vis induceras kärnbildning och tillväxt av nya distinkta faser. Under specifika förhållanden kan bestrålning också leda till bildandet av metastabila faser och amorfisering. Eftersom fasstrukturen hos en legering signifikant påverkar dess fysikaliska och mekaniska egenskaper, är förståelsen av bestålningseffekter på stabiliteten av olika faser av stor vikt för konstruktionsmaterialen.

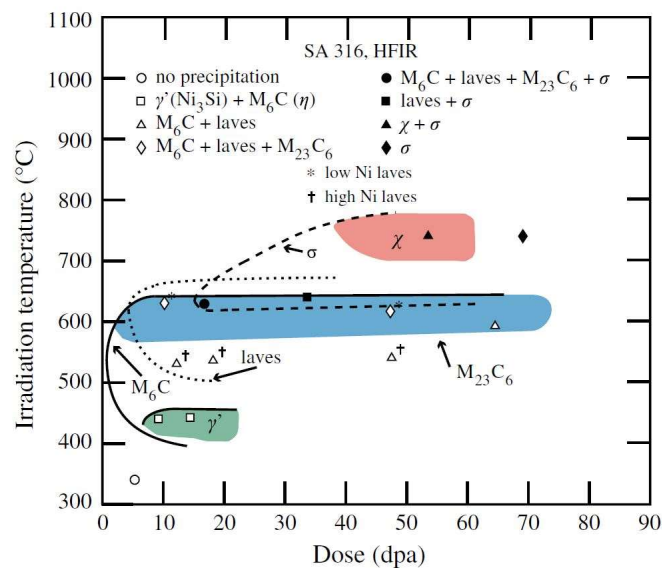
För konstruktionsmaterial har tio olika faser identifierats som påverkas av bestrålning. De har kategoriserats i tre grupper: *bestrålnings-inducerade*, *bestrålnings-modifierade* och

bestrålningaccentuerade [37-40]. I vissa material har även bestrålnings-retarderade utskiljningar rapporterats [39]. De bestrålningsinducerade faserna (allmänt i metalliska material) inkluderar γ' , G och M_xP faser och uppträder endast efter bestrålning, men inte på grund av termisk aktivering. Den bestrålnings-modifierade gruppen omfattar faser som uppträder både under bestrålning och termisk åldring. Här inkluderas η (M_6C), Laves, och M_2P ($FeTiP$) faser. Den bestrålningsaccentuerade gruppen utgörs av faser som vanligen uppträder vid värmebehandling, men tillkommer mer frekvent eller i större utsträckning vid lägre temperaturer under bestrålning i en reaktor. Här inkluderas M_6C , $M_{23}C_6$ och MC karbider samt de intermetalliska faserna σ och χ . De vanligast förekommande utskilda faserna i austenitiskt rostfritt stål är G-fas ($Mn_6Ni_{16}Si_7$), γ' (Ni_3Si) samt Cu-rika kluster. Figur 12 visar att bestrålning till 13 dpa av rostfritt stål typ AISI 304 från ett härdgaller i en svensk BWR resulterade i segregation av Ni, Si, P och Mn till stora kluster och dislokationsloopar [41]. Vid denna dos är klustren regioner med ansamlingar av inlösta element som inte kan betraktas som separata faser eftersom koncentrationerna fortfarande är låga. Figur 13 illustrerar ett exempel av dos och temperaturberoende för utskiljning av olika faser i ett rostfritt stål bestrålat i High Flux Isotope Reactor (HFIR). Medan doser på relativt måttliga 10 dpa krävs för att dessa faser skall uppträda är dock den mer dominerande variabeln temperatur. I det temperaturområde som är aktuellt för LWR utbildades enbart fasen γ' (Ni_3Si) vid försöket. Detta har observerats inte bara efter bestrålning i lättvattenreaktorer utan också efter bestrålning med protoner vid 360 °C. Utskiljningar av fasen γ' (Ni_3Si) har också gjorts efter bestrålning av AISI 316 i en snabbreaktor vid så låga temperaturer som 270 °C [42, 43].



Figur 12

Kartläggning med atomsond (Atom Probe Tomography, APT) av kommersiellt rostfritt stål AISI 304 bestrålat till 13 dpa i en BWR. Färgkodade kartor visas för Al, Cu, Si, Ni, P och Mn -atomer med lokala koncentrationer som överstiger det angivna %-talet [41]. *Reprint with permission, © corresponding author of publication.*



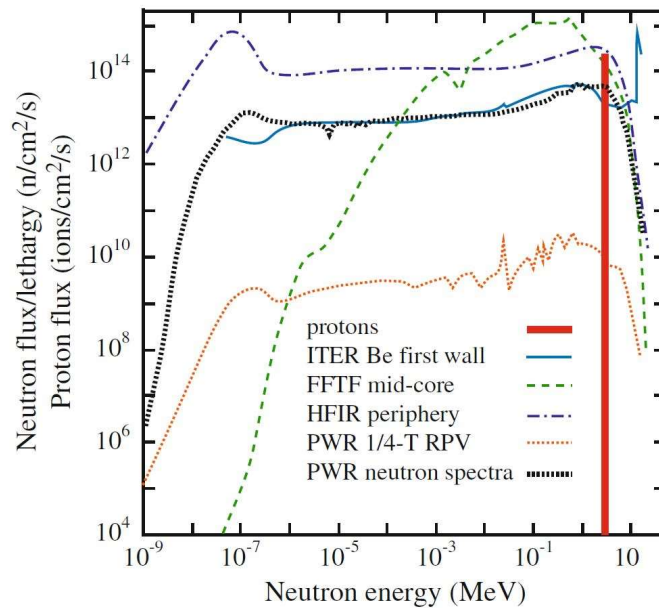
Figur 13

Beroende av temperatur och dos för bildandet av utskilda faser i upplösningsbehandlat rostfritt stål typ AISI 316 bestrålat i HFIR [40]. *Reprint with permission, © Taylor & Francis.*

3.2.3 Efterlikning av neutronbestålning med protoner och joner

Ett flertal olika högenergetiska partiklar såsom neutroner, elektroner, samt lätta och tunga joner används inom forskning rörande effekter av bestrålning. Observera här att joner även inkluderar vätekärnor d.v.s. protoner. På grund av den långa ledtiden, vilken kan inkludera årtal av exponering i hårdnen på en reaktor för att nå en önskad fluens, samt kraven på infrastruktur och stålskärmning gör experiment på neutronbestrålat materialen mycket resurskrävande. Därför finns det ett starkt incitament att efterlikna neutronbestålning med andra partikelslag. Bestrålning med joner, oavsett typ, kräver i storleksordningen tiotals timmar för att nå 1 – 10 dpa, doser det kan ta decennier att nå i en LWR. Vidare induceras endast en liten eller ingen radioaktivitet i provmaterialet, vilket medför att hanteringen av proverna blir betydligt enklare. Sammantaget resulterar detta i signifikant sänkta kostnader och ledtider för forskning på denna typ av material framför neutronbestrålande material. Dock finns det också påtagliga nackdelar som tas upp nedan. Fastän fördelarna med bestrålning som inbegriper joner istället för neutroner är uppenbara, ligger den verkliga utmaningen i att visa att effekten i materialet är densamma. Därför är det viktigt att vid bestrålning med joner säkerställa och dokumentera att förutsättningarna är sådan att materialet har samma sluttillstånd för test efter bestrålning som motsvarande neutronbestrålade material.

Generering av högenergetiska partiklar skiljer sig åt beroende på om joner eller neutroner avses. Joner produceras i accelerators och framträder i monokromatiska stålar med ett smalt energispektrum. Neutronspektret i en reaktor sträcker sig över flera storleksordningar i energi, vilket ger en mer komplicerad källa till bestrålningskador i ett material. Figur 14 illustrerar den betydande skillnaden i energispektra för joner och neutroner. Vidare belyses olikheterna i neutronernas energispektra mellan olika reaktortyper och på olika platser i en PWR. Dessutom varierar penetrationsdjupet mellan joner och neutroner betydligt. Neutroner kan penetrera mycket stora djup i material, flera dm. För joner är penetrationsdjupet i storleksordningen 0.1 till 100 µm vid energier som praktiskt kan uppnås i accelerators för laboratorieändamål.



Figur 14

Energispektra hos accelererade joner i en monokromatisk jonstråle samt neutroner från olika reaktortyper; ITER (fusionsreaktor), FFTF (natriumkyld snabbreaktor), HFIR (Fokuserat neutronflöde) [44]. Reprint with permission, © INL.

Tabell 1 listar för- och nackdelar för bestrålning med olika typer av partiklar. Genom förbättringar i instrumenteringen såsom de-fokuserade jonstrålar, samt bestrålning med multipla strålar är numera inte jonbestrålning begränsad till att följa ett rastermönster på provet. Detta hade t.ex. nackdelen att temperaturfördelningen i provet kunde bli ojämn. En gemensam nackdel vid bestrålning med jonstrålar (jämfört med bestrålning av termiska neutroner) är avsaknaden av transmutationsreaktioner som sker i en reaktorhård genom interaktion med termiska neutroner. Mest betydelse har bildandet av He genom transmutation av Ni och B. Denna nackdel kan potentiellt i vissa fall påverka slutsatserna som dras utifrån undersökningar av det bestrålade materialet.

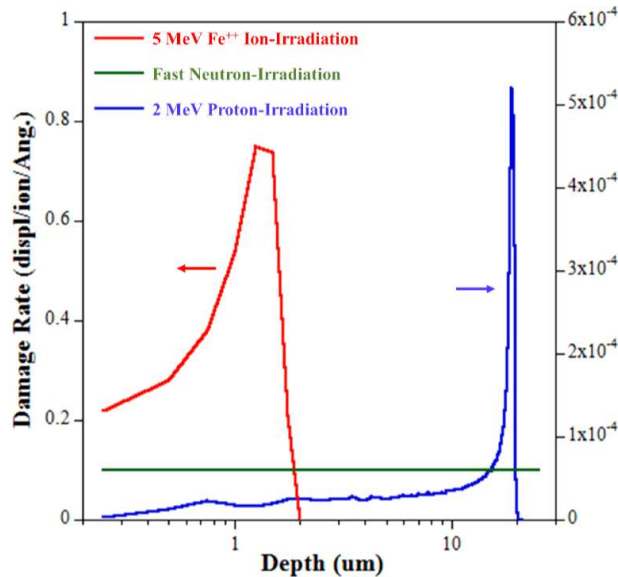
Tabell 1

Fördelar och begränsningar med bestrålning med olika typer av partiklar, sammanställt efter referens [45].

Fördelar	Nackdelar
<i>elektroner</i>	
Relativt "enkel" källa – TEM Applicerbar på standardprov för TEM Hög dosrat – kort bestrålningsstid	Energi begränsad till ~1MeV Inga kaskader Mycket hög strålström (hög dpa-rat) leder till stora temperaturskift jämfört med neutronbestrålning Svårt att styra provets temperatur Ej symmetrisk intensitet hos elektronstrålen. Ingen transmutation. Jämfört med neutronbestrålning är penetrationsdjupet (på μm -skalan) inte tillräckligt för tillverkning av provstavar för tex mekanisk provning.
<i>Tunga joner</i>	
Höga dosrater – korta bestrålningsstider Hög bestrålnings temperatur (medelvärde) Generering av kaskader	Mycket begränsat penetrationsdjup Uttalat maximum i dpa som funktion av penetrationsdjup. Mycket hög strålström (hög dpa-rat) vilket leder till betydande temperaturvariationer relativt bestrålning med neutroner. Ingen transmutation. Risk för förändringar av sammansättningen genom retention av joner som provet bestrålas med. Jämfört med neutronbestrålning är penetrationsdjupet (på μm -skalan) inte tillräckligt för tillverkning av provstavar för tex mekanisk provning
<i>Protoner</i>	
Accelererad dosrat – påtagligt minskade bestrålningsstider Moderat bestrålnings temperatur Större penetrationsdjup jämfört med elektroner och tunga joner Plan dpa-profil som funktion av penetrationsdjup över ett antal tiotal mikrometer	En mindre aktivering av provet sker. Mindre, kaskader med betydande avstånd sinsemellan. Ingen transmutation Möjligheten att kyla provet begränsar dpa-raten, Jämfört med neutronbestrålning är penetrationsdjupet (på μm -skalan) inte tillräckligt för tillverkning av provstavar för många typer av mekanisk provning

Penetrationsdjupet i rostfritt stål vid bestrålning med protoner kan nå flera tiotals mikrometer. Vidare är interaktionsprofilen (dpa/proton/cm²) initialt ganska plan, vilket visas i figur 15. Dessa egenskaper är tillräckliga för att kunna studera egenskaper som bestrålningsinducerat hårdnande genom mikrohardhetsmätningar samt initiering av IASCC. Flera studier rörande mikrostrukturella förändringar och IASCC har genomförts för att ut-

värdera effekten av bestrålning med joner kontra bestrålning med neutroner [46-49]. Där-
emot utesluter bestrålning med protoner prov som är stora nog för bestämning av sträck-
gräns, brottseghet, spricktillväxt, etc.



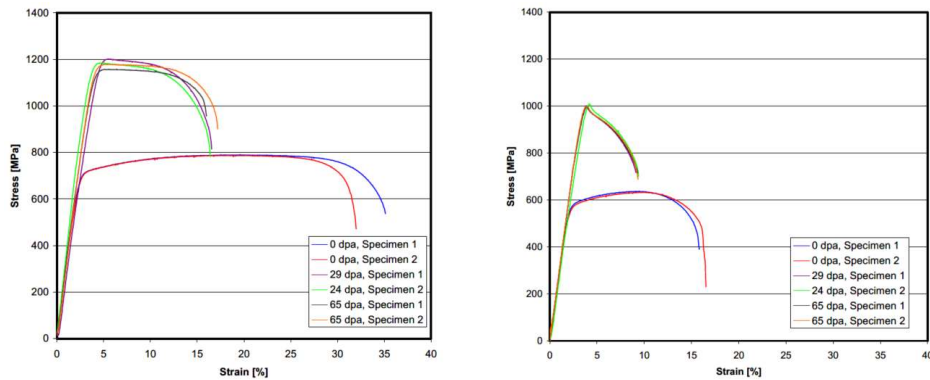
Figur 15

Beräknade interaktionsprofiler för 2.0 MeV protoner, 5 MeV Fe⁺⁺-joner samt neutroner i rostfritt stål [50]. Notera dock att figuren kan uppfattas missvisande för rostfritt stål där kornstorleken är i storleksordningen 50 µm, vilket är utanför skalan i interaktionsdjup. *Reprint with permission, © ANS*

3.3 Mekaniska effekter från bestrålning

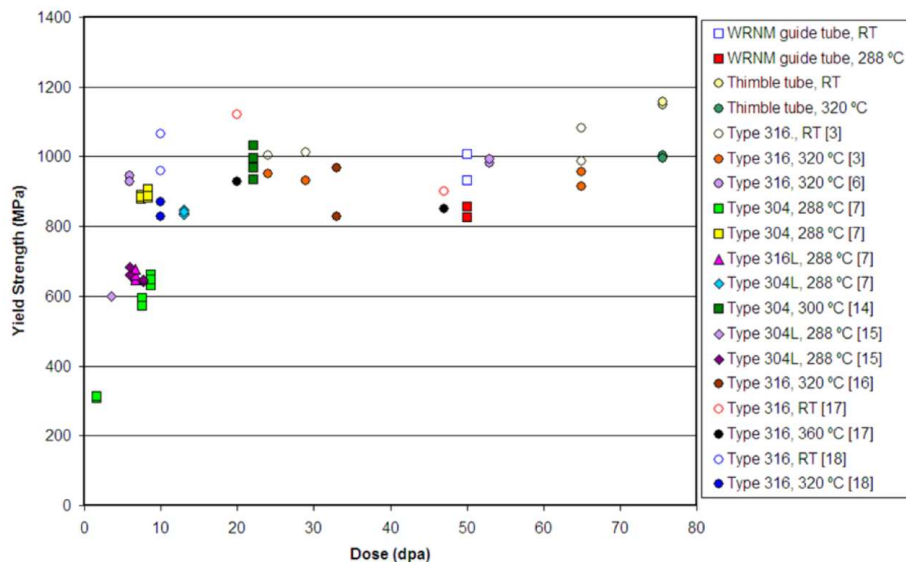
3.3.1. Hårdnande

Bestrålning renderar en ökning i sträckgräns samt reduktion i brottförlängning för så gott som alla kristallina konstruktionsmaterial över ett brett temperaturområde, oftast $T_{irr} < 0.3 T_m$. Två typiska spänning-töjningskurvor visas för ett kallbearbetat rostfritt stål testat vid rumstemperatur och 320 °C i figur 16. För ett icke kallbearbetat material vid lägre bestrålningsgrader ökar sträckgränsen (σ_{ys}) betydligt mer än brottgränsen (σ_{UTS}) som funktion av bestrålning, vilket inte ses särskilt tydligt i figur 16, eftersom materialet redan var kallbearbetat innan bestrålning. Resultatet blir dock det samma rörande duktiliteten samt förlängning vilka båda minskar påtagligt för stålet. För bestrålade rostfria stål når ökningen i sträckgräns som funktion av bestrålning en mättnadsnivå vid ca 10 dpa, se figur 17.



Figur 16

Dragprovkurvor för kallbearbetat (15 %) rostfritt stål typ 316 bestrålat till olika nivåer. Till vänster avses provning vid rumstemperatur och till höger 320 °C [51]. *Reprint with permission, © corresponding author of publication.*



Figur 17

Data avseende sträckgräns vid dragprovning av bestrålat rostfritt stål i luft vid temperaturer nära reaktortemperatur [52]. Notera att referenserna i grafen motsvaras av följande referenser i denna rapport: [3]=> [51], [6]=>[53], [7]=>[54], [14]=>[55], [15]=>[43], [16]=>[56], [17]=>[57], [18]=>[58]. *Reprint with permission, © corresponding author of publication.*

Bestrålning av en metall resulterar i ökad sträckgräns beroende på mekanismer relaterade till *mobiliseringshårdnande* samt *friktionshårdnande*.

- *Mobiliseringshårdnande*: avser ökningen i spänning som krävs för att en dislokation skall börja förflyttas på sitt glidplan.
- *Friktionshårdnande*: avser spänningen som krävs för att vidmakthålla plastisk deformation, också känd som flytspänning. När en dislokation görs mobil i sitt glidplan efter att ha nått mobiliseringsspänningen kan den hindras av naturligt förekommande, eller strålningsinducerade hinder i sitt glidplan. Motståndet mot förflyttning av dislokationen betecknas här friktionshårdnande. Det finns två typer av friktionshårdnande:
 - *Avståndsverkande spänningar*: uppstår via repulsiva interaktioner mellan en rörlig dislokation samt delar av dislokationsnätverket i kristallen.

- *Kortdistansverkande spänningar*: uppkommer från interaktioner mellan en rörlig dislokation samt hinder som ligger i dess glidplan. Interaktionerna kan resultera i att dislokationen skär igenom hindret eller böjer sig runt det.

Ytterligare sätt för skruvdislokationer att passera hinder är genom tvärglidning på anslutande glidplan eller klättring [23].

Både resonemanget om mobiliseringshårdnande [59] samt liknande modeller såsom utskiljningshårdning [60, 61] kan ge en rimlig korrelation mellan mekanismen för hårdnandet samt den mikrostruktur bestående av dislokationsloopar som uppstår vid bestrålning. Emellertid har ingen av dessa modeller lyckats uppvisa en bra överensstämmelse med praktiska försök. Modellen för utskiljningshårdning vilken har applicerats på rostfria stål och bestrålade mikrostrukturer som domineras av dislokationsloopar skrivs ofta som Ekv. 3 efter den ursprungliga formuleringen av Seger:

$$\Delta\sigma_y = \alpha M \mu b \sqrt{N d} \quad (\text{Ekv. 3})$$

Där $\Delta\sigma_y$ är det bidrag till sträckgränsen som beror av hindrets storlek d , antalsdensiteten N , Burgers vektor b , faktor beroende av hindrets hållfasthet α , skjuvmodulen μ samt en faktor, M som för BCC- och FCC-gitter är 3.06. Faktorn α , representerar hindrets hållfasthet eller den barriär som det utgör för en mobil dislokation i termer av den så kallade Orowan-modellen [62] där det ansätts att $\alpha=1$ för en oändligt hård barriär. I praktiken varierar α betydligt beroende på typ av barriär. Hinder i form av dislokationsloopar har värden mellan 0.25 och 0.5, medan genomskärning av utskiljningar och hålrum har α ett värde i intervallet 0.3 till 0.5. Om dislokationen böjs runt hindret har α ett värde av 1.

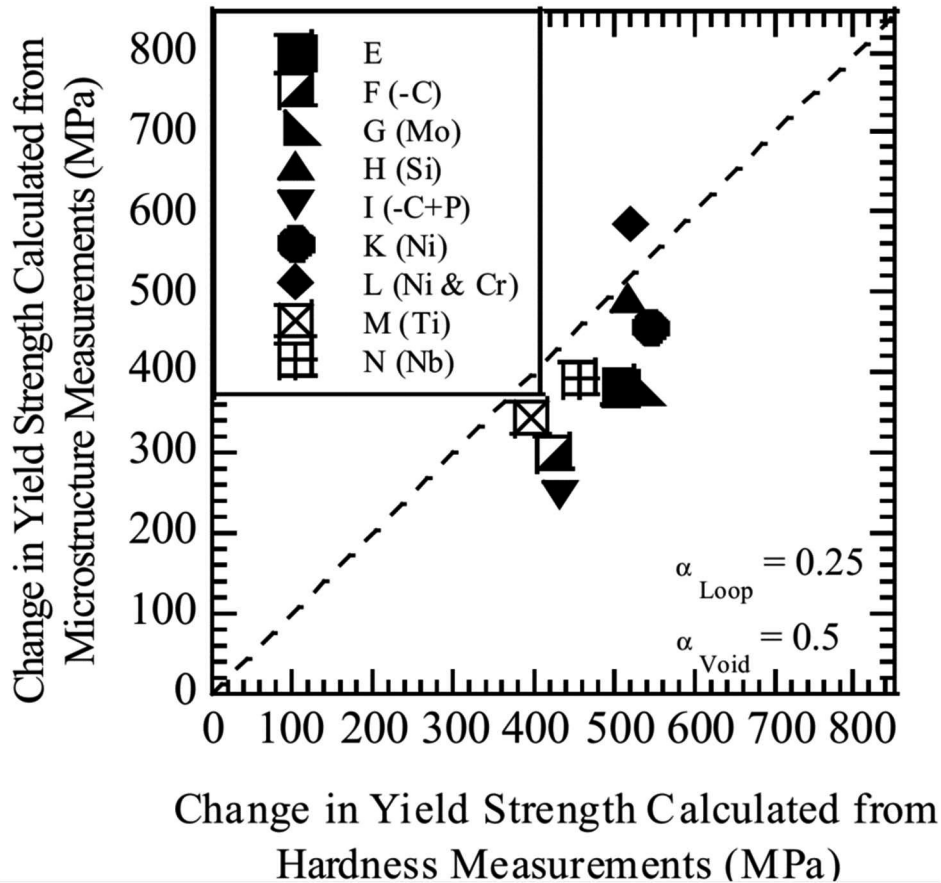
Bestrålningssinducerat hårdnande orsakas aldrig av en enskild faktor i verkliga experiment, eftersom mikrostrukturen är mycket komplex hos bestrålade metaller. Komponenter kan finnas från hinder som verkar på både korta och långa avstånd, samt hinder av olika typ och hållfasthet. Därför finns det flera sätt att superponera de olika hårdningsbidragen. Ett exempel är en rotkvadratsumma (Root-Sum-Square, RSS):

$$\Delta\sigma_y = \sqrt{\sum_i (\Delta\sigma_{yi})^2} \quad (\text{Ekv. 4})$$

Detta samband fungerar bra när de hinder som dislokationerna måste passera har ungefär samma styrka. Ett annat exempel är en linjär summering (Linear Sum Superposition, LSS):

$$\Delta\sigma_y = \sum_i \Delta\sigma_{yi} \quad (\text{Ekv. 5})$$

En kombination av de båda sambanden kan också behövas för att få en bättre anpassning av modellen till mätdata. Ett exempel på korrelationen mellan uppmätt och beräknad sträckgräns baserad på principen för utskiljningshårdning visas i figur 18. I detta fall ansättes $\alpha = 0.25$ för dislokationsloopar, och $\alpha = 0.5$ för tomrum för att erhålla bäst anpassning till mätdata. Andra värden på α för hinder i neutronbestrålade material finns framtagna i senare arbeten [63].



Figur 18

Korrelation mellan uppmätt sträckgräns och sträckgräns beräknad med modeller som baseras på utskiljningshärdning, Ekv 3. Legeringarna bestrålades med 3.2 MeV protoner vid 360 °C till en dos av 5.5 dpa. Mikrostrukturen karakteriserades med TEM och hårdheten mättes mot Vickersskalan [64]. Reprint with permission, © EPRI.

Sambandet mellan bestrålningsinducerat hårdnande och ökningen av sträckgräns hos rostfria stål har studerats i flera publikationer. Busby et al. [65], summerade existerande korrelationer och data baserat på arbeten av Tabor [66] and Larsson [67]. Baserat på detta föreslogs följande samband mellan hårdhet och sträckgräns för bestrålade austenitiska rostfria stål:

$$\Delta\sigma_y = 3.03 \Delta H_v \quad (\text{Ekv. 6})$$

Och för ferritiska tryckkärlsstål

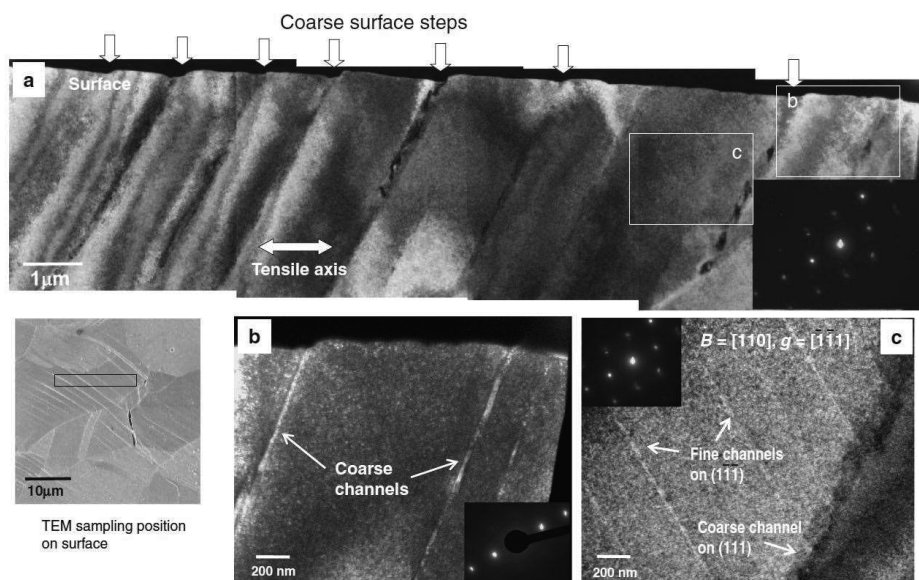
$$\Delta\sigma_y = 3.06 \Delta H_v \quad (\text{Ekv. 7})$$

Där σ_y anges i MPa, och H_v i kg/mm^2 . Trots skillnader som hänförs till spridningar i databasen, är korrelationen inte så avvikande från det teoretiska värde, 3.55, som räknades fram av Tabor. En detalj som påpekades i referens [66, 67] avser det faktum att sträckgränsen uppmättes vid ca 0.2 % töjning medan hårdheten mättes vid en töjning som motsvaras av betydlig högre plastisk deformation, mellan 8 och 18 %. Därför inverkar deformationsegenskaperna hos den bestrålade metallen starkt på det studerade sambandet.

3.3.2. Deformation i bestrålade metaller

Utöver hårdnandet inträder en minskad duktilitet och likformig förlängning (deformationshårdnande) i bestrålade material. Av stor betydelse är också att minskad duktilitet och likformig förlängning är starkt temperaturberoende. Även om ett eventuellt beroende av neutrondos beaktas, inträffar detta minimum vid 300 °C vilket är exakt i driftområdet för en LWR. Därför är hårdnande och minskad duktilitet potentiellt ett problem.

För bestrålade metaller är ofta deformationen till hög grad lokaliserad [68]. Den lokaliserade deformationen kan domineras av glidband eller tvillingbildning och den ökar betydligt med dos. Den första observationen av glidband gjordes i BCC-metaller under 60-talet [69, 70], men det sker också i FCC- och HCP-metaller. Om ett fåtal dislokationer passerar på ett speciellt glidplan kan de undanröja de bestrålningsinducerade hindren längs detta glidplan, vilket innebär att efterföljande dislokationer kan passera relativt obehindrat samma väg. Denna process kallas *dislocation channeling* eller utbildade av glidband vilka kan propagera tvärs över korn i strukturen. Glidband initierar och stoppar upp vid en korngräns, om inte det föreligger en mekanism som kan propagera glidbandet in i närliggande korn. De kan karakteriseras genom sin bredd, inbördes avstånd, spänningsnivån i glidbandet samt steg i ytan, ifall de är ytbrytande på t.ex. ett dragprov. Bredden på glidbanden är i storleksordningen 0.1 µm och de har typiskt ett inbördes avstånd av 1 – 3 µm. En översikt av glidband i hårt bestrålat rostfritt stål visas i figur 19. Både breda och smala glidband observeras. Det är dock främst de breda glidbanden som inducerar signifikanta hack om de blir ytbrytande.

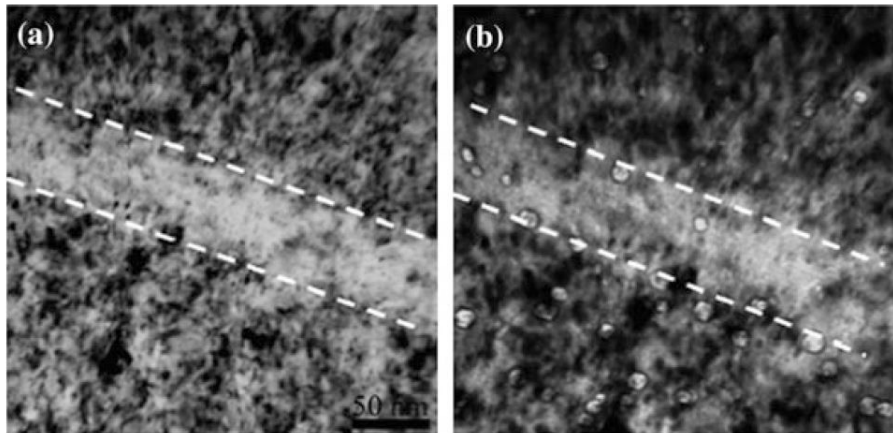


Figur 19

TEM-bilder av glidband i hårt neutronbestrålat (35 dpa) rostfritt stål typ AISI 316 som har töjts långsamt till 13 % vid 320 °C i simulerad primärsidig PWR-miljö. I de olika bilderna visas: (a) översikt, (b) mörkfältsbild av breda glidband, (c) tunna dislokationskanaler [71]. *Reprint with permission, © Taylor & Francis.*

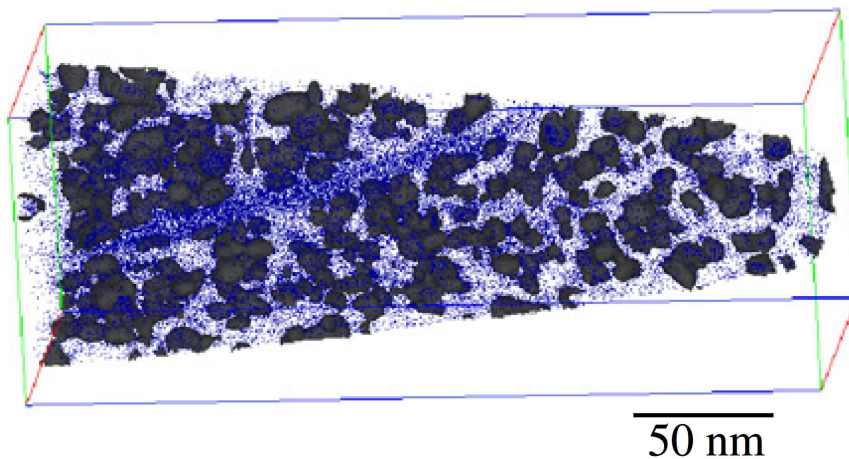
Det har observerats att glidbanden är relativt fria från dislokationsloopar medan tomrum kan återfinnas i dessa kanaler, vilket visas i figur 20 (a) och (b). Figur 21 visar en atomsondskarta för Si från ett glidband. Utskiljningar av Si-rikt material framträder som mörka kluster och enskilda Si-atomer framträder som lila prickar. I glidbandet observeras inga utskiljningar trots att Si-halten är mycket högre än i bulkmaterialiet d.v.s. området

mellan utskiljningarna. Det förefaller som om passagen av dislokationer i glidbandet resulterade i upplösning av utskiljningar, vilket har skapat en bana med lågt motstånd för efterföljande dislokationer.



Figur 20

TEM-bild av glidband i protonbestrålat rostfritt stål med sammansättning Fe-18Cr-12Ni, bestrålat till 5 dpa vid 360 °C och töjt till 7 % vid 288 °C. I (a) visas ett glidband utan tomrum samt utskiljningar i (b) framträder tomrum i glidbandet när bilden placeras ur fokus [72]. *Reprint with permission, © Elsevier.*



Figur 21

Atomsondbild som visar Si i en karta från ett glidband (ljuslila band i bilden) i rostfritt stål typ AISI 304 (med 1% Si) som protonbestrålates till 5 dpa vid 360 °C och töjts till 6 % vid 288 °C [73]. *Reprint with permission, © Elsevier.*

Tvillingbildning genom deformation eller mekanisk tvillingbildning är en form av lokaliserad deformation som skapas av partiella dislokationer. Det inträffar framförallt när metallen deformeras vid låg temperatur, under hög töjningshastighet eller i centrum av dragprovstavar under låg töjningshastighet [71]. Bildande av så kallade ”nanotvillingar” är en vanlig process för att ackommodera lokalt höga spänningar. I de fallen tvillingar observeras är det generellt där glidband och korngränser korsar varandra [74].

3.3.3. Brott och försprödning

Neutronbestrålning påverkar materialets brottbeteende och vid låga doser är brottmoden efter mekanisk provning i regel *duktil* medan den tenderar att bli *sprödare* med ökande

dos. Ett duktilt brott karaktäriseras av påtaglig plastisk deformation innan eller under det att materialet spricker upp. Ett sprött brott i en metall karaktäriseras av en snabb propagering av sprickor, med liten eller ingen makroskopisk deformation och endast mycket liten deformation på mikronivå. Gränsen mellan duktilt och sprött brott är godtycklig och beror på den situation som studeras. Det spröda brottet klassificeras antingen som transkristallint eller interkristallint. I det förstnämnda fallet går sprickan tvärs genom kornen och i det senare fallet följer sprickan korngränserna i materialet.

För rostfria stål minskar brottsegheten i det intermediära temperaturområdet (< 400 °C) brant med ökande bestrålning. Ett exempel på ett sprött interkristallint brott i högt bestrålat rostfritt stål vid rumstemperatur exemplifieras i avsnitt 4.3.3. Översikt i ämnet finns i referenserna [75, 76]. Exempel på resultat från försök i laboratorium exemplifieras vidare i avsnitt 6.2.

Graden av försprödning påverkas av följande faktorer; materialsammansättning och mikrostruktur, bestrålningstemperatur, samt neutronspektra. Egenskaper relaterade till sammansättning och mikrostruktur kommer också att inverka på försprödningen. Nivån på försprödningen reduceras successivt med ökande bestrålningstemperatur. Omfattningen av försprödningen är starkt beroende av neutronfluens och ökar snabbt med fluens.

3.4 Inverkan på miljön från bestrålning - Radiolys

Radiolys av vatten avser sönderdelningen av H₂O-molekylen under det att den utsätts för joniserande strålning [77-86]. Sönderfallsprodukterna från radiolys av H₂O-molekylen utgörs av: joner, exciterade molekyler samt fria radikaler. Detta är de primära reaktiva specier som bildas. Medan både joner och exciterade molekyler kan bli stabila kemiska föreningar direkt, är de fria radikalerna mycket reaktionsbenägna och kortlivade. De flesta fria radikaler existerar bara som mellansteg i olika reaktioner. Reaktionsförloppet för radiolys av vatten kan skrivas som i Ekv. 8. Genom inverkan av joniserande strålning ger radiolys av vatten följande produkter: Hydratiserade elektroner, H[•]-atomer, HO[•] och HO₂[•] radikaler, H₃O⁺ and HO⁻ joner, H₂ (di-väte) och H₂O₂ (väteperoxid) molekyler.



Alla dessa specier benämns primära radiolysprodukter. De dominerande specierna som är stabila längre tid än ett fåtal sekunder är H₂ och H₂O₂, samt O₂ som är en sönderfallsprodukt från disproportionering av H₂O₂. Således kan radiolys av vatten beskrivas genom en övergripande ekvation:



3.4.1 Utbyte vid radiolys

Utbytet genom radiolys, betecknat som G(X), definieras som antalet specier som skapas eller annihileras av 100 eV deponerad energi, med en SI enhet mol·J⁻¹. Det är ett måttetal på de radikaler och molekyllära produkter som genereras från interaktionen mellan den joniserande strålningen och vatten (samt vad som är löst däri). Det primära utbytet av både radikaler (e_{aq}⁻, H[•], OH[•], OH₂[•]) och molekyler (H₂, H₂O₂) kan delas upp i två grupper: re-

ducerande radikaler $e_{\alpha q}^-$, H^* och H_2 , samt oxiderande produkter OH^* , OH_2^* , och H_2O_2 . Utbytet från radiolys förändras som en funktion av tiden, där utbytet för radikaler minskar medan utbytet för molekylära produkter ökar.

Koncentrationen av radiolysprodukter är grovt sett proportionell mot kvadratroten av den joniserande strålningens flöde i rent vatten. I LWR, är G-värdena (antal molekyler som produceras per 100 eV absorberad energi) för de flesta specier ca en faktor ~ 3 högre för snabba neutroner jämfört med gammastrålning. Bidraget från termiska neutroner och betapartiklar till radiolys i LWR är begränsat. Sammanfattningsvis beror det radiolytiska utbytet påtagligt av egenskaperna hos strålningen, såsom flöde samt hur mycket energi som faktiskt deponeras av den joniserande partikeln i vattnet per interaktionslängd (Linear Energy Transfer, LET). För snabba neutroner är LET (40 eV/nm) jämfört med gammastrålning (0.1 eV/nm). Andra egenskaper hos vattnet såsom pH, temperatur, tryck, samt närvaro av eventuella föroreningar eller tillsatser är också viktiga.

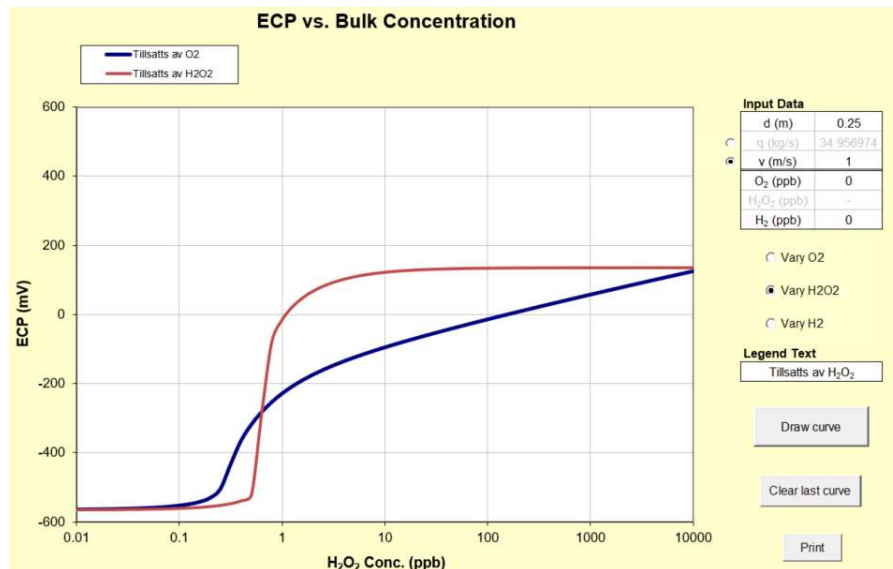
3.4.2 Effekt av radiolys på korrosionspotentialen

Korrosionspotentialen används ofta som ett mått på den integrerade effekten av olika reducerande och oxiderande specier för ett specifikt material i en specifik miljö. Den styr termodynamiken för oxidation av metall och är inblandad i de kinetiska reaktioner som styr hastigheten för den processen. Strikt borde dock uttrycket elektrokemisk potential (ElectroChemical Potential, ECP) användas i det generella fallet, eftersom reaktionerna som styr potentialen av en elektrod i kontakt med radiolysprodukter, t.ex. H_2O_2 inte nödvändigtvis inbegriper oxidation av metallen. Elektrokemiska potentialer är logaritmiskt beroende av den lokala koncentrationer av oxidanter, reduktionsmedel och joner via Nernsts relation. Således kan ökningen i koncentrationen av olika specier genom radiolys med flera storleksordningar ha en begränsad inverkan på korrosionspotentialen i högtemperaturvatten. Vidare är korrosionspotentialen en blandpotential som inbegriper en balans mellan anod- och katodreaktioner på metallytan, vilken beror på koncentrationen av både oxiderande och reducerande specier i vattnet. Vid låga halter av oxidationsmedel är förändringar av korrosionspotentialen beroende av kinetik som kontrolleras av masstransport i vattnet. Ett exempel är masstransport av syre till metallytan vilket resulterar i att korrosionspotentialen beror starkt av flödes hastigheten i vätskan. En hypotes är att radiolytisk generering av oxidanter mycket nära metallytan i det så kallade stagnanta lagret av vatten, skulle kunna höja korrosionspotentialen påtagligt i hårt bestrålade miljöer.

I det allmänna fallet ökar korrosionspotentialen med halten inlöst O_2 . Emellertid kan oväntade effekter inträffa beroende på typ av bestrålning. I fallet med neutron och protonstrålning observeras en entydig och signifikant ökning av potentialen som är mer uttalad i högtemperaturvatten med låga halter av inlöst O_2 och ingen H_2 . En mindre uttalad ökning av korrosionspotentialen observeras för högre halter av O_2 eller vid närvaro av H_2O_2 . Detta visar att H_2O_2 är den dominerande faktorn för att höja korrosionspotentialen under bestrålning. Under gammabestrålning är förhållandena omvända. En betydande sänkning av korrosionspotentialen, speciellt vid intermediära halter av O_2 (10-200 ppb) kan observeras. Vid moderata nivåer av gammastrålning främjas rekombinering av oxiderande och reducerande specier. Detta utnyttjas t.ex. i fallspalten på en BWR som doserar H_2 för att sänka korrosionspotentialen i recirkulationssystemet.

Flera modeller har utvecklats för att beräkna den resulterande korrosionspotentialen utifrån kända halter av H_2 , H_2O_2 , och O_2 samt temperatur, flödes hastigheter och geometri. Ett exempel är Studsviks ECP-modell [87] som har använts i figur 22 för att illustrera hur

korrosionspotentialen hos rostfritt stål beror av tillsatts av H_2O_2 eller O_2 till i övrigt avgasat vatten vid $300\text{ }^\circ\text{C}$ för en viss flödesgeometri. I de flesta koncentrationsintervall är H_2O_2 ett mer potent oxidationsmedel jämfört med O_2 , vilket också påtalades i stycket innan.



Figur 22

Korrosionspotential (ECP) i en rörformig geometri med diametern 0.25 m som funktion av tillsatt H_2O_2 eller O_2 . Flödes hastigheten i röret är 1 m/s vid $300\text{ }^\circ\text{C}$.

Andra modeller som t.ex. LwrChem tar även med radiolys och kan således användas för att direkt beräkna korrosionspotentialen i härdmiljö [88, 89].

3.4.3 Inverkan av löst väte på korrosionspotentialen

Inverkan av de tre stabila radiolysprodukterna, H_2 , H_2O_2 , och O_2 från sönderdelning av vatten har studerats sedan 1950-talet. Allen et al. [90] och även andra arbetsgrupper etablerade de grundläggande mekanismerna för reaktionerna, åt båda håll, mellan H_2 och H_2O_2 , samt för produktion av O_2 genom disproportionering av H_2O_2 . Både O_2 och H_2O_2 accelererar sönderdelningen av H_2O medan H_2 alltid betraktas som en inhibitor för radiolys. Dess roll är att rekombinera med H_2O_2 och undertrycka bildandet av O_2 till förmån för H_2O .

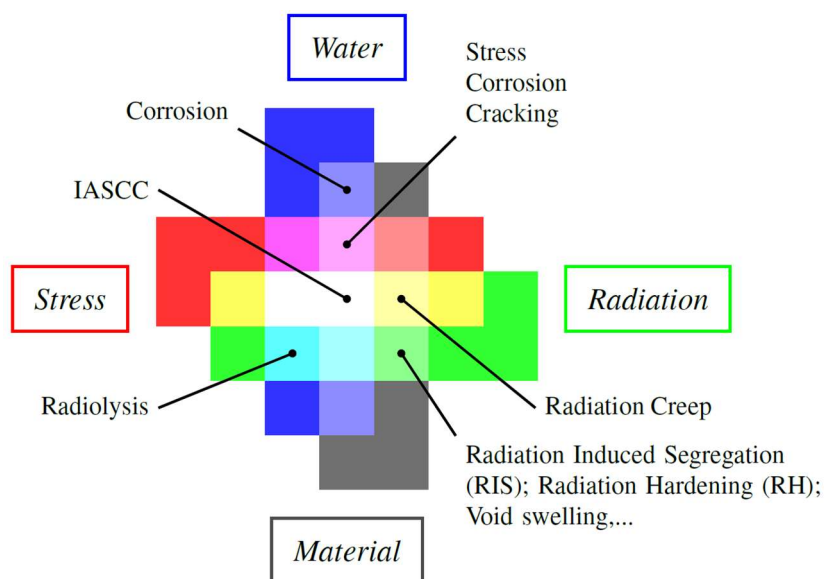
Mätningar *in situ* i vissa positioner av härdan på en BWRer har visat att korrosionspotentialen ligger på ungefär $+0.1$ till $+0.25\text{ V}_{\text{SHE}}$ (Standard Hydrogen Electrode) under NWC [91]. Vid tillsatser av tillräckligt höga halter av H_2 till reaktorvattnet, det vill säga HWC, kan potentialen minska med mer än 0.5 V [92].

4. Bestrålningsinducerad Spänningskorrosion

4.1. Inledning

Bestrålningsinducerad spänningskorrosion är en benämning som används för att beskriva den ökande känslighet för IGSCC som sker till följd av bestrålning. De första rapporterna om interkristallin sprickning som kopplades till bestrålning kom i början av 60-talet och rörde bränslekapsling i rostfritt stål. Andra tidiga förekomster av skadefall relaterade till IASCC är hållare till neutronkällor samt kapslingsrör för absorbatormaterial i styrtavar [92]. Sedan dess har ett flertal skadefall relaterade till IASCC rapporterats. I BWR märks specifikt sprickning i anslutning till svetsar i moderatorankar och i PWR så kallade baf-felskruvar. Se vidare avsnitt 8.1.

Spänningskorrosionssprickning anses kunna inträffa när tre förutsättningar uppfylls samtidigt; en aggressiv miljö, dragspänningar i materialet samt ett material som i sig är känsligt för den aktuella typen av angrepp. Emellertid är de flesta legeringar känsliga för SCC under en rad specifika exponeringsförhållanden. Under inverkan av bestrålning påverkas vattenkemin, spänningar i materialet samt dess mikrostruktur. Figur 23 illustrerar de fyra förutsättningar som krävs för IASCC, dessutom tillkommer det också ett flertal andra processer som i sin tur har en för sig specifik inverkan.

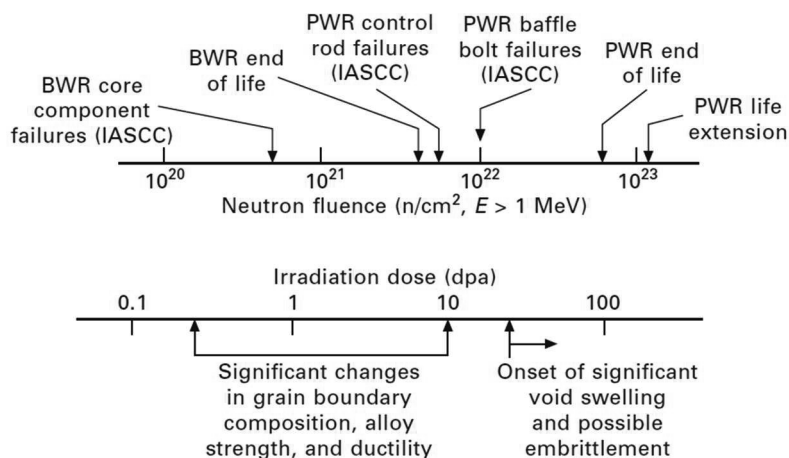


Figur 23

Schematisk illustration av IASCC samt inverkande faktorer.

Det har framförts att bestrålning accelererar SCC främst på följande fyra sätt: segregation av olika element i materialet, bestrålningshårdnande, relaxation genom krympning samt radiolys. Betydelsen av neutronfluens är väl underbyggd. I figur 24 visas schematiskt inverkan av neutronbestålning på IASCC i tillämpningar för lättvattenreaktorer. I figuren indikeras också neutronfluensen vid uppnådd livslängd för respektive reaktortyp. Känsligheten för interkristallin spänningskorrosionssprickning förstärks med ökande fluens och i BWR-

NWC miljö anses IASCC föreligga när fluensen⁴ överstiger ca 5×10^{20} n/cm² ($E > 1$ MeV), eller ca 0.7 dpa⁵. Under reducerande förhållanden (d.v.s. BWR-HWC eller primärsidig PWR-miljö) har IASCC observerats vid ungefär fyra gånger så hög fluens jämfört med oxiderande BWR-NWC miljö. Effekter som radiolys kan ha viss inverkan på IASCC, men det är dock de kvarstående bestrålningseffekterna i materialet (förändringar i mikrostruktur och lokal sammansättning) som medför hög benägenhet för IASCC i både oxiderande och reducerande miljöer. Spänningskorrosionssprickning uppträder inte enbart vid hög korrosionspotential, d.v.s. vid närvaro av oxidationsmedel, utan också vid låg korrosionspotential, se figur 25.

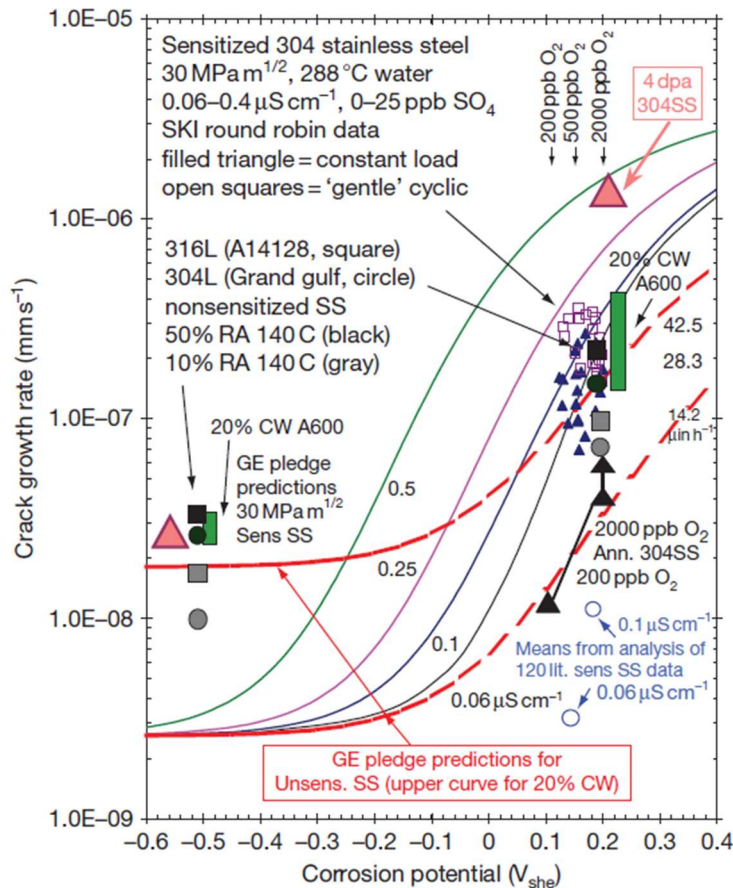


Figur 24

Effekt av neutronfluens på IASCC i LWR-miljö [12]. *Reprint with permission, © Elsevier.*

⁴ Notera att beräkningsmetodiken för dos har förfinats över åren. Därför kan dosberäkningar gjorda på t.ex. 80-talet i samband med en rapporterad IASCC-skada i en reaktor idag visa på ett annat värde.

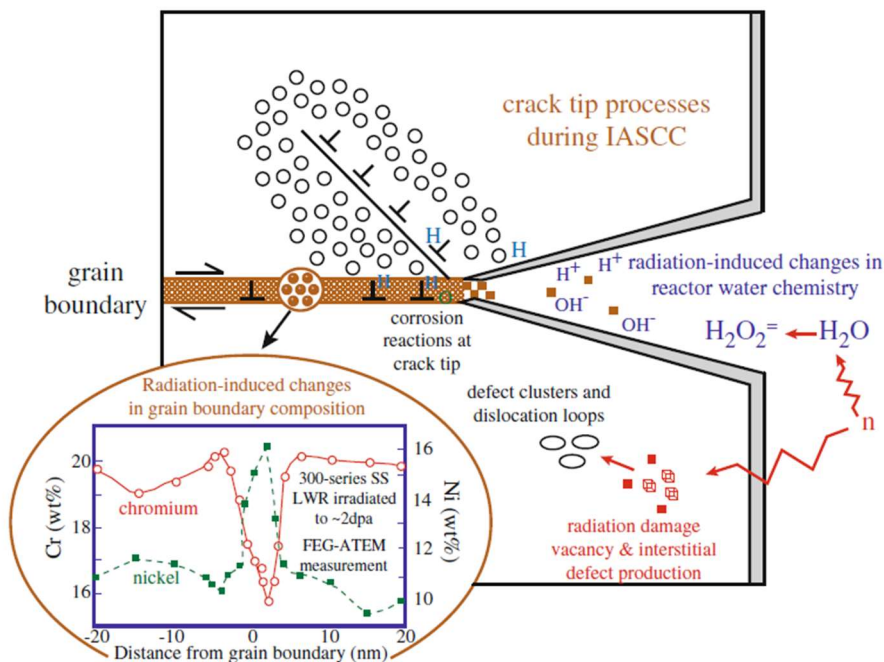
⁵ För lättvattenspektra kan följande tumregel för sambandet mellan dos i dpa och fluens användas: 1 dpa = 7×10^{20} n/cm² ($E > 1$ MeV), eller 1 dpa = 1.5×10^{21} n/cm² ($E > 0.1$ MeV).



Figur 25

Propageringshastighet av SCC plottad mot korrosionspotential för rostfria stål vid provning i högtemperaturvatten vid 288°C med 2000 ppb O_2 och 95 till 3000 pb H_2 . Bestrålade rostfria stål (Stora trianglar), kallbearbetade rostfria stål (stora svarta och grå symboler), samt Alloy 600 (gröna rektangulära block) och termiskt sensibiliserat rostfritt stål (små symboler). Kallbearbetat samt bestrålat material har en förhöjd sträckgräns, vilket medför en ökad spricktillväxthastighet vid både låg och hög korrosionspotential [93]. *Reprint with permission, © Elsevier.*

De faktorer som påverkar IASCC kan kategoriseras i bestrålningseffekter som påverkar vattenkemin genom radiolys samt bestrålningsinducerade förändringar av själva materialet vilket visas schematiskt i figur 26. Dessa metallurgiska-, mekaniska- samt miljörelaterade förändringarna anses påverka propageringen av en IASCC-spricka. De primära effekterna från bestrålning av rostfria stål beskrivs i avsnitt 3.2 och inkluderar förändringar av sammansättningen längs korngränserna i materialet, samt förändringar i mikrostrukturen som bland annat leder till förändringar i sträckgränsen hos materialet samt dess deformationsbeteende. I de kommande delarna av detta avsnitt diskuteras dessa förändringar och hur de påverkar IASCC.



Figur 26

Schematisk illustration av de mekanismer som primärt anses påverka propagering av en spricka genom IASCC i ett austenitiskt rostfritt stål exponerat i LWR-miljö [12]. *Reprint with permission, © Elsevier.*

4.2. Effekterna av radiolys på IASCC

SCC beror starkt av ECP [5, 6]. Som framgår av avsnitt 3.4 medför radiolys av vatten i bildandet av oxiderande och reducerande specier som påverkar den elektrokemiska potentialen. I detta avsnitt diskuteras effekterna av den elektrokemiska potentialen på oxidation och därmed inverkan på IASCC.

4.2.1. Inverkan av korrosionspotential på oxidation

Den ökade elektrokemiska potentialen till följd av radiolys kan påverka oxidation av metaller [94, 95]. Oxidationshastigheten ökas genom att öka ECP, men omfattningen av ökningen beror också av pH, temperatur och typ av legering. En förändring av ECP kan också påverka den termodynamiska stabiliteten hos olika element i en legering, vilket kan illustreras i ett Pourbaixdiagram. Det har i flera försök [96-98] visats att under inverkan av radiolys genererad via bestrålning med elektroner och protoner bildades det hematit (Fe_2O_3) istället för magnetit (Fe_3O_4) på rostfritt stål AISI 316L under PWR-förhållanden, d.v.s. $320\text{ }^\circ\text{C}$ och tillsatts av H_2 som reduktionsmedel. Detta avspeglar effekterna av en oxiderande potential, skapad genom radiolys, som ligger flera hundra mV över vad som förväntas i en miljö med vätgasdosering [99, 100].

4.2.2. Effekt av radiolys och bestrålning på Oxidation

Radiolys av vatten anses generellt vara den dominerande mekanismen genom vilken bestrålning påverkar egenskaperna hos och bildandet av oxider på olika legeringar i högtemperaturvatten. Raiman et al. [101, 102] och Wang et al. [96, 97] har båda påvisat

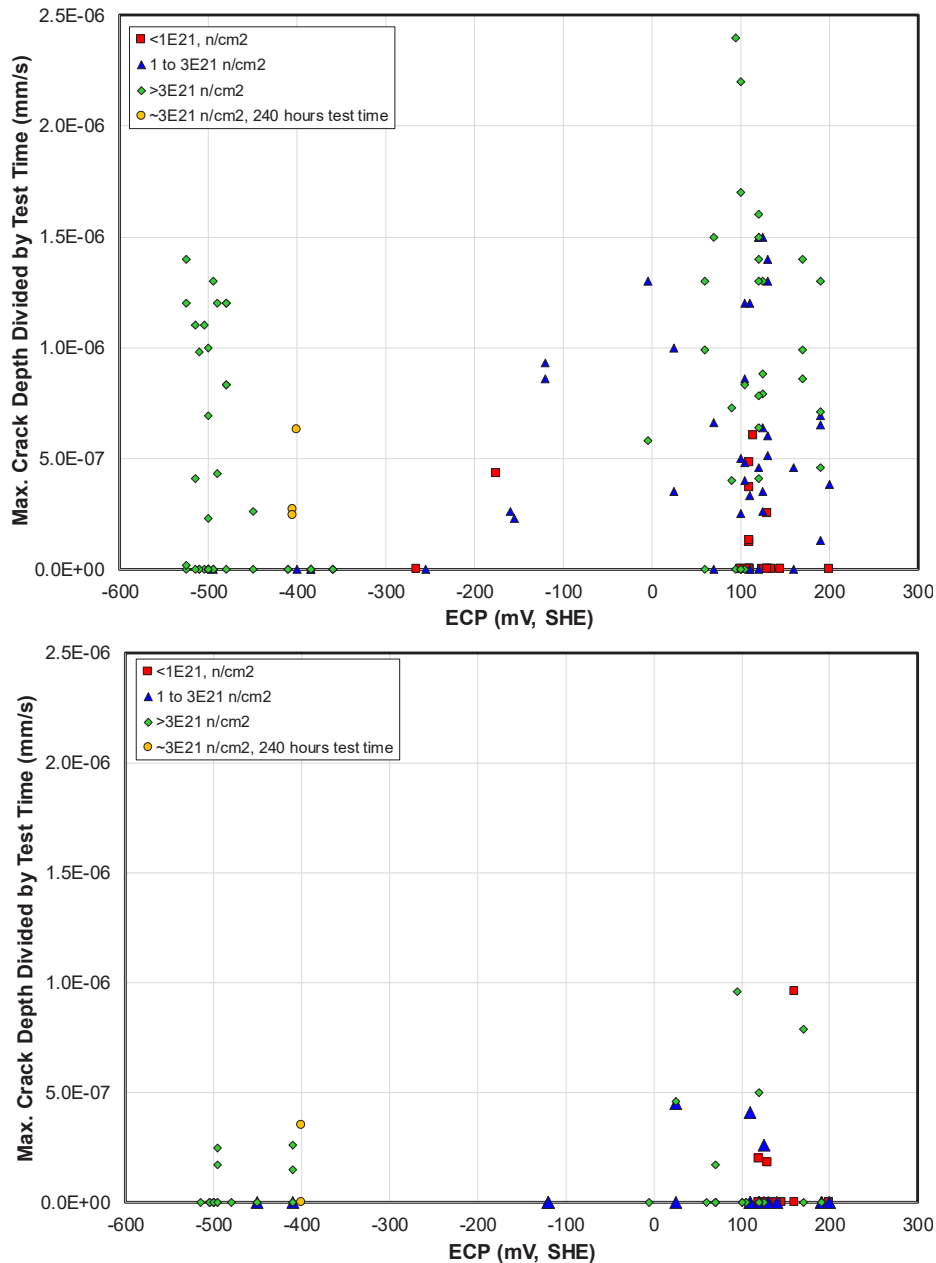
bildande av hematit på AISI 316L under bestrålning med elektroner och protoner i reducerande miljö. Detta har som nämndes i avsnitt 4.2.1 härletts till oxidering av magnetit, den oxid som vanligen återfinns i det yttre oxidlagret på rostfritt stål i PWR-miljö utan bestrålning. Utarmning av Cr i det inre oxidskiktet, genom en ökad vattenlöslighet under oxiderande förhållanden, har också observerats under bestrålning av AISI 316L i reducerande miljö. Vidare har det visats att det inre oxidskiktet var tunnare och mer poröst i områden av provet som exponerats för protonbestrålning i högtemperaturvatten jämfört med obestrålade områden [101, 102]. Det antas att utarmningen av Cr, genom inverkan från bestrålning, leder till ett försvagat passivt tillstånd hos legeringen samt en ökad upplösningshastighet av oxidfilmen. Utarmning av Cr vid korngränser nära gränsskiktet mellan metall och oxid observerades också i neutronbestrålat austenitiskt rostfritt stål som givits en hög fluens (50 dpa) i primärsidig PWR-miljö [103]. Emellertid observerades ingen tydlig skillnad i oxidfilmens tjocklek som funktion av dos. Sannolikt är skillnaden i oxidtjocklek som observeras under proton- och elektronbestrålning av rostfritt stål vid reducerande potentialer av övergående karaktär.

4.2.3. Inverkan av korrosionspotential på IASCC

Det finns omfattande data rörande effekten av korrosionspotential på IASCC. Som framgår av figur 25 ökar propageringshastigheten av SCC generellt med en ökande korrosionspotential. Beroende på faktorer som miljö, material, materialtillstånd och provningsmetod kan ökningen vara olika stor.

Provning i laboratorium har t.ex. genomförts på bestrålade legeringar genom så kallad Slow Strain Rate Testing (SSRT), se vidare avsnitt 5.1.1.2, i högtemperaturvatten med tillsatser av oxidationsmedel som O_2 och H_2O_2 för att höja ECP. Bland andra har det i Ljungberg et al. [104] samt i flertalet andra publikationer [4, 92, 105-110] påvisats inverkan av ECP på IASCC vilket exemplifieras i figur 27.

Avslutningsvis kan det nämnas att ECP vid en sprickspets lokalt skulle kunna tänkas bli högre än på den fria ytan utanför sprickspetsen pga. radiolys. Potentialskillnaden skulle antagligen bli liten, men tillsammans med andra faktorer skulle den eventuellt kunna leda till att koncentrationer av joner samt pH i sprickan påverkas och därmed även dess propageringshastighet i bestrålat rostfritt stål vid spricktillväxtmätningar genomförda under bestrålning i reaktor samt i simulerad reaktormiljö på laboratorium utan samtidig bestrålning, se vidare avsnitt 5.4.



Figur 27

Skenbar spricktillväxthastighet för rostfria stål (ovan AISI 304 samt nedan 316) bestrålade till olika fluens exponerade i BWR-miljö vid 288 °C vid varierande ECP. Data i graferna är reproducerade från referens [104, 108, 110].

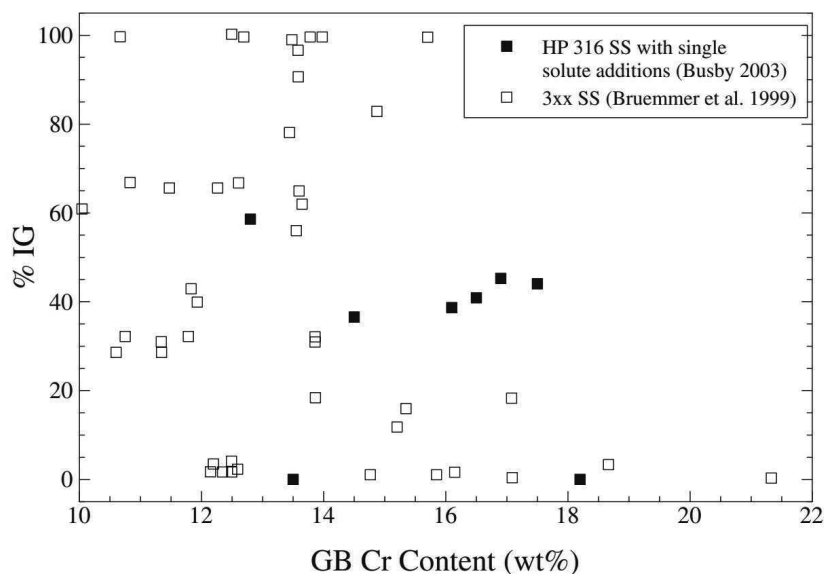
4.3. Potentiella mekanismer bakom IASCC

Det finns ingen nu känd enskild mekanism som fullt ut skulle kunna förklara varför IASCC uppkommer. Flera effekter av bestrålning uppkommer ungefär samtidigt och utvecklas med liknande hastighet. Därför är det mycket svårt att särskilja enskilda effekters inverkan på IASCC. Emellertid har flera infallsvinklar testats för att förklara IASCC:

- Bestrålningsinducerad kromutarmning vid korngränser.
- Hårdnande
- Lokaliserad deformation pga. bestrålningsinducerade förändringar av mikrostrukturen.
- Selektiv intern oxidation
- Bestrålningsinducerat kryp.

4.3.1. Kromutarmning vid korngränserna

I avsnitt 3.2.1 visades på att en av de mest slående effekterna av RIS är utarmning av Cr vid korngränserna. Denna effekt anses också vara en av de mer betydelsefulla bestrålningsinducerade förändringar som påverkar benägenheten för interkristallin sprickning hos ett rostfritt stål som exponeras för BWR NWC. Kromutarmningen vid korngränserna kan leda till att korrosionsskyddet i form av en passiverande kromoxidfilm lokalt försvagas, vilket öppnar för en korrosionsattack längs korngränserna. Till exempel har Bruemmer et al. påvisat kopplingen mellan interkristallin sprickning och kromutarmning orsakad av termisk sensibilisering [107]. En liknande koppling har gjorts mellan Cr-halten i korngränserna och känsligheten för IASCC, vilket visas i figur 28. Datapunkterna sprider mellan 0 och 100 % vid kraftigare kromutarmning (lägre Cr-halterna) och konvergerar något mot lägre känslighet när Cr-nivån ökar vid korngränserna. Detta indikerar att Cr-halten längs korngränserna kan vara en bra indikator på känsligheten för IGSCC eller IASCC. Emellertid är det klart att kromutarmning vid korngränserna inte ensamt kan förklara uppkomsten av IASCC.

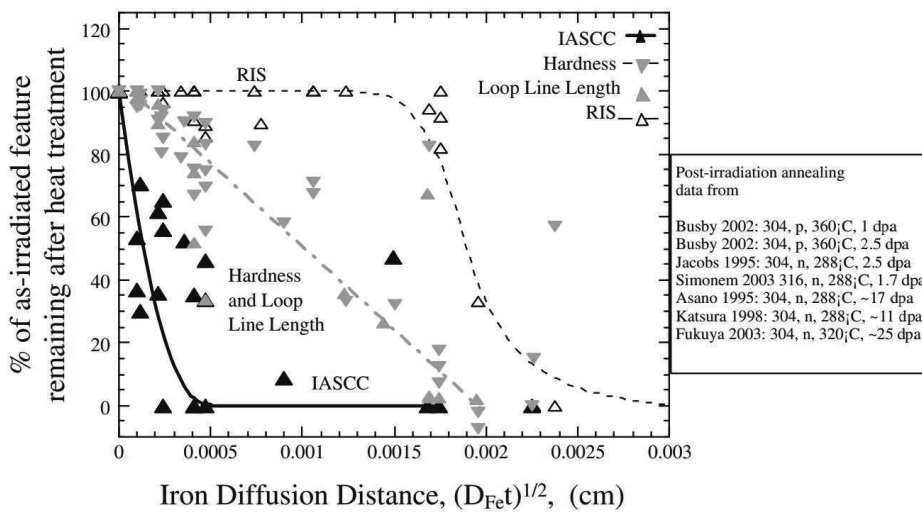


Figur 28

Inverkan av Cr-halten vid korngränser i materialet på känsligheten för IASCC definierad som % interkristallin sprickning vid SSRT. Fyllda symboler avser protonbestrålat AISI 316 med kontrollerade tillsatser av Cr, medan öppna symboler avser rostfritt stål i 300-serien av kommersiell renhet. Data kommer från referens [12, 21] och har sammanställts i referens [10]. *Reprint with permission, © Taylor & Francis.*

Fukuya et al. [114, 115] har genomfört en serie av försök där värmebehandlingar gjordes vid 450 till 550 °C av bestrålade rostfria stål. De framförde hypotesen att utarmning av Cr längs korngränserna i austenitiska rostfria stål är orsaken till IASCC under oxiderande

förhållanden men inte under reducerande förhållanden. Andra bestrålningsinducerade effekter såsom förändringar av mikrostrukturen samt förhårdnad skulle då krävas för att framkalla IASCC under reducerande förhållanden med H₂ närvarande i vattnet. Denna tes har också stötts av Busby et al. [21]. I deras arbete summerades sex studier rörande värmebehandling av bestrålade rostfria stål, samt efterföljande studier av känsligheten hos dessa material för IASCC som funktion av tid och temperatur vid den utförda värmebehandlingen. Resultaten summeras i Figur 29. Som framgår av figuren avtar känsligheten för IASCC snabbt med värmebehandlings omfattning, här uttryckt som diffusionsavståndet för järn så att värmebehandling vid olika temperaturer och tider kan jämföras. RIS är däremot närmast oförändrat under den kombination av tid och temperatur som krävs för att eliminera känsligheten för IASCC. Således är det brett accepterat att RIS kan vara en viktig faktor bakom IASCC i oxiderande miljö, men det kan inte ensamt förklara fenomenet. Det kan givetvis även finnas andra ej direkt mätbara faktorer än de som visas i figur 29, vilka försvinner vid glödning.

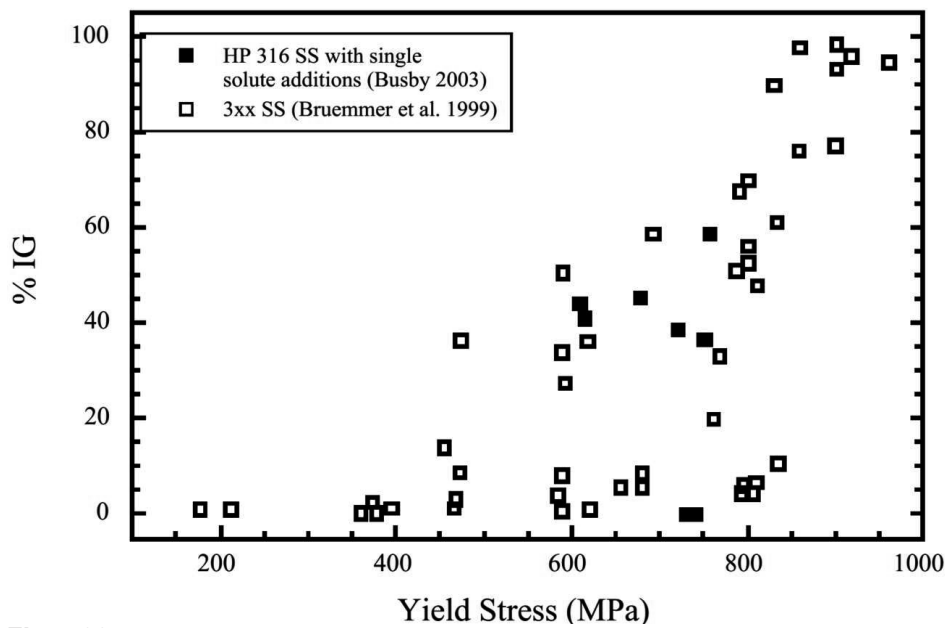


Figur 29

Effekten av glödning på RIS, dislokationsdensitet uttryckt som längd av dislokationsloopar, hårdhet samt känslighet för IASCC. Dessa parametrar har plottats mot diffusionsavstånd för Fe, $(D_{Fe}t)^{1/2}$ så att glödning vid olika temperaturer och tider kan jämföras. Data kommer från referens [21], sammanställningen är gjord i referens [10]. *Reprint with permission, © Taylor & Francis.*

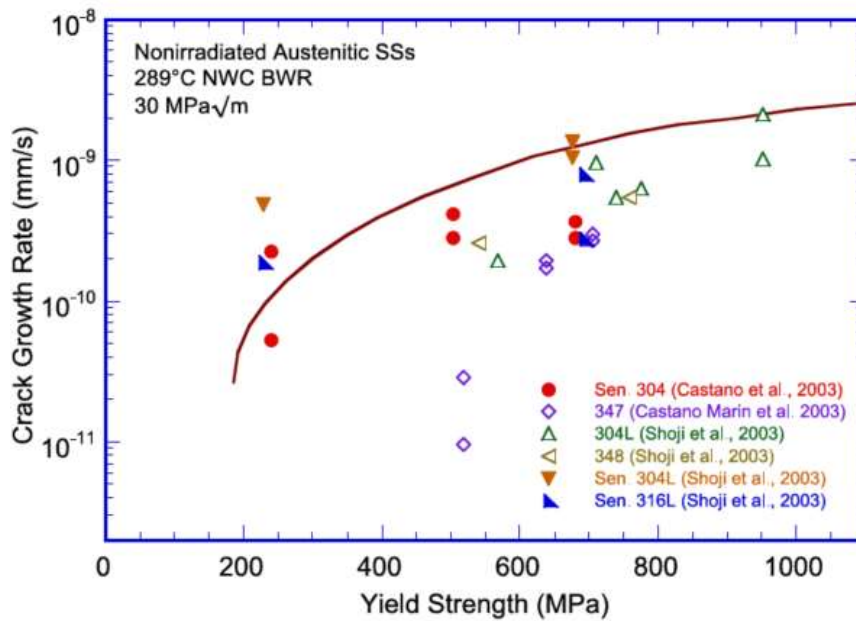
4.3.2 Bestrålningsinducerat hårdnande

Känsligheten för IGSCC ökar med hårdheten/sträckgränsen. Effekten har observerats i såväl material där hårdhetsökningen härrör från bestrålning, figur 30, som i kallbearbetat material, figur 31.

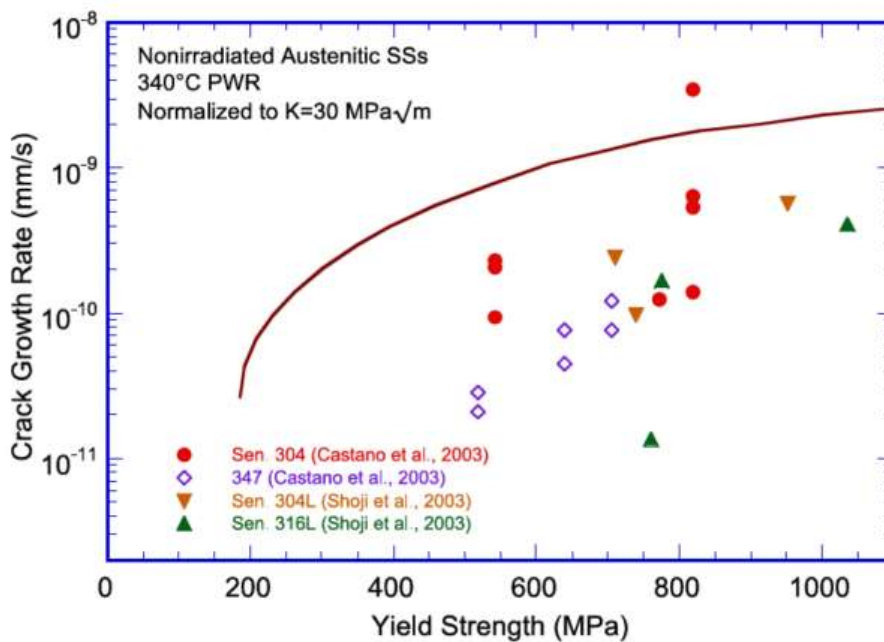


Figur 30

Andel interkristallins sprickning (IASCC) hos bestrålade austenitiska rostfria stål vid SSRT som funktion av sträckgräns. Data kommer från referenserna [12, 21] som sammanställts i referens [3].
 Reprint with permission, © ANS.



(a)



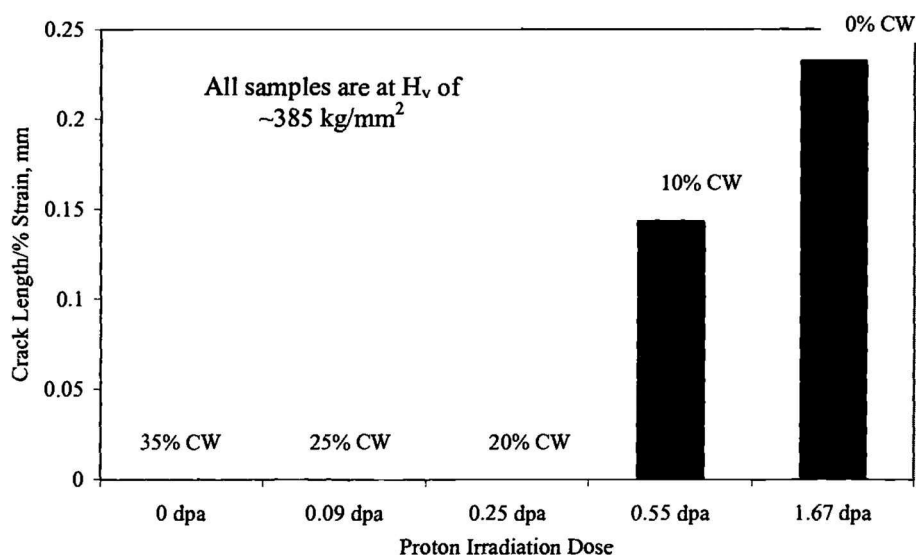
(b)

Figur 31

Spricktillväxthastighet hos obestrålat rostfritt stål vid provning i a) BWR-NWC-miljö och b) PWR-miljö som funktion av sträckgräns. Den heldragna linjen är empiriskt framtagen för att omsluta merparten av provningsresultaten enligt ett statistiskt resonemang. Indikeringen "sen" står för termiskt sensibiliserat. Data kommer från referenserna [116, 117] och har sammanställts i referens [22]. *Reprint with permission, © NRC.*

Trots att en relativt god korrelation mellan sträckgräns och känslighet för IASCC observeras i figur 31 verkar inte hårdhet vara den enda mekanism som är verksamt i IASCC. Enligt figur 29 minskar eller elimineras visserligen det bestrålningsinducerade hårdandet och känsligheten för IASCC efter värmebehandling. SSRT-försök på rostfritt stål AISI

304 i BWR-NWC miljö indikerar dock att inte enbart hårdhet och sträckgräns har betydelse för IASCC [118]. I denna studie testades material med samma nominella hårdhet men med olika relativa bidrag från kallbearbetning respektive protonbestrålning. Interkristallin sprickning kunde bara observeras i två materialtillstånd, 0 % kallbearbetning plus bestrålning till 1,67 dpa respektive 10 % kallbearbetning plus bestrålning till 0,55 dpa; se figur 32. Dessa resultat visar på att hårdnande till följd av bestrålning har en starkare inverkan på IASCC relativt kallbearbetning. Eftersom provningen genomfördes med SSRT indikerar resultaten att även initieringsprocessen av IASCC och inte bara propageringen förstärks av bestrålning. Den viktigaste observationen från arbetet var dock att även andra faktorer än hårdhet och sträckgräns påverkar processen bakom IASCC.



Figur 32

Känslighet för IASCC hos AISI 304 uttryckt som spricklängd/töjning under SSRT. Materialet har kallbearbetats till angivet %-tal samt bestrålats med 3.2 MeV protoner vid 360 °C. Alla prover hade samma hårdhet enligt Vickers om $\sim 385 \text{ kg/mm}^2$ [118]. *Reprint with permission, © ASTM.*

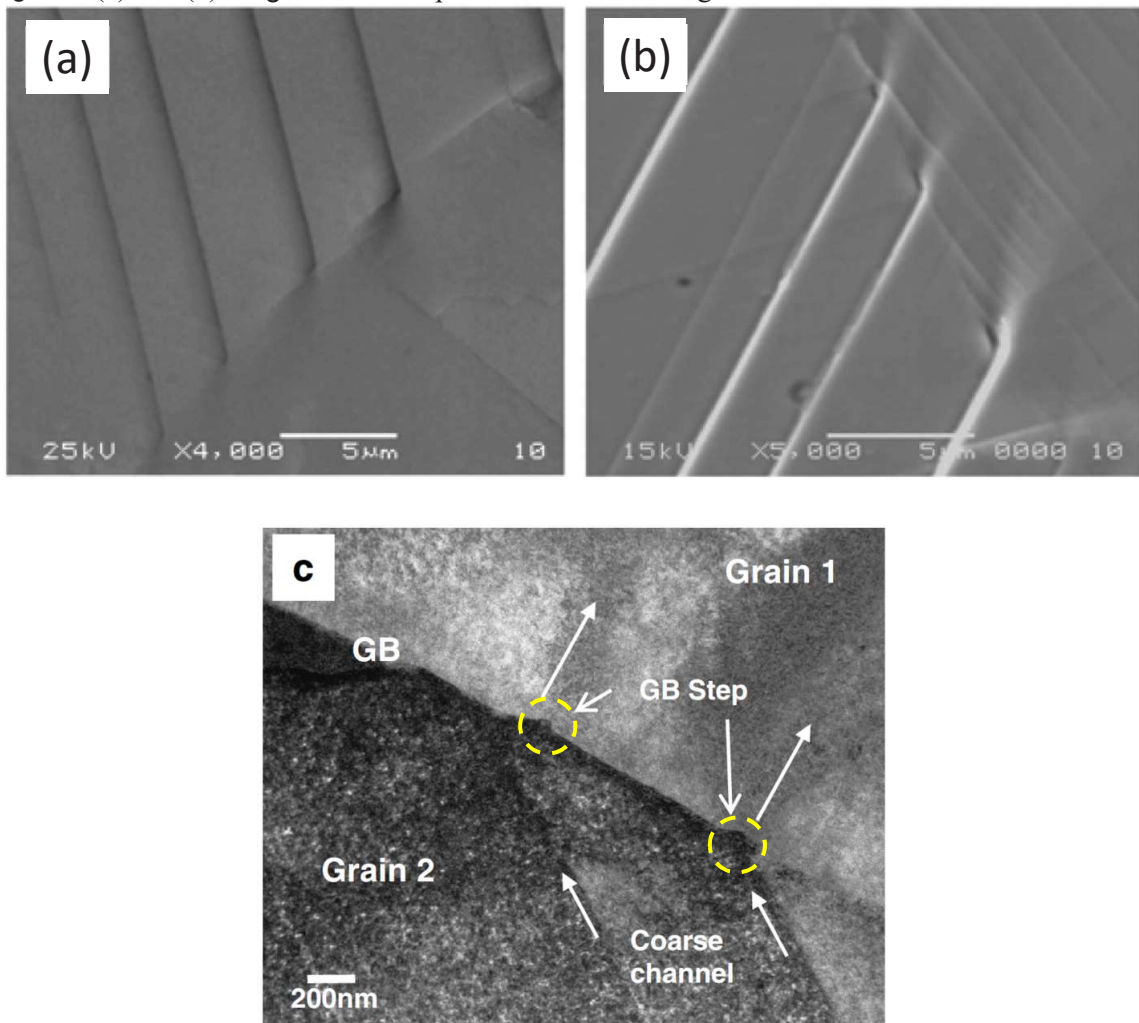
4.3.3 Lokaliserad deformation

Lokaliserad deformation anses ofta vara orsaken till höga spänningar och töjningar vid korngränser, vilket således kan leda till interkristallin sprickning [11, 71, 119]. Benägenheten hos ett material för lokaliserad deformation ökar med fluens. Lokaliserad deformation karaktäriseras av koncentration av töjning i dislokationskanaler eller glidband. Glidbanden initieras och termineras vid korngränser, varvid en avsevärd del av töjningen ackumuleras lokalt i korngränserna. Det finns tre typer av mekanismer som i allmänhet används för att beskriva interaktionen mellan glidband och korngränser, ofta förkortat som DC-GB (Dislocation-Channel / Grain-Boundary):

- **Bildande av dislokationståg:** Glidband termineras vid korngränser i materialet och genererar en hög lokal spänning. Denna spänning består dels av extern pålagd last samt den spänning som genereras av att dislokationer staplas upp efter varandra mot korngränsen. När spänningen överstiger de sammanhållande krafterna i korngränsen separerar de olika kornen från varandra. I detta sammanhang antas den lokala spänningen vara hög medan töjningen förblir låg

- Absorption av dislokationer: I detta fall interagerar dislokationerna i glidband med dislokationer i korngränserna i sig. På så vis kan resulterande dislokationer bildas i korngränsernas plan och leda till korngränsglidning om de genererade dislokationerna blir mobila. I detta fall är töjningen relativt hög medan spänningen är låg.
- Dislokationsöverföring: Överföring av glidning i kristallgittret från ett korn till ett annat, alternativt initiering av dislokationskällor. I detta fall är spänningen vid korngränserna låg. Was [11] anser att den lokala töjningen borde vara låg medan Nishioka et al. [71] hävdar att den lokala töjningen borde vara hög eftersom det utbildas "hack" i korngränserna.

Exempel på glidband som passerar en korngräns samt glidband som stoppas upp visas i figur 33 (a) och (b). I figur 33 c exemplifieras "hack" i korngränsen.

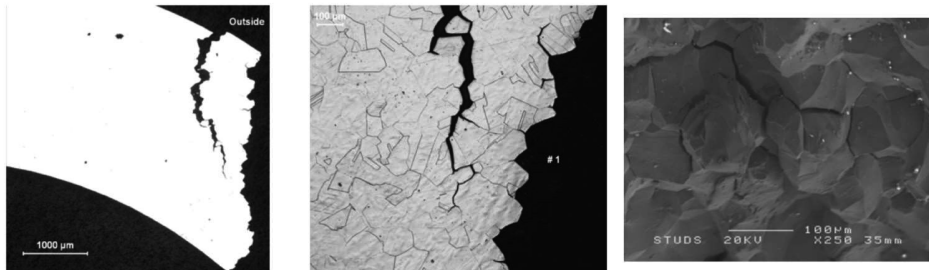


Figur 33

Exempel av kontinuerliga glidband som stoppas upp av en korngräns (a), samt glidband som propagerar in i ett angränsande korn (b) [120]. *Reprint with permission, © TMS.* I (c) visas "hack" som indikeras med en gul cirkel i en korngräns [71]. *Reprint with permission, © Taylor & Francis.*

Dessa interaktioner mellan DC-GB är väsentliga i redogörelsen för hur lokal deformation påverkar IASCC. Vid plan glidning propagerar dislokationer längs väldefinierade och separerade glidband för att resultera i makroskopisk plastisk deformation. Uppstaplingen av dislokationer mot en korngräns genererar stegvis högre spänningar i dislokationstågets

front. En separation i korngränsen inträffar när spänningen överskrider hållfastheten för densamma. För högt bestrålade rostfria stål kan detta ske oberoende av den omgivande miljön [121]. Detta illustreras i figur 34 där brottytan från ett instrumentledrör som varit placerat centralt i härden på en BWR under 20 reaktorcykler visas. Brottytan uppkom när instrumentledröret kapades i bränslebassängen vid en temperatur av $\sim 35\text{-}40\text{ }^{\circ}\text{C}$ genom klippning.

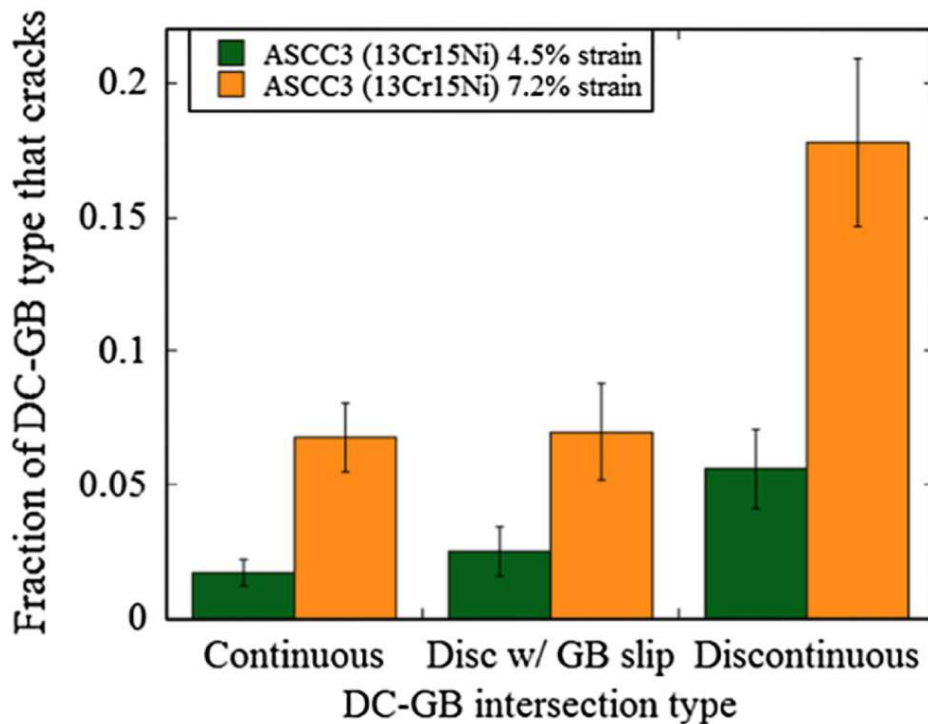


Figur 34

Sprött interkristallint brott som uppkom under klippning vid rumstemperatur i ett högt bestrålat instrumentledrör. Anledningen till att röret klipptes av var att det skulle bytas. [52]. *Reprint with permission, © corresponding author of publication.*

Redan vid låg fluens kan spänningen som genereras av ytbrytande glidband lokalt skada oxiden på materialet och exponera metall mot den omgivande miljön. Detta kan leda till lokaliserad korrosion och IASCC. Det har visats att dragspänningar vinkelrätt mot en korngräns kan vara signifikant förhöjda vid diskontinuerlig interaktion via DC-GB (figur 33 b); upp till en storleksordning högre jämfört med fallet när dislokationsglidning överförs till närliggande korn (figur 33 a) [122, 123].

En annan möjlighet för glidband att terminera vid en korngräns är via absorption av dislokationer [124]. Denna process antas deformera korngränserna genom glidning, varvid den skyddande oxidfilmen skadas om dessa rörelser är ytbrytande. Därmed skulle den underliggande metallen exponeras för reaktorvatten och kunna leda till lokaliserad korrosion samt i förlängningen IASCC. McMurtrey et al. [119] har studerat frekvensen för sprickning i protonbestrålat rostfritt stål testat i argon samt i simulerad BWR-miljö som funktion av typen av DC-GB interaktion; se figur 35. Diskontinuerlig DC-GB interaktion, vilken resulterade i den högsta lokala spänningen i korngränserna, visade sig resultera i den högsta andelen av interkristallin sprickning.

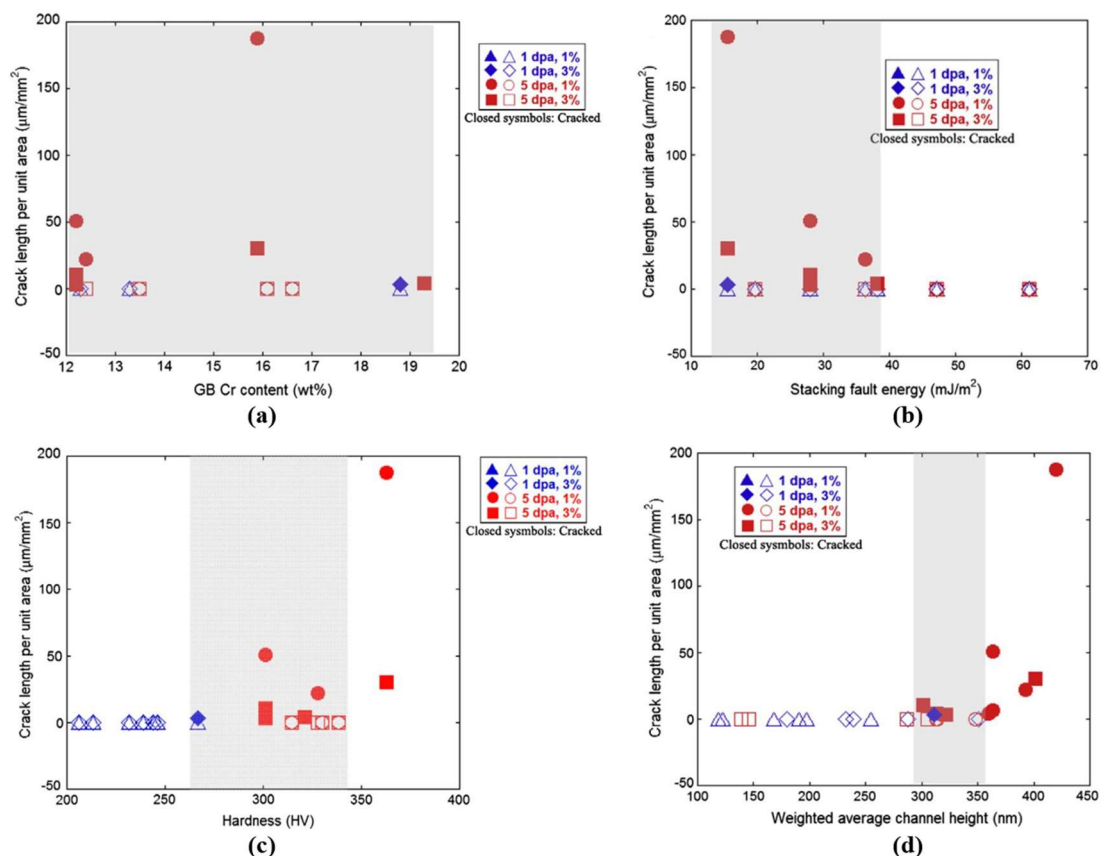


Figur 35

Frekvens för sprickning som funktion av typen av DC-GB interaktion [119]. *Reprint with permission, © Elsevier.*

Olika korrelationer har föreslagits mellan lokaliserad deformation och IASCC, t.ex. nickelhalten och dess koppling till den så kallade staplingsfelsenergin (SFE) i gittret. Det har föreslagits att rostfria stål med halter av Ni högre än 18 wt % är mer resistent mot IASCC än AISI 304 som har en halt av Ni på ca 8 %. Således bör Ni kunna inverka på processen bakom IASCC direkt genom en förändring i sammansättningen, eller indirekt genom att påverka deformationsmekanismen i materialet. En ökande Ni-halt resulterar i en högre SFE i rostfria stål och därmed påverkas dislokationernas förmåga att tvärglida, vilket gynnar en cellulär dislokationsstruktur istället för utbildande av glidband. Detta synsätt på SFE har fått stöd genom observationer av den relativa känsligheten för IASCC hos AISI 304 relativt AISI 316. Det senare rostfria stålet har en lägre känslighet för IASCC jämfört med det tidigare stålet och också en högre SFE, $\sim 25 \text{ mJ/m}^2$ mot $\sim 10 \text{ mJ/m}^2$ [110, 125-127]. Bildandet av glidband har också föreslagits kunna inverka på oxidfilmen i en sprickspets, genom att oxiden blir diskontinuerlig [128].

En systematisk studie av IASCC i BWR-miljö har genomförts på en serie protonbestrålad austenitiska rostfria stål med doser på 1 och 5 dpa samt med en plastisk töjning mellan 1 och 3 % [129]. Figur 36 illustrerar känsligheten för IASCC uttryckt som spricklängd per areaenhet plottat mot faktorer som Cr-halt i korngränserna, SFE, hårdhet och lokaliserad deformation. Bland dessa parametrar ansågs bäst korrelation finnas mellan känslighet för IASCC och lokal deformation uttryckt som bredden på glidband i strukturen, dvs. figur 36 (d). Hårdhet och SFE hade också en inverkan, men dock mindre.



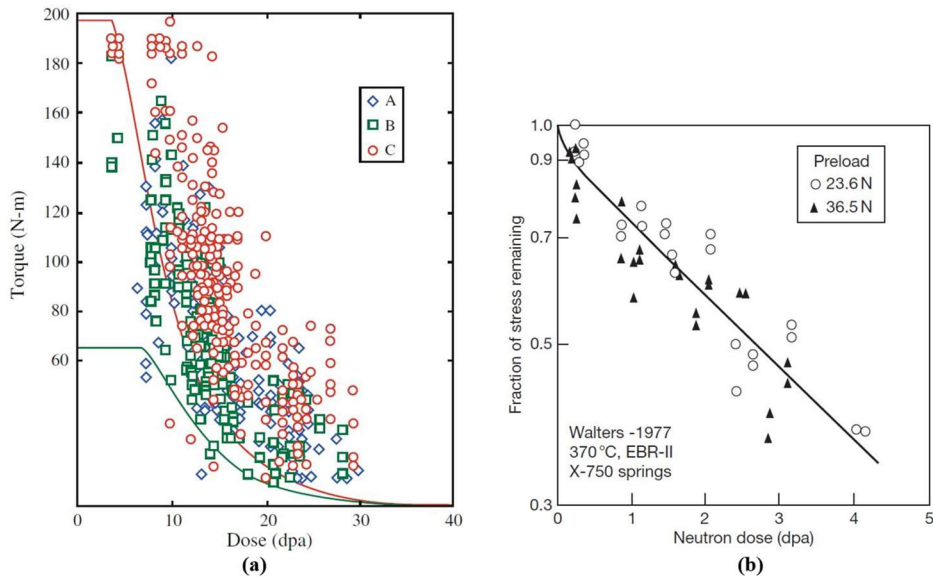
Figur 36

Känslighet för IASCC utvärderad som spricklängd per areaenhet för en serie austenitiska rostfria stål bestrålade med protoner och testade i BWR-NWC miljö. I (a) plottas känsligheten mot kromhalten i korngränserna, (b) staplingsfelsenergin (SFE), (c) hårdhet och (d) lokaliserad deformation uttryckt som viktad bredd på glidband i materialet. Två doser, 1 och 5 dpa, samt två töjningar, 1 % och 3 %, testades [129]. *Reprint with permission, © Elsevier.*

4.3.4 Bestrålningssinducerat kryp och spänningsrelaxation

Bestrålningssinducerat kryp kan ha både gynnsamma och försvårande effekter på IASCC. I ena vågskålen ligger den relaxation av restspänningar som åstadkoms i materialet, vilket minskar drivkraften för miljöinducerad sprickning. Detta förekommer i ett brett spektrum av material, berör flera belastningsfall, t.ex. förspänningar, restspänningar vid svetsning och inpassningsspänningar. Detta illustreras i figur 37 (a) där vridmomentet som krävdes att lossa baffelskruvar i kallbearbetad AISI 316 från PWR plottats mot dos. Samma sak illustreras i figur 37 (b) där kvarvarande spänning i förlastade prov av nickelbaslegeringen Alloy X-750 bestrålade i en natriumkyld snabbreaktor avsatts mot dos. Notera att effekten av bestrålningssinducerat kryp är stor, och att den är som mest markant i samma fluensområde som stora förändringar avseende bestrålningshårdnande och RIS sker. Således, om inte miljösprickning inträffar tidigt i en komponents servicetid, är det möjligt att bestrålningssinducerat kryp motverkar effekterna av hårdnandet och RIS. Därmed skulle sannolikheten för initiering av sprickning vid senare tidpunkter minska. I den andra vågskålen anses det faktum ligga att en förhöjd och ihållande kryphastighet, vilket inkluderar korngränsglidning och generering av dislokationer, skulle kunna gynna initiering samt även propagering av IASCC [30]. Detta är emellertid svårt att visa experimentellt.

En bra summering av experimentella data rörande bestrålningsinducerat kryp finns i [22]. Exempel på studier av kryp under pågående bestrålning vid försöksreaktorn i Halden finns beskrivet i referens [130, 131].



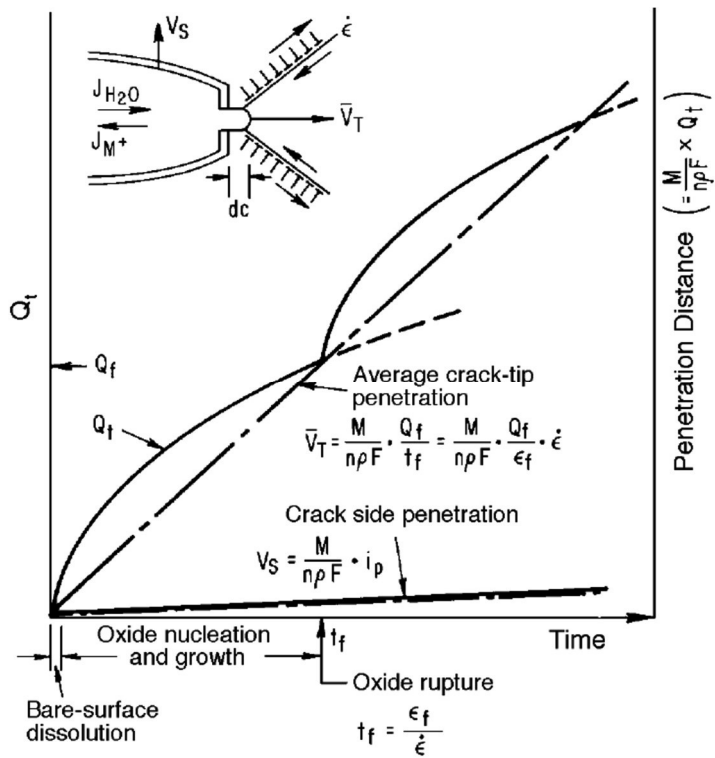
Figur 37

Spänningsrelaxation genom bestrålningsinducerad krypning som funktion av dos. I (a) visas kallbearbetade baffelskruvar i PWR tillverkade i AISI 316 [132]. *Reprint with permission, © corresponding author of publication.* I (b) visas data från fjädrar i Alloy X-750 bestrålade i en snabb-reaktor vid 370 °C [133]. *Reprint with permission, © Elsevier.*

4.4. Den gäckande förklaringen

Sammanfattningsvis verkar det som om ingen av de observationer rörande effekterna av bestrålning på material och miljö självständigt kan förklara IASCC. Det verkar troligt att alla faktorer som bestrålningen medför samverkar på ett eller annat sätt så att en förhöjd känslighet för SCC inträffar. Det är också så Ford/Andresen hanterar IASCC i PLEDGE-modellen [113] rörande interkristallin sprickning i rostfria stål och nickelbaslegeringar; man anpassar modellen för att ta hänsyn till hårdnandet, RIS, etc. [92, 134].

PLEDGE-modellen bygger på den så kallade slip/dissolution-teorin rörande propagering av SCC. I sin tur bygger den teorin 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 repassiveras avtar strömmen i korrosionscellen. Den totala spricktillväxthastigheten är således proportionell mot den elektrokemiskt kontrollerade korrosionsströmtätheten samt den periodiska uppbyggnaden av oxidfilmen i sprickspetsen. Den senare faktorn, uppbyggnadsfrekvensen, beror bland annat på spänningsintensiteten i sprickspetsen samt den resulterande töjningshastigheten. Den beskrivna processen illustreras i figur 38.



Figur 38

Illustration av viktiga faktorer i "slip-oxidation"-modellen för sprickpropagering. Uppbrytning av oxidfilm i sprickspetsen resulterar i metallupplösning vilken är proportionell mot den laddning Q som flyter i den aktiverade korrosionscellen [113]. *Reprint with permission, © TMS.*

5. Testmetoder och testutrustningar

Det kan diskuteras hur provning med avseende på IASCC genomförs på ett sätt som ger pålitliga data, men samtidigt är ekonomisk. Provning av material, som fått en fluens av intresse och vid relevanta förhållanden, under pågående neutronbestålning i en reaktor vid relevant vattenkemi är det exponeringsförhållande som vore idealt. Dock är det inte ofta ett realistiskt alternativ. Istället har provning av redan bestrålat material på laboratorium under relevant vattenkemi dominerat i de experimentella arbeten som berört IASCC. Denna typ av provning genomförs självklart bakom strålskärm på radiologiskt kontrollerade delar av laboratoriet. Ett exempel på en cell, fotograferad från utsidan, i vilken provning med avseende på IASCC genomförs visas i figur 39. Under arbetet i cellen hanteras de bestrålade proverna samt även övrig utrustning med olika typer av manipulatorer. Arbetet är således mycket mer komplicerat från en praktisk synvinkel relativt arbete med obestrålat material.

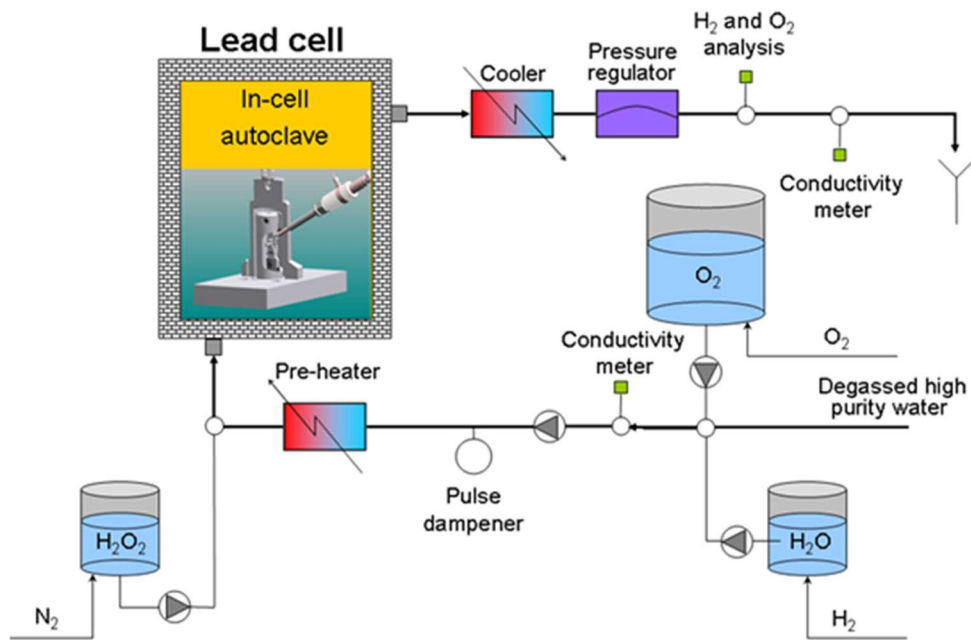


Figur 39

Exempel på strålskärm (cell) anpassade för att genomföra provning med avseende på IASCC, placerad i Studsvik Nuclear ABs lokaler.

Vid genomförande av provning med avseende på IASCC måste även reaktormiljön simuleras avseende temperaturer, tryck, ECP, renhet etc. Detta görs i ett autoklavsystem där

själva autoklaven med de bestrålade proverna placeras i en cell av den typ som visas i figur 39. Övriga delar av utrustningen kan i regel placeras utanför cellen och vara åtkomliga för service. Ett exempel på ett autoklavsystem avsett för provning med avseende på IASCC under BWR-förhållanden avbildas schematiskt i figur 40. Till höger i bilden leds ultrarent avgasat vatten in i processen. Till detta vatten kan O_2 och H_2O_2 tillsättas för att simulera oxiderande radiolysprodukter som bildas i härden på kraftverket. Även H_2 kan doseras för att simulera HWC-drift. Innan vattnet leds in i cellen och autoklaven passerar det en förvärmare som hettar upp vattnet till driftstemperatur för en BWR. I själva autoklaven genomförs den typ av provning som man är intresserad av, i detta fall spricktillväxtmätning med avseende på IASCC. När vattnet passerat autoklaven går det vidare genom en kylare, en tryckregulator samt sensorer för att mäta syrehalt, vätehalt och konduktivitet i vattnet. Slutligen leds vattnet till ett reningsverk där radioaktiva joner och partiklar från provet avskiljs via filter och jonbytare.



Figur 40

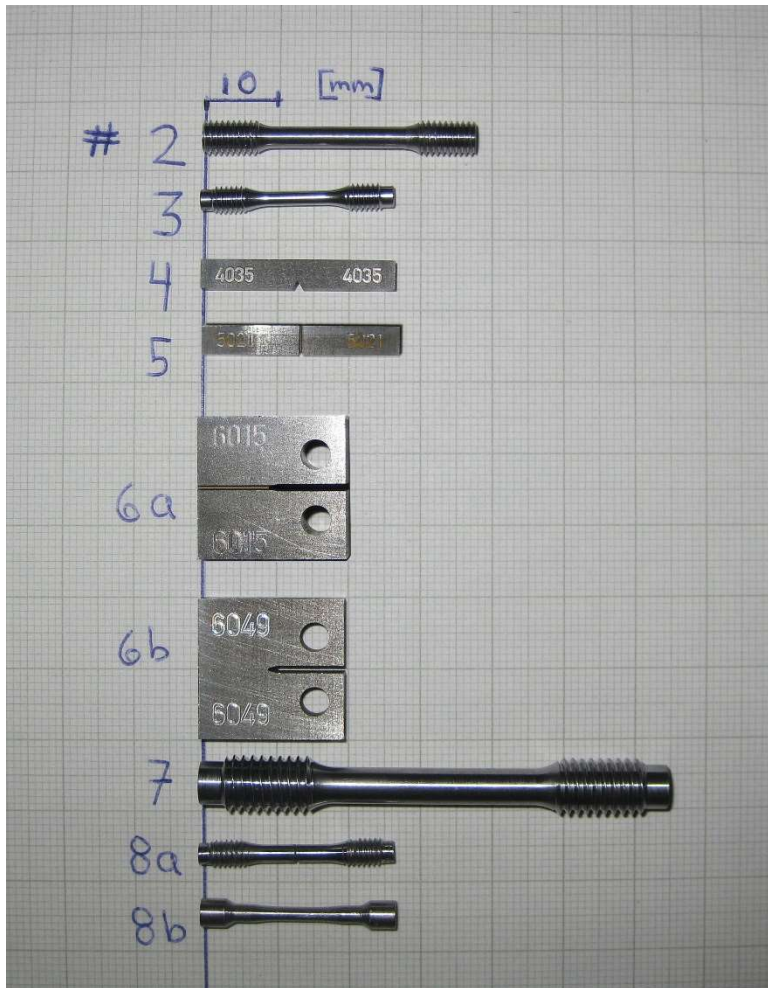
Schematisk avbildning av ett autoklavsystem avsett för provning med avseende på IASCC i BWR-miljö placerat i Studsvik Nuclear ABs lokaler.

Proverna som används för att studera IASCC är i regel minde relativt de prover som används för provning på obestrålat material. Det beror främst av fem anledningar:

- De komponenter som bestrålas i en lättvattenreaktor under drift och som är relativt lätta att byta ut (t.ex. styrstavar) har ofta begränsade dimensioner, vilket styr storleken på de provkroppar som kan tillverkas.
- Prov för IASCC-studier kan också bestrålas i dedikerade experimentreaktorer. Här råder en begränsning avseende hur mycket material som kan bestrålas samtidigt under ett tillräckligt högt neutronflöde. Detta resulterar i att provvolymen blir begränsad. Storleken av de individuella proverna begränsas också av storleken på bestrålningspositionerna.

- På grund av gammavärmning kan man inte bestråla särskilt tjocka prov i en testreaktor utan att få problem med kraftiga temperaturgradienter i materialet. Stora temperaturgradienter skulle kunna medföra att man får olika egenskaper i olika delar av provet, t.ex. tomrum/svällning i centrum men inte vid ytorna.
- Eftersom ett mål ofta är att studera material med höga fluenser är dessa starkt radioaktiva. Genom att minska volymen material reduceras också strålningen från provet.
- Till de föregående punkterna kan även tilläggas att bestrålat material alltid är mycket värdefullt eftersom bestrålningstiden kan vara lång, hanteringen av provmaterialet vid uttag i reaktorn komplicerad, den radioaktiva transporten och mottagandet vid laboratoriet administrativt krävande. Vidare är ofta materialmängden dessutom begränsad.

Miniatyriseringen av proverna kan ställa speciella krav på deras design och hur resultat tolkas från provningen. Små prov ställer också speciella krav på provningsutrustningen. Ofta behöver betydligt mindre provstavar användas vid studier av bestrålat material än vad som föreskrivs i standarder för t.ex. dragprov, slagprov och brottmekaniska prov. Detta gäller även vid studier av IASCC, se också vidare avsnitt 5.2.1. I figur 41 visas ett galleri av olika typer av prov avsedda för mekanisk provning av bestrålat material. Liknande prov används också för provning avseende IASCC.



Figur 41

Miniaturiserade provstavar framtagna av Studsvik Nuclear AB avsedda för att studera egenskaper hos bestrålat material; 2) Kryptest, 3) Lågcykelutmattning, 4) Slagprovning med Charpy V-prov, 5) Brottseghetsprov, 6a) Brottseghetsprov, 6b) Utmattningssprickning, 7) Lågcykelutmattning, 8a) & 8b) dragprover. Provstav 6a och 6b används också för spricktillväxtmätningar

5.1. Initieringsprovning

Syftet med denna typ av provning brukar vara att fastställa tiden till initiering av i detta fall IASCC i en provkropp (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 materialtillståndskänslighet för IASCC i en bestämd miljö. Ett exempel kan vara att bestämma vid vilken spänning i ett material IASCC börjat uppträda när materialet bestrållats till en viss fluens. Alternativt kan olika underökningar göras rörande hur olika miljöfaktorer förlänger eller förkortar tiden till initiering av IASCC i ett provmaterial som bestrållats till en viss fluens.

Det finns ett flertal olika metoder anpassade för att genomföra initieringsprovning med avseende på IASCC i både BWR- och PWR-miljöer. 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 proven plockas ut ur autoklaven och undersöks med t.ex. stereomikroskopi. Prov utan sprickor exponeras sedan vidare tills exponeringstiden för försöket uppnåtts. Alternativt kan t.ex. elektriska, elektrokemiska eller mekaniska metoder användas för att detektera initiering under pågående provning i autoklav.

5.1.1. Provning vid konstant förskjutning

Ett enkelt sätt att inducera dragspänningar i en provkropp är att böja den på något sätt och därefter fixera den i en rigg. Därefter kan provkroppen exponeras i en testmiljö efter önskemål för att undersöka om kombinationen av inducerade dragspänningar, miljö samt materialegenskaper, i detta fall t.ex. som funktion av fluens, resulterar i initiering av IASCC. Exempel på denna typ av provning är olika typer av böjprover, C-ringar samt så kallad U-böckad profil (Reversed U-bends, RUB). Denna typ av provning är standardiserad i t.ex. ISO 7539-2 (böjprov), ISO 7539-3 (RUB) och ISO 7539-5 (C-ringar). Provning med dessa typer av provkroppar kan även under vissa omständigheter utföras med en kontrollerad last, vilket tas upp i avsnitt 5.1.1.1.

Vid provning under konstant förskjutning beräknas spänningen i provkroppen ofta analytiskt, om belastningen inte överskrider sträckgränsen i materialet betydligt. Ett undantag är RUB-provning där en kraftig kalldeformation induceras, vilket kan ha betydande nackdelar i och med att deformationen lokaliseras i bestrålat material. I de provningsprogram avseende IASCC som utförts i svensk regi har provning med konstant förskjutning använts sparsamt [135]. Likaså verkar metoden inte ha någon större spridning internationellt när det gäller studier riktade mot IASCC. Ett exempel är emellertid referens [136]. Provningemetoden har i andra sammanhang använts flitigt för att studera olika faktorerers inverkan på t.ex. PWSCC i Alloy 600 [137] och Alloy 182 [138].

Provningen med olika typer av böjprov har ett antal potentiella fördelar och nackdelar när det gäller test med avseende på IASCC som kort summeras nedan:

Fördelar:

- Enkel och förhållandevis billig metod. När det gäller provning på bestrålat material utgör dock sannolikt belastningsanordningen en betydligt mindre del av resursbehovet jämfört med provning på obestrålat material.
- Olika spännings- och töjningstillstånd kan provas samtidigt beroende på hur mycket provet böjs.
- Prov med olika materialegenskaper kan provas parallellt.
- Ett stort antal prov kan exponeras parallellt, om det inte innebär radiologiska problem.
- Standardiserad metod.
- Lämplig för screeningförsök.

Nackdelar:

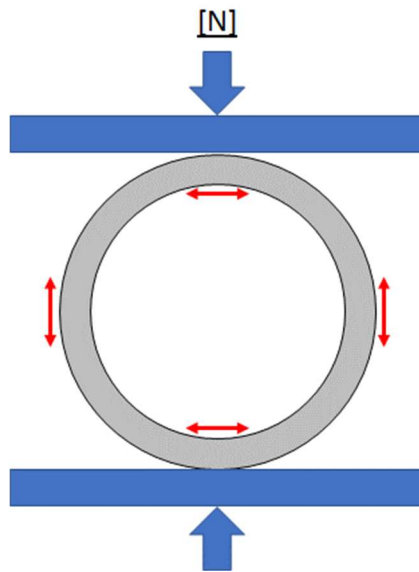
- Spänningen i provmaterialet relaxerar med tiden och i samband med uppvärmning och nedkyllning till och från provningstemperaturen.
- Ofta lång exponeringstid > 1 år.

- Tid till initiering bestäms inte med stor noggrannhet. Ofta sker det genom periodiska undersökning av proverna. Sätt att komma runt detta finns dock, t.ex. genom att registrera förskjutningar i det lasttåg som används för att belasta proverna.
- Vid RUB-provning introduceras en påtaglig kalldeformation i materialet vilket kanske inte är relevant för den tänkta applikationen.
- Användning av spaltbildare, t.ex. grafitull kan ifrågasättas.

5.1.1.1. Provning vid konstant last

Ringformade provstavar har använts i flertalet studier för att undersöka olika infallsvinklar rörande IASCC [139-142]. En starkt bidragande orsak till att använda ringformade provstavar vid studier rörande IASCC är att de relativt enkelt kan tillverkas från rör med liten diameter, t.ex. instrumentledrör. Sådana led rör finns i olika utsträckning placerade i eller mycket nära härden i samtliga typer av lättvattenreaktorer [52]. Ledrören tillverkas ofta av rostfritt stål, t.ex. kalldraget AISI 316 i instrumentledrör i PWR. Dessutom är de utbytbara eftersom livslängden hos led rör och/eller detektor är begränsad i det höga neutronflödet som råder i härden. Således har det funnits tillgång på högt bestrålat rostfritt stål i denna form, mycket lämpligt för studier relaterade till IASCC.

Principen för provningen bygger på att sektioner (ringar) av det aktuella röret komprimeras i en rigg under konstant last vid exponering i en miljö av intresse. Schematiskt illustreras det i figur 42.

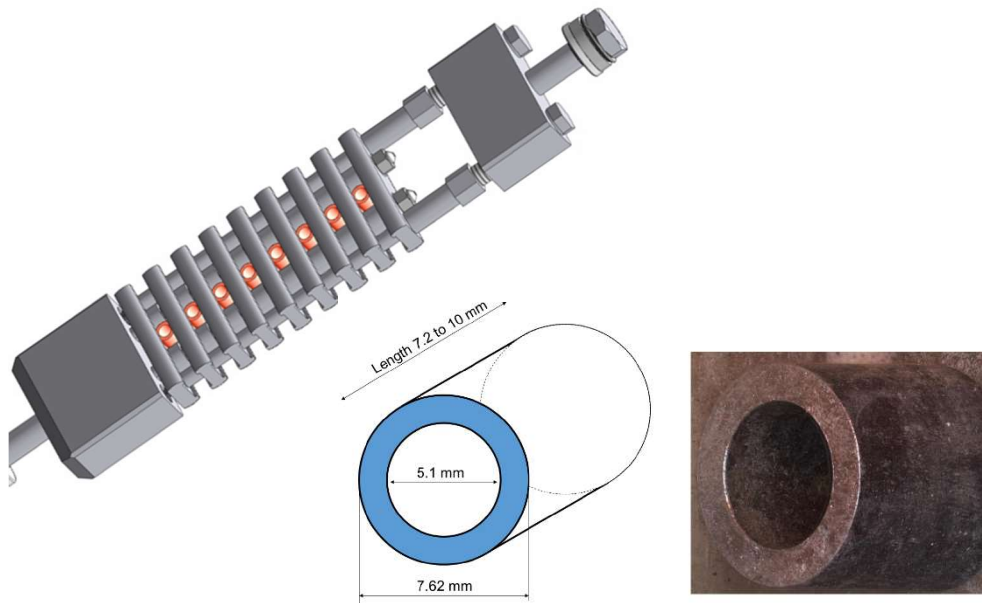


Figur 42

Illustrationen visar test av en ring (gråfärgat) med avseende på IASCC. Rödfärgade pilar indikerar dragspänningar i materialet.

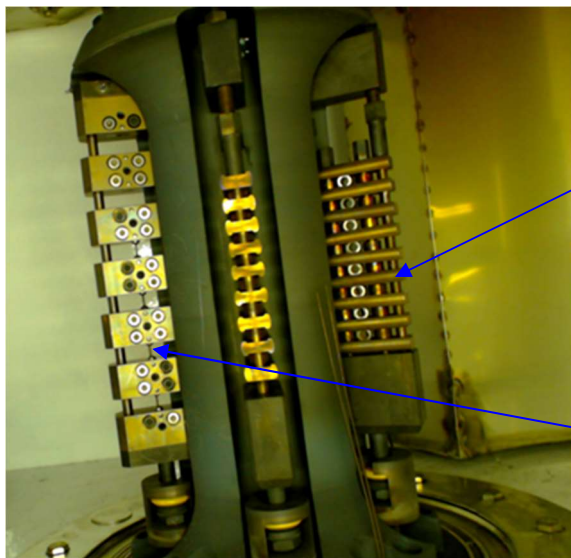
Vid applicering av en last på en ringformad provstav enligt figur 42 utbildas dragspänningar i insidan och utsidan av provkroppen. Hur stora dessa spänningar blir beror förutom den applicerade lasten även på rörets vägg tjocklek samt valet av längd på ringen. Spänningarna beräknas i allmänhet med hjälp av ett FEM-program. Exponeringen av ringarna sker i riggar med plats för flera prov kopplade i serie och flera riggar i samma autoklav. Alla prov i en rigg belastas med samma last. Genom utformningen på den rigg som används för provningen kan tiden till *brott* bestämmas för de enskilda proverna. Antagandet görs att tiden som förlöper mellan det att sprickning initierar i provkroppen tills

dess att slutbrott sker är förhållandevis kort, jämfört med tiden från det att exponeringen startar tills dess att sprickor initieras i provet. En illustration av en provrigg för ringformade provstavar visas i figur 43 samt hur den installeras i en autoklav i figur 44.



Figur 43

Vänster: Schematisk skiss av hur en testuppställning för initieringsprovning för IASCC med provmaterial i form av ringformade provstavar (kopparfärgade) fungerar. Höger: Illustration av ett ringformat prov. Illustrationen är hämtad från Studsvik Nuclear AB.



Lasttåg med prov i form av ringar

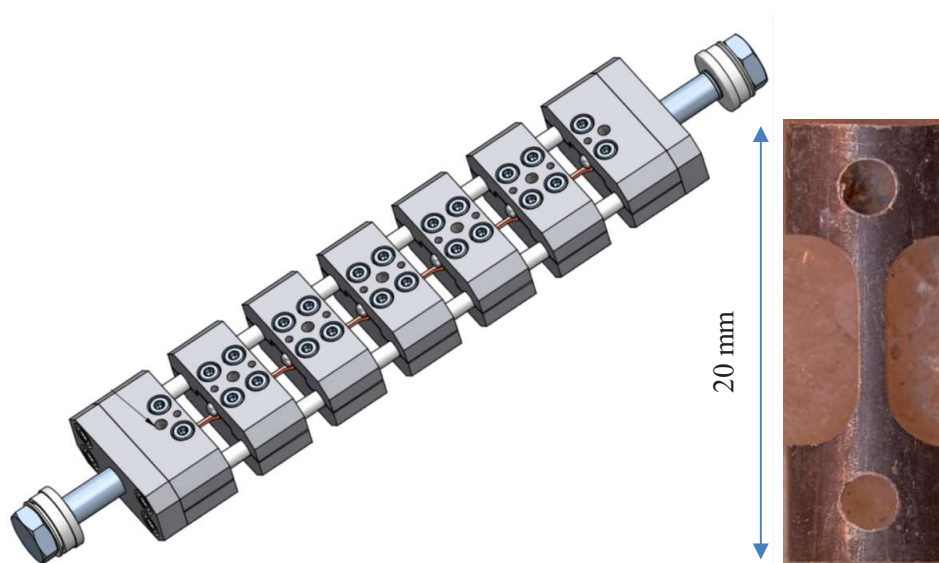
Lasttåg med prov i form av dragprovstavar

Figur 44

Exempel på en rigg med fem lasttåg (tre lasttåg är synliga i fotot) för provning av dragprovstavar och ringformade provstavar i autoklav under konstant- eller dynamisk last. Fotot är från Studsvik Nuclear AB.

Konstantlastprov kan utformas på många andra sätt än som ringformade provstavar, men dragprovstavar i olika utformning är vanligast. Framtagning av dragprovstavar för dessa ändamål är standardiserad, se t.ex. ISO 7539-4. Inom ramverket för ISO 7539-4 kan stor-

lek och form på provstaven väljas ganska fritt. Således kan miniaturiserade provstavar användas samt provstavar tillverkade från komponenter med en begränsande geometri, t.ex. tidigare nämnda instrumentledrör. Provistavar för provning vid konstant last lämpar sig för att placeras i stort antal inne i en autoklav genom att provstavarna kan kopplas i serie. Ett exempel på ett sådant lasttåg visas i figur 45 samt hur det monteras i en autoklav i figur 44. Tiden till initiering av IASCC, d.v.s. tiden till brott, kan detekteras för individuella prover i lasttåget via dess utformning. Andra sätt att detektera tiden till initiering av miljösprickning är DCPD (direct current potential drop) [143], men det är osäkert om detta har genomförts på bestrålat material. Lasten på provet kan anbringas genom t.ex. en fjäder [144, 145] eller via en aktiv elektrisk eller servohydraulisk lastanordning [142]. I båda fallen är det även möjligt att introducera en viss dynamisk last för att simulera transienter i reaktorn t.ex. vid uppstart och nedkörning.



Figur 45

Vänster: Schematisk skiss av hur en testupställning för initieringsprovning för IASCC med provmaterial i form av dragprovstavar (kopparfärgade) fungerar. Höger: Illustration av en dragprovstav för initieringsprovning avseende IASCC tillverkad från ett bestrålat ledtrör. Illustrationen är hämtad från Studsvik Nuclear AB.

Syftet med en konstantlastprovning är i allmänhet att bestämma tiden till initiering av IASCC som funktion av någon viss parameter. Alternativt kan tröskelvärden eftersökas under vilka inte IASCC initierar inom loppet av den stipulerade provningstiden som ofta är flera tusen timmar. Till exempel har tiden till initiering (om de skedde över huvud taget) som funktion av pålagd spänning i material och fluens studerats i referenserna [139-141, 146].

Inverkan av driftskemin i PWR på IASCC har studerats genom konstantlastprovning i referens [142], vilket beskrivs vidare i avsnitt 7.2.1.

Initieringsprovning med avseende på IASCC 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

- Exponeringstiden kan bli lång > 1 år vid studier av material med låg bestrålning, låg applicerad spänning och hög motståndskraft mot initiering av IASCC.
- Konstantlastprovning är mer komplicerad än en provning med konstant förskjutning.
- Få komponenter är utsatta för enbart enaxlig belastning varför enaxligt belastade prov, t.ex. dragprov, kan medföra icke-konservativa data.

5.1.1.2. SSRT - CERT

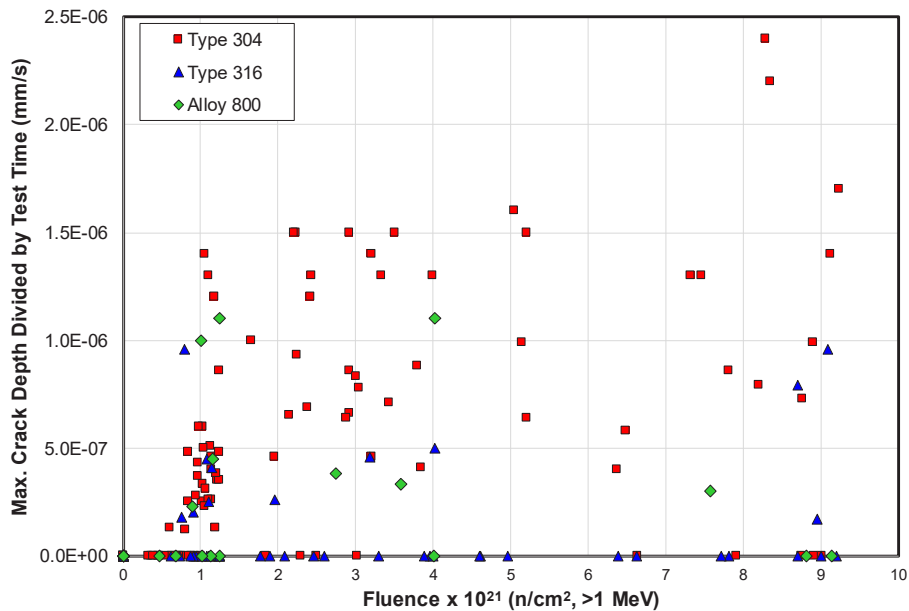
Provning med avseende på initiering av IASCC med Slow Strain Rate Testing (SSRT) eller Constant Extension Rate Testing (CERT) är ganska frekvent refererad i litteraturen, se t.ex. [108, 109, 147-150]. Provningen bygger på att en dragprovstav förlängs analogt med ett vanligt dragprov, fast med en betydligt 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 av efter månader, veckor eller dagar av exponering, om inte provningen stoppas innan dess. En långsammare draghastighet anses ge en mer aggressiv provning. Provning med SSRT är standardiserad enligt t.ex. ISO 7539-7 samt ISO 7539-4 där den senare berör framtagning av själva provstaven. En fördel med SSRT är att provstavens dimensioner kan göras små och väljas ganska fritt enligt ISO 7539-4, vilket ofta är önskvärt, se avsnitt 0. Vanligen används en klassisk dragprovstav med cirkulärt tvärsnitt. Olika former av notcher i provstavsmidjan har också använts för att lokalisera eventuell miljösprickning samt skapa ett treaxligt spänningstillstånd [151].

En provning med SSRT kan utvärderas på flera sätt, men är alltid kvalitativ till sin natur. 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 som har initierats under provningen och i så fall kvantifiera den. Andel av brottytan med icke-duktilt brott (t.ex. interkristallint) 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 [152]. På så vis fås ett måttetal som är enkelt jämförbart mellan olika provningar. I och med att provstaven inte dras till brott under försöket undviks deformationer i provmaterialet som är orimliga för praktiska tillämpningar. Vidare lokaliserar deformationen i bestrålat material vilket försvårar tolkningen av resultatet vid för materialtillståndet stora töjningar.

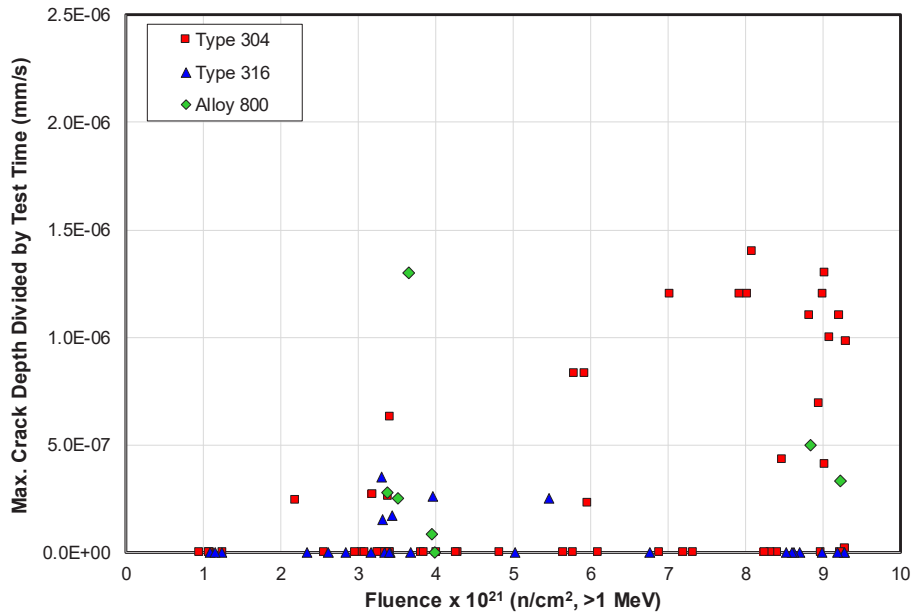
Ett exempel på resultat från en SSRT-provning där effekten av flera parametrar i en matris studerades på känsligheten hos materialet för IASCC finns i referenserna [108, 110]. De parametrar som studerades var inverkan av Mo i rostfritt stål (AISI 304 jämfört med AISI 316) samt ECP och fluens. SSRT genomfördes i autoklaver kopplade till rengingsystemet för reaktorvatten i Barsebäck 1. Under perioder då väte doserades till matarvattnet var ECP $-500 \text{ mV}_{\text{SHE}}$, d.v.s. HWC, och under tider då väte inte doserades var ECP $150 \text{ mV}_{\text{SHE}}$ d.v.s. NWC. Själva autoklavkretsen beskrivs närmare i avsnitt 5.3. Försöken pågick i regel 168 timmar varför prov endast i undantagsfall gick till brott. Provningsresultatet från SSRT utvärderades som en skenbar spricktillväxthastighet och resultat visas delvis i figur 46 samt figur 47. Några viktiga observationer rörande IASCC kan ses, som också diskuteras senare i avsnitt 7.1.1.

- IASCC motverkas av HWC ganska effektivt i det intervall av fluenser som studerades. Även i obestrålat material har HWC denna effekt på IGSCC [5].
- En viss fluens måste uppnås innan IASCC utvecklas. Denna fluens varierar något beroende på material och miljö. Känsligheten för IASCC ökar dock inte monotont med fluensen, utan avtar i den övre regionen av det undersökta intervallet.
- Legering med Mo i rostfritt stål (AISI 316) minskar känsligheten för IASCC, speciellt under oxiderande förhållanden.



Figur 46

Skenbar spricktillväxthastighet under SSRT-provning i oxiderande (NWC) miljö hos olika material. I figuren har data från referens [104, 108] plottats.



Figur 47

Skenbar sprickillväxthastighet under SSRT-provning i HWC-miljö (ECP<-230 mV HE) hos olika material. I figuren har data från referens [104, 108] plottats.

Sammanfattningsvis kan SSRT anses ha ett antal fördelar och nackdelar när metoden appliceras vid studier rörande IASCC:

Fördelar

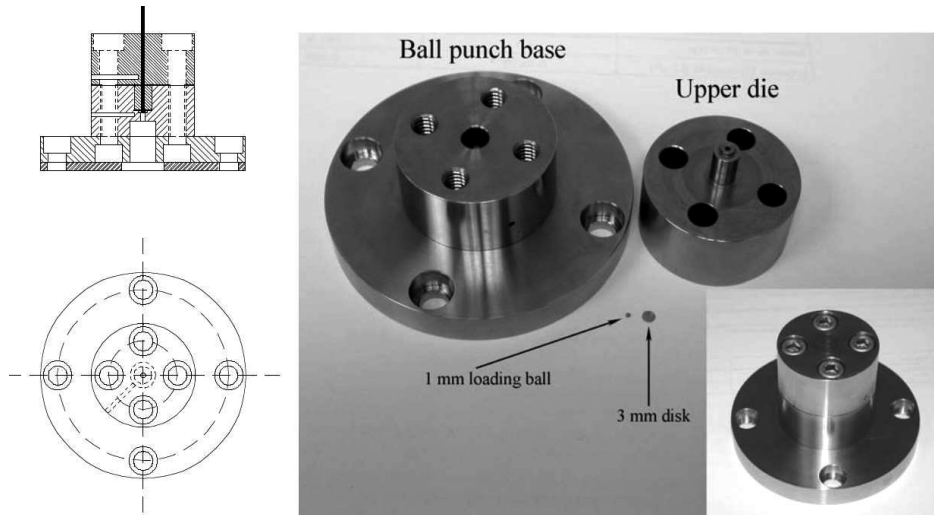
- Metoden är förhållandevis snabb eftersom exponeringstiden typiskt är i storleksordningen en eller ett par veckor (om initiering sker över huvud taget). Detta är viktigt med tanke på att provning på kontrollerat område alltid är resurskrävande.
- Metoden är standardiserad.
- SSRT är mer komplicerad än konstantlastprov men får i sammanhanget beskrivas som tekniskt ganska enkel och väldokumenterad. Provning på kontrollerat område i cell är alltid komplicerad varvid enkelhet bör eftersträvas.
- Flera provstavstyper finns att tillgå efter behov, vilket är en betydande fördel då tillgången på bestrålat provmaterial alltid är begränsad.
- Det finns gott om referensdata i litteraturen rörande resultat från SSRT.

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.

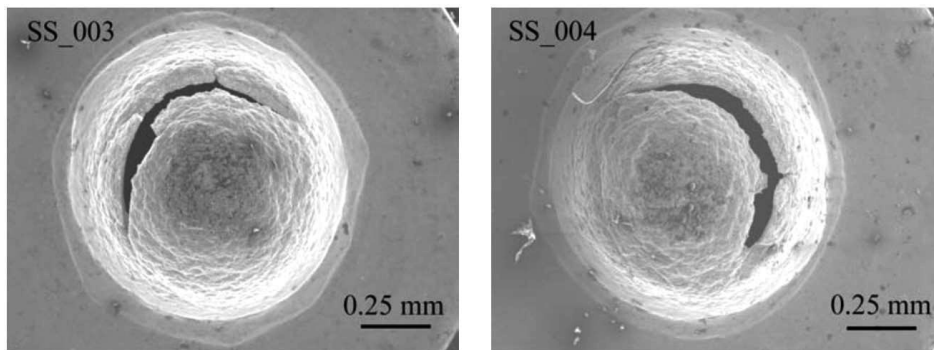
5.1.1.3. Small-punch test

Testmetoden "Small-punch test" eller översatt ungefär "miniatyriserat pressprov" har en viktig fördel när det gäller studier av bestrålat material och det är den minimala provstorleken. I exemplet på rigg för denna typ av provning som visas i figur 48 används ett prov med dimensionerna \varnothing 3 mm och tjocklek 0.25 mm. En bild på ett prov efter det att en mekanisk spricka har initierat visas i figur 49.



Figur 48

Kollage av bilder och ritningar som beskriver fixturen för "small-punch test" av skivformade prov med en diameter av 3 mm [153]. *Reprint with permission, © NRC.*



Figur 49

Bild av centrum på en provdisk efter det att materialet spruckit under provning i luft [153]. *Reprint with permission, © NRC.*

Principen för provningen bygger på att trycka med en hård kula på centrum av en platt skiva som utgör provmaterialet. Skivan centreras över ett hål med en fasad kant och dess kanter kan antingen vara fritt rörliga eller fixerade i fixturen vid provningen. Under det att ett diskformat prov deformeras under testet registreras last och förskjutning. Provningsmetoden är relativ etablerad inom olika branscher för att utvärdera t.ex. omslagstemperaturen för sprött brott i BCC-legeringar, sträckgräns, brottseghet och krypegenskaper hos olika metalliska material [154]. Utvärderingen av t.ex. data rörande sträckgräns från provningen är inte så komplicerad som det kan verka vid en första anblick utan analytiska samband finns att tillgå [153]. Provningsmetoden har använts för initieringsprovning av SCC i kallbearbetat obestrålat AISI 316L i simulerad BWR-miljö [154]. Emellertid har provningsmetoden aldrig använts för att studera initiering av IASCC, enligt vad rapportförfattarna erfar. Dock borde metoden ha potential för detta eftersom spänningen i provet kan kontrolleras under pågående test i t.ex. en autoklav under önskade exponeringsförhållanden. Den minimala provvolymen är en stor fördel dels från ett strålskyddsperspektiv, men också från ett perspektiv av tillgänglighet på bestrålat material. Eftersom provvolymen är så liten är det också tänkbart att ta material från en komponent som fortfarande är i drift och utvärdera dess egenskaper. En nackdel är att provet sannolikt utsätts för stora plastiska deformationer, vilket försvårar tolkningen av resultat för bestrålat material. En standard kring small punch testing håller i nuläget på att tas fram inom ramen för ASTM E10.

5.2. 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 [155]. På grund av de höga kostnaderna förknippade med spricktillväxtprovning av neutronbestrålat material försöker man i regel erhålla så många datapunkter som möjligt från ett och samma prov.

5.2.1. Spricktillväxtprovning med brottmekaniska prov

Spricktillväxtprovning med avseende på IASCC skiljer sig i princip inte från provning på obestrålat material, se t.ex. beskrivningar i [5, 6]. Det är samma principer som gäller. Det vill säga, Direct Current Potential Drop, DCPD används för att följa propageringen online av en interkristallin spricka vars spets belastas på ett kontrollerat sätt (konstant K , konstant last, etc.) i en provkropp. Provkroppen utgörs av ett brottmekaniskt prov (vanligtvis Compact Tension, CT) med en förutmattad spricka som exponeras för en miljö av intresse. Resultaten från ett prov kan utgöra spricktillväxthastigheten som funktion av spänningsintensitetsfaktorn, K , temperaturen, etc.

Det finns dock några komplicerande faktorer som gäller specifikt vid provning av bestrålat material, t.ex. K -giltighet och den begränsade provstorleken.

Sprickor i anläggningarna är i allt väsentligt av typen plan töjning. Därför bör spricktillväxtdata också produceras med prov där så stor del av sprickfronten som möjligt är under plan töjning. Ett begrepp som används i sammanhanget är likhetskonceptet (similitude på engelska), vilket för linjär elastisk brottmekanik innebär att data som erhållits från ett prov är tillämpbara för andra prov/komponenter så länge spänningsintensitetsfaktorerna är lika. Vid spricktillväxtprovning med brottmekaniska prov ska därför den plastiska zonen utbredning vara liten i förhållande till provets dimensioner. I standarder för brottmekanisk provning definieras därför villkor för hur provstorleken ska förhålla sig till spänningsintensitet och materialets egenskaper, s.k. *K*-giltighetskriterier. Då det saknas en standard för spricktillväxtprovning av spänningskorrosion brukar man normalt tillämpa *K*-giltighetskriteriet enligt ASTM E399 [156]. *K*-giltigheten enligt denna standard definieras enligt villkoret:

$$W-a > 2,5(K_{\max}/\sigma_{YS})^2 \quad (\text{Ekv.10})$$

där *W*-*a* är det ospruckna ligamentet och σ_{YS} materialets sträckgräns. Ovanstående villkor kompletteras ofta med provets tjocklek så att det är den mindre dimensionen av de två som avgör giltigheten [157]. *K*-giltighetskriteriet enligt ovan gäller för deformationshårdnande material. I spricktillväxtförsök av material med hög sträckgräns, antingen från kallbearbetning eller neutronbestrålning, har ibland mycket höga tillväxthastigheter observerats trots att spänningsintensiteten var inom *K*-giltigheten [158]. Detta har tolkats som att *K*-giltigheten enligt ASTM E399 är icke-konservativ och inte tillämpbar vid spricktillväxtprovning av bestrålat material [157]. De mekaniska egenskaperna hos bestrålade rostfria stål karakteriseras av deformationsmjuknande sedan sträckgränsen uppnåtts och den egenskapen har angetts som förklaring till att *K*-giltighetskriteriet enligt standarden skulle vara ogiltigt. Av det skälet har alternativa kriterier föreslagits där giltigheten bestäms av en ”effektiv” sträckgräns [157, 159-161]. Den effektiva sträckgränsen definieras enligt villkoren:

$$\sigma_{\text{eff1}} = (\sigma_{\text{bestr.}} - \sigma_{\text{obestr.}})/2 + \sigma_{\text{obestr.}} \quad (\text{Ekv. 11})$$

eller

$$\sigma_{\text{eff2}} = (\sigma_{\text{bestr.}} - \sigma_{\text{obestr.}})/3 + \sigma_{\text{obestr.}} \quad (\text{Ekv. 12})$$

Frågan om provstorlekens eventuella inverkan på spricktillväxthastigheten, samt *K*-giltigheten för bestrålat rostfritt stål adresserades i ett arbete initierat av dåvarande SKI och som presenteras i referens [162]. Resultaten från studien visade att töjningsfördelningarna vid sprickspetsen enbart beror av spänningsintensitetsfaktorn, oberoende av provstorlek eller spricklängd, så länge provet uppfyller kraven i ASTM E399. Det föreföll därför inte finnas några mekaniska faktorer som kunde förklara en eventuell inverkan av provstorleken på tillväxthastigheten. Vidare visade analysen att det inte finns några mekanistiska skäl att tillämpa en effektiv sträckgräns, d.v.s. Ekv. 11 eller 12, för att definiera *K*-giltigheten.

Vid granskningen av en databas som användes för att utveckla modeller för spricktillväxt i bestrålat rostfritt stål i oxiderande (NWC) och reducerande (HWC och PWR) miljöer tillämpades en effektiv sträckgräns för att definiera *K*-giltigheten [163, 164]. Datapunkter gällande spänningsintensiteter överstigande *K*-giltigheten definierad enligt σ_{eff1} ovan gällades bort och användes inte vid utvecklingen av modellerna [163]. Efter att *K*-giltigheten

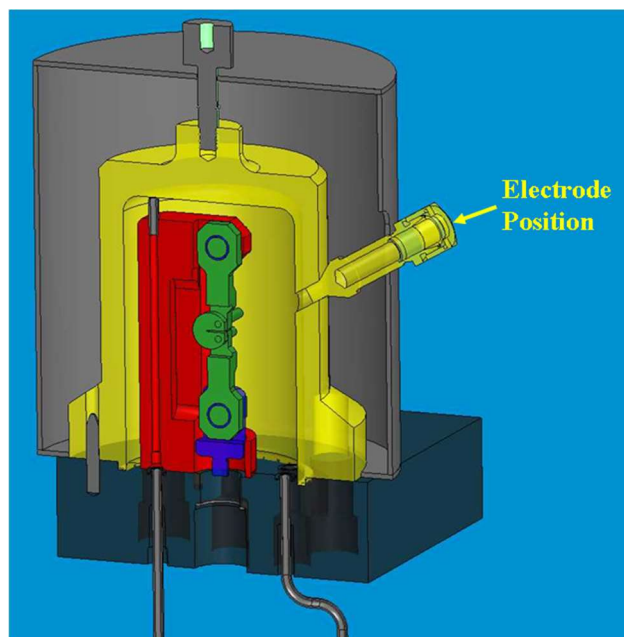
överstigits observerades i många tester höga tillväxthastigheter som inte var konsistenta med responsen tidigare under försöken, när K utan tvekan var giltigt. Baserat på experimentella data bör alltså en effektiv sträckgräns användas för att definiera K -giltigheten vid spricktillväxtprovning av bestrålat material.

Rent provningstekniskt ställer de små provstavar som ofta används för provning av bestrålat material större krav på utförandet. Spänningsintensiteten vid sprickspetsen beror av sprickans storlek samt pålagd last och i ett CT-prov kan K beräknas enligt t.ex. ASTM E399 [156]. För en given last ökar K med ökande sprickstorlek, och ökningen av K blir kraftigare med ökande spricklängd. Vid tester utförda vid konstant K minskas därför den pålagda lasten i takt med att sprickan växer. De små prov som vanligen används i spricktillväxtprovning av bestrålat material, tillsammans med höga tillväxthastigheter, gör att man relativt ett större prov snabbare når spricklängder som medför att en liten ändring i sprickstorlek resulterar i kraftigt ökat K . Jämfört med tester med större prov och material som spricker långsammare ställer detta större krav på precisionen i mätningen av spricklängd eftersom underskattning av spricklängden innebär att K ökar. Ökande K för en växande spricka kan resultera i kraftigt accelererade tillväxthastigheter [165]. Små prov ställer också större krav på lastkontrollen eftersom en given lastförändring relativt sätt resulterar i en större förändring i K än för ett större prov.

Förutom ovanstående kan också följande aspekter avseende spricktillväxtprovning av bestrålat material nämnas:

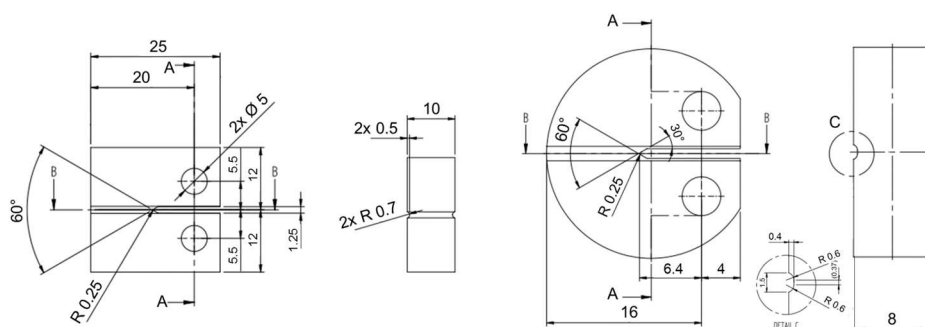
- Utrustning för tillverkning av prov från bestrålat material krävs i regel
- Kapacitet att karakterisera materialet med avseende på t.ex. mikrostruktur och mekaniska egenskaper kan krävas
- Montering i autoklav av proven för DCPD-mätning måste ske med hjälp av manipulatorer
- Gammastrålningen från proven kan utesluta användning av vissa material, t.ex. teflon
- Dosgradienter i ursprungsmaterialet kan påverka resultaten

I figur 50 visas en schematisk bild av hur provningen med avseende på IASCC genomförs på ett bestrålat prov i en autoklav. På bilden visas själva autoklaven, lastanordningen samt genomföring för en elektrod som används för att montera provstavens ECP. För att få en känsla för storleken på proverna visas exempel på måttsatta skisser i figur 51.



Figur 50

Schematisk uppställning av spricktillväxtprovning på ett bestrålat prov i en autoklav. Detaljerna har följande funktion efter färg; Gult är autoklav samt genomföring för elektrod som mäter ECP hos provet, Rött är mothåll och rigg, Grönt är provfixtur samt prov, Blått anslutning till anordning för aktiv kontroll av last på provet. Provuppställningen kommer från Studsvik Nuclear AB.

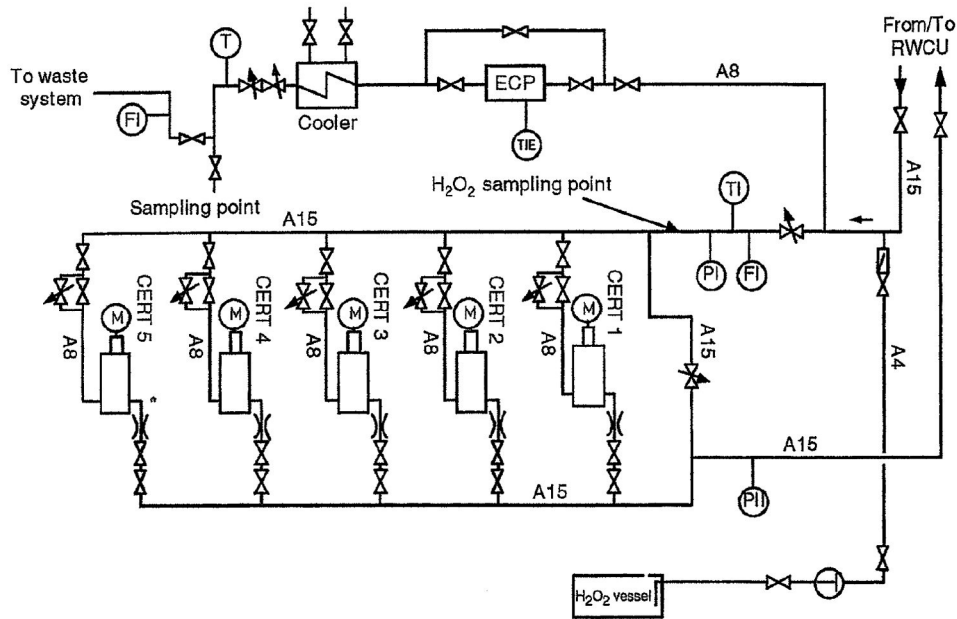


Figur 51

skisser av två brottmekaniska prover som används av Studsvik Nuclear AB för att mäta spricktillväxthastigheten avseende IASCC i bestrålat material.

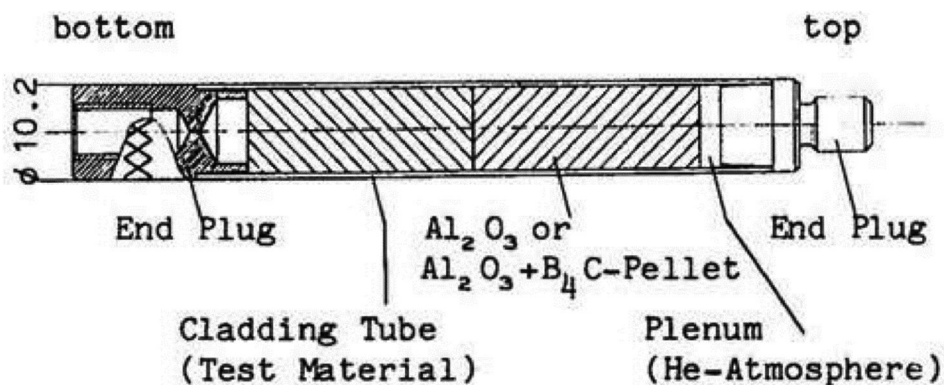
5.3. Utrustning placerad i kraftproducerande reaktorer

Studier av IASCC har genomförts inte bara i autoklaver på laboratorium i Sverige utan också i förbiflödessystem kopplade till kraftproducerande reaktorer. Ett exempel ges i referens [108, 110], där provning gjordes i autoklaver kopplade till reningssystemet för reaktorvatten i Barsebäck 1. Även bestrålning av provstavar genomfördes i lediga detektorpositioner i härden i Barsebäck 1. Provingen genomfördes i form av SSRT (CERT) i fem parallella autoklaver. Även ECP mättes i en separat autoklav. Detta illustreras schematiskt i figur 52.

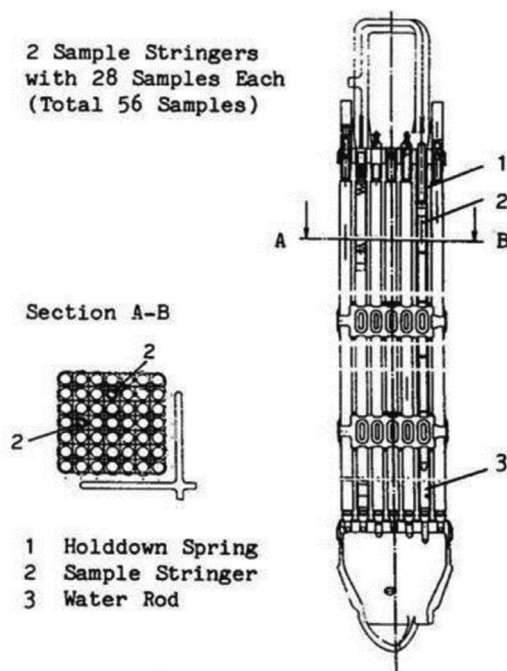


Figur 52
Schematisk illustration av autoklaver för SSRT-provning kopplade till ett förbiflödessystem i Barsebäck 1 [108]. *Reprint with permission from corresponding author.*

Ett annat exempel på provning med avseende på IASCC som genomförts i kraftproducerande reaktorer är användning av så kallade svällande mandreller [166-170]. Principen bygger på att vissa keramer (Al_2O_3 och $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{B}_4\text{C}$) sväller betydligt på ett kontrollerat sätt under bestrålning. Detta utnyttjas genom att svällkroppar tillverkas med en förväntad svällning som funktion av bestrålning och placeras i pluggade rör av det material som skall provas, se schematisk bild i figur 53. Flera provkroppar likt den som visas i figur 53 kopplas därefter ihop i provkedjor och placeras i vattenfyllda stavar i en vanlig bränslepatron för exponering i en reaktor, se figur 54.



Figur 53
Exempel på prov av rörmaterial för IASCC test med svällande mandrell som exponeras i PWR- eller BWR-reaktorer [166]. *Reprint with permission, © ANS*

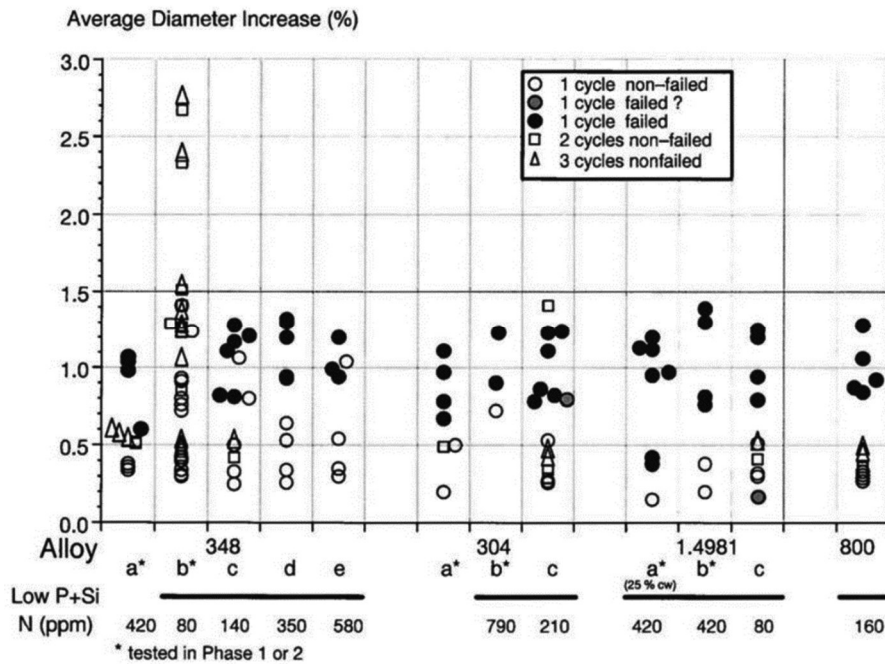


Figur 54

Schematisk illustration av hur kedjor av rörformade prover med internt svällande mandrell placeras i en bränslepatron för exponering i en kraftproducerande BWR [166]. *Reprint with permission, © ANS.*

Exponeringen av provkedjorna varade en eller flera bränslecykler. Efterundersökningarna kunde åtminstone i vissa fall [166] genomföras vid bränslebassängen. Sprickor i de exponerade rören detekterades med virvelstömteknik och diameterförändringar genom profilometri. Utvärderingen av testresultatet kunde därefter presenteras som en diameterökning av de exponerade rörproverna under bestrålning samt indikerningar om sprickor hade uppstått, se exempel i figur 55.

Provningsmetoden tillät således exponering av ett flertal prover parallellt i verklig driftmiljö inuti härden på kraftproducerande reaktorer. Provningsmetoden användes framförallt för att jämföra effekten av olika legerings- och föroreningselement på IASCC samt även materialtillstånd och värmebehandlings.



Figur 55

Resultat från exponering av rörprover utrustade med internt svällande mandrell efter exponering i en kraftproducerande PWR [168]. *Reprint with permission, © TMS.*

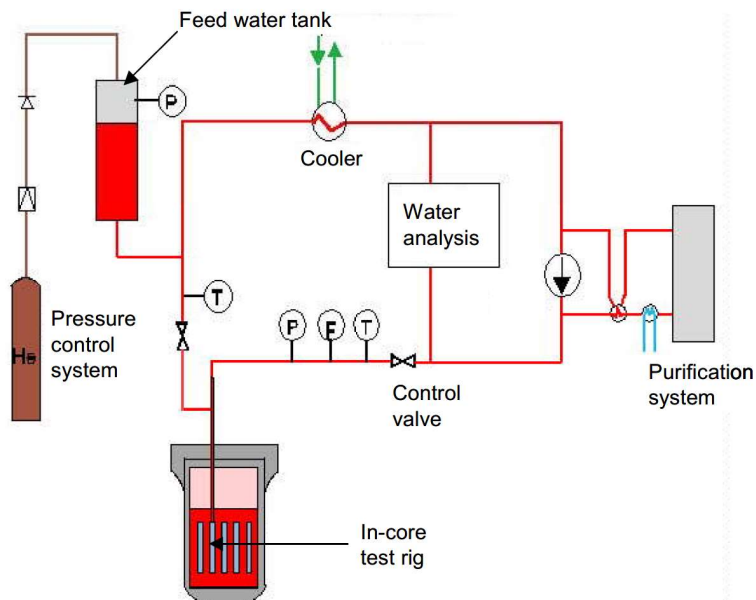
5.4. Utrustningar placerade i testreaktorer

Den största delen av provning rörande IASCC har skett på bestrålat material i celler utan inverkan av vidare neutronbestrålning. I ett fåtal testreaktorer har det dock utförts test under pågående bestrålning. På så vis är tanken att provningen skall vara mer likt de verkliga förhållandena i härdmiljö där IASCC uppkommer. Vid en första anblick finns det ett antal faktorer som tillkommer vid provning under pågående bestrålning:

- När IASCC-provningen sker i en testreaktor kommer materialet förändras p.g.a. neutronbestrålning under det att provningen fortgår. Till exempel genom kryp, se avsnitt 4.3.4. Det genereras också nya bestrålningsdefekter t.ex. i den plastiska zonen framför sprickspetsen. Potentiellt kan egenskaperna hos den plastiska zonen därför skilja sig mellan provning i och utanför härd.
- Vid provning under bestrålning i en testreaktor kan även effekten av pågående radiolys studeras. Emellertid tillförs oxidationsmedel (syre) till den simulerade reaktorkemin vid t.ex. test i BWR-miljö även vid vissa försök gjorda i en testreaktor [171-173]. Det är således oklart om den radiolys som sker av vattnet i en testreaktor har någon inverkan på provningsresultatet i de fallen.
- Det är också tänkbart att radiolys även skulle kunna ske i själva spänningssprickan vid provning under bestrålning. Detta är en hypotes som sannolikt endast kan studeras under pågående bestrålning i en testreaktor. Artikelförfattarna har dock inte funnit några belägg för en sådan mekanism. Om spetsen på en spänningsspricka skulle hållas vid en förhöjd potential genom t.ex. lokal bildning av oxiderande radiolysprodukter, då skulle vidare propagering motverkas. Detta beror på att den elektrokemiska potentialgradient som vanligen är starkt inblandad i tillväxten av en miljöspricka motverkas.

Omfattande provning över tid rörande IASCC i rostfritt stål under pågående bestrålning har gjorts inom det så kallade ”The Halden Reactor Project”, HRP. Från svensk sida har både SSM och kraftbolagen deltagit som beställare i dessa projekt [174]. Vidare har bestrålat material, utkopat från skrotade interndelar från flera svenska BWR använts som provmaterial i vissa av projekten som finns publicerade in den öppna litteraturen [172, 173, 175, 176]. De interndelar som provmaterial togs från var t.ex. styrtavlar, moderator-tank och härdgaller från BWR. Andra program där IASCC-provning har genomförts under pågående bestrålning finns t.ex. i referens [177, 178].

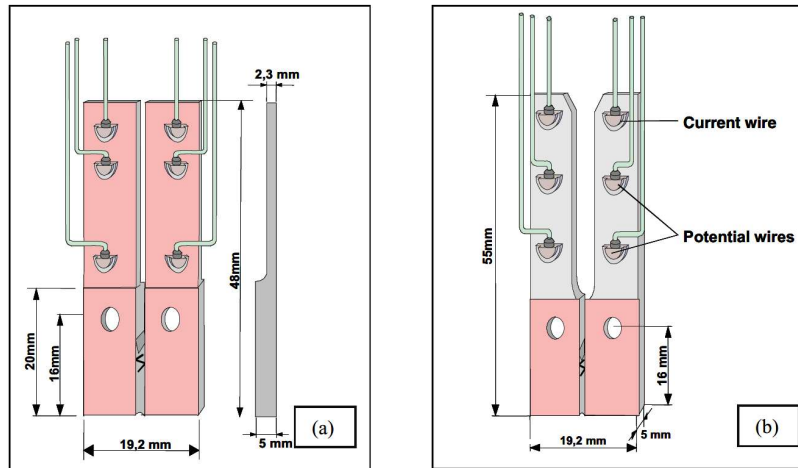
Den reaktor som använts för testerna med svensk anknnytning ligger i Halden i Norge. Reaktorn användes primärt för forskning. Den var utrustad med flera typer av riggar i vilka vattenkemi representativ för BWR eller PWR reaktorer kunde simuleras. I dessa riggar genomfördes test med avseende på IASCC under pågående bestrålning. En schematisk illustration av reaktorn och en rigg för provning visas i figur 56.



Figur 56

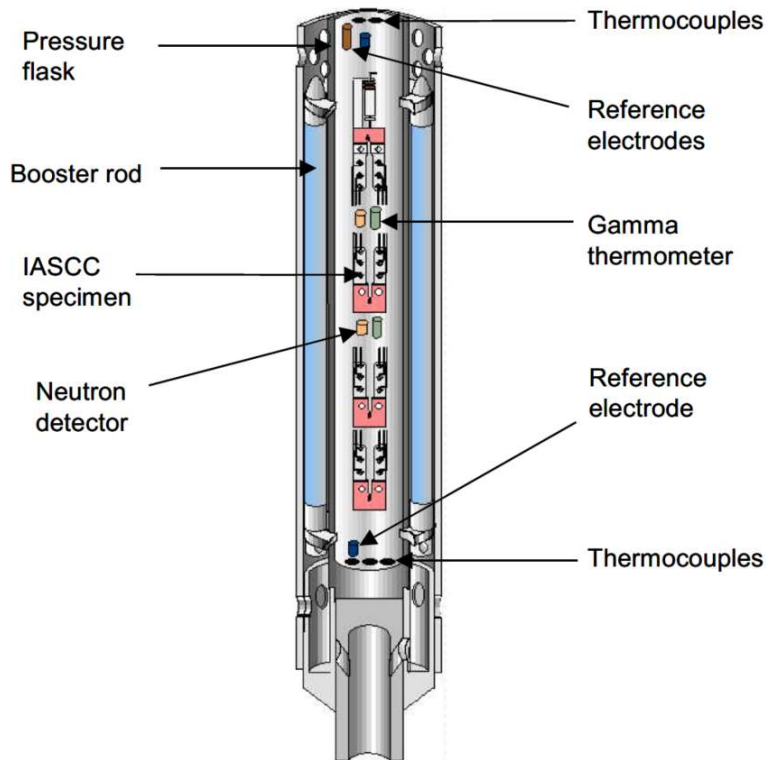
Schematisk illustration av en testloop i Haldenreaktorn för provning under simulerad BWR- eller PWR-kemi [171]. *Reprint with permission, © corresponding author of publication.*

Provning med avseende på IASCC har genomförts både med avseende på spricktillväxt-data samt data rörande tid till initiering av sprickning. Spricktillväxtprovning har genomförts med CT-prover aktivt belastade genom ett bälgsystem och instrumenterade med DCPD. En schematisk bild av två typer av CT-prov som använts för denna variant av provning visas i figur 57. Dessa CT-prover var under exponeringen monterade i en rigg placerad i härden på testreaktorn. I riggen fanns även instrumentering för mätning av ECP, temperatur och fluens. En schematisk bild av riggen visas i figur 58.



Figur 57

Två typer av instrumenterade CT prover som använts för spricktillväxtmätningar under bestrålning i Haldenreaktorn. Provet till vänster är tillverkat helt från tidigare bestrålat material, medan provet till höger har påsvetsade "armar" av obestrålat material [172]. *Reprint with permission, © TMS.*

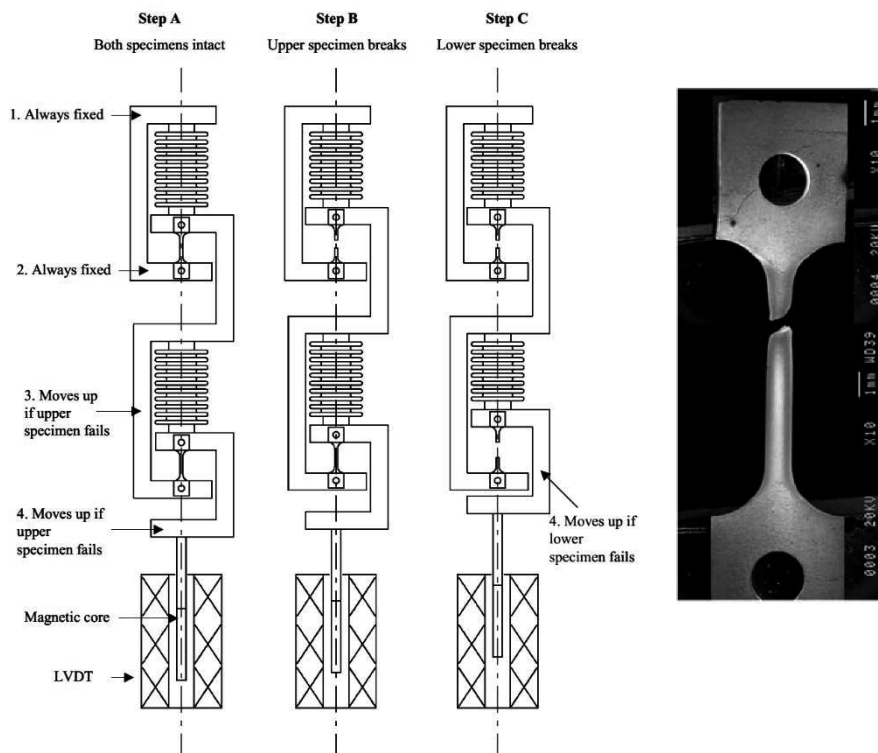


Figur 58

Schematisk bild av CT-prover för spricktillväxtmätningar installerade i en loop för provning i testreaktor [171]. *Reprint with permission, © corresponding author of publication.*

Initieringsprovning har också genomförts i en testloop i reaktorn under bestrålning. Proverna, i form av små dragprovstavar med runt tvärsnitt med diametern 1 mm, belastades aktivt genom ett bälsystem, se figur 59. Brott i en viss provstav kunde detekteras on-line genom en Linear Variable Differential Transformer, LVDT, kopplad till belastningsanordningen. Antaganden görs då att tiden till initiering är betydligt längre än för propagering av den initierade sprickan till en sådan storlek att provet går av. Detta är ett rimligt

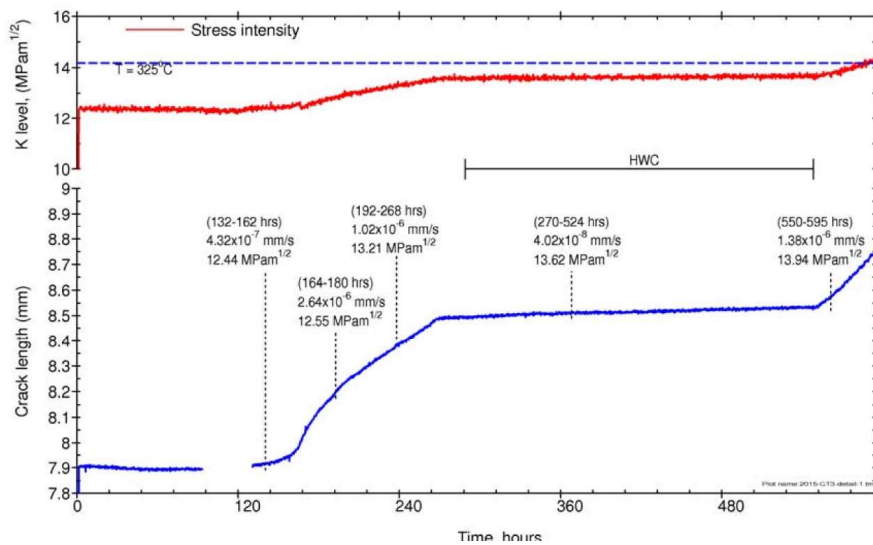
antagande för prover med små tvärsnitt. Trettio prov kunde exponeras parallellt i olika positioner i och ovanför härden med olika neutronflöden.



Figur 59

Till vänster visas schematiskt hur tekniken fungerar för att detektera brott i dragprovstavar under initieringsprovning avseende IASCC. Till höger visas ett foto av provstavstypen efter brott [175].
Reprint with permission, © corresponding author of publication.

Exempel på parametrar som studerats i Haldenprojektet är inverkan av HWC på initiering [173, 175] och propagering [172, 173, 175, 176] av IASCC. Effekten av HWC på sprick-tillväxthastigheten uppmätt under pågående bestrålning av AISI 304L från en styrstav som tidigare bestrålats i Barsebäck 1 till en fluens motsvarande 7.7 dpa visas i figur 60. Under oxiderande förhållanden, NWC, uppmättes en spricktillväxt om ca $1 \cdot 10^{-6}$ mm/s, vilken minskade med en faktor 25 efter det att HWC-förhållanden hade skapats genom vätedosering. En återgång till NWC resulterade till att spricktillväxthastigheten återgick till ett värde nära $1 \cdot 10^{-6}$ mm/s igen. Effekten av HWC kunde även påvisas för andra prover med både högre och lägre bestrålning i referens [176]. Emellertid har effekten av HWC varit svår att påvisa för bestrålat AISI 304L i en tidigare referens [172].



Figur 60

Spricktillväxthastighet (IASCC) uppmätt i ett prov av AISI 304 L som bestrålats till 7.7 dpa innan provning under vidare bestrålning i Halden-reaktor. Exponeringsmiljön var BWR där NWC simulerades genom dosering av 5 ppm O₂ och HWC med en dosering av 2 ppm H₂ till i övrigt ultrarent vatten [176]. *Reprint with permission, © CNS.*

En mycket intressant observation i referens [176] var att den uppmätta spricktillväxthastigheten i dubbelprov inte berodde av det neutronflöde i vilket proven placerades. Provning av redan bestrålat material, AISI 304L med fluens motsvarande 7,7 dpa, vid högt flöde ($2,7 \cdot 10^{13}$ n/cm²s, E > 1MeV) resulterade i samma spricktillväxthastighet som provning vid lägre flöde ($7,7 \cdot 10^{11}$ n/cm²s, E > 1MeV). Provningen utfördes i simulerad BWR-NWC miljö. Likande resultat erhöles också från dubbelprov av AISI 316L.

Även nickelbaslegeringar som Alloy 718 har provats med avseende på IASCC under bestrålning i Haldenreaktor [179]. I referens [179] genomfördes initieringsprovning på ett antal provstavar av den form som visas i figur 59. Materialet bestrålades endast till låga nivåer < 1 dpa. Anledningen till den låga bestålningsgraden var sannolikt att förhållanden som efterliknar de som upplevs av spruckna nedhållarfjädrar av Alloy 718 i bränsleknippen till PWR eftersträvades [179-181]. Resultatet av provningen visade inte på något samband mellan fluens eller flöde och tid till sprickinitiering. Exponeringstid i den aktuella miljön korrelerade däremot med tid till initiering [179]. Sannolikt hade därför bestrålningen en sekundär inverkan på tiden till initiering och det kan ifrågasättas om mekanismen då verkligen var kopplad till IASCC. Detta antyddes även i referens [181] rörande de faktiska skadefallen som observerats.

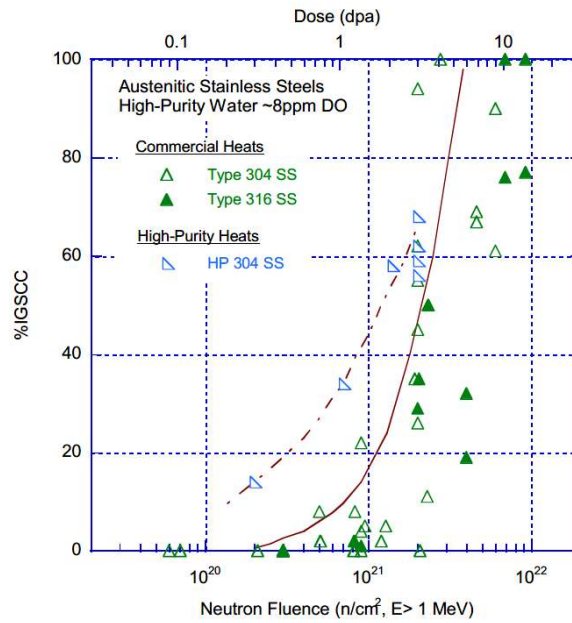
6. Faktorer som påverkar känsligheten för IASCC

Bestrålning av ett material medför som det framgår av avsnitt 0 att flera egenskaper hos materialet påverkas. Förändringen av dessa materialegenskaper kan i sig medföra att IASCC utvecklas om materialet utsätts för dragspänning. Dessutom tillkommer det ett antal faktorer som kan påverka materialets känslighet för IASCC, som till exempel legeringselement och orenheter i materialet. Syftet med detta avsnitt är att ge en översikt rörande dessa faktorer samt exemplifiera hur provning har genomförts med tyngdpunkt på resultat med anknytning till svenska förhållanden. Informationen i detta avsnitt överlappar därför i viss mån med avsnitt 0 och 4.

6.1. Neutrondos

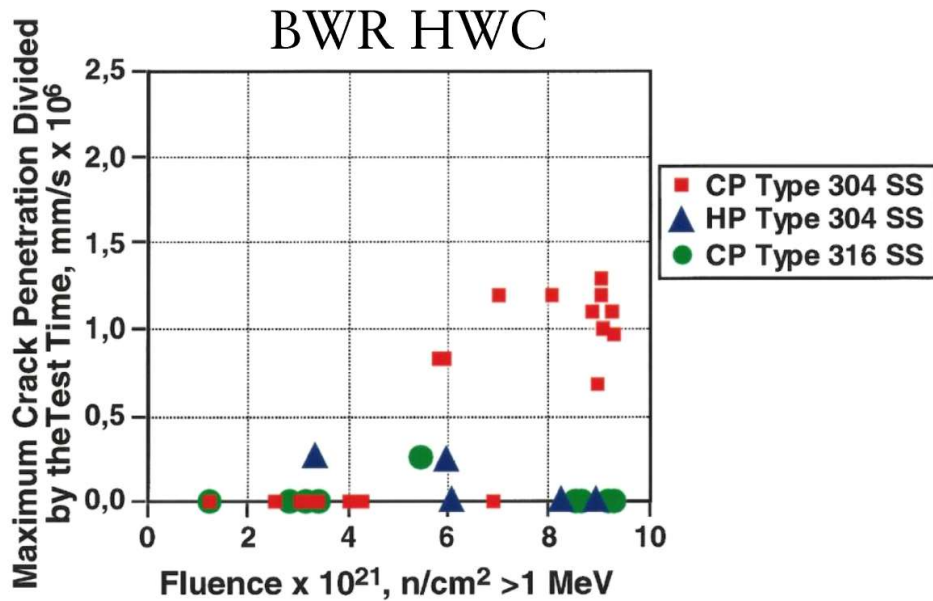
Det har i vissa sammanhang förts fram att det finns tröskelvärden för IASCC som beror på korrosionspotential och dos. Exempel på detta visas i figur 61 till figur 63 där resultat från SSRT på olika kvaliteter av bestrålat rostfritt stål av typ AISI 304 och AISI 316 presenteras. Från dessa och liknande studier, samt även driftserfarenheter [182], har tröskelvärden (ifråga om dos) avseende IASCC föreslagits ligga vid ca $5 \cdot 10^{20}$ n/cm² ($E > 1$ MeV, ~ 0.75 dpa) för BWR-NWC förhållanden [183], se figur 61. Under de mer reducerande förhållanden som karakteriseras av HWC (ECP < -230 mV SHE) har ett tröskelvärde på 2 till $3 \cdot 10^{21}$ n/cm² ($E > 1$ MeV, $\sim 3-4$ dpa) angetts [110], se figur 62. Vid exponering i PWR-miljö (ECP < -600 mV SHE) nämns också ett tröskelvärde avseende fluens som ligger på ungefär samma nivå som i fallet med HWC, dvs ca 3 dpa [184]. Tröskelvärdet beror också på testtemperaturen, vilket illustreras för PWR i figur 63. Strålsäkerhetsmyndigheten nämner även dessa tröskelvärden för BWR och PWR i rekommendationer för hur man lämpligen bör analysera uppkomna skador i kärntekniska anläggningar [185].

Emellertid har tanken på att det skulle finnas distinkta tröskelvärden ifrågasatts i flera sammanhang, se t.ex. resultaten för ”HP 304 SS” i figur 61 och det observerade temperaturberoendet hos tröskelvärdet i figur 63. Sannolikt är det också fler material och miljöparametrar som spelar in. Det är alltså snarare fråga om en kontinuerlig förändring av materialets känslighet för SCC med ökande dos som kan urskiljas eller mätas vid de angivna ”tröskelvärdena”.



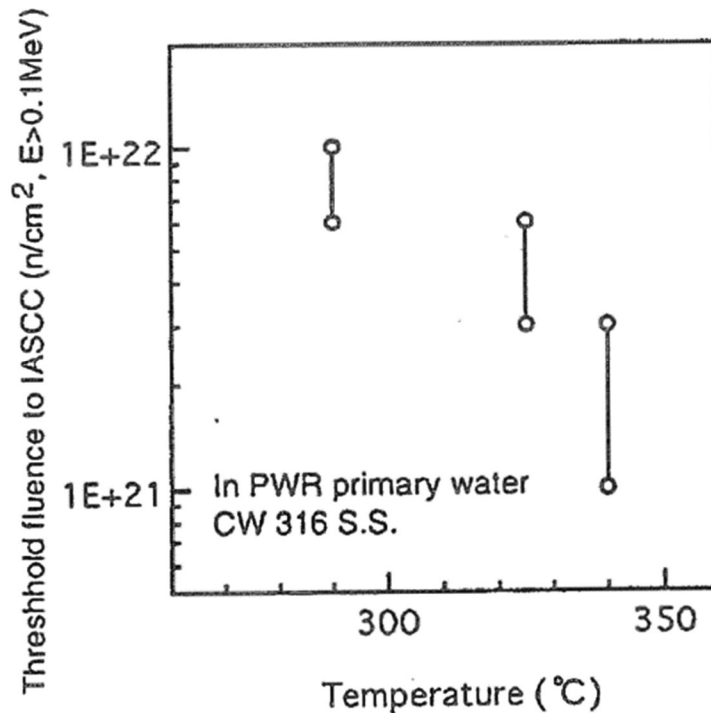
Figur 61

Känslighet hos bestrålat rostfritt stål, uttryckt i % IGSCC, som funktion av fluens. Provnigen genomfördes som SSRT i syresatt vatten [183]. Data som presenteras i figuren kommer från referenserna [186-189]. *Reprint with permission, © NRC.*



Figur 62

IGSCC i olika charger av rostfritt stål karakteriserat via SSRT där längden av den längsta sprickan har delats med provningstiden för att få fram en skenbar spricktillväxthastighet. Förkortningen "CP" står för Commercial Purity och "HP" för High Purity. Grafen är plottad efter data tillgängliga i referens [104, 110].



Figur 63

Tröskelvärde temperaturberoende för IASCC i rostfritt stål typ AISI 316 vid SSRT under simulerade PWR-förhållanden. Observera att fluensen avser neutroner med en energi om $E > 0.1 \text{ MeV}$, vilket är en storleksordning lägre än många andra jämförelser [190], se fotnot i avsnitt 4.1. *Reprint with permission, © ASME.*

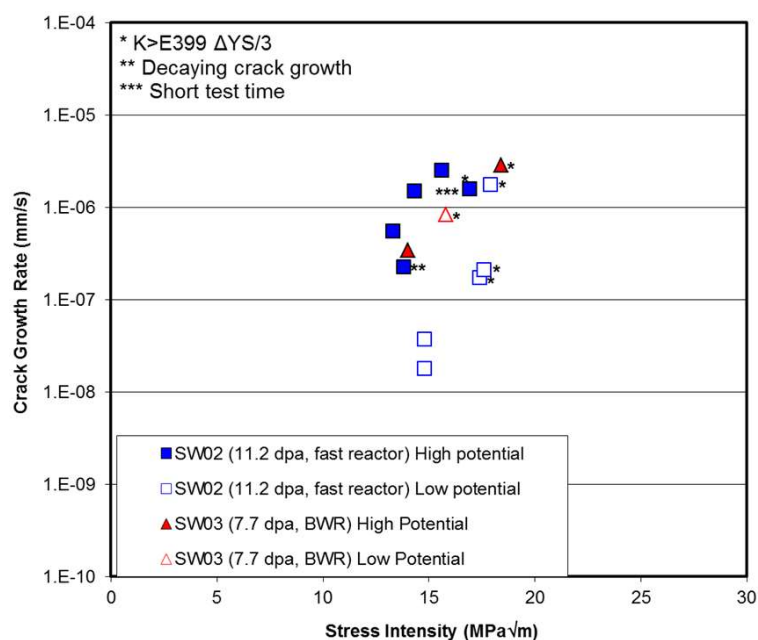
6.1.1. Neutronflöde, neutronenergi och bestrålnings-temperatur

Neutronflödet avgör hur fort en viss fluens uppnås i materialet. Det är tänkbart att under den tid som bestrålningen pågår, så kan materialet förändras genom till exempel diffusionsprocesser, se vidare avsnitt 3.2.1. Exempelvis har RIS för en given dos visats vara mer uttalat vid ett lägre neutronflöde [22, 191]. Dessutom har det även observerats att för en given dos medför ett högre neutronflöde ett större bestrålningshårdnande [192, 193]. Magnituden på neutronflödet i sig kan alltså potentiellt påverka en komponents eller provkroppens benägenhet att utveckla IASCC. En annan aspekt är att koncentrationen av radiolysprodukter i rent vatten är approximativt proportionell mot kvadratroten av stål-flödet till vattnet [30]. Därav kan ECP påverkas lokalt av variationer i neutronflödet.

Aspekten rörande neutronflöde, neutronenergi och temperatur kommer ibland in i diskussionen rörande olika provningsresultat. För att nå en viss dpa i ett material ämnat för olika test inom en rimlig tid är det möjligt att bestråla i snabbreaktorer där flödet av snabba neutroner är mycket högre än i LWR, medan flödet av neutroner med låg energi (termiska och epitermiska) är betydligt lägre. Många studier har syftat till att studera förhållanden relevanta för snabbreaktorer varför bestrålingarna utförts vid temperaturer över 350 °C [22]. Vid temperaturer klart över 300 °C inträder t.ex. fenomen som svällning vilket inte observeras under förhållanden relevanta för PWR [26, 194], se vidare avsnitt 3.2.2.

Ett exempel på reaktorer som använts för ändamålet i olika materialbestrålningsprogram är den ryska BOR-60; se referens [195] för en beskrivning av reaktorn. Provningsresultat

från studier där material bestrålats i lättvatten- respektive snabbreaktorer uppvisar inte nödvändigtvis samma känslighet för IASCC, även om fluensen och bestrålningstemperaturen är likartad [22]. I referens [158] däremot, gjordes provning på *material från samma charge* som bestrålats i en BWR till 7,7 dpa vid 270-288 °C, samt i BOR-60 till 11,2 dpa vid 320 °C. Provningsen genomfördes i simulerad BWR-miljö vid olika ECP. I detta fall resulterade de två bestrålningarna i likartade spricktillväxthastigheter och beroende av spänningsintensitetsfaktorn K , oberoende av hur fluensen uppnåts, se figur 64. Undantaget var möjligen den uteblivna effekten av HWC för den mätpunkt som hör ihop med det material som bestrålats i en BWR. Emellertid fanns det experimentella tveksamheter rörande den punkten [158].



Figur 64

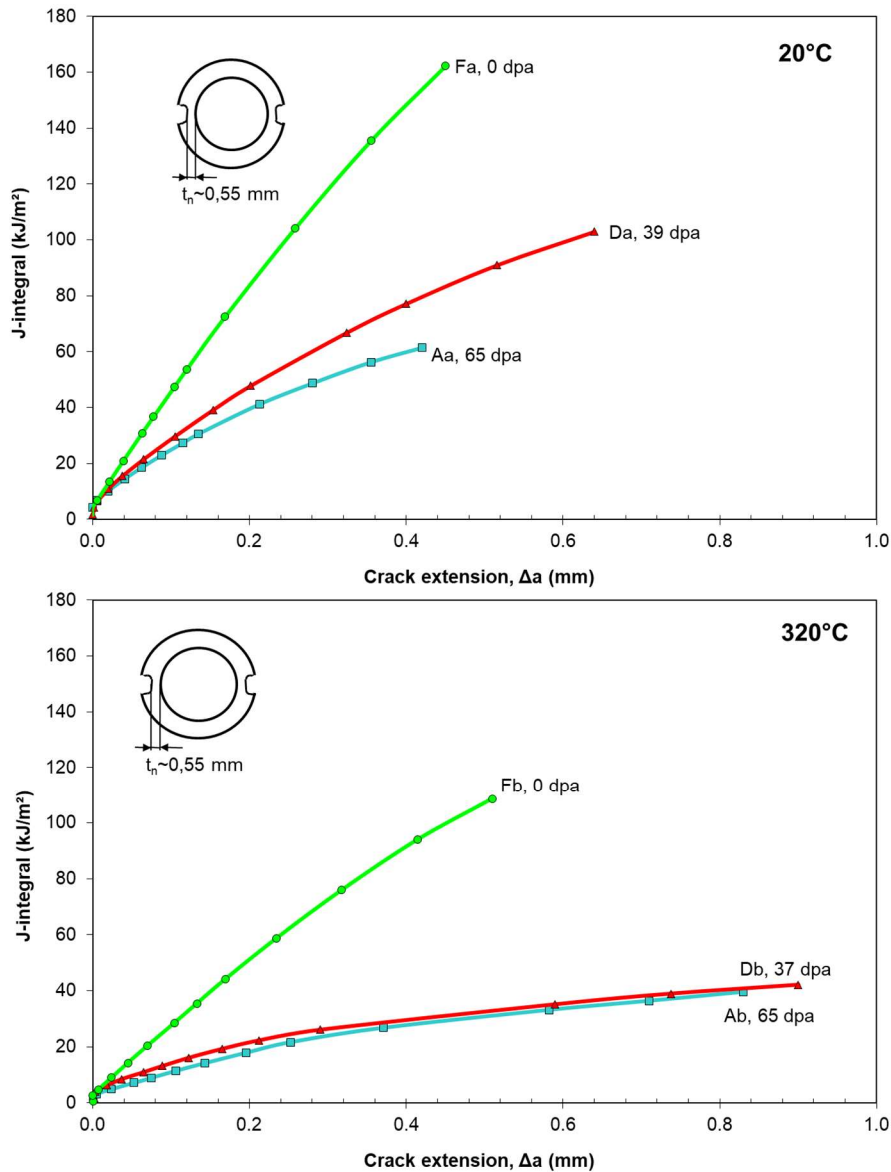
Sammanställning av data rörande spricktillväxthastighet i AISI 304L från samma charge som bestrålats i en BWR respektive i en snabbreaktor [158]. *Reprint with permission, © TMS.*

Sammanfattningsvis är det många parametrar som påverkas samtidig av neutronflöde, neutronenergi och bestrålningstemperatur. Det är dock sannolikt mycket svårt att generalisera, utan en detaljerad tankegång måste genomföras från fall till fall.

6.2. Mekaniska egenskaper hos materialet

I avsnitt 4 visades att bestrålning av austenitiska material medför att sträckgränsen och hårdheten hos materialet ökar medan duktiliteten minskar tills en mättnadsnivå nås. En annan faktor som påverkas är brottsegheten, det vill säga förmågan hos ett material med en defekt att motstå spricktillväxt när det utsätts för last. Ett sätt att illustrera detta är att mäta energin som krävs för att propagera en existerande spricka i en provkropp med en given (standardiserad) geometri. I figur 65 visas resultat från brottseghetsprovning i luft vid rumstemperatur och 320 °C av material från ett instrumentledrör som bestrålats i en PWR till nivåer från 0 till 65 dpa. Observera att resultaten i figuren härstammar från en icke-standardiserad provgeometri. Materialet i instrumentledröret var AISI 316 som innan bestrålning kallsträckts ca 15 % efter upplösningsbehandling. Som framgår av figur 65 minskar brottsegheten hos det rostfria stålet påtagligt med bestrålningsgraden. Om det

hade funnits flera datapunkter vid lägre bestrålningsgrader i figur 65 hade det framgått att den största minskningen i brottseghet uppträder redan vid doser upp till 5 dpa [22].

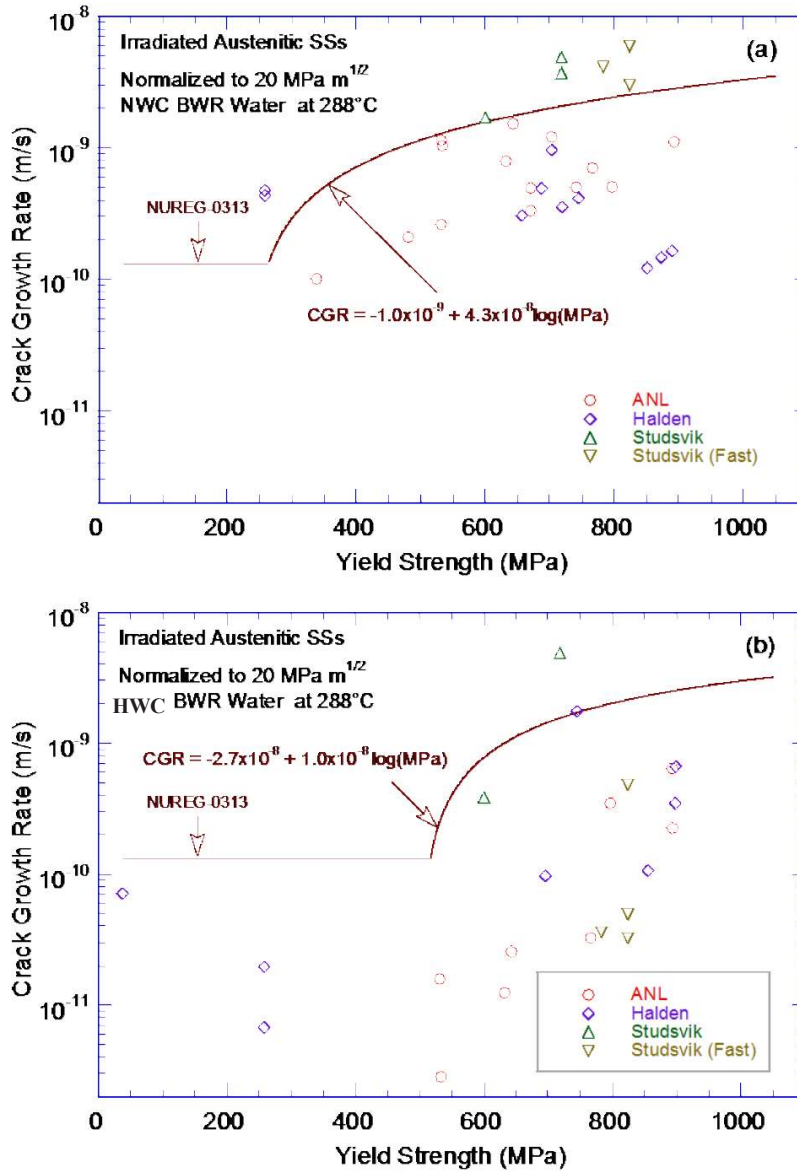


Figur 65

Förändring i brottseghet för olika sektioner av samma material bestrålat till olika fluenser. Överst visas resultat från provning vid rumstemperatur och nederst resultat från provning vid 320 °C [51].
 Reprint with permission, © corresponding author of publication.

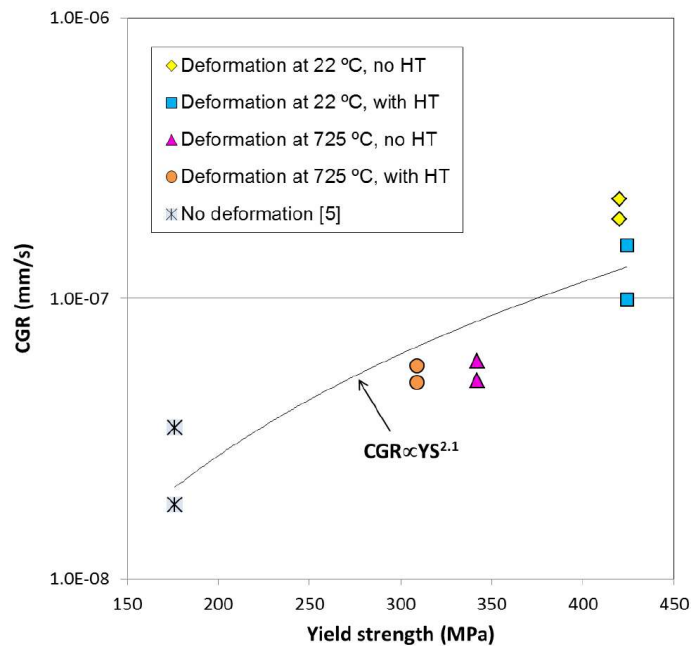
Eftersom det är flera egenskaper som påverkas samtidigt under bestrålning kan det verka vara svårt att utröna hur IASCC påverkas av de enskilda faktorerna. Dock är de till viss del sammanlänkade. I figur 66 visas hur en bestrålningsinducerad ökning av sträckgränsen hos austenitiska rostfria stål påverkar propageringshastigheten för IASCC i BWR NWC-respektive HWC-miljöer. I NWC-miljö ses att redan en måttlig ökning av sträckgränsen över 200 MPa, vilket fås vid en bestrålning på < 1 dpa, ger en ökad propageringshastighet för IASCC. Det är ganska stor spridning bland de enskilda mätpunkterna i figur 66, därför har författarna i referens [22] lagt in en övre begränsningslinje som anpassats till mätpunkterna. Denna linje planar ut vid en sträckgräns på ca 800 MPa vilket också motsvarar

den nivå där effekten av bestrålning på sträckgränsen i sig självt når en mättnadsgräns, jämför figur 17. Liknande resultat som i figur 66 kan påvisas med SSRT-provning [22]. Vid den typen av provning spelar initieringsprocessen av IASCC en större roll än i spricktillväxtprovning; se figur 30. Således finns det provningsresultat som visar på att ökningen av sträckgräns påverkar både initierings- och propageringsprocessen för IASCC.



Figur 66
Propageringshastighet av IASCC i austenitiskt rostfritt stål i (a) NWC- och (b) HWC-miljö vid 288 °C och K på 20 MPa m^{1/2} plottad som funktion av sträckgräns [22]. *Reprint with permission, © NRC.*

En intressant observation är att ett liknande samband som presenteras i figur 66 mellan propageringshastighet av IASCC och sträckgräns kan åstadkommas även när sträckgränsökningen beror av kallbearbetning i obestrålat material. Ett exempel visas i figur 67 för AISI 316 som deformerats vid olika temperaturer. Ytterligare exempel visas i figur 31.



Figur 67

Propageringshastighet av IGSCC i AISI 316 med olika sträckgräns till följd av deformation vid rumstemperatur respektive 725 °C [196]. Notera HT = Heat treatment. *Reprint with permission from corresponding author of publication.*

Att en ökad sträckgräns hos nickelbaslegeringar och rostfritt stål⁶ (oberoende av orsak) resulterar i en ökad propageringshastighet för miljösprickning inklusive IASCC har observerats i flera sammanhang. Förklaringar till detta har presenterats i t.ex. referenserna [106, 197-199]. Förenklat bygger förklaringen på hur spänningsfältet ser ut framför en propagerande sprickspets. Under konstant spänningsintensitetsfaktor K i sprickspetsen, induceras en töjningshastighet lokalt framför sprickspetsen. Detta leder till att materialet lokalt deformeras, varpå oxidfilmen bryts upp och sprickan propagerar under inverkan av den aktuella miljön. I ett material med hög sträckgräns blir den plastiska zonen vid en given spänningsintensitetsfaktor mindre än när sträckgränsen är lägre. Töjningsgradienten framför sprickan blir då brantare med en högre töjningshastighet i sprickspetsen som följd, vilket påverkar propageringshastigheten.

6.3. Kalldeformation innan bestrålning

I vissa fall förekommer interdelar i rostfritt stål som avsiktligt kalldeformerats innan de tas i drift, dvs. innan de bestrålas. Exempel på sådana komponenter är instrumentledrör [51] och buffelskruvar [200] i PWR. Dessutom har material i anslutning till svetsar som påverkats genom svetskrampning deformerats [5, 201, 202]. Det är alltså möjligt att en samverkan av effekterna från hårdnande orsakat av deformation och bestrålning föreligger när det gäller initiering och propagering av IASCC, se vidare exempel i avsnitt 4. Mikrostrukturen från bestrålningen kommer dock att vid tillräckligt hög dos dominera materialets egenskaper varpå inverkan av kallbearbetningen är försumbar [118]. Vid lägre och intermediära doser minskar kalldeformationens inverkan på materialets egenskaper med ökande dos. Även om mikrostrukturen i bestrålat och kallbearbetat rostfritt stål är olika

⁶ En ökad känslighet för miljösprickning med ökande sträckgräns observeras även för material och miljöer som ligger utanför omfattningen av denna rapport. Ett exempel är höghållfasta konstruktionsmaterial.

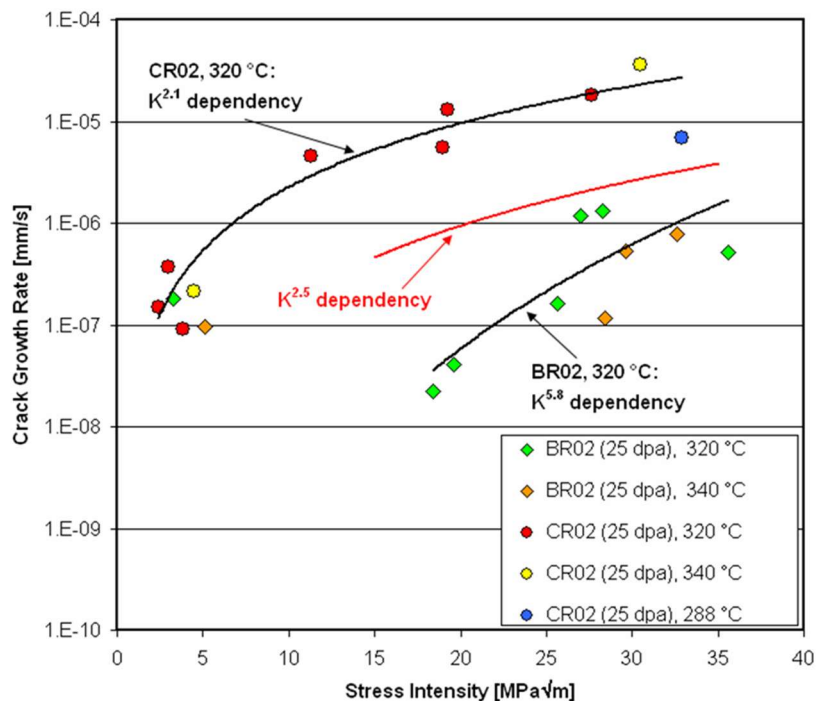
har den förhöjda sträckgränsen mycket likartad inverkan (ökande) på propageringshastigheten av interkristallin sprickning, se t.ex. diskussionen i referens [106] och avsnitt 6.2.

6.4. Spänningsbilden i materialet

För att en spricka skall kunna propagera i ett material krävs en spänning med en komponent vinkelrätt mot dess utbredningsriktning. För att karaktärisera spänningstillståndet omedelbart framför en sprickspets som genereras av en last används spänningsintensitetsfaktorn K , med dimensionen $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. Vid spricktillväxtprovning, se vidare avsnitt 5.2, kan K varieras under provningen. Vid konstant belastning på provet (sprickspetsen) kommer K att vara konstant så länge sprickan inte tillväxer. Om det motsatta sker, dvs att lasten ökar för en given spricklängd, då ökar också K . I sin tur medför det att töjningshastigheten i sprickspetsen ökar och därmed dess benägenhet att tillväxa. Hastigheten med vilken en spricka med längden a tillväxer kan modelleras som en funktion av K enligt Ekv. 13 [22];

$$\frac{da}{dt} = A1(K)^n \quad (\text{Ekv. 13})$$

Där $A1$ och exponenten n är konstanter. Konstanten $A1$ anses bero på faktorer såsom vattenkemi och materialets sammansättning och egenskaper [22]. Ett exempel på hur konstanterna i Ekv. 13 kan anpassas till spricktillväxtdata visas i figur 68 för provning av två typer av bestrålat rostfritt stål, AISI 316 (BR) samt AISI 316Ti (CR) i PWR-miljö.



Figur 68

Spricktillväxthastighet i bestrålat rostfritt stål som funktion av spänningsintensitet under exponering i simulerad PWR-miljö [203]. *Reprint with permission, © ANS.*

Från figur 68 framgår det att spricktillväxthastigheten i detta fall har ett starkt beroende av konstanten n i Ekv. 13 som varierar mellan 2.1 och 5.8 i den aktuella provningen. Det ska

dock noteras att exponenten för prov BR02 sannolikt överskattats då det var svårt att etablera stabil spricktillväxt vid lägre spänningsintensitet. Datapunkterna vid lägre K kan därför vara för låga. Som jämförelse anges ett värde på $n = 2.5$ för bestrålat rostfritt stål i BWR-miljö [204] [163, 164].

En viktig observation från figur 68 och storleken på konstanten n i Ekv. 13 är att propageringshastigheten av IASCC beror starkt av spänningsintensitetsfaktorn, och därmed belastningen på sprickspetsen. Således kommer propageringen av en initierad spricka i en bestrålad komponent att, som förväntat, till stor del bero på den lokala spänningen i materialet. Spänningar kan introduceras genom t.ex. inpassningslaster, förspänningar i bultar, restspänningar efter svetsning och även de i sammanhanget relativt låga driftlasterna. Under neutronbestrålning kommer det dock att ske en krypning i materialet som funktion av dos, se avsnitt 4.3.4. Detta resulterar i att de spänningar i materialet som nämnts tidigare i detta stycke kan minska med dos, vilket enligt beskrivningen i figur 68 också leder till att propageringen av IASCC minskar i detta material. Minskad spänning leder i sin tur till att K minskar och därmed da/dt enligt Ekv. 13.

6.5. Legeringselement

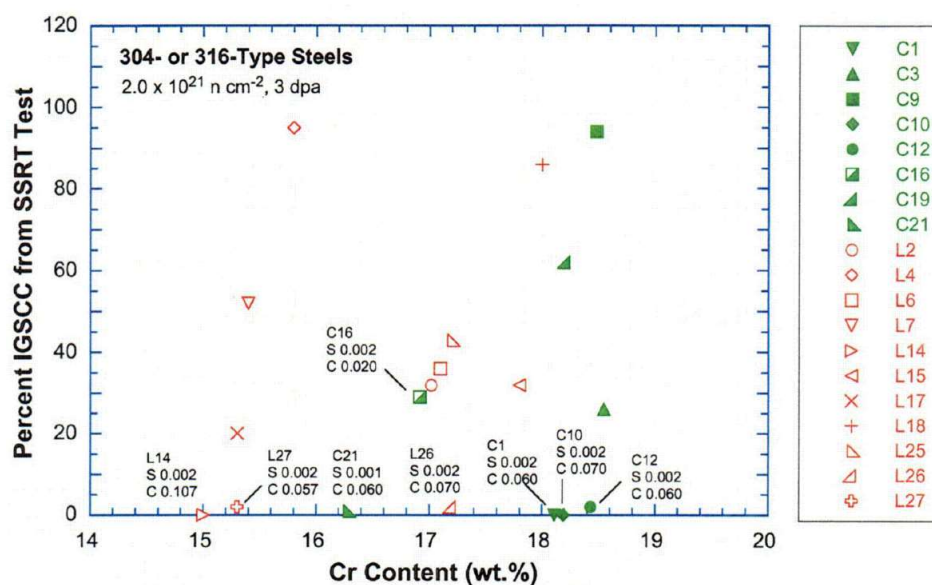
Tendensen för bestrålningsinducerad segring till eller från korngränserna av olika element i rostfria stål och nickelbaslegeringar har behandlats i avsnitt 3.2.1 och 4.3.1. Av störst intresse är kanske kromutarmningen vid korngränserna, eftersom det elementet ger materialet dess korrosionsskydd. Föroreningar såsom S och P förekommer också i stålen. Legeringselementen Ni, Mo, och Si tillsätts för att uppnå önskade egenskaper hos materialet, t.ex. motståndskraft mot lokal korrosion och svetsbarhet, i enlighet med respektive standard för det aktuella stålet. I detta avsnitt ges en kort översikt av hur dessa legeringselement och föroreningar påverkar benägenheten att utveckla IASCC hos austenitiska rostfria stål och nickelbaslegeringar.

6.5.1. Krom

I avsnitt 3.2.1 visades att Cr utarmas vid korngränserna i rostfritt stål redan vid låga doser, < 1 dpa. Vid doser över 3-5 dpa sågs ingen ytterligare minskning i referens [3], medan utarmningen anses fortgå till doser över 10 dpa i referens [2, 22]. Kromutarmning längs korngränserna på grund av utskiljning av kromkarbider, så kallad termisk sensibilisering, är en erkänt starkt bidragande faktor till utveckling av IGSCC i obestrålade rostfria stål under oxiderande förhållanden [5]. En intressant skillnad är dock att profilen som utarmas på Cr vid termisk sensibilisering är avsevärt bredare än motsvarande profiler som skapas genom bestrålning [93]. Att utarmning av Cr längs korngränserna trots den smala profilen är en viktig komponent rörande orsakerna till IASCC betonades till exempel i en sammanställande rapport av det internationella CIR-projektet [205], se vidare avsnitt 8.4.

Att kromhalten i bulkmaterialet i rostfria stål skulle inverka på känsligheten för IASCC så länge värdena är inom ramarna för de angivna standarderna har inte artikelförfattarna funnit något belägg för. Det finns emellertid studier som visar på motsatsen. Det vill säga att Cr-halten i bulkmaterialet inte är en avgörande faktor, t.ex. referens [206], och heller inte bestrålningsinducerad utarmning av Cr vid korngränserna i materialet. Inverkan av olika legeringselement vid SSRT av ett antal bestrålade legeringar framtagna på laboratorium presenteras i referens [206]. Legeringarna efterliknade sammansättningen hos AISI 304 och 316, men med avsiktliga variationer i sammansättningen. Under SSRT i simulerad

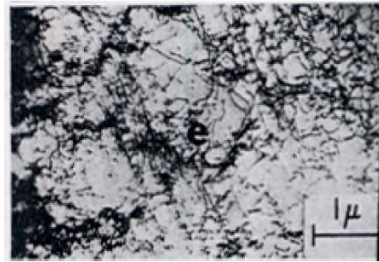
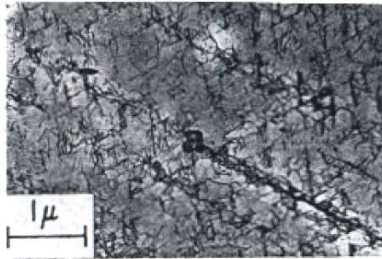
BWR-NWC miljö kunde inte känsligheten för interkristallin sprickning kopplas till kromhalten i bulken för de olika materialen; se figur 69. Materialen var bestrålade till ca 3 dpa, vilket är en nivå när RIS borde vara väl utvecklat [206], se vidare också avsnitt 3.2.1.



Figur 69
 Andel IGSCC i SSRT-provning som funktion av Cr-halt i rostfria stål typ AISI 304 och 316 som bestrålats till ~3 dpa [206]. *Reprint with permission, © NRC.*

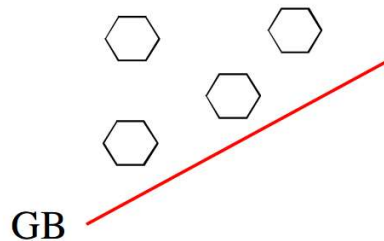
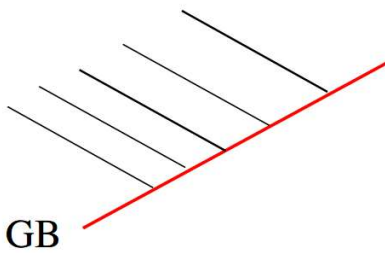
6.5.2. Molybden, nickel och deformationsmekanismer

Vissa legeringsämnen påverkar den så kallade staplingsfelsenergin i ett rostfritt stål, se avsnitt 3.2.2.1. En hög staplingsfelsenergi resulterar i deformationsmekanismer associerade med en cellformig dislokationsstruktur. Legeringar med låg staplingsfelsenergi tenderar att forma glidband i strukturen, som när de stöter på en korngräns kan resultera i mycket höga spänningar mellan kornen vilket i sin tur gynnar interkristallin sprickning; se avsnitt 4.3.3. Detta illustreras i figur 70.



Low SFE --> planar

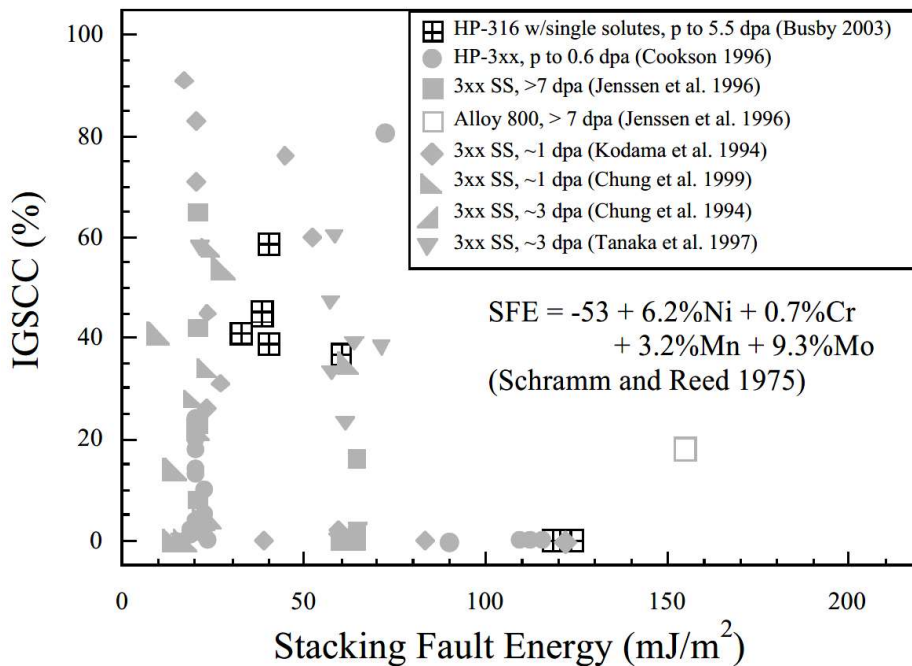
High SFE --> wavy slip



Figur 70

Ovan: TEM-bilder som visar dislokationer som formar glidband respektive cellulär struktur. Nedan: schematisk illustration av hur de olika typerna av dislokationsansamlingar interagerar med en korngräns [3]. *Reprint with permission, © ANS.*

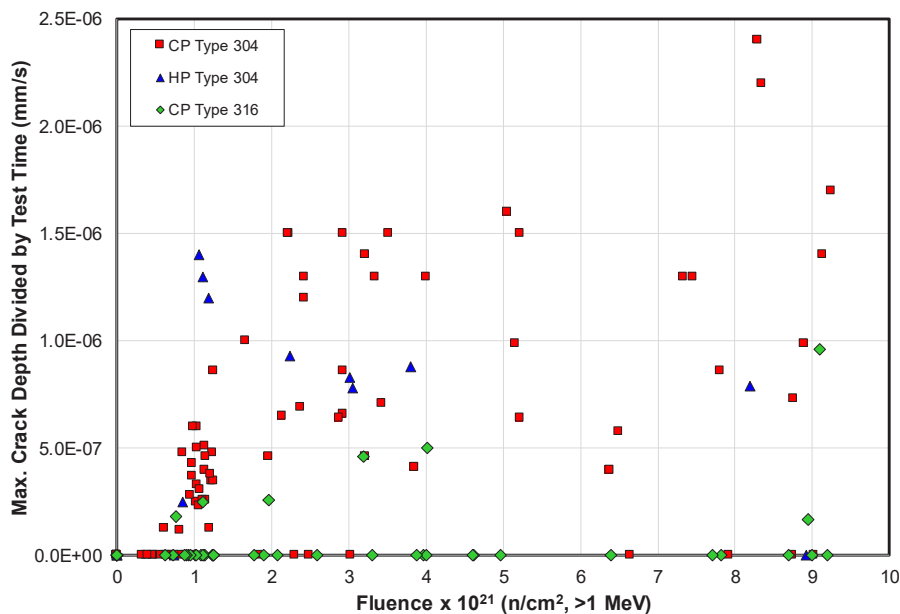
Inverkan av staplingsfelsenergin på tendensen till IASCC under SSRT-provning exemplifieras i figur 71. Det framgår inte av referens [3] under exakt vilka förhållanden provningen genomförts, men den övergripande bilden är att ökande staplingsfelsenergi minskar tendensen för IASCC under SSRT.



Figur 71

Andelen interkristallint brott vid spänningskorrosionsprovning som funktion av (beräknad) staplingsfelsenergi, SFE, i rostfria stål [3]. *Reprint with permission, © ANS.*

Staplingsfelsenergi kan beräknas på flera sätt varav den föreslagna av Shramm och Reed [207] presenteras i figur 71. Gemensamt för de olika modellerna är att staplingsfelsenergin ökar med Ni-halten och också med Mo-halten i referens [207]. Eftersom AISI 316 i regel innehåller mer Ni och framförallt Mo än AISI 304 är tendensen för att bilda glidband större för den senare legeringen. Därmed skulle även tendensen till IASCC vara större i AISI 304 jämfört med AISI 316, vilket har rapporterats även om tendenserna inte är entydiga [3]. I referens [104, 110] genomfördes dock SSRT under både BWR-NWC och BWR HWC-miljö där AISI 316 visade sig var mer motståndskraftigt mot IASCC än AISI 304, se exempel i figur 62 samt figur 72. Högst staplingsfelsenergi återfinns dock i nickelbaslegeringar som också innehåller Mo, dessa borde enligt resonemanget ovan ha en jämförelsevis lägre tendens att drabbas av IASCC jämfört med de rostfria stål. Som framgår av figur 46 och figur 47 samt referens [108] har Alloy 800 (Ni > 30 vikts-%) testats i BWR NWC och HWC. Provet av denna legering utvecklade IASCC i båda miljöerna vilket tyder på att andra faktorer än SFE har betydelse för IASCC. Observera att effekten av högre SFE främst observerats vid SSRT som betonar initieringsförloppet av IASCC, se också diskussion i avsnitt 4.3.3. Hur propagering av IASCC påverkas av SFE verkar dock inte ha utretts lika grundligt.



Figur 72

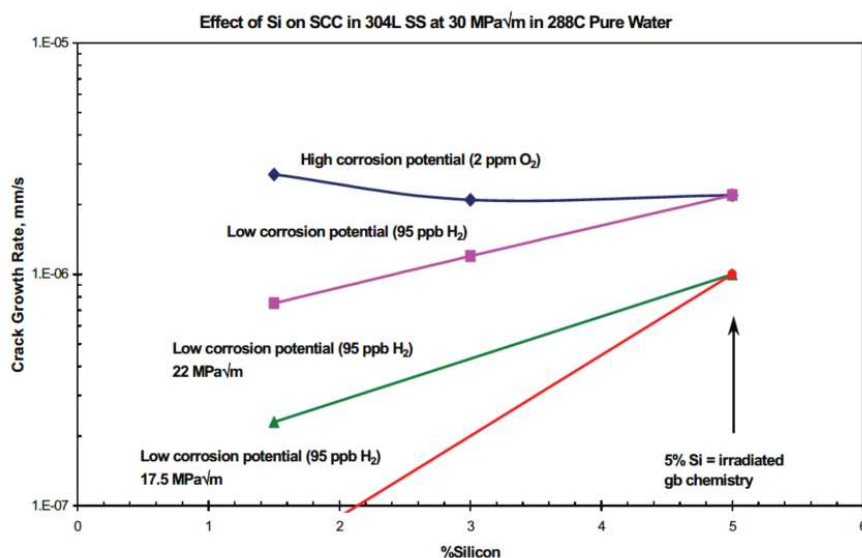
Inverkan av fluens på tendensen för IASCC under SSRT provning för AISI 304 och AISI 316 exponerat i NWC-miljö. I figuren har data från referens [104, 110] plottats. CP och HP står för "commercial purity" respektive "high purity".

6.5.3. Effekter av kisel

Kisel är ett vanligt förekommande legeringselement i rostfria stål. Halter över 0.5 % är inte ovanliga [110] och gränsen i specifikationen för rostfria stål av typerna AISI 304 och 316 är 1 %. En viktig egenhet med Si är att det lätt oxideras till SiO₂ som är sprött och dessutom lätt lösligt i högttemperaturvatten [208]. Dessutom segrar det till korngränserna i rostfria stål pga. RIS, se vidare avsnitt 3.2.1. Segringen av Si till korngränserna anses även nå mättnad vid högre fluens än motsvarande utarmning av Cr [208] och halter upp till 8 vikts-% har observerats [2]. Sammantaget finns det således flera faktorer som rent potentiellt pekar på att Si är en viktig faktor i mekanismen bakom IASCC.

Emellertid är inte bilden så enkel som inledningen på detta avsnitt antyder. Vid SSRT i simulerad BWR-miljö har det visats att AISI 304 med mycket låga föroreningshalter, inklusive legeringstillsetser av Si, var mer känsligt för IASCC än kommersiell kvalitet med hög Si-halt, se figur 72 [110]. Vidare indikerade resultat från SSRT-provning i simulerad BWR-NWC miljö av ett flertal rostfria stål med varierande Si-halt att måttliga halter av elementet faktiskt hade en hämmande effekt på IASCC vid en dos av 1.4 dpa [206]. Vid spricktillväxtprovning på bestrålade laboratoriesmältor av rostfritt stål med Si-halter över 1 %, d.v.s. utanför standard, har emellertid höga propageringshastigheter observerats [22]. Dessutom observerades endast en liten effekt av spänningsintensitetsfaktorn K på propageringshastigheten, likaså hade sänkt ECP ingen effekt på propageringshastigheten [22]. Således skiljde sig beteendet hos dessa stål med hög kiselhalt sig från beteendet hos rostfria stål av standardkvalitet.

I referens [208] genomfördes spricktillväxtprovning på olika, ej bestrålade, laboratoriesmältor av AISI 304 med varierande Si-halt. Den högsta halten, 5 %, ansågs vara i paritet med de halter som kan uppnås genom RIS i en korngräns i ett bestrålat material. Effekten av förhöjd kiselhalt i de obestrålade smältorna visade sig som mycket högre spricktillväxthastighet än i motsvarande stål med Si-halter inom specifikation, se figur 73. Vidare var effekten av sänkt ECP och K inte lika uttalad i smältorna med förhöjd Si-halt [208] som vid normala halter av Si. Dessa resultat är således i linje med vad som observerades för bestrålade rostfria stål med förhöjd Si-halt [22].



Figur 73

Summering av effekten av Si i AISI 304 vid olika ECP och olika spänningsintensitetsfaktor [208].
Reprint with permission, © TMS.

Sammantaget är effekten av Si-halten i materialet på IASCC inte helt klarlagd. Om effekten hade varit stark skulle den ha framträtt tydligt eftersom Si är ett vanligt legeringsämne i rostfria stål. Det är dock inte enkelt att i experiment isolera effekten av Si eftersom bestrålningen samtidigt påverkar materialet på en mängd olika sätt. Till exempel noterades efter bestrålning av två kommersiella charger av 316 och 316 Ti en högre halt Si på korngränserna i chargen med den lägre bulkhalten [209]. Segring av Si till korngränser i

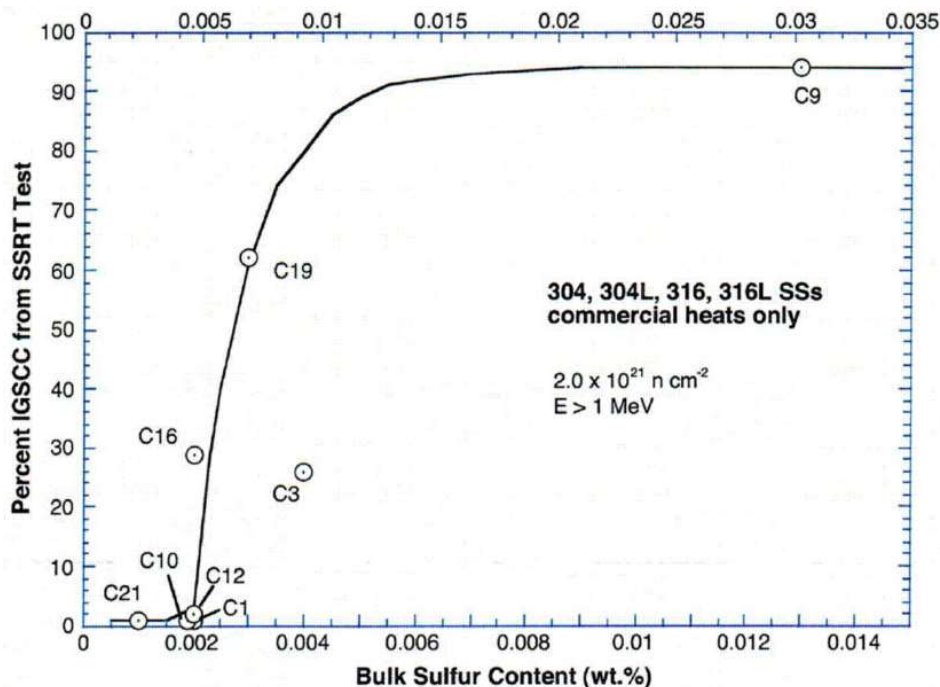
materialet är dock tydlig vid bestrålning. Likaså verkar det finnas en koppling till förhöjda spricktillväxthastigheter [208].

6.6. Orenheter i materialet – svavel & fosfor

Enligt referens [93] anses inte svavel segra preferentiellt till korngränser i rostfria stål. Elementet är dock svårt att detektera i bestrålat material, ett alternativ är att använda Augerelektron-spektroskopi (AES) [189]. Elementet har också detekterats i t.ex. sprickspetsar i interkristallina sprickor i hårt bestrålade baffelskruvar med analytisk transmissionselektronmikroskop (ATEM) [210].

Vid SSRT av en rad olika bestrålade rostfria stål av kommersiella charger och laboratorismältor kunde en klar effekt av S på IASCC under BWR-NWC förhållanden observeras. Vid S-halter över 0,002 viktsprocent kunde en markant ökning i känsligheten visas, se figur 74. I referens [206] nämns även andra försök där liknande resultat erhållits beträffande S. I referens [110] däremot hade inte svavel samma effekt när känsligheten för IASCC jämfördes mellan ett högre rostfritt stål med låg S-halt och en charge med normal renhet. Enligt referens [206] visas också att vid mycket låga halter av S i rostfria stål, under 0,002 wt %, så har kolhalter över 0.003 % en gynnsam inverkan genom att motverka IASCC vid fluenser upp till 3 dpa. Intressant att notera i sammanhanget att den generella standarden för AISI 304 kräver $\leq 0,03$ % S i materialet.

Trots att inverkan av svavelhalten i materialet på IASCC är påtaglig enligt figur 74 har rapportförfattarna inte hittat någon teori i litteraturen som förklarar effekten. Sannolikt försvagar S korngränserna i materialet på något sätt.



Figur 74

Effekt av svavelhalt i kommersiella charger av AISI 304 och 316 bestrålade till ca 3 dpa på känslighet för IASCC uttryckt som % interkristallin sprickning [206]. *Reprint with permission, © NRC.*

Fosfor anrikas också vid korngränserna i bestrålade rostfria stål, men effekten är mindre än för t.ex. Si samtidigt som anrikning även sker genom termiskt aktiverad diffusion [93]. Baserat på en större undersökning av olika föroreningars och legeringsämnenas inverkan på IASCC i referens [206] kunde ingen effekt av fosfor i rostfria stål observeras genom SSRT i BWR-NWC miljö.

7. Miljöeffekter

Utgående från mätningar, provningar och observationer redovisas i detta kapitel hur olika miljöaspekter påverkar IASCC. Diskussionen bygger vidare på framförallt innehållet i kapitel 4 om mekanismerna bakom IASCC. En viss överlappning kan därför finnas mellan avsnitten.

Spänningskorrosionssprickning är ett komplext fenomen vilket beror av flera parametrar såsom, elektrokemi, temperatur, miljö, materialtillstånd och lastförhållande. I BWR-miljö handlar miljöeffekterna främst om eventuell närvaro av olika föroreningar såsom klorid och sulfat, samt balansen mellan oxidationsmedel och reduktionsmedel vid eventuell HWC-drift vilka styr ECP. I en PWR är radiolys undertryckt genom betydande vätedosering och därmed är ECP låg. Vidare regleras pH i en PWR genom en balans mellan $B(OH)_3$, som tillsätts för att kontrollera reaktiviteten i härden, samt LiOH. En översiktlig bild av driftskemin i PWR och BWR ges i tabell 2. Notera att för en PWR varierar pH över bränslecykeln. En minskande koncentration $B(OH)_3$ krävs i reaktorvattnet för att kontrollera reaktiviteten i bränslet i takt med att det bränns ut.

Tabell 2

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

Parameter	BWR	PWR
Temperatur (°C)	170–288	285–325 (345)
pH vid temperatur	5,7 (285 °C)	7,2 – 7,4 (T_{medel} 300 °C)
ECP vid temperatur	BWR-NWC: ~150 mV SHE BWR-HWC: \leq -230 mV SHE	\ll -600 mV SHE
Additiv (Med pH-påverkan)	-	H_3BO_3 (~1 000 ppm som B) LiOH (~3 ppm som Li)
Radiolysprodukter	BWR-NWC: O_2 eller H_2O_2	
Additiv (För ECP-kontroll)	BWR-HWC: H_2 (~0,1–1 ppm)	H_2 (~4 till 5 ppm)

Eftersom detta avsnitt handlar om miljöeffekter kan det vara illustrativt att lista olika halter av föroreningar, vilka påverkar miljösprickning, som är tillåtna under effektdrift. I Sverige preciserar dock inte myndigheten, SSM, exakt vilka typer och koncentrationer av föroreningar som är tillåtna i reaktorvattnet under olika driftstillstånd. Kravet är istället utformat så att kraftbolagen är ålagda att ha egna program för styrning av sin reaktorvattenkemi på ett säkert sätt. Till detta kommer även krav från tillverkarna av bränslet till reaktorer. Dessa program för styrning av reaktorvattenkemin som kraftbolagen tagit fram bottnar i viss utsträckning i olika internationella riktlinjer, så kallade ”guidelines”.

Ett exempel på riktlinjer som togs fram delvis för att motverka IGSCC är ”EPRI BWR Water Chemistry Guidelines” [211, 212]. Ett utdrag ur dessa riktlinjer avseende gränsvärden för föroreningar i form av konduktivitet, klorid och sulfat visas i tabell 3. 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 bör 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. Svenska BWR följer enligt vad rapportförfattarna erfar också de nivåer som anges i tabell 3. Notera dock att normalvärden är betydligt lägre än de som anges under "Åtgärdsnivå 1."

Tabell 3

Riktlinjer enligt "EPRI BWR Water Chemistry Guidelines" för reaktorvatten gällande vid driftlägen motsvarande mer än 10 % av full effekt [211]. Indikeringen "b" avser ett intervall som är anläggningsspecifikt.

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

För PWR tolereras i olika guidelines [213, 214] betydligt högre, (ca en faktor 10) föroreningshalter i reaktorvattnet relativt de som anges i tabell 3 för BWR. De högre tillåtna värdena på dessa föroreningar avspeglar bland annat att föroreningarnas inverkan på risken för miljösprickning anses mindre under PWR-förhållanden än BWR-förhållanden. I realiteten hålls dock nivåerna betydligt lägre än vad som anges i dessa guidelines. Normalvärden för svenska PWR exemplifieras i tabell 4 [215]. Notera dock kravet på att undertrycka syre i PWR enligt tabell 4, 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 [216]. Ett liknande problem kan hypotetiskt uppstå lokalt i spalter vid tjocka härdnära komponenter vars temperatur ligger betydligt över vattnets kokpunkt pga. gammabestrålning [217]. Under sådana förhållanden är det tänkbart att H_2 lokalt övergår till ångfas, samtidigt som radiolys av vattnet gör miljön mer oxiderande, varpå skyddet lokalt mot miljösprickning blir lägre.

Tabell 4

Normalvärden för olika föroreningshalter under effektdrift av PWR enligt Ringhals erfarenheter [215].

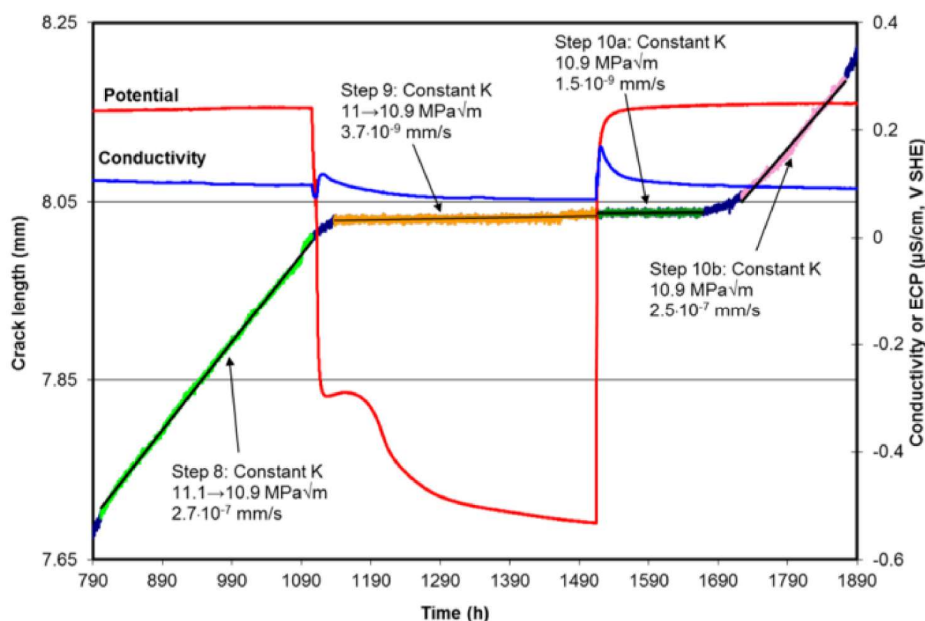
Kontroll parameter	Normalvärde
Klorid (ppb)	<5
Sulfat (ppb)	<5
Fluorid (ppb)	<10
Syre (ppb)	<<10

7.1. BWR

7.1.1. Inverkan av ECP på IASCC i BWR

Vid provning i laboratorium ses tydligt effekten från styrning av ECP på spricktillväxthastigheten hos bestrålat material. I figur 75 visas ett exempel där provmaterial i form av

AISI 304 som bestrålats i en kraftproducerande BWR till ca 6.2 dpa har testats [218]. Experimenten genomfördes vid 288 °C i ultrarent vatten. Normalvattenkemi simulerades genom tillsats av 2000 ppb O₂ och HWC genom att använda avgasat vatten med en doserad halt av 100 ppb H₂. Den elektrokemiska potentialen hos provet mättes kontinuerligt under det att en förutmattad spricka i provet belastades till en given spänningsintensitet för att generera interkristallin sprickning. I figur 75 visas resultat från provning vid (konstant) spänningsintensitet 11 MPa√m. När miljön ändras från NWC (ECP ca 270 mV SHE) till HWC (ECP < 230 mV SHE) minskar propageringshastigheten hos sprickan från $2.7 \cdot 10^{-7}$ mm/s till $3.7 \cdot 10^{-9}$ mm/s, vilket är en reduktion med ca en faktor 73.

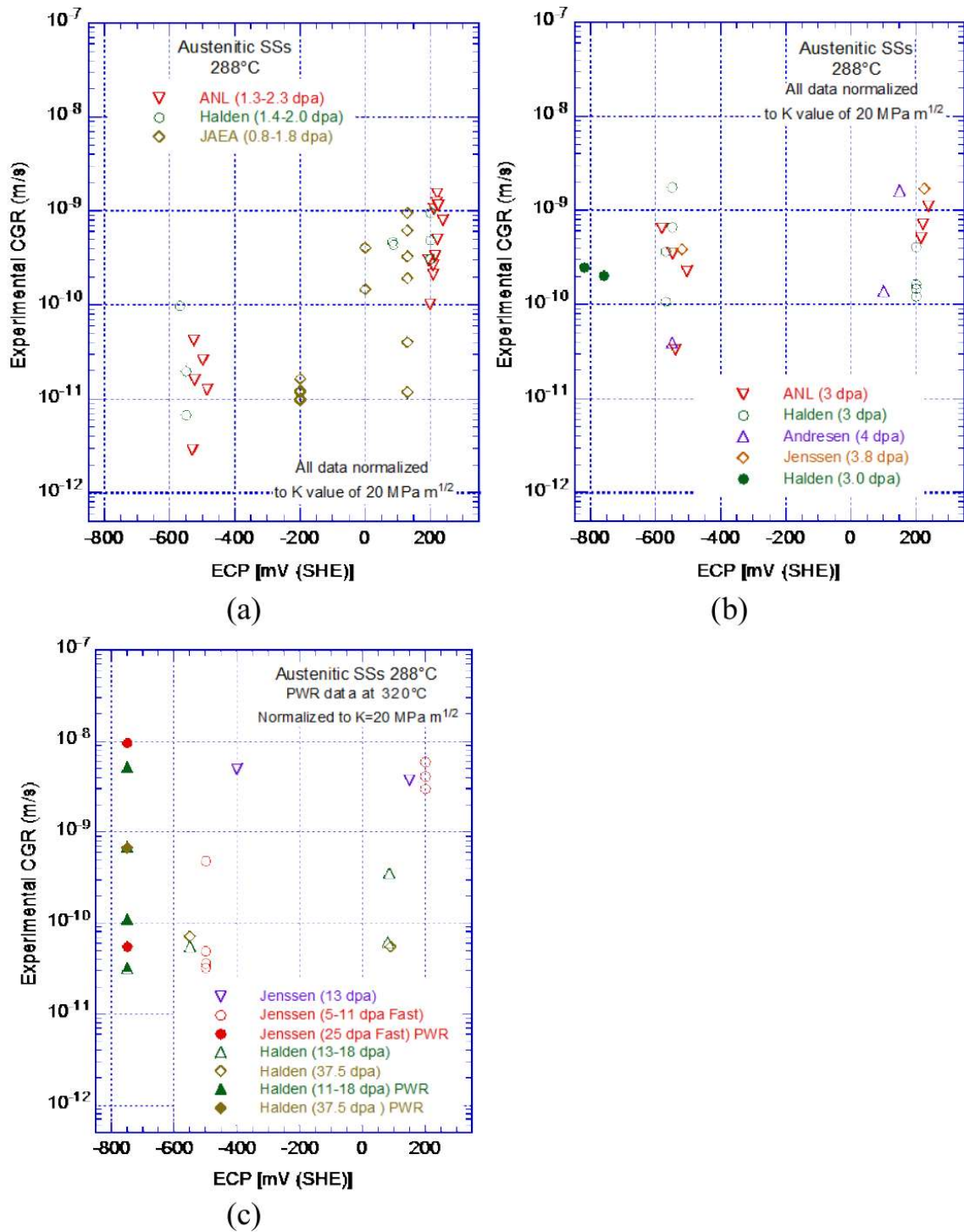


Figur 75

Spricktillväxt (mm) i AISI 304 som bestrålats till 6.2 dpa, konduktivitet (μS/cm) och korrosionspotential (mV, SHE) som funktion av provningstid (h) [218]. *Reprint with permission, © corresponding author of publication.*

Likande resultat som presenterades i figur 75 rörande inverkan av HWC har även visats för HAZ i AISI 304, plåtmaterial i AISI 316L samt även rostfritt svetsgods [218].

Emellertid har det framkommit resultat som indikerar att HWC kanske inte är lika effektivt som förväntat vid höga bestrålningsgrader. I referens [22] finns en sammanställning av uppmätt spricktillväxthastighet vid provning i BWR och PWR-miljöer som funktion av korrosionspotential, se figur 76. I intervallet 1 – 2.5 dpa observerades en klar minskning av spricktillväxthastigheten vid lägre ECP. Vid endast måttligt högre bestrålning 3-4 dpa var bilden mer blandad och vid doser över 5 dpa var effekten borta för de flesta provade rostfria stål. I kommentarerna till data i referens [22] finns en diskussion rörande jämförbarheten mellan vissa av datapunkterna. Till exempel härrör några datapunkter från bestrålning i testreaktor (Bor-60) med neutroner av en betydligt högre medelenergi och vid än högre temperaturer än i en BWR. Även förhållandet mellan spänningsintensitetsfaktorn K vid provningen och storleken på provet för bestrålat material med höga värden på sträckgränsen diskuteras (storlekskriteriet i ASTM E399). Se vidare avsnitt 5.2.1.

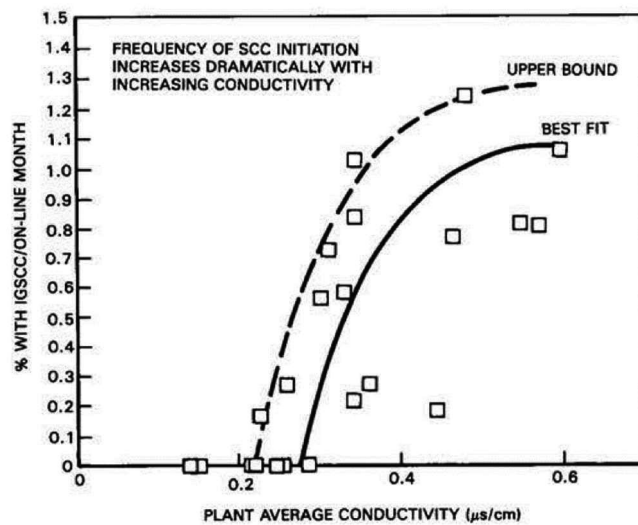


Figur 76

Experimentella spricktillväxtdata under konstant last i BWR-NWC och HWC miljö vid 288 °C för austenitiska rostfria stål bestrålade till (a) 1,0 - 2,5 dpa, (b) 3,0 - 4,0 dpa och (c) > 5 dpa plottade som funktion av materialens ECP relativt SHE-skalan [22]. Underliggande data kommer från referenserna [106, 160, 172, 203, 219-224]. *Reprint with permission, © NRC.*

7.1.2. Konduktivitet

Internationella driftserfarenheter från 80-talet visade på ett samband mellan IASCC i hårdinstrumentledrör från BWR samt konduktivitet [225]. De aktuella tunnväggiga ledroren var upplösningsbehandlade och ej termiskt sensibiliserade genom svetsning, dock förelåg spaltförhållanden. Fluensen i de områden av rören som uppvisade sprickor uppgick till $5 \cdot 10^{21}$ till $1 \cdot 10^{22}$ n/cm² ($E > 1$ MeV), vilket är väl inom det område där IASCC observeras, se vidare avsnitt 6.1. I figur 77 visas procentandelen av spruckna ledrör, normaliserat mot tid med effektdrift, som funktion av medelkonduktivitet i reaktorvattnet. Där framgår det att över en konduktivitet av ca 0,2 $\mu\text{S/cm}$ kunde en snabb ökning i frekvensen för IASCC observeras. Det bör nämnas i sammanhanget att dessa data sannolikt är från början av 80-talet då reaktorvattenkonduktiviteten internationellt i många anläggningar var betydligt högre än idag [226]. Svenska anläggningar var jämförelsevis tidigt ute med att säkerställa en låg konduktivitet i reaktorvattnet, dvs $\leq 0,1$ $\mu\text{S/cm}$ [6].

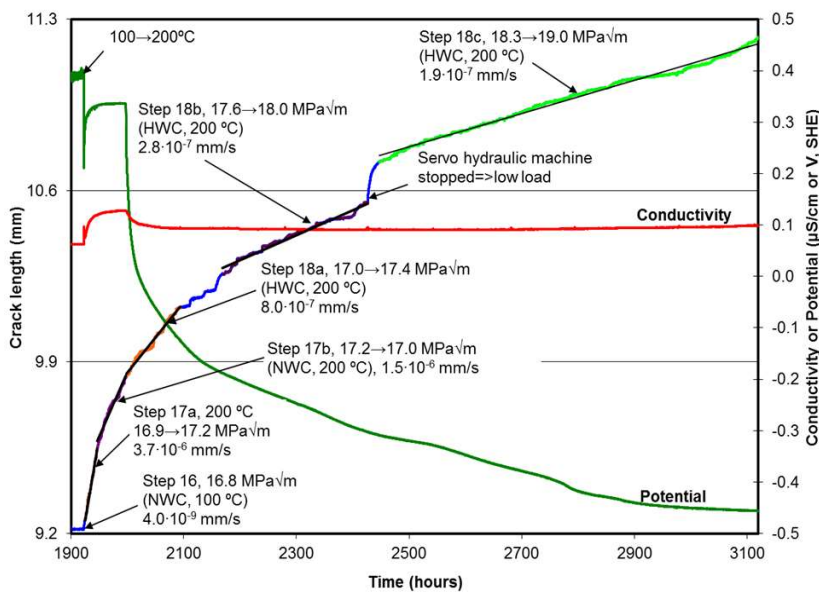
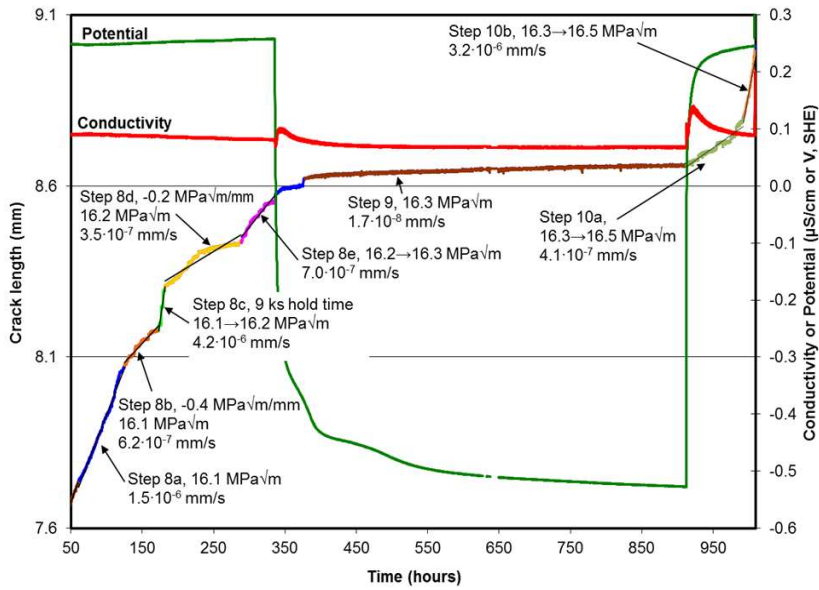


Figur 77

Korrelation mellan benägenheten för sprickning, detekterad via visuell inspektion, i instrumentledrör som funktion av medelkonduktiviteten i reaktorvatten, BWR [225]. Reprint with permission, © TMS.

7.1.3. Temperatur och propagering av IASCC i BWR

Inverkan av temperaturen på propageringshastigheten av IASCC i NWC och HWC-miljö har studerats i ett fåtal mätpunkter i referens [158]. Det material som studerades var AISI 304 som bestrålats till ca ≤ 10 dpa i en reaktor (Bor-60) med snabba neutroner, d.v.s. med neutroner av en högre medelenergi än i en BWR. Resultaten från spricktillväxtnätning presenteras i figur 78 i form av spricklängd som funktion av exponeringstid för två temperaturer, 200 och 288 °C. En jämförelse av den beräknade spricktillväxthastigheten för NWC och HWC ($\text{ECP} < -230$ mv SHE) under olika steg i provningen visar att HWC undertrycker propagering av IASCC vid 200 respektive 288 °C. Under HWC-förhållanden var spricktillväxten betydligt lägre vid 288 °C, $1,7 \cdot 10^{-8}$ mm/s jämfört med $1,9 \cdot 10^{-7}$ mm/s vid 200 °C. Under NWC-förhållanden observerades inget påtagligt temperaturberoende. Notera i sammanhanget att osäkerheten i en spricktillväxtnätning har angetts till en faktor 2-5 [227].



Figur 78

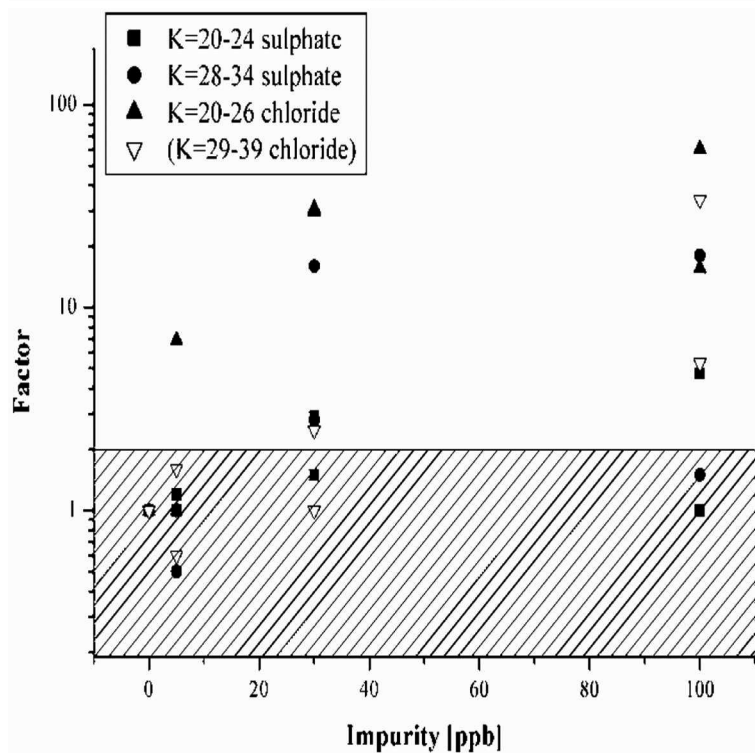
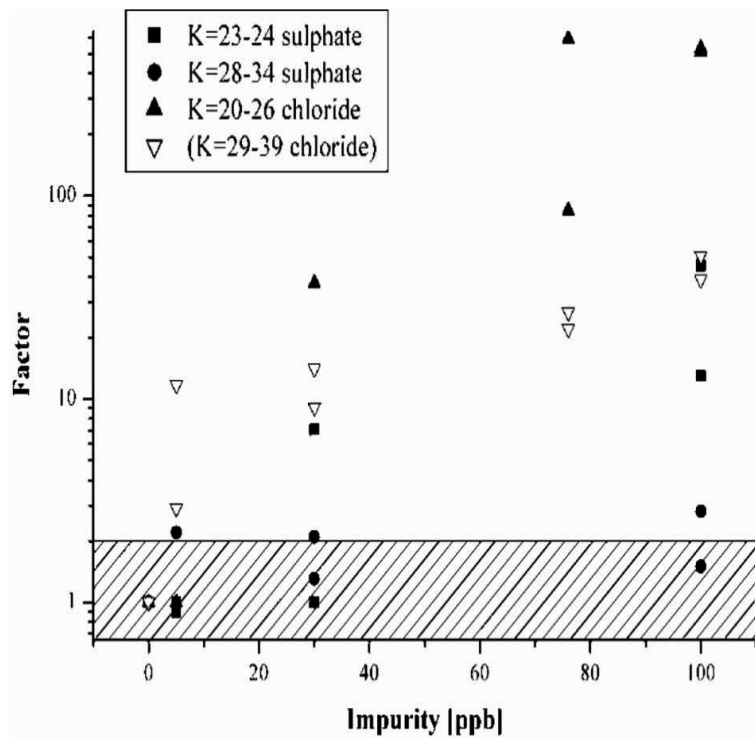
Spricklängd som funktion av exponeringstid vid olika temperatur för AISI 304 bestrålat till < 10 dpa. Provningsen genomfördes vid 288 $^{\circ}\text{C}$ (ovan) och 200 $^{\circ}\text{C}$ (nedan) [158]. *Reprint with permission, © TMS*

En anledning till varför en högre spricktillväxthastighet förväntas vid en högre temperatur är bland annat att diffusions- och migrationsprocesser går fortare och därmed även elektrokemiska processer. Anodisk upplösning av metall i en sprickspets går därför fortare vid en högre temperatur och därmed propagerar sprickan snabbare. Vidare sker anrikning av aggressiva joner i en sprickspets fortare om det finns en gradient i potential mellan den fria ytan och sprickspetsen. Detta är mest uttalat under oxiderande NWC-förhållanden.

7.1.4. Inverkan av föroreningar i reaktorvattnet på IASCC i BWR

Omfattande tester har gjorts avseende olika föroreningars inverkan på IGSCC hos materialen i obestrålat tillstånd, se till exempel sammanställningarna i referens [5, 6]. Det är bland annat också på dessa resultat, tillsammans med drifterfarenheter, som de olika guidelines baseras, t.ex. referens [211]. Beaktande de likheter som finns mellan IGSCC och IASCC är det ett rimligt antagande att inverkan av olika föroreningar skulle kunna vara likartade i de två fallen. Mycket av den provning som har genomförts avseende IGSCC har gjorts på termiskt sensibiliserat stål. I det fallet har rostfritt stål med kolhalt över 0.03% värmebehandlats på ett sätt som gör att kromkarbider skiljs ut i korngränserna. Detta resulterar i att korngränserna får en så låg halt av fritt Cr att bildandet av en skyddande passivfilm undertrycks lokalt. I t.ex. svenska BWR-anläggningar uppträdde detta materialtillstånd i samband med svetsning av stål med relativt hög kolhalt ~0.05 % och resulterade i skadefall kopplade till IGSCC [5]. Genom bestrålning ökas känsligheten hos rostfria stål för interkristallin sprickning, där bl.a. effekten av RIS liknar den som träder in i termisk sensibilisering. Det är därför inte orimligt att anta att inverkan av föroreningar skulle ha liknande inverkan på bestrålat rostfritt stål, d.v.s. för IASCC som för IGSCC hos termiskt sensibiliserat rostfritt stål.

Många av de parameterstudier som gjorts avseende IGSCC har också genomförts på termiskt sensibiliserat rostfritt stål. Ett exempel är inverkan av klorid och sulfat på IGSCC i sensibiliserat rostfritt stål i referens [228]. I figur 79 visas effekten på spricktillväxthastigheten av IGSCC från klorid och sulfat i halterna 5, 30 och 100 ppb i NWC- och HWC-miljö. Resultaten presenteras som en ökning av spricktillväxthastigheten jämfört med hastigheten som mättes upp i motsvarande miljö utan föroreningar dock vid samma spänningsintensitet. I referensen angavs en mätnoggrannhet motsvarande en faktor 2 av spricktillväxthastigheten. Detta område har streckats i figur 79. Föroreningar i halter om 5 ppb visades inte påverka spricktillväxthastigheten nämnvärt. Däremot vid halter på 30 ppb ökar spricktillväxthastigheten påtagligt i både NWC- och HWC-miljö. Ökades föroreningshalten till 100 ppb resulterade detta i en spricktillväxthastighet som var över 100 ggr högre än i fallet med ren NWC-miljö för klorider, något lägre för sulfat. Enligt resonemanget i föregående stycke är det således ganska sannolikt att effekten av dessa föroreningar kvalitativt skulle vara likartade på ett bestrålat material.



Figur 79

Här visas (relativa) resultat från spricktillväxtprovning av sensibiliserat rostfritt stål AISI 304 vid olika halter av klorid och sulfat i NWC-(ovan) och HWC-miljö (nedan). Notera att de ofyllda markörerna inte skall ges någon tyngd i utvärderingen av provningstekniska skäl enligt originalreferensen [228].
 Reprint with permission, © EPRI.

7.2. PWR

När det gäller valet av driftskemi finns det i PWR flera parametrar som direkt styrs genom olika val. Primärt gäller det följande parametrar:

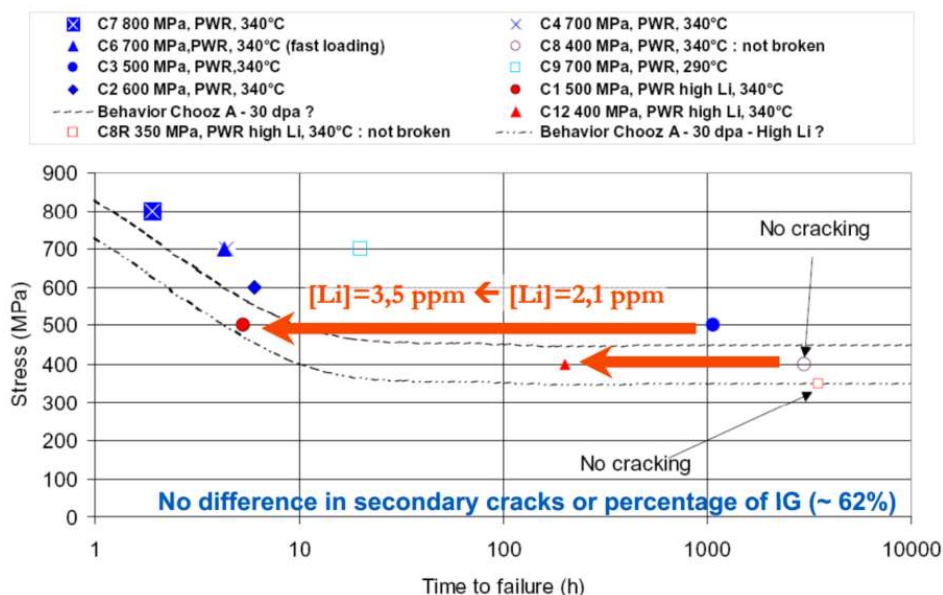
- pH (och pH vid aktuell temperatur, pH_T)
- Halterna av $\text{B}(\text{OH})_3$ samt LiOH (vilket ger pH)
- Halt inlöst H_2 i vattnet
- Eventuella ytterligare tillsatser såsom Zn

Inom vilka ramar som driftskemin kan väljas styrs internationellt av olika guidelines t.ex. ”EPRI PWR Water Chemistry Guidelines” [214] och motsvarande riktlinjer från Japan [213]. I Sverige åligger det kraftverksägarna att etablera egna riktlinjer samt att motivera dessa utifrån krav ställda av bl.a. bränsleleverantörer och säkerhetsredovisningen [215].

Hur de olika driftsparametrarna inverkar på IASCC har endast delvis blivit studerade. I detta avsnitt summeras av författarna kända undersökningar på temat.

7.2.1. Inverkan av Li

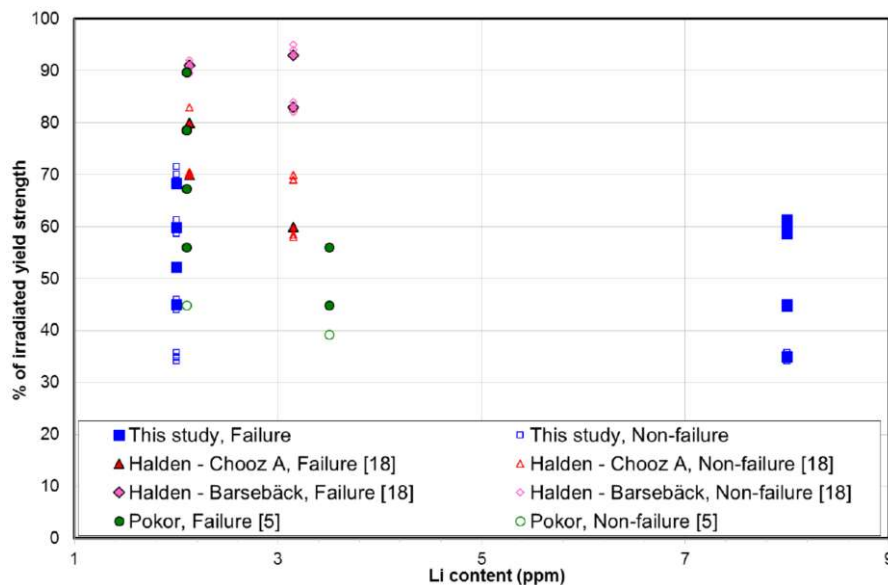
En diskussion som har kommit upp vid ett antal tillfällen är inverkan av Li på IASCC hos rostfria stål. Ur ett dosratsperspektiv finns det skäl att höja Li-halterna upp mot 6 ppm för att kunna köra reaktorerna vid något högre pH_T [229]. Provningsar har dock visat att det potentiellt finns en effekt som ökar känsligheten för IASCC hos bestrålat rostfritt stål vid höga Li-halter (vid konstant pH_T), genom en kortad tid till initiering av sprickning, se figur 80. Vid provningen i simulerad PWR-miljö jämfördes Li-halter på 2,1 och 3,5 ppm varvid tid till brott i provstavarna uppträdde betydligt tidigare vid den högre Li-halten [230]. Det bör dock noteras att provningen endast omfattade ett mycket litet antal provstavar, vilket medförde att den statistiska säkerheten i resultatet kunde ifrågasättas.



Figur 80

Inverkan av Li-halten på tiden till brott för prover under konstant last vid olika dragspänning [230].
Reprint with permission, © corresponding author of publication.

Provning vid konstant last har också genomförts på kallsträckt AISI 316 bestrålat till 60 och 100 dpa i PWR miljö med 2.0 respektive 8.0 ppm Li [142]. Provningstemperaturen var 340 °C och pH₃₀₀ hölls konstant vid 7.2 genom tillsats av B(OH)₃. Ett flertal prov exponerades både som ringformade provstavar och som enaxliga dragprov. Provningstekniken beskrivs vidare i avsnitt 0. Även i dessa försök sågs en ökad känslighet för IASCC vid den högre Li-halten hos det testade rostfria stålet genom en förkortad tid till brott och ökad frekvens av brott i de testade provkropparna. I figur 81 visas en sammanställning av resultat från olika provningar på bestrålat material där Li-halten i PWR—miljö har varierats och inverkan studerats på olika provtyper. Av figuren framgår att vid de högre Li-halterna är det en större andel prover som går till brott inom den stipulerade provningstiden, samtidigt som den kritiska spänningen för initiering är lägre vid den högsta Li-halten.



Figur 81

Sammanställning av Li-haltens inverkan vid initieringsprovning under konstant last av bestrålat rostfritt stål i simulerad PWR-miljö med olika Li-halter [142]. Referenserna i figurtexten motsvarar följande referenser i denna rapport; referens 5 => [230] och referens 18 => [231]. *Reprint with permission, © EPRI.*

I sammanhanget bör nämnas att miljösprickning i obestrålat rostfritt stål exponerat för PWR-miljö representativ för normal effektdrift är mycket sällsynt. Emellertid går det att framkalla sprickning i laboratoriemiljö under sådana omständigheter om materialet kallbearbetas kraftigt och/eller utsätts för mycket lokaliserad deformation [232].

7.2.2. Temperaturens inverkan på IASCC

En viktig parameter när det gäller IASCC under PWR-förhållanden är inverkan av temperaturen eftersom den kan variera påtagligt över härden från ca 285 °C och till över 340 °C i vissa tjocka komponenter p.g.a. generering av värme från gammastrålning [217]. Ett vanligt sätt att illustrera inverkan av temperaturen är att korrelera dess inverkan på hastigheten hos en process, till exempel propagering av IASCC (da/dt), genom ett Arrhenius-samband, vilket exemplifieras i Ekv. 14:

$$\frac{da}{dt} = A \cdot e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (\text{Ekv. 14})$$

där

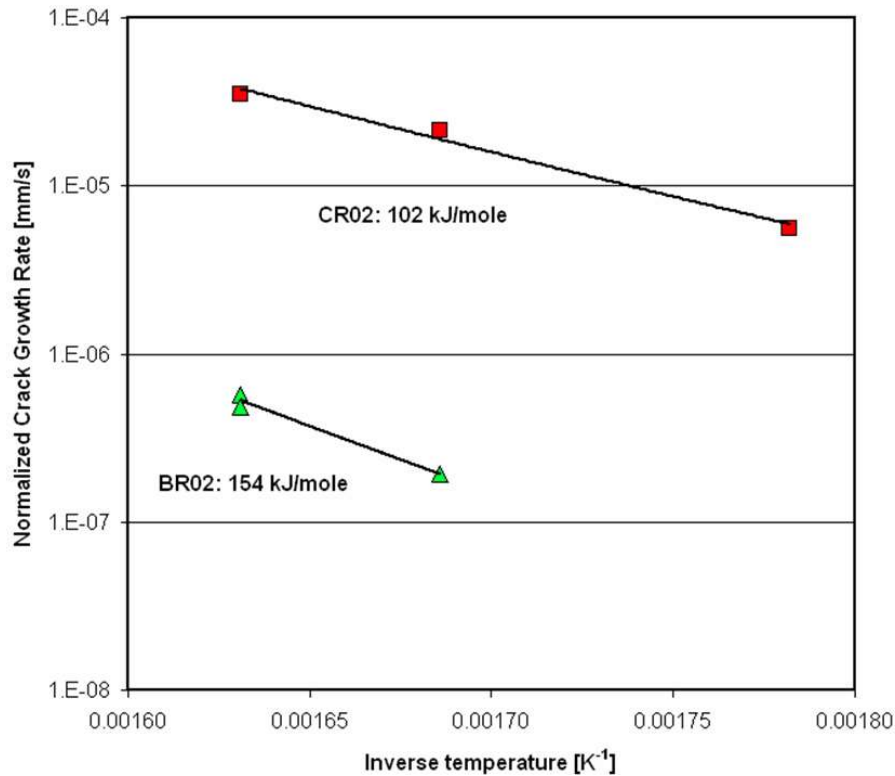
A - en konstant

Q - aktiveringsenergin [J/mol]

R - allmänna gaskonstanten [$\text{J mol}^{-1} \text{K}^{-1}$]

T - temperatur [K]

Temperaturberoendet för propagering av IASCC hos kallbearbetat rostfritt stål av typer som används till buffelskruvar har utvärderats genom laborieförsök utförda i simulerad PWR-miljö [203]. Materialen som undersöktes var AISI 316 samt titanstabiliserat stål av samma typ, AISI 316Ti. Inför provningen hade materialen bestrålats till 25 dpa med snabba neutroner i en testreaktor. Den observerade aktiveringsenergin i intervallet 288 - 340 °C var för AISI 316Ti 102 kJ/mol. För AISI 316 observerades en aktiveringsenergi om 154 kJ/mol över ett snävare temperaturintervall (osäkrare bestämning av Q), 320 - 340 °C, se vidare figur 82. I det senare fallet fanns det dock alternativa sätt att utvärdera spricktillväxthastighetens, vilket i det fallet gav en lägre aktiveringsenergi på 78 kJ/mol [203]. Som jämförelse har aktiveringsenergin för propagering av IGSCC i obestralat, kallbearbetat AISI 316 utvärderats till 100 kJ/mol i temperaturintervallet 290 - 360 °C i simulerad PWR-kemi [233].



Figur 82

Normaliserade spricktillväxthastigheter i bestrålat AISI 316 (BR02) samt AISI 316Ti (CR02) plottat mot den inverterade temperaturen för provningen. Spricktillväxthastigheten har normaliserats mot beroende av spänningsintensitetsfaktorn K med $K^{5.8}$ för (BR02) samt $K^{2.1}$ för (CR02) [203]. *Reprint with permission, © ANS.*

De praktiska följderna av att propageringshastigheten för IASCC är termiskt aktiverad illustreras här genom ett kort exempel. Antag att en interkristallin spricka observeras i en bestrålad komponent som utsätts för en driftstemperatur på 320 °C. Vidare mäts dess propageringshastighet mellan två inspektionsintervall till A mm/år. Om aktiveringsenergin är 102 kJ/mol kommer en spricka under identiska förhållanden ha tillväxt med en hastighet av $2A$ mm/år vid 340 °C. Notera dock att skillnaden i experimentellt uppmätt spricktillväxthastighet hos snarlika material t.ex. AISI 316 och AISI 316Ti i kan variera betydligt mer vid provning under en given betingelse, se t.ex. exemplet i figur 82.

8. Erfarenheter från skadefall

I detta avsnitt ges en beskrivning av skadefall relaterade till IASCC i nickelbaslegeringar och rostfria stål från BWR och PWR. Först ges en internationell överblick där tyngdpunkten ligger på erfarenheter från USA men också Frankrike och Japan. I USA byggdes många av de första reaktorerna. Vidare finns också den största flottan av lättvattenreaktorer i där. Tyngdpunkten i beskrivningen av skadefall ligger dock på erfarenheter från svenska anläggningar, alternativt fall där en koppling skulle kunna finnas till svenska förhållanden. Underlaget till sammanställningen härrör främst från SSMs databas STRYK (Skador i TRYckbärande system i Kärnkraftsanläggningar). Även information från SSMs arkiv samt öppna källor har använts.

En bra sammanställning av STRYK-databasen gjordes på en övergripande nivå fram till och med år 2000 [234]. Databasen innehåller information om driftinducerade skador i de mekaniska anordningar som tillhör någon av kvalitetsklasserna 1, 2, 3 eller 4 [234]. Vidare är inte databasen begränsad till skadefall relaterade till IASCC utan den innehåller alla skadetyper som t.ex. utmattning, IGSCC, PWSCC och flödesinducerad korrosion 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” [234].

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 SSMs arkiv tillgång till originalrapporterna för respektive ärende där detaljerad information om skadefallet av intresse kan hittas.

Vid olika tidpunkter har också förekomsten av olika skador relaterade till korrosion, inklusive IASCC, rapporterats i andra sammanhang. Se till exempel referens [235, 236].

8.1. Erfarenheter från skadefall ur ett internationellt perspektiv

Denna internationella utblick kan vara bra att ha med sig när problematiken med IASCC i PWR och BWR diskuteras. De PWR som finns i Sverige, Ringhals 2, 3 och 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 var den föreskrivna kolhalten (max 0.05 %) i de rostfria stålen som användes initialt i svenska BWR något lägre jämfört med amerikanska förhållanden [5, 234, 235]. Detta medförde en lägre känslighet för främst IGSCC, men har sannolikt också varit gynnsamt med avseende på IASCC.

När rostfritt stål användes som bränslekapsling (dock ej i Sverige) i början av 60-talet uppträdde skadefall där bestrålning ansågs starkt ha bidragit till interkristallin miljösprickning, alltså IASCC [1, 237]. I och med byggandet av fler reaktorer och att ökande fluenser uppnåddes ökade också antalet rapporterade skadefall som kunde kopplas till IASCC. Ingen typ av reaktordesign eller modell verkade vara helt förskonad. Förutom i

rostfritt stål har också IASCC rapporteras från höghållfasta nickelbaslegeringar. De komponenter där skadefall relaterade till IASCC har rönt störst intresse internationellt är för BWR moderatortanken [237, 238] och för PWR baffelskruvar [184, 237, 239]. En utförligare beskrivning av skador i dessa komponenter ges i avsnitt 8.1.1 samt 8.1.2. En summering av olika typer av skadefall som har rapporteras i litteraturen ges i Tabell 5.

Tabell 5

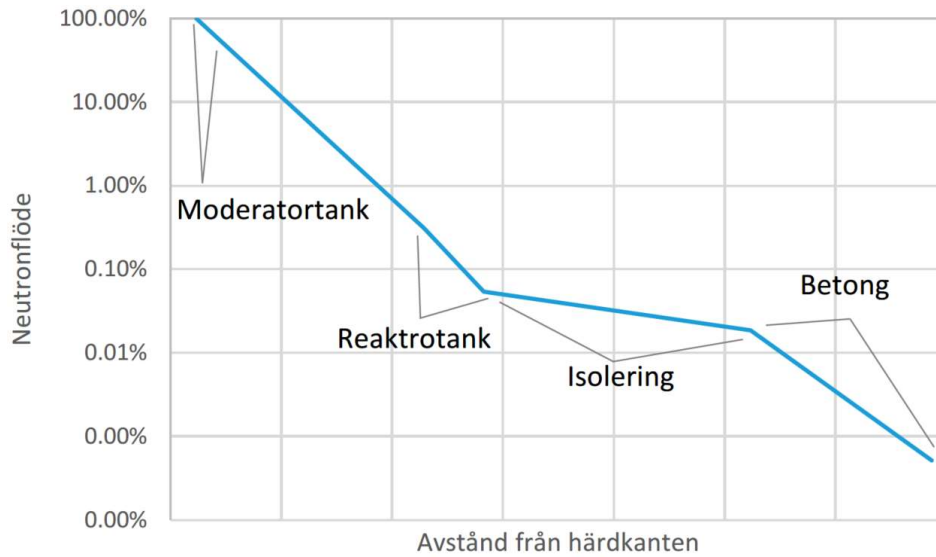
Översikt av skadefall som rapporterats utanför Sverige i interndelar från lättvattenreaktorer.

Material	Komponenttyp	Reaktor-typ	Första rapport	Ref.
AISI 304	Kapslingmaterial	PWR & BWR	1960-tal	[237]
AISI 304L/316L	Kapsling, styrcav	PWR & BWR	1970-tal	[240]
AISI 316	Baffelskruvar	PWR	1980-tal	[184, 241]
AISI 347	Baffelskruvar	PWR	1990-tal	[58, 184, 237]
AISI 316/347	Baffelskruvar	PWR	2010-tal	[239, 242, 243]
AISI 304/304L/316/347	Moderatortank	BWR	1990-tal	[184, 238, 244]
AISI 304	Härdgaller	BWR	1990-tal	[184]
X-750	Bultar, konsoler till jet pumpar	BWR*	1970-tal	[92, 184, 237]
X-750	Bultar & fjädrar	PWR	1980-tal	[92, 237]
Alloy 718	Fjädrar	PWR	1980-tal	[92, 237]

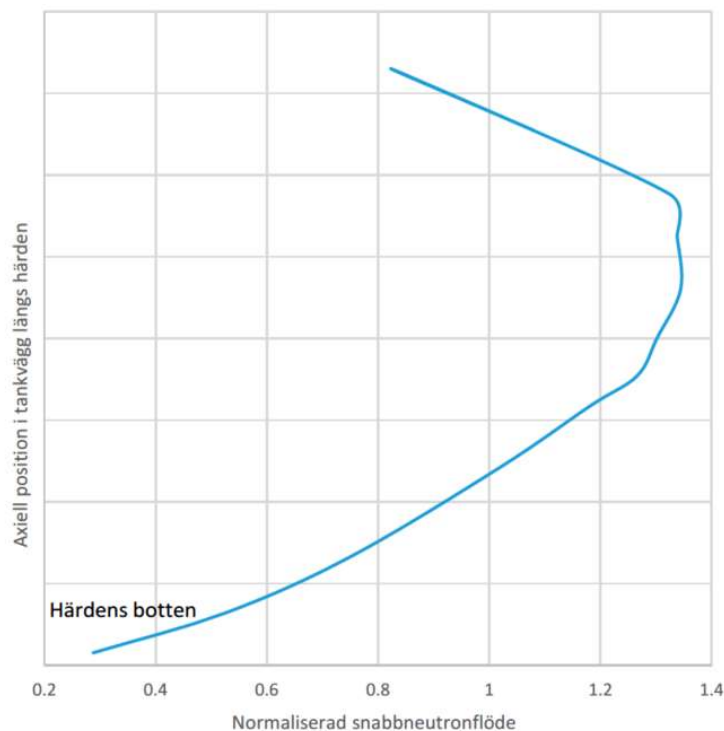
* Referens [184, 244] grupperar dessa skadefall som IGSCC. I referens [237] grupperas skadefallen som IASCC, p.g.a. förhöjd ECP genom radiolys.

När det gäller förekomsten av IASCC i olika komponenter är det illustrativt att också ha med sig hur flödesprofilen för neutroner med en energi över 1 MeV, ser ut. Det är främst neutroner i det energiområdet som kan generera bestående bestrålningsdefekter i de material som används i härdnära interndelar i lättvattenreaktorer. I både BWR och PWR avtar neutronflödet snabbt med avståndet både under och ovanför härdens samt i radiell riktning ut mot reaktortankväggen. Det är alltså endast komponenter i rostfritt stål och nickelbaslegeringar i direkt närhet till härdens som kommer uppnå fluenser som kan förväntas bli så höga att materialets egenskaper påverkas påtagligt⁷. På grund av den mindre diametern på reaktortanken hos PWR är interndelarna placerade närmare härdens än i en BWR. Neutronflödet vid interndelarna är därför högre i en PWR. Exempelvis är diametern på reaktortanken i Ringhals 1 (BWR) 5,95 m medan den i tryckvattenreaktorerna Ringhals 2 – 4 har en diameter på 3,99 m [245]. Hur neutronfluensen (> 1 MeV) varierar i radiell riktning från härdens till den biologiska skärmen för en svensk BWR visas i Figur 83. Den axiella neutronflödesprofilen i reaktortankväggen visas i figur 84.

⁷ Det låglegerade tryckkärlsstålet (normalt ej i kontakt med reaktorvatten) i reaktortanken påverkas också av bestrålning. Dock är inte IASCC ett aktuellt problem för det materialet.



Figur 83
Radiell minskning av neutronflöde utanför härden i en BWR [246]. *Reprint with permission, © SSM.*

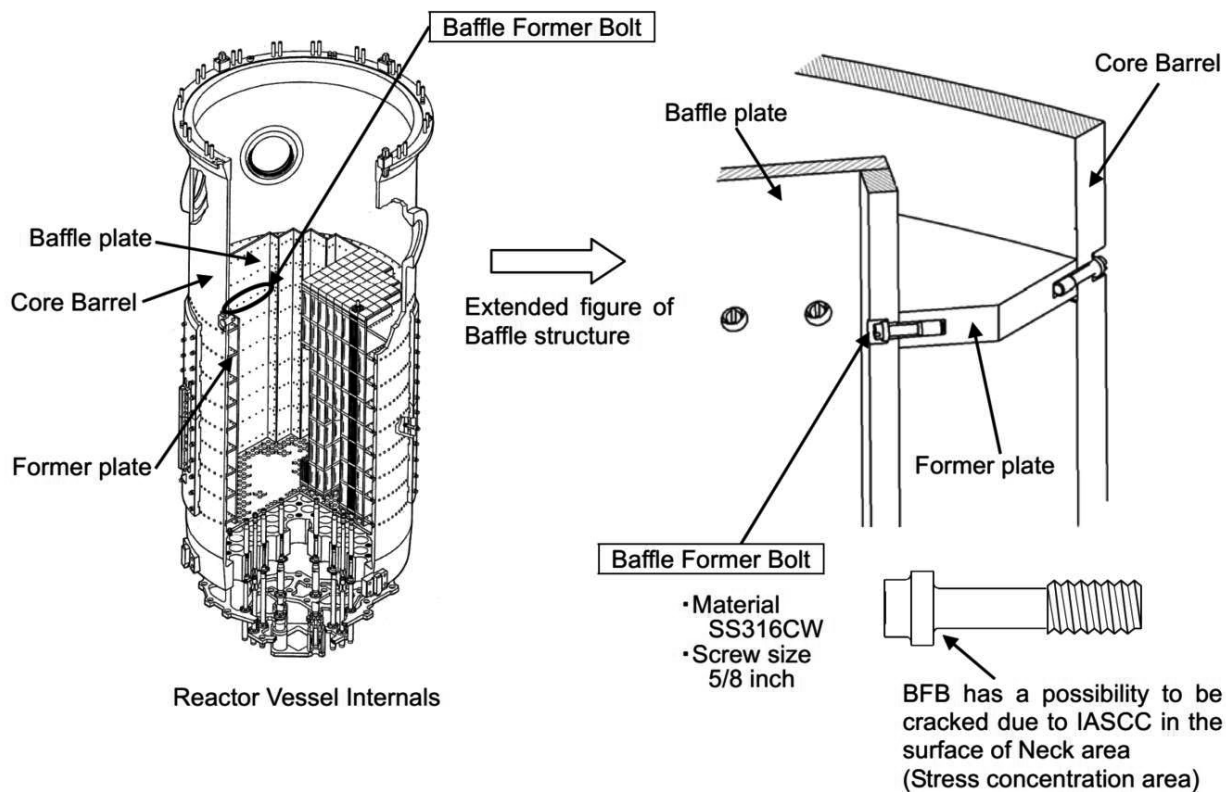


Figur 84
Normaliserat axiellt neutronflöde i reaktortankväggen i en BWR [246]. *Reprint with permission, © SSM.*

8.1.1. Baffelskruvar i PWR

Internationellt finns det ett antal exempel på rapporterade skador relaterade till IASCC i PWR. Baffelskruvar håller samman den konstruktion som omgärdar bränslet vilken har till uppgift att bland annat styra kylmedelsflödet genom kärnan, se illustration från en japansk PWR i figur 85. För ökad hållfasthet är baffelskruvarna i många fall tillverkade av

kallbearbetat rostfritt stål, AISI 316/347 eller 316Ti [184, 237, 242]. Eftersom baffelskruvarna är belägna nära härden kan de högst bestrålade nå en fluens på över 100 dpa för drifttider uppåt 60 år. Vidare medför den intensiva gammastrålningen att temperaturen på vissa ställen i baffelplåtskonstruktionen kan överstiga temperaturen på reaktorvattnet med upp till 40 °C [237].



Figur 85

Illustration av baffelskruvarnas placering och funktion i en PWR [247]. *Reprint with permission, © corresponding author of publication.*

IASCC i baffelskruvar har rapporterats från Frankrike [184, 241] och USA [58, 184, 237, 239, 242, 243]. Med dessa skadefall som bakgrund vidtogs i t.ex. Japan omfattande åtgärder för att motverka uppkomst av IASCC i dessa komponenter genom utbytesprogram [184] och förbättrad design. Problematiken har studerats intensivt, eftersom sprickningen i vissa fall har varit ganska omfattande liksom de motåtgärder som blev nödvändiga.

Ett antal faktorer som rör konstruktionen vilken hålls samman av baffelskruvarna samt deras eget utförande har ansetts bidragande till ökad känslighet för IASCC [58, 184, 237, 241, 248]:

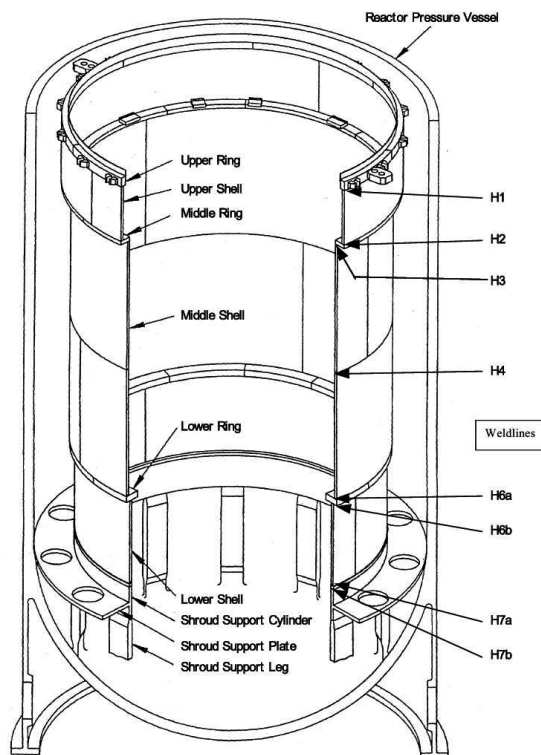
- Hög fluens är en riskfaktor, men dock ej nödvändigt. Skador hittades t.ex. i skruvar tillverkade i kallbearbetat AISI 316 samt upplösningsbehandlat AISI 347 som hade uppnått en fluens i intervallet 10 - 25 dpa [58, 184].
- Effektförändringar p.g.a. lastföljning
- Spaltniljö i vilken temperaturgradienter kan utbildas och eventuellt kokning p.g.a. värmegenereringen via gammastrålning
- Ogynnsam flödesbild i spalten mellan "core barrel" och baffelplåtarna, se vidare förklaring i avsnitt 9.2

- Graden av svällning av de plåtar som hålls samman av baffelskruvarna p.g.a. bestrålning, vilket leder till ökad spänning i baffelskruvarna. Huruvida svällning i baffelplåtar från en kraftproducerande PWR har observerats eller om detta är ett potentiellt problem baserat på laboratorieförsök är dock oklart.
- Nivån på de spänningar som induceras i baffelskruvarna p.g.a. det åtdragningsmoment som används vid montage samt bestrålningsinducerad svällning enligt punkten ovan. Här är bilden dock komplex, eftersom bestrålningsinducerad krypning leder till spänningsrelaxation.

I de PWR som är i drift i Sverige har inga indikationer på IASCC i baffelskruvar noterats, se vidare avsnitt 8.2.2. Sannolikt beror det på att den kombination av omständigheter som medför att IASCC uppstår i baffelskruvar inte förekommer i svenska PWR [249-251]. .

8.1.2. Moderatortankar i BWR

Moderatortanken har bl.a. till uppgift att separera det uppåtgående flödet av kylmedia genom härden i reaktorn från det nedåtriktade flödet i fallspalten av reaktorvatten och matarvatten. Vidare utgör moderatortanken stöd för bl.a. härdgallret, patronuppställningsplattan och moderatortanklock, samt ger stabilitet i sidled för härden. En generell bild av en moderatortank i en reaktortyp som tillverkats av General Electric (GE) visas i figur 86, medan figur 87 visar en bild av en ASEA-Atom BWR med fler komponenter utritade tillsammans med moderatortanken.



Figur 86

Schematisk bild av en moderatortank och moderatortankstativ från en GE-reaktor [244]. *Reprint with permission, © IAEA.*

I originalutförande bestod många av de moderatortankar som tillverkades av valsade rostfria plåtar som svetsats ihop till en cylinder. I senare utförande har detta förfarande ändrats till att använda smidda ringar istället för att minska antalet svetsar i högt bestrålade områden [244]. Anledningen till att konstruktioner med så få svetsar som möjligt eftersträvades i härdregionen är att den värmepåverkade zonen i närheten av svetsar visat sig vara speciellt känsliga för IASCC [147, 184, 238]. Spänningarna i moderatortanken relaterade till driftslaster är tämligen låga, men restspänningar som uppkommer vid svetsning eller montage av komponenten har visats vara tillräckligt stora för att driva interkristallin sprickning. Förutom hög bestrålning av dessa svetsar har även faktorer som svetsensibilisering och kallbearbetning orsakad av kraftig slipning bidragit till uppkomsten av interkristallin sprickning i moderatortankar [184, 244]. Noterbart är att moderatortankar även i lågkolhaltigt rostfritt stål har uppvisat IASCC [184, 252, 253]. Cirka 50 anläggningar hade rapporterat sprickning i moderatortanken i en sammanställning gjord 2011; se referens [238]. Viktigt att komma ihåg i sammanhanget är dock att bestrålningen i sig kanske inte alltid har varit den avgörande faktorn. Kallbearbetningen och termisk sensibilisering som nämns ovan kan i vissa fall säkert ha varit mycket starkt bidragande. Gränsdragningen mellan IGSCC och IASCC blir då svår.

Sammanfattningsvis har de uppkomna skadorna relaterade till IASCC i moderatortankar hanterats olika i vissa länder och efter givna förutsättningar [238]:

- De uppkomna sprickorna ansågs acceptabla, under det att ett omfattande program med förstörande provning implementerades för att följa upp sprickningen.
- Genomförande av olika motåtgärder som modifieringar av vattenkemin och montering av olika förstärkningar.
- De uppkomna sprickorna ansågs oacceptabla och hela moderatortanken byttes ut för att möjliggöra fortsatt drift.
- De uppkomna sprickorna bedömdes som oacceptabla. Reparation eller utbyte av moderatortanken ansågs inte ekonomiskt försvarbart, varpå anläggningen avvecklades.

Förutom själva moderatortanken nämns även härdgallret och patronuppställningsplattan som de komponenter i en BWR som kommer att vara mest utsatta ur ett perspektiv avseende IASCC under det att drifttiden för anläggningarna ökar [244].

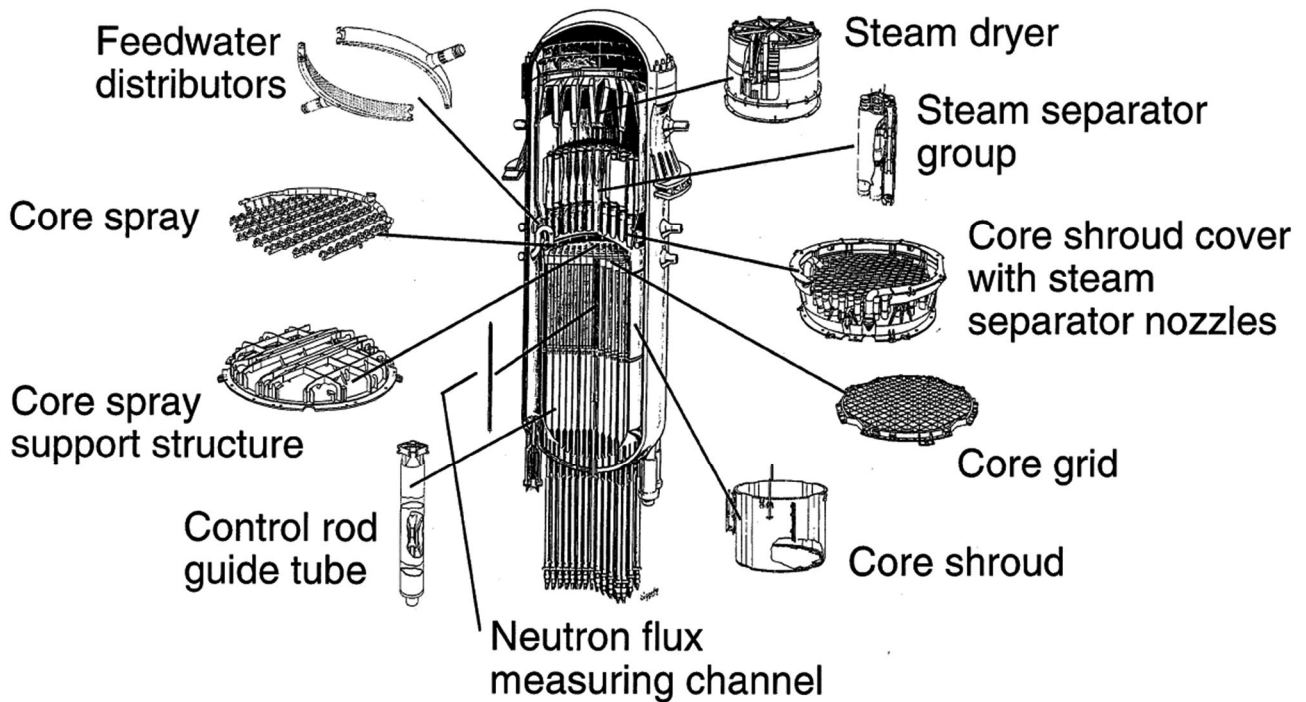
8.2. Rapporterade skador från svenska anläggningar

Syftet med detta avsnitt är att ge en sammanfattande bild av de skadefall relaterade till IASCC som rapporterats från svenska BWR. Vidare ges en genomgång av orsaken och bakgrunden till dessa skadefall. En viktig del är också skadefallsundersökningar och laboratorieprovningar som initierats av den uppkomna problematiken, ofta inom internationella program.

Underlaget till detta avsnitt bygger på ett utdrag ur STRYK som endast omfattar IASCC [254]. I databasen har alltså IASCC identifierats explicit som skademekanism för de aktuella skadefallen. Databasen STRYK är vid rapportens sammanställning uppdaterad till 2011 [254]. En viktig aspekt i sammanhanget är att flera komponenter som potentiellt skulle kunna drabbas av IASCC eller där IASCC till och med har observerat faller utanför STRYK. Exempel på sådana komponenter är styrtavar, samt diverse bränslekomponenter såsom spridare och fjädrar. Anledningen är till att dessa komponenter inte finns med i STRYK är att de inte är tryck- eller lastbärande (utöver egenvikt) [234, 255].

8.2.1. BWR

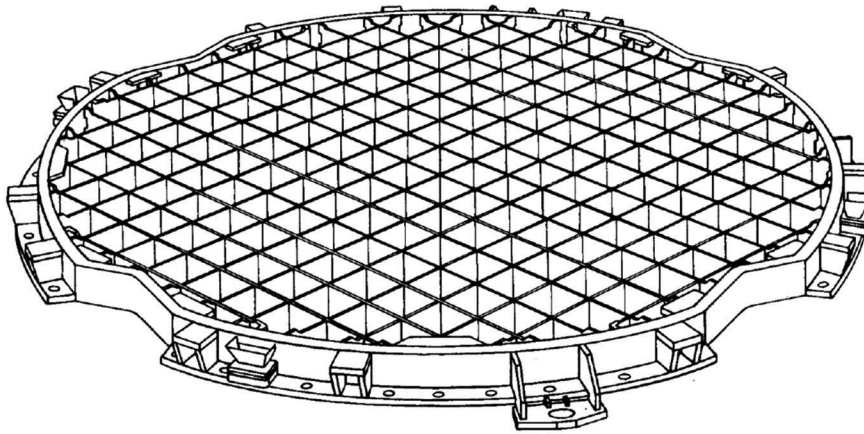
Alla skadefall rapporterade i STRYK där IASCC har angetts som skademekanism är relaterade till härdstommen och berör skruvar i SS 2343 som håller samman styrskenorna i härdgallren i BWR. Härdgallret är en komponent som består av ett rutnät av plattor som ställts på högkant. Varje ruta innesluter en supercell bestående av fyra bränsleelement med en styrsstav i mitten. Placeringen av härdgallret (core grid) i en ASEA-Atom BWR visas i figur 87.



Figur 87

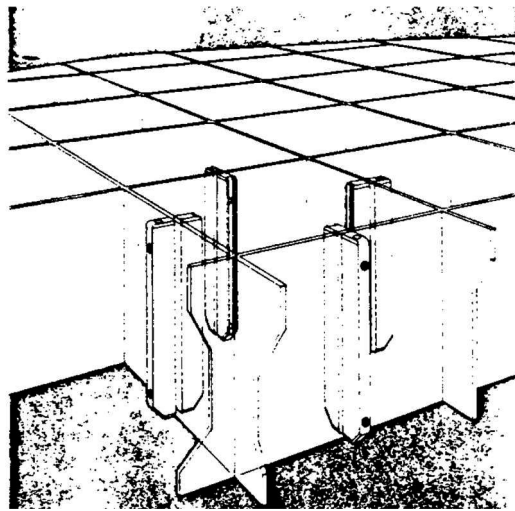
Schematisk bild av en ASEA-ATOM BWR (Forsmark 1) där interndelarnas positioner indikerats [256]. *Reprint with permission, © Elsevier.*

En uppförstorad bild av härdgallret (från Forsmark 3 / Oskarshamn 3) visas i figur 88. Versioner av härdgaller som förekom i ASEA Atom BWR som föregick Forsmark 3 / Oskarshamn 3 hade styrskenor monterade på halva avståndet från korspunkterna och på alla fyra sidor av en ruta i härdgallret. Styrskenornas uppgift var att ge lateral styrning av bränsleelementen i en supercell. Bilder på dessa styrskenor och skruvar som höll fast dem i härdgallret visas i figur 89 respektive figur 90.



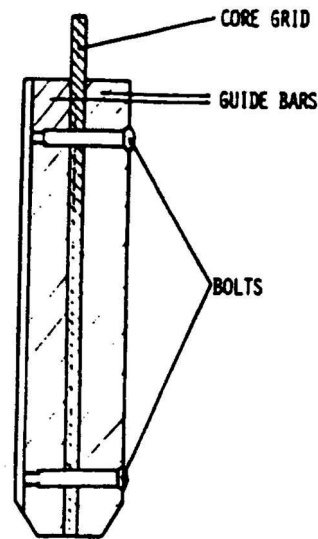
Figur 88

Illustration av härdgaller från Forsmark 3 [257]. Möjligen kan senare designförändringar gjorts. *Reprint with permission, © EPRI.*



Figur 89

Positionering av styrskenor i en ruta i härdgallret [257]. *Reprint with permission, © EPRI.*

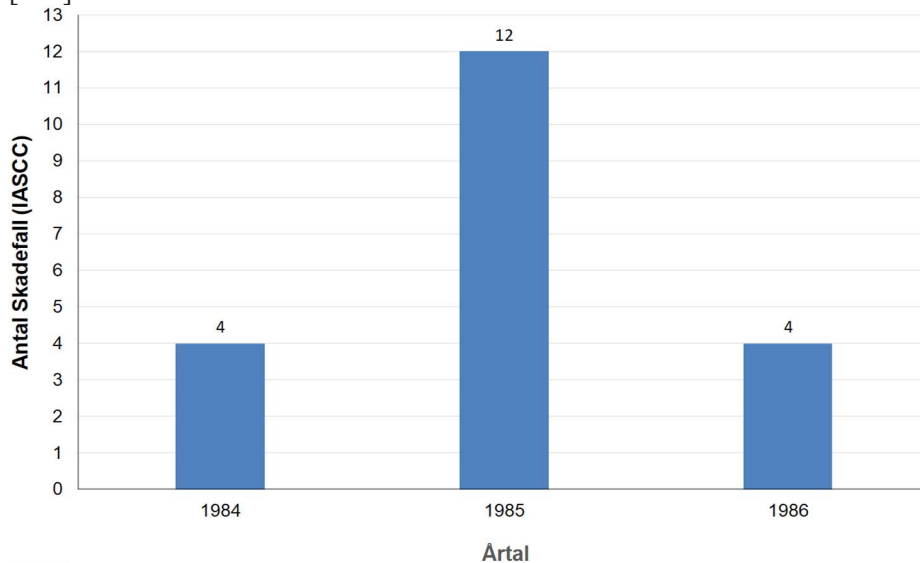


Figur 90

Bild av styrskena och skruvar som håller fast den i härdgallret [257]. Reprint with permission, © EPRI.

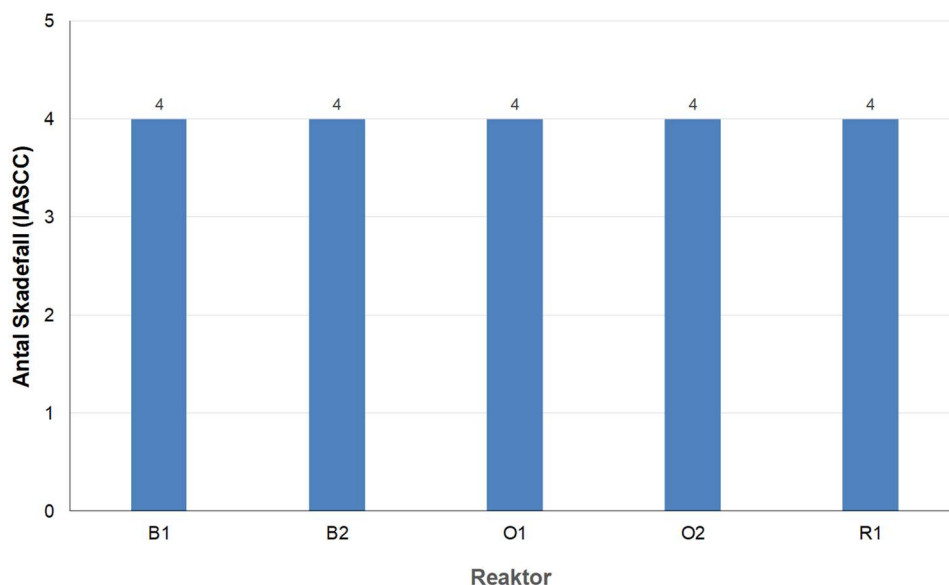
Skadefallen relaterade till IASCC av härdgallerskruvar registrerades under ett par år under mitten av 80-talet, se figur 91. Sannolikt detekterades skador i en reaktor, och på det följde inspektioner i övriga reaktorer varpå resterande skadefall registrerades. Samtliga skadefall detekterades vid revision genom främst ultraljudsprovning eller visuell kontroll [254]. Den aktuella typen av skadefall har endast detekterats i de tidigast uppförda reaktorerna, se figur 92.

Värt att notera är att härdgallerskruvar i Forsmark 2 också uppvisade sprickning i början av 80-talet [235, 257]. Materialet i dessa skruvar var utskiljningshärdat A-286, vilket är ett material som senare visades ha hög känslighet för IGSCC [145]. Vidare hade komponenten endast varit i drift ett år, vilket medförde att fluensen var låg [257]. Med denna information som bakgrund ansågs inte IASCC ha varit en bidragande orsak till skadefallet [257].



Figur 91

Årtal då skador detekterats i härdgallerskruvar i svenska BWR [254].



Figur 92

Skadefall relaterade registrerade som IASCC relaterade till härdgallerskruvar fördelat per reaktor [254].

I STRYK [254] samt referenserna [235, 257] finns följande information samlad rörande skadefallen i härdgallerskruvarna.

- Termisk sensibilisering av materialet, SS 2343, kunde inte fastställas. I LOM-undersökningar sågs inga kromkarbidutskiljningar längs korngränserna. Strauss- och Huey-provning kunde inte visa på att korngränserna hade lägre korrosionsmotstånd än grundmaterialet. Notera i sammanhanget att den kromutarmade zonen längs en korngräns till följd av RIS sannolikt är för tunn för att detekteras med detta test.
- Hårdheten varierade mellan ca 200HV till 300HV med ett medelvärde runt 240HV; det är dock oklart om hårdhetsmätningarna gjordes i ytan eller i centrum av skruvarna. Högst hårdhet observerades i den gängade delen av skruvarna. Ingen direkt korrelation sågs mellan hårdhet och var sprickor initierade. Före bestrålning angavs hårdheten till 170HV.
- Sprickor observerades på olika diametrar av skruvarna, vilket innebär att inte bara de högst belastade delarna utvecklade sprickning.
- Den beräknade neutronfluens som skruvarna utsatts för varierade mellan $< 1 \cdot 10^{20}$ till $9 \cdot 10^{20} \text{ n/cm}^2$ ($> 1 \text{ MeV}$). Modellerna för beräkning av fluens har dock utvecklats sedan 80-talet [246].
- Vid mikroskopiundersökning kunde spaltkorrosion observeras på flera av skruvarna.
- En kallbearbetad ytzon kunde identifieras i skruvarnas gängor och i övergång mellan olika diametrar på skruven. Sprickning förekom dock frekvent även i delar av skruvarna där denna ytzon inte förekom.

Efter det att dessa skadefall rapporterades i STRYK har det argumenterats för att bestrålningen kanske inte har haft en så stor betydelse som det initialt antogs [235, 257]. Det skulle i sådana fall kunna röra sig om IGSCC i vissa av skadefallen. Bland annat lyfts det fram att fluensen i vissa delar av skruvarna som uppvisade interkristallin sprickning var tämligen modest, $< 1 \cdot 10^{20} \text{ n/cm}^2$. Hög hårdhet i sig, ca 240HV har även visats sig kunna göra rostfritt stål av typ 2353 (AISI 316NG) känsligt för IGSCC i BWR-miljö [5, 202], i

positioner där neutronbestålning inte är närvarande. I detta sammanhang kan det poängteras att för Oskarshamn 1, liksom för Ringhals 1, tillämpades enligt skaderapporterna i STRYK regeln, att 15 %⁸ kallbearbetning fick introduceras i rostfritt stål för interndelar utan att en efterföljande släckglödning erfordrades. Den förhöjda (genom deformation) hårdheten i härdgallerskruvarna kunde alltså delvis ha funnits där från början redan innan de bestrålades. Vidare kan den spaltmiljö som bildades mellan härdgallerskruvarna och styrskenor resp. härdgallret ha bidragit till initiering av interkristallin sprickning.

8.2.2. PWR

I STRYK finns inga skadefall relaterade till IASCC i PWR i Sverige. Sannolikt har det att göra med att t.ex. problematiken med sprickning i buffelskruvar inte har dykt upp i Sverige på samma vis om in andra länder, se avsnitt 8.1.1. Det finns dock andra typer av komponenter där IASCC har uppkommit, t.ex. styrstavar, vilket tas upp i avsnitt 8.3.

8.3. Skador i interndelar som ej omfattas av STRYK

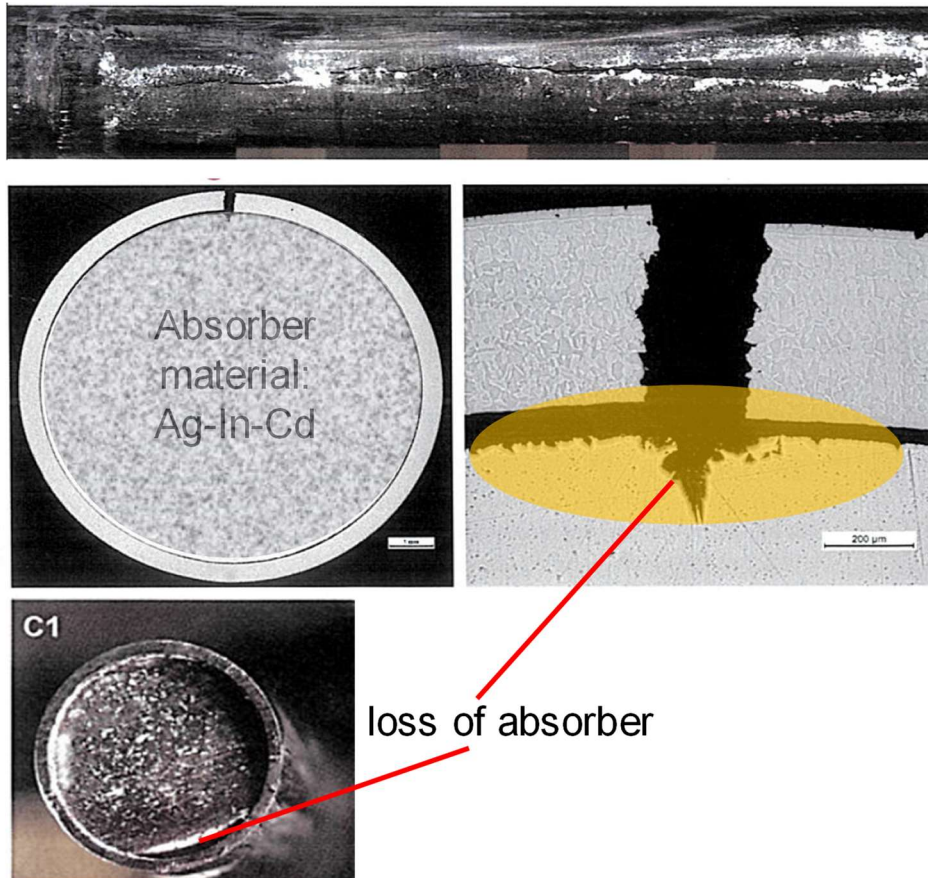
Gemensamt för dessa komponenter är att de faller utanför den definition som databasen STRYK bygger på, d.v.s. de är inte last- eller tryckbärande [234, 255]. Vidare är de ofta jämförelsevis enklare att byta ut. Exempel på sådana komponenter är styrstavar, instrumentledrör, fjädrar i bränslepatroner etc.

8.3.1. Styrstavar

Sprickning i styrstavar har förekommit både i BWR och PWR där det är rimligt att anta att bestrålning av materialet har bidragit till interkristallin miljösprickning [235, 240].

I PWR finns det exempel på att absorbatoren, en AgInCd-legering, i den del av styrstavarna som är närmast härden har svällt i takt med att den utsatts för en allt högre fluens. Detta har resulterat i spänningar i det rostfria höljet runt styrstaven som därmed utvecklat interkristallin sprickning [258, 259]. Med tanke på att styrstavarna varit i drift ett flertal cykler är det sannolikt att det rostfria höljet runt styrstaven hade uppnått en tillräckligt hög fluens för att mekanismerna kopplade till IASCC skulle ha bidragit till den interkristallina sprickningen. I referens [259] finns det ett kollage som beskriver skadefallet ganska väl bildmässigt, se figur 93.

⁸ Idag tillåts endast 3 % enligt TBM



Figur 93

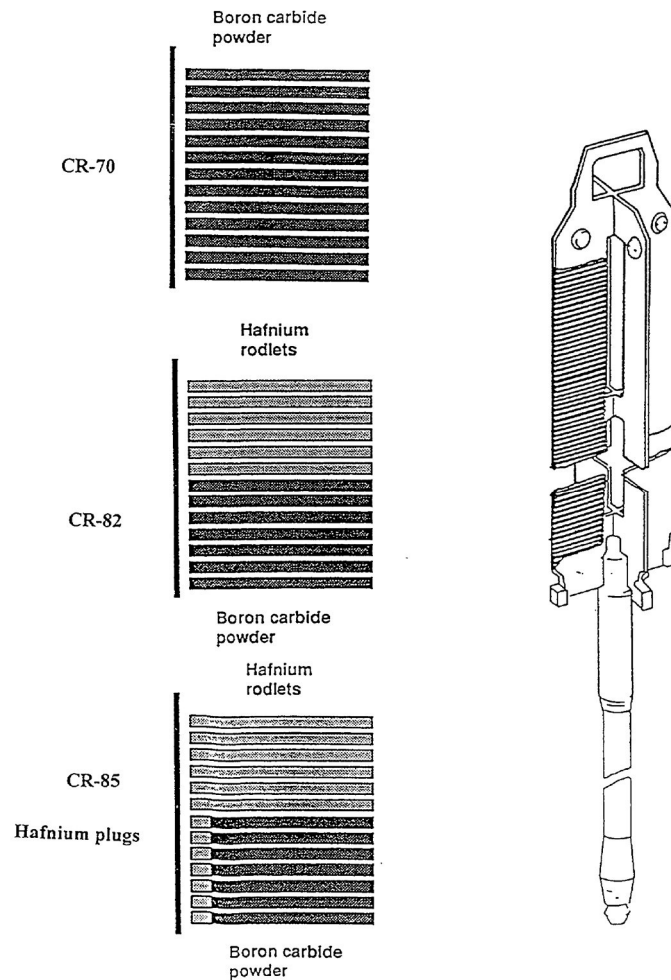
Ovan: Styrstavsfinger från PWR med en axiell spricka

Mitten: Tvärsnitt genom styrstavsfingeret som uppvisar sprickning

Nedan: Tvärsnitt genom styrstavsfingeret

Efter referens [258, 259]. *Reprint with permission, © Ringhals AB.*

I BWR används B_4C eller Hf som absorber i styrstavar. Båda materialen tenderar att svälla under bestrålning vilket inducerar dragspänningar i det material, t.ex. AISI 304L eller 316L, som använts för att kapsla in absorber. Tillsammans med den höga bestrålningen samt oxiderande miljön kan detta leda till utveckling av IASCC. Detta beskrivs i övergripande form i referens [240] för styrstavar tillverkade av ABB-Atom. Sprickning i styrstavar i svenska BWR har konstaterats [260]. En illustration av en styrstav för BWR tillverkad av ABB-Atom visas i figur 94. En bra beskrivning av ett skadefall relaterat till styrstavar från en japansk reaktor finns i referens [261] som jämförelse.



Figur 94

Illustration av en styrstav för BWR i olika utföranden tillverkad av ABB [240]. *Reprint with permission, © IAEA.*

8.3.2. Moderatortank från Oskarshamn 1

I samband med ett stort utbytesprogram, FENIX, som involverade Oskarshamn 1 gjordes detaljerad undersökning av moderatortanken samt sprickor som identifierades i komponenten [256]. Materialet i moderatortanken var niobstabiliserat rostfritt stål (SIS 2338 vilket motsvaras av AISI 347). Materialet innehöll 0,4-0,5 % C, 0,013-0,017 % P, samt 0,03-0,05 % S. Vid de skadefallsundersökningar som genomfördes av sprickor identifierade i moderatortanken observerades att samtliga var interkristallina. Sprickorna hade initierat i anslutning till svetsar i konstruktionen. Materialet var således sensibiliserat, både termiskt samt genom kallbearbetning introducerad vid slipning. Propageringen av sprickorna hade därefter fortsatt från HAZ vidare in i grundmaterialet vilket i referens [256] anses ha skett pga. ökad känslighet genom neutronbestrålning, alltså IASCC. Moderatortanken byttes i ett senare skede ut.

8.3.3. Stigarrör till härdstril i BWR

I slutet av 80-talet togs beslut att byta ut de så kallade stigarrören till nödkylsystemet i Oskarshamn 1 [254]. Dessa komponenter sitter mycket nära härden i system 323. Bakgrunden till beslutet var förekomsten av vad som befarades vara IASCC i härdgallerskruvar, vilket beskrivs i avsnitt 8.2. När beslutet togs att byta stigarrören hade de fått en betydligt högre fluens än vad härgallerskruvarna hade upplevt när de utvecklade miljösprickning. Till skillnad från härdgallerskruvarna är dock inte stigarrören belastade under normal drift. Dragspänningar i materialet som är nödvändiga för uppkomst av IASCC kan dock tänkas härröra från restspänningar associerade med svetsning eller montage av rören.

8.3.4. Härdkomponenter

Det finns ett antal härdkomponenter som inte omfattas av STRYK men som mycket väl skulle kunna utveckla IASCC. Till denna kategori hör härdkomponenter såsom spridare och fjädrar i höghållfasta nickelbaslegeringar och instrumentledrör i AISI 304/316.

8.4. Forskningsprogram med svenskt deltagande initierade med anledning av IASCC-problematiken

Med anledning av de upptäckta skadefallen, initierades det flera arbeten i Sverige med inriktning mot IASCC. Anledningen till att sprickningen i de aktuella härdgallerskruvarna snabbt klassificerades som IASCC berodde på att brotten var interkristallina, samt att det konstaterades att tecken på termisk sensibilisering av materialet saknades, vilket annars hade varit den vanliga orsaken till att det bildas interkristallina spänningskorrosionsprickor i rostfria stål [262]. Termen ”bestrålningsinducerad spänningskorrosion” började också dyka upp. På grund av de uppkomna skadefallen samt att man befarade att även andra komponenter skulle kunna drabbas drog kraftbolagen och SKI (nuvarande SSM) igång ett större forskningsprojekt på området 1986. En målsättning var även att verifiera lämpliga ersättningsmaterial för interndelar som skulle vara mindre känsligt för IASCC. Den kunskap på vilken projektet grundade sig kan sammanfattas som följer [262]:

- Halten av föroreningar som svavel och fosfor skall hållas låga. Antagligen bra att även låta Si vara så låg som möjligt.
- Hög korrosionspotential är troligen ofördelaktigt, eftersom bestrålning ger kromutarmning i korngränserna.
- Vätekemi borde vara gynnsamt med tanke på punkten innan och hur vätekemi påverkar SCC i termiskt sensibiliserat stål med motsvarande kromutarmade korngränser
- Förändringar i mekaniska egenskaper på grund av bestrålning ansågs väl kända och behövde ingen vidare undersökning.

Provningsprogrammet baserades på bestrålning i Barsebäck 1 och efterbestrålningsprovning i för ändamålet uppbyggda autoklaver anslutna till reaktorns primärsystem [110], se också avsnitt 5.3. På så vis argumenterades det att mycket realistiska förhållanden kunde uppnås inte bara avseende bestrålningen utan också genom att provningen genomfördes i reaktorvatten. I ett separat projekt bestrålades och testades även tankstål. Betydlig färre studier hade då genomförts för att besvara frågan om bestrålning av dessa material också påskyn-

dade interkristallins sprickning. Resultatet av provning genom SSRT vid oxiderande förhållanden i reaktorvatten visade på att måttlig bestrålning inte accelererar IGSCC i tankstål [254]. På grund av det större avståndet från härden får reaktortanken betydligt lägre neutrondoser jämfört med interndelar i rostfritt stål.

Forskningsprojekt rörande IASCC blir på grund av sin natur mycket resursintensiva. Därför har det tagits initiativ till flera internationella projekt där svenska intressen har delaktigt. Ett sådant projekt är ”Cooperative IASCC Research project - CIR” som bedrevs i tre etapper under åren 1994 till 2010 [1, 205, 263, 264]. Här deltog dåvarande SKI och de svenska kraftbolagen som medfinansiärer. I referens [1] summeras observationerna från CIR-projekten på följande sätt:

- Vi vet nu ganska väl hur mikrostrukturen utvecklades med stråldosen och vissa samband mellan struktur och legeringssammansättning har konstaterats.
- Hållfasthetsvärden efter bestrålning är väl kartlagda.
- Samband mellan mikrohårdhet, hårdhet och sträckgräns har etablerats.
- Väte i metallen spelar ingen signifikant roll för IASCC.
- Hållfasthetens roll för SCC-känsligheten är kartlagd.
- Klara indikationer på att inhomogen deformation underlättar initiering av sprickor.
- Studier av sprickspetsar i TEM har gett uppslag till nya funderingar kring mekanismen, men bilden är än så länge för komplex
- Protonbestralning upp till 10 dpa påvisades vara ett bra sätt att simulera effekterna av neutronbestralning i tunna skikt av material, se vidare avsnitt 3.2.3. Detta förenklade mikrostrukturundersökningar och initieringsprovning med avseende på IASCC.

Det så kallade *Halden Reactor Project (HRP)* är ett internationellt forskningsprojekt som bedrivits sedan 1950-talet vid den norska forskningsreaktorn i Halden, se också avsnitt 5.4. Programmet finansieras av ett 20-tal deltagarländer där Sverige har varit delaktigt, både via SSM samt industrin. Flera aspekter rörande drift av lättvattenreaktorer studeras i projektet, bl.a. IASCC. I en utvärdering från 2014 nämns att programmet har varit framgångsrikt i att förse svensk industri med data som underbygger säker och stabil drift av anläggningarna, också från ett perspektiv av IASCC [174]. I litteraturen finns det flera öppna referenser av det arbete som genomförts inom HRP.

Ett annat internationellt projekt med svenskt deltagande med inriktning på neutronbestralning av rostfritt stål var PRIS (Properties of Irradiated Stainless Steels for Predicting Lifetime of Nuclear Power Plants Components) [265]. Målsättningen var att generera materialdata som funktion av fluens för austenitiska rostfria stål från interndelar till lättvattenreaktorer. Tanken var att dessa data skulle ligga till grund för hållfasthetsanalyser. Material från t.ex. instrumentledrör bestrålat i Ringhals 2 samt styrstavsblad från Barsebäck 1 studerades. Projektet resulterade i dragprovdata samt brottseghetsdata för materialet [51, 266]. För brottseghetsprovningen gjordes även en validering av de miniatyrerade provstavar som användes. Projektet bedrevs mellan 2000 och 2004.

Ett pågående projekt som fokuserar på interndelar bestrålade i en PWR är det så kallade Zorita-projektet [267]. Detta projekt leds av EPRI och har två syften; dels att ta fram materialdata samt korrosionsegenskaper hos materialet som funktion av bestrålning och fundamental förståelse av de mekanismer som styr detta. Förståelsen skall i sin tur användas för att göra prediktioner av hur materialet uppträder som funktion av bestrålning. Det

bestrålade materialet som undersöks kommer från baffelplåtar och andra hårdkomponenter som tagits tillvara efter avvecklingen av den spanska tryckvattenreaktorn José Cabrera. En stor del av provningen av materialet utförs vid Studsvik Nuclears anläggning utanför Nyköping. Resultat från projektet kommer sannolikt att presenteras på olika konferenser de kommande åren, några exempel är referenserna [268, 269].

Ytterligare internationella projekt där det har funnits eller finns svenska anknytning är PEFORM-60[270]. Det projektet handlade delvis om IASCC och hur problematiken hanteras med bakgrund av en förväntad drifttid av reaktorer på 60 år. På EU-nivå kan också SOTERIA nämnas [271], vilket är ett nätverk som riktar sig till universitet, forskningsinstitutioner, kraftbolagen samt tillståndsgivande myndigheter. Inriktningen i det nätverket ligger mot åldringsfenomen hos reaktortankar och interndelar, där IASCC även kommer in. Specifikt för PWR finns också Westinghouse Owners Group (WOG) där svenska kraftbolag deltar. Den sammanslutningen är inte öppen, men publicerar emellanåt olika publika rapporter och artiklar [58, 242, 243, 272].

9. Motmedel

För att skydda interndelarna i lättvattenreaktorer från att drabbas av IASCC kan potentiellt ett antal motåtgärder sättas in. Vilka motåtgärder som väljs beror av flera parametrar, t.ex. om de komponenter som löper risk att drabbas eller har drabbats är utbytbara eller ej. Syftet med detta kapitel är att ge en insikt i vilka motåtgärder som har varit, är eller kan tänkas bli aktuella.

9.1. Byte av interndelar

I svenska lättvattenreaktorer har ett flertal typer av interndelar bytts ut. Emellertid har orsaken inte primärt alltid varit att motverka uppkomsten av IASCC. Istället kan t.ex. behov som kommit med önskade effektuppggraderingar varit drivande eller att en konstruktion som medför förenklade provningsprocedurer eller längre inspektionsintervall eftersträvats. I det senare fallet avses t.ex. konstruktioner med färre antal svetsar. Här följer några exempel på utbyte av interndelar. Listan är inte heltäckande.

9.1.1. Härdgaller

Med anledning av uppkomsten av sprickning i härdgallerskruvar, vilket beskrivs i avsnitt 8.2.1 gjordes flera byten, se tabell 6. Inte enbart de aktuella härdgallerskruvarna och styrskenor utan också av hela härdgallren byttes i flera reaktorer under senare delen av 80-talet, se referens [257]. De nya härdgallren som installerades var strukturellt designade för att motverka faktorer som skulle kunna leda till spänningskorrosion, t.ex. spalter. Vidare tillverkades de i SIS 2353 (~AISI 316L) med begränsningar avseende halterna av Si, S, och P, vilket ansågs motverka uppkomst av specifikt IASCC [257].

Tabell 6

Sammanställning av utbytta härdgaller och komponenter till härdgaller i svenska BWR fram till slutet av 80-talet [257].

Reaktor	År då skadad bult identifierades	Modifiering av bränsle-patroner	Byte av styrskenor	Montering av klämmor	Utbyte av klämmor	Nytt härdgaller
O1	84	84		84, 85		86
O2	85		85			86
R1	85		85	85	86, 87	88
B1	85	85		86	87	89
B2	86		86	86		88
F1	82		82			
F2	82		82			

9.1.2. FENIX-projektet i Oskarshamn 1

I Oskarshamns 1 gjordes ett omfattande byte av interndelar under mitten av 90-talet inom det så kallade FENIX-projektet. De skadefall som föranledde detta var IGSCC samt även termisk utmattning [256, 273]. Flera komponenter i interndelsstapeln byttes ut, t.ex. moderatortankstativ, moderatortank och interna matarvattenfördelare. En bild av interndelarna från en kokvattenreaktor (Forsmark 1) ses i Figur 87. Innan utbytet av moderatortanken åtgärdades sprickor i den genom att sprickspetsarna avlägsnades via hålbörning, varefter hålen pluggades med en expanderade stålplugg [256]. Den reparerade moderatortanken var alltså i drift en tid. De utbytta interndelarna hade förbättrade materialval, färre antal svetsar, speciellt i känsliga områden, samt ökad tillgänglighet för inspektion [256, 273]. Det är osäkert baserat på de referenser som finns att tillgå vilka avväganden som gjordes i utbytesprogrammet avseende IASCC. Emellertid är åtgärder som nämns i referens [273] givetvis också gynnsamma ur ett perspektiv avseende IASCC. Tidigare hade dock de så kallade stigarrören till härdstrilen bytts ut med den explicita motiveringen att dessa komponenter var monterade mycket nära härden och skulle uppnå fluenser på nivåer som skulle kunna föranleda IASCC, se vidare avsnitt 8.3.3.

9.1.3. Byte av interndelar i Forsmark 1 och 2

I förebyggande syfte byttes moderatortankar och härdgaller ut i Forsmark 1 och 2 under revision år 2000 [274]. Dessa byten föranleddes av skadeerfarenheter, bland annat från Oskarshamn 1 och en del utländska anläggningar där omfattande sprickbildning till följd av spänningskorrosion konstaterats. Med anledning av dessa händelser utökade dåvarande SKI kraven på återkommande kontroll av svetsar i moderatortankarna [274]. För att undvika kostnader och produktionsbortfall i samband med dessa kontroller och eventuella kommande skadefall, togs beslutet att byta ut interndelarna mot konstruktioner med inga eller få svetsar [273, 275]. För moderatortanken innebar det att 4 m höga cylindrar smiddes i ett stycke som sedan sammanfogades utanför härdregionen genom svetsning, medan härdgallret frästes ur en smidd platta [275]. Materialet i de nya interndelarna är

AISI 316L med speciella krav avseende C, S och Co [275]. De gamla interndelarna var sannolikt till stora delar tillverkade i SIS 2333/AISI 304 [257]. I de referenser som har hittats rörande utbytet nämns inte risken för IASCC explicit som en faktor i utbytesprogrammet. Byte till en konstruktion utan svetsar eliminerar risk för dragspänningar i kombination med kallbearbetning pga. svetskrampning vilket i sin tur kan vara en bidragande faktor för uppkomst av IASCC. Även materialvalet kan ha gjorts för att motverka IASCC vilket antyds i referens [274], se vidare avsnitt 9.1.5.

9.1.4. Exempel på mindre komponenter

Flertalet mindre komponenter har designats om under den tid som anläggningarna varit i drift med syfte att motverka uppkomst av IASCC. Ett exempel är styrstavar i både PWR och BWR. I fallet med PWR har bl.a. designen modifierats så att svällning av absorbatormaterialet under bestrålning skall kunna ackommoderas bättre. På så vis motverkas uppkomst av höga dragspänningar i det rostfria kapslingsmaterial som omger absorbatoren och som på grund av hög fluens kan vara känsligt för IASCC [250]. Modifieringar för att undvika uppkomst av dragspänningar eller anvisningar har även gjorts på styrstavar i BWR [240]. I referens [260] anges motivet för modifieringarna vara att man ville motverka IASCC.

9.1.5. Motverkan av IASCC genom val av legering

Val av legeringar med högre staplingsfelseenergi kan ha en gynnsam effekt. Anledningen är att en hög staplingsfelseenergi resulterar i deformationsmekanismer associerade med en cellformig dislokationsstruktur. En sådan dislokationsstruktur kan möjligen ha fördelar framför en struktur karakteriserad av glidband när det gäller ett materials känslighet för IASCC, se vidare avsnitt 6.5.2.

När det gäller byte av komponenter t.ex. härdgaller i svenska BWR, valdes en konstruktion i AISI 316L för Barsebäck 1 & 2, Ringhals 1 samt Oskarshamn 1 & 2 [257]. Anledningen till bytet av härdgaller var de skadefall som relaterades till IASCC enligt avsnitt 8.2.1 samt önskan att förenkla återkommande inspektioner. Av referens [257] framgår det inte om hypoteserna rörande staplingsfelseenergin hade spelat in i materialvalet. Till exempel kom resultaten i referens [4, 110] flera år efter det att härdgallren bytts.

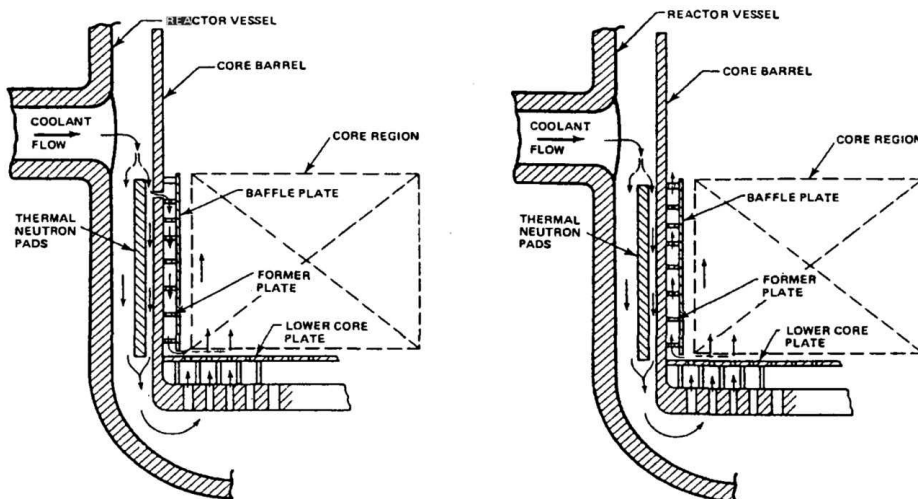
I sammanhanget kan även EPRIs program Advanced Radiation Resistant Materials, ARRM, nämnas. Syftet med programmet är att ta fram legeringar som är motståndskraftiga mot IASCC [276, 277].

9.2. Designförändringar, val av tillverkningsmetoder

I likhet med situationen för IGSCC och PWSCC är kallbearbetning, både på djupet och i ytan på material något som skall undvikas även för att förebygga IASCC. Exempel på effekten av dessa parametrar på IASCC finns i avsnitt 6.3. Inverkan av kallbearbetning på miljösprickning är välkänd. Med anledning av det finns begräsningar införda i ”Tekniska Bestämmelser för Mekaniska Anordningar, TBM” som ges ut av kärnkraftföretagen [278]. Där står bland annat att för austenitiska rostfria stål och nickelbaslegeringar får deformationen ej överstiger 3 % och hårdheten ej överstiger 240 HV.

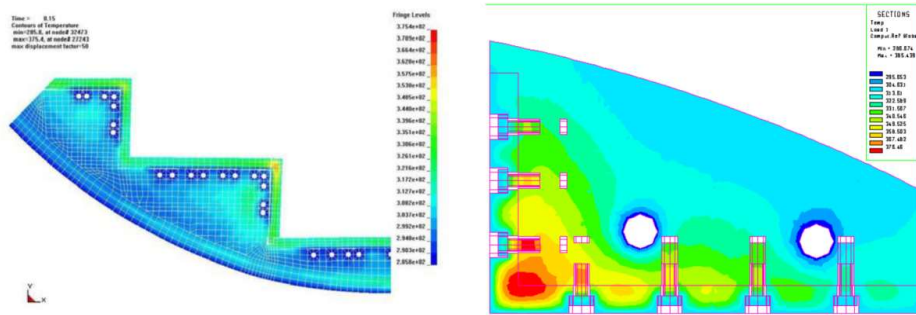
Sammanfogning genom svetsning är något som måste övervägas noggrant och sannolikt helst minimeras, om den färdiga komponenten kommer utsättas för neutronbestralning. Exempelvis har sprickning observerats internationellt i moderatortankar där restspänningar och resttöjningar i anslutning till svetskarvar tillsammans med bestrålning anses vara de primära orsakerna. Se vidare avsnitt 8.1.2. Dessutom tillkommer sannolikt olika krav på inspektion av svetsarna från tillståndsgivande myndigheter, samt kostnader förknippade med dessa. Se vidare exempel i avsnitt 9.1.

Förändringar av designen kan vara viktiga för att motverka förhållanden som i sin tur kan påskynda IASCC av bestrålade komponenter. Exempel är att undvika bildning av spaltmiljö, termiska spänningar från blandning av vatten med radikalt olika temperaturer, skarpa övergångar mellan olika dimensioner, höga (ej optimerade) åtdragningsmoment för bultar, etc. Ett illustrativt exempel är problemet med sprickning av baffelskruvar som beskrevs i avsnitt 8.1.1. I detta fall har flera åtgärder vidtagits [184, 279]. Bland annat har flödet i spalten mellan "core barrel" och "baffelplåtarna" modifierats att gå nedifrån och upp istället för tvärt om, se figur 95. På så vis har differentialtrycket över baffelplåten minskat och därmed belastningen på skruvarna. Likaså minskades även temperaturen i de mest utsatta bultarna då även gammastrålningen i området också påverkades genom denna modifiering. Införande av tätare fördelade hål i stödplåtarna mellan baffelplåten och "core barrel", vilket medförde att vatten kan cirkulera bättre runt baffelskruvarnas skaft, påverkade också temperaturen i gynnsam riktning, se figur 96.



Figur 95

Vänster: Konfiguration för nedåtgående flöde i spalten mellan baffelplåten och den struktur som omsluter kärnan och styr flödet "core barrel" Höger: Motsvarande konfiguration för uppåtriktat flöde. [280]. Reprint with permission, © corresponding author of publication.



Figur 96

Vänster: Tätt fördelade hål för flöde av vatten genom horisontella stödplåtar ger en uppskattad temperatur i baffelskruvarna på ca 340 °C.

Höger: Glest fördelade hål för flöde av vatten genom horisontella stödplåtar resulterar i en temperatur på ca 375 °C i baffelskruvarna [279]. *Reprint with permission, © corresponding author of publication.*

9.3. Val av vattenkemi

Inverkan av olika föroreningar i reaktorvattnet på IGSCC i rostfritt stål i BWR är grundligt studerade och vikten av att vattenkemin hålls inom angivna ramar är väl etablerad. I referenserna [5] respektive [6] ges en genomgång av hur olika föroreningar, speciellt klorid och sulfat i BWR-miljö påverkar IGSCC. Det är, utifrån de mekanistiska likheterna mellan IGSCC och IASCC, rimligt att anta att effekten av de olika föroreningarna är likartade i båda fallen. Det bör dock poängteras att antalet publikationer där effekten av föroreningar på IASCC studerats är mycket litet enligt var rapportförfattarna erfar. I de Guidelines som finns rörande vattenkemi, t.ex. EPRI BWR Water Chemistry Guidelines, [211] fås intrycket att gränsvärdena för olika föroreningar är satta baserade främst på data rörande IGSCC i termiskt sensibiliserat rostfritt stål. Sammanfattningsvis verkar resonemanget gå i linje med tanken att om IGSCC motverkas så fås en likartad effekt på IASCC avseende föroreningar.

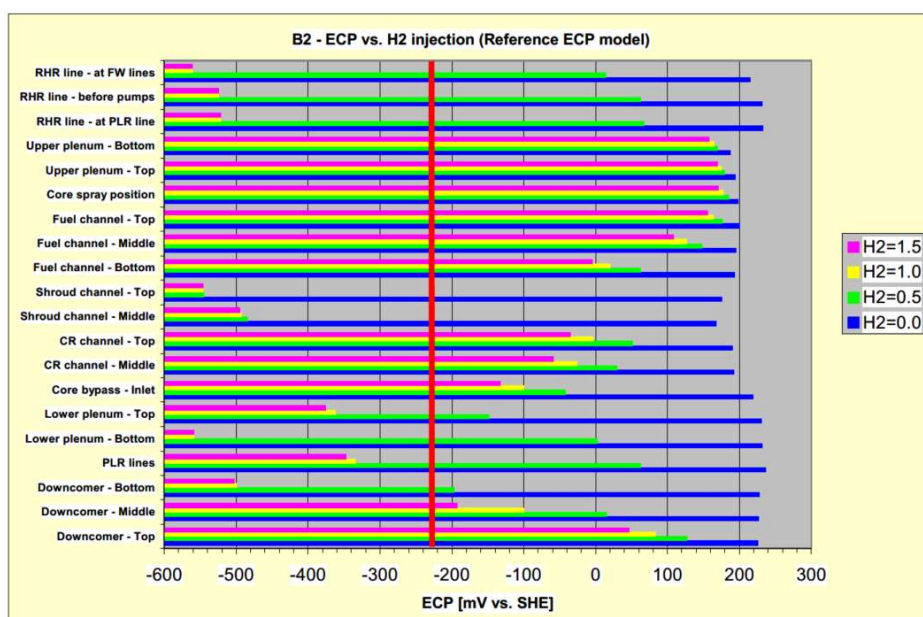
I PWR-miljö tillkommer även valet av pH (förhållandet mellan borsyra och litiumhydroxid). Här finns det indikationer på att känsligheten för IASCC ökar med ökande Li-halt, se vidare avsnitt 7.2.1. Vikten av att hålla föroreningshalterna låga i PWR har med största sannolikhet en likartad inverkan på IASCC som för PWSCC av nickelbaslegeringar och IGSCC av rostfritt stål. En genomgång av inverkan av olika föroreningar på PWSCC finns referens i [6].

9.3.1. Effekt av korrosionspotential inklusive HWC i BWR

Vätgasdosering eller så kallad HWC har visats vara ett sätt att motverka propagering av IASCC i BWR-miljö. Detta har stora likheter med hur HWC används för att motverka IGSCC i delar av reaktorkylsystemet där materialet inte får några betydande stråldoser. Detta beror på de likheter som finns mellan IGSCC och IASCC, se vidare avsnitt 7.1.1.

I praktiken är det ett svårt problem att skapa förutsättningar för att uppnå HWC vid de interna delarna i en BWR. I Sverige har den primära målsättningen med HWC varit att skydda recirkulationssystemen i BWR med externpumpar från IGSCC genom att hålla en potential under -230 mV (SHE). Exempelvis gjordes omfattande provning, både på labo-

ratorium [281-283] och i anläggningarna [284-287] samt modellering [87, 88] för att verifiera detta. Emellertid framkom insikten att det var svårt att skydda interndelarna i reaktorn genom applicering av HWC [235]. Bidragande orsaker till detta kan vara flera. Bland annat är det mycket potenta oxidationsmedlet H_2O_2 en primär produkt från radiolysprocessen. På grund av den intensiva strålningen nära bränslet är det således svårt att undertrycka bildande av H_2O_2 och därmed potentialer över -230 mV (SHE). I vart fall vid de halter av H_2 som har varit aktuella i matarvattnet för HWC i svenska BWR, dvs ca 1 ppm [286]. Vidare övergår H_2 som är inlöst i reaktorvattnet i gasfas när kokpunkten uppnås varpå den skyddande effekten försvinner. I referens [88] finns en sammanställning av modellering av ECP samt mätningar i kraftproducerande BWR i Sverige där effekten av HWC i olika delar av primärsystemet visas, se figur 97. Från sammanställningen ses att HWC kan uppnås i t.ex. reaktortankbotten samt insidan av moderatortanken. I styrstavspalterna, positioner ovanför härden, härdgaller etc. nås dock inte kriteriet för HWC, d.v.s. $ECP \leq -230$ mV SHE.



Figur 97

Beräknad ECP i Barsebäck 2 i olika delar av primärkretsen för vätedosering i intervallet 0 till 1.5 ppm i matarvattnet [88].

Det finns dock sätt att förstärka effekten av HWC genom att katalysera reaktionen mellan radiolytiskt producerad H_2O_2 och O_2 samt tillsatt H_2 . Detta har kunnat göras genom att tillsätta små halter av katalytiskt aktiva metaller såsom Pt till reaktorvattnet. Från början är det en metod som togs fram och patenterades av GE Nuclear Energy och går under namnet Noble Metal Chemical Application™ (NMCA™). Metoden används för närvarande av flera BWR internationellt, men ej i Sverige, och den har vidareutvecklats från kampanjvis till kontinuerlig dosering, d.v.s. On-Line NMCA™. Genom den senare tillämpningen hävdas att HWC kan uppnås på flertalet interndelar som inte befinner sig i tvåfasflöde (ånga/vatten). Verifiering av att ECP betydligt under -230 mV SHE uppnås på interndelar i härden har till exempel gjorts genom att föra in ECP-elektroder i detta område via modifierade ledrör [288]. Vidare har även provtagning från ytor på interndelar visat på att katalytiska partiklar faktiskt deponerar där i sådan omfattning att man via laborieförsök kan visa på att HWC uppnås i dessa områden [288]. För den intresserade läsaren finns det gott om publicerat material, t.ex. referenser [184, 244, 289, 290].

Andra sätt att sänka ECP på interndelar är dosering av TiO_2 . Under inverkan av en fotoelektrokemisk process där Cherenkovstrålningen i reaktorn interagerar med TiO_2 på en yta av rostfritt stål kan dess potential sänkas till nivåer under -230 mV SHE. Detta sker även utan dosering av H_2 . Metoden har påvisats i laboratorieskala [184, 211, 291], men inte vad rapportförfattarna erfar i en kraftproducerande reaktor.

Dosering av metanol istället för H_2 för att motverka bildande av oxiderande korrosionsprodukter genom radiolys har testats i en tysk BWR (NWC) 2003-2004 [211]. Speciellt under inverkan av Cherenkovstrålning anses reaktioner ske vilka undertrycker bildande av oxidanter i reaktorvattnet [292]. En fördel med metanol är föreningens låga volatilitet. Detta medför att tillsatt metanol kvarstannar i vattenfasen och därmed skulle kunna ge ett bidragande skydd i områden med tvåfasflöden, vilket inte kan åstadkommas genom vätedosering [293].

9.3.2. Zinkdosering

Vad rapportförfattarna erfar har aldrig dosering av Zn genomförts eller utvärderats med den primära motivationen att motverka uppkomst eller propagering av IASCC. Visserligen har Zn argumenterats förbättra den skyddande oxidfilmens förmåga att töjas innan den bryts upp, samt att minska tiden för repassivering efter en skada [294]. Propageringshastigheten av IGSCC har hävdats minska i både sensibiliserat rostfritt stål och nickelbaslegeringar i BWR-miljö vid dosering av 5-10 ppb Zn [295]. Inverkan av Zn på propageringsfasen kan dock ifrågasättas. På grund av det elektriska fält som finns längs en aktiv spricka är det svårt för en Zn-jon att migrera fram till sprickspetsen och där påverka oxidfilmens egenskaper på ett sätt som motverkar propagering. Initiering av IGSCC och PWSCC har också rapporterats motverkas genom Zn-dosering i rostfritt stål respektive nickelbaslegeringar, se till exempel referens [296].

Möjligen skulle Zn-dosering, genom att göra den skyddande oxidfilmen mer motståndskraftig mot lokala angrepp, ha en gynnsam effekt på tiden till initiering av IASCC i likhet med fallen för IGSCC och PWSCC.

I Oskarshamn 1 och 2 samt Barsebäck 2 doserades Zn till reaktorvattnet med syfte att minska upptag av Co-60 på systemytor.

10. Modeller och spricktillväxtsamband

Med bakgrund av skadefall orsakade av miljösprickning i bestrålade rostfria stål finns det ett behov av kvalificerade samband mellan spricktillväxthastighet och spänningsintensitet för härdnära komponenter. 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. För obestrålat rostfritt stål exponerat i BWR-NWC eller HWC miljö finns till exempel samband publicerade i Materialdataboken, MD-01 [278, 297]. I referenserna [5, 6, 185] finns även exempel på modeller och spricktillväxtsamband framtagna internationellt för obestrålade rostfria stål och nickelbaslegeringar exponerade i de flest LWR-miljöer. I till exempel referens [185] begränsas användandet av modellen till material som fått neutrondoser understigande $5 \cdot 10^{20}$ n/cm² ($E > 1$ MeV).

När det kommer till spricktillväxtdata avseende bestrålade material var datamängden vid millennieskiftet begränsad. EPRI lät, inom sitt program BWRVIP (Boiling Water Reactor Vessel and Internals Project), efter granskning av tillgängliga data ta fram samband mellan tillväxthastigheten och spänningsintensitetsfaktorn K i NWC och HWC. Detta arbete finns i sin helhet inte öppet tillgängligt, men en första utgåva publicerades 2001 och en komplettering med nya data gjordes 2004. Sambanden publicerades vid en konferens under 2009 [163, 164, 204].

Bakgrunden till att spricktillväxtsamband för bestrålat rostfritt stål togs fram inom BWRVIP var förekomsten av omfattande sprickning i moderatorankar i USA och Japan; se även avsnitt 8.1.2. Detta skedde t.ex. i anslutning till svetsar belägna nära härdens mittplan. De tidigare spricktillväxtsamband som fanns tillgängliga för IGSCC gällde endast för fluenser upp till $5 \cdot 10^{20}$ n/cm², vilket överskreds i de områden i moderatorankarna där IASCC nu hade verifierats. I referens [204] gjordes således en genomgång av laboratoriedata samt driftserfarenheter rörande sprickning i moderatorankar vilket resulterade i spricktillväxtsamband för bestrålat rostfritt stål ($5 \cdot 10^{20}$ till $3 \cdot 10^{21}$ n/cm²) exponerade i NWC- och HWC-miljö. Då den tillgängliga databasen täckte fluenser i området $5 \cdot 10^{20}$ till $3 \cdot 10^{21}$ n/cm² ($E > 1$ MeV) begränsades sambanden till detta spann.

I ett senare arbete utfört i EPRIs regi [163, 164] utvecklades modeller för spricktillväxt i bestrålat rostfritt stål i oxiderande (NWC) och reducerande (HWC och PWR) miljöer. I detta fall sammanställdes spricktillväxtdata från i huvudsak sex olika laboratorier. Databasen underställdes en noggrann granskning av en internationell expertpanel och data som ansågs uppfylla ett antal krav avseende datakvalitet användes sedan för att utveckla spricktillväxtmodeller gällande oxiderande och reducerande miljöer; se Ekv 15.

$$\frac{da}{dt} = C \cdot f(ppu) \cdot \exp \left[-\frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{ref}} \right) \right] \cdot \sigma_{0,2}^{\gamma} \cdot K^u \quad (\text{Ekv. 15})$$

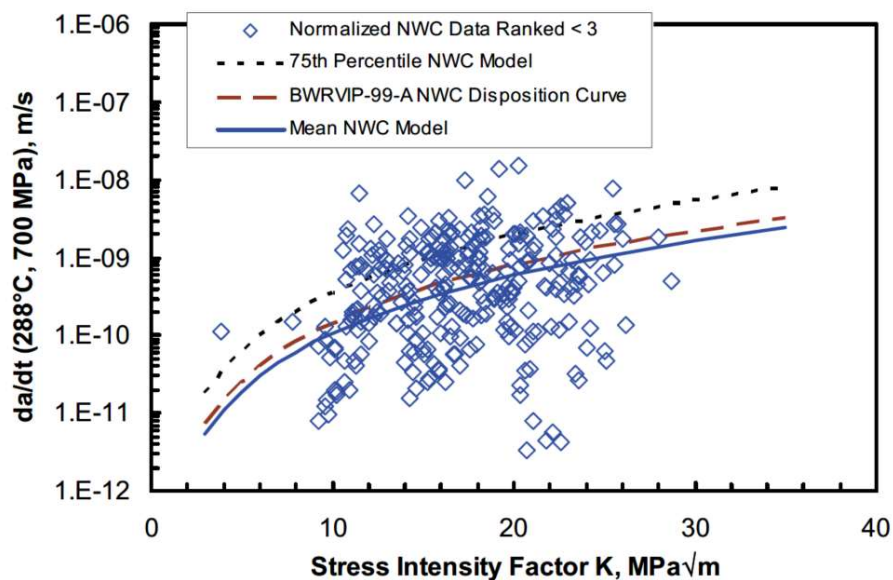
I Ekv. 15 avser benämningarna följande; da/dt spricktillväxthastigheten (CGR) i m/s, C är en koefficient för de olika miljöerna (NWC, HWC, PWR), $f(PPU)$ är en dimensionslös faktor som används för fall med partiell avlastning och hålltid vid maxlast, Q är aktiveringsenergin i ett Arrheniussamband (kJ/mol), R , är den allmänna gaskonstanten (J/Mol-K), T är den aktuella temperaturen där da/dt beräknas, T_{ref} är temperaturen vid

vilken modellen kalibrerades, $\sigma_{0,2}$ är sträckgränsen för det bestrålade materialet (MPa), K är spänningsintensitetsfaktorn ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$), u och γ är exponenter anpassade efter experimentella data. Värden på parametrarna finns listade i referens [163].

I analysen av data som låg till grund för Ekv. 15 framkom att de faktorer som påverkade CGR mest var spänningsintensitetsfaktorn, K , samt variationen mellan olika charger av material. Den tredje starkast påverkande faktorn var $\sigma_{0,2}$ hos det bestrålade materialet följt av provningstemperaturen. Effekten av ökande neutrondos täcks alltså in av sträckgränsen för materialet.

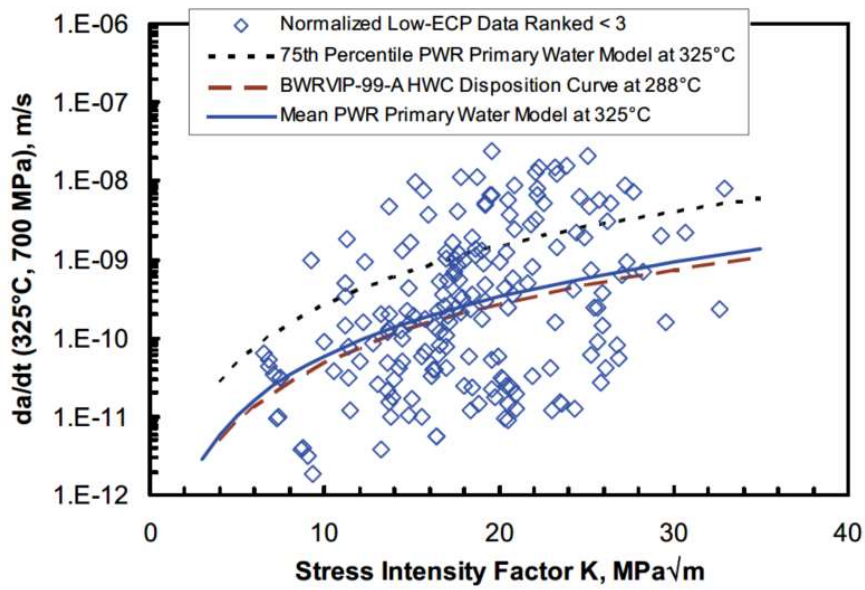
För att åskådliggöra Ekv. 15 visas i figur 98 samt figur 99 modellerna för BWR-NWC respektive PWR-förhållanden för ett material med en sträckgräns om 700 MPa. Datapunkterna i figurerna har normaliserats till samma förhållanden som gäller för respektive modell. Modellerna gällande den 75^e percentilen har erhållits genom att flytta medelvärdet för den normaliserade kalibreringskurvan upp till detta värde.

Se också diskussion och referenser i avsnitt 4.4.



Figur 98

Normaliserade kalibreringsdata (NWC) för bestrålat rostfritt stål samt Ekv. 15 för medel och 75^e percentilen plottade vid 288 °C och $\sigma_{0,2}$ 700 MPa. Jämförelsen är spricktillväxtsambandet BWRVIP-99-A för obestrålat material [163]. Data i grafen kommer delvis från referens [204]. *Reprint with permission, © CNS.*



Figur 99

Normaliserade kalibreringsdata (låg ECP < 230mV_{SHE}) för bestrålat rostfritt stål samt Ekv. 15 för PWR medel och 75^e percentilen plottade vid 325 °C och $\sigma_{0,2}$ 700 MPa. Jämförelsen är spricktillväxtsambandet BWRVIP-99-A HWC (vid 288 °C) för obestrålat material [163]. Data i grafen kommer delvis från referens [204]. *Reprint with permission, © CNS.*

11. Diskussion

11.1. Erfarenhet från skadefall

Om jämförelsen görs mellan skadefall relaterade till IGSCC, PWSCC och IASCC ses att i den sistnämnda kategorin är skadefallen mycket få i Sverige. I vart fall om man tittar på de skadefall som registreras i SSMs databas STRYK, vilken rör tryckbärande konstruktioner. Som framgår av avsnitt 8.2 är det också tveksamt om de skadefall som finns omnämnda faktiskt har berott på renodlad IASCC, eller om andra faktorer som spaltförhållanden och kallbearbetning har haft stor betydelse. I komponenter som ligger utanför STRYK, t.ex. styrstavar och bränslekomponenter finns det fall där IASCC har varit den dominerande orsaken. Dock är dessa komponenter enklare att byta ut och i normalfallet inte lika kritiska för driften som de komponenter vilka ingår i STRYK.

I svenska BWR har det varit en stor fördel att interndelar som härdgaller och moderator-tankar konstruerades på ett sådant sätt att de var utbytbara utan allt för stora insatser. På så vis har dessa komponenter i många fall kunnat ersättas med konstruktioner som är enklare att inspektera och har bättre förutsättningar för att ha en hög motståndskraft mot IASCC. Ett sådant exempel är att undvika svetsar i utsatta och svårinspekterade områden. Internationellt har omfattande interkristallin sprickning uppträtt i moderatorankar på BWR, varpå flera motåtgärder har vidtagits rörande både driftskemi och även genom utbytesprogram. Internationellt har IASCC i baffelskruvar i PWR varit ett känt problem sedan länge. Dock har detta inte inträffat i svenska anläggningar trots att det finns likheter med de drabbade konstruktionerna i t.ex. Frankrike och USA. Klart är att processen är komplicerad. Ett flertal faktorer samverkar både i fråga om material, bestrålning och miljö vilket gör det mycket svårt att isolera de enskilda faktorerna från varandra.

I fråga om motmedel rörande IASCC är ett av de bästa sannolikt att konstruera interndelarna på ett sådant sätt att de är utbytbara. På så vis kan åtgärder vidtas för att t.ex. förenkla inspektion eller utbyte om erfarenheter från skadefall eller skadetålighetsanalyser visar på att det är nödvändigt. Utöver detta är åtgärder som generellt motverkar uppkomsten av interkristallin sprickning eller lokala angrepp säkert gynnsamma också avseende IASCC. Det vill säga hålla ner spänningar, t.ex. genom att undvika svetsar, minimera kalldeformerade ytor från slipning, etc. Möjligen finns det vissa faktorer i legeringssammansättningen som kan optimeras för att motverka IASCC. Exempel är låg svavelhalt samt att eftersträva en hög staplingsfelsenergi (t.ex. med extra tillsats av Ni och Mo) som påverkar hur legeringen deformerar efter det att den bestrålats. En minskad ECP vid drift genom t.ex. HWC är också gynnsamt för att undertrycka IASCC. Dock är det svårt att påvisa att effekten verkligen uppnås på de interndelar som man vill skydda, speciellt om de är belägna i ett tvåfasflöde. Vidare finns det tveksamheter om hur effektiv HWC verkligen är i att undertrycka IASCC i hårt bestrålat material med fluens över ~ 5 dpa.

11.2. Bestrålningsskador och mekanismen bakom IASCC

Bildandet av vakans- interstitialpar, är grunden för bestrålningseffekter i kristallina fasta material. Interaktionen mellan vakanserna och interstitialerna, samt övriga strukturer i

materialet, skapar de effekter av bestålningsskador som är observerbara på en makroskopisk nivå. Hur detta sker är ett område i sig som denna rapport bara har summerat översiktligt.

De makroskopiska effekterna av bestålningsskador i rostfria stål är tämligen väldokumenterade. Deformationsmekanismen förändras, vilket resulterar i en uttalad lokal deformation i form av glidband i mikrostrukturen. Mekaniska egenskaper som sträckgräns och hårdhet ökar med bestålning, medan duktilitet och brottförlängning samt brottseghet minskar. Vidare inträder RIS vilket manifesteras som en utarmning av Fe, Cr och Mo, samt en anrikning av Si och Ni, vid korngränserna. Dessa förändringar sker approximativt simultant i materialet vid temperaturer och neutronflöden som är representativa för en LWR och de når en mättnad vid ~10 dpa. Samtidigt inträder bestålningssinducerat kryp i materialet om det är belastat. Vid högre temperaturer och högre doser bildas tomrum och bubblor i rostfritt stål. Denna process leder bland annat till betydande svällning av materialet. De komponenter i en LWR som kan vara aktuella för denna mekanism är t.ex. de hårdast bestållade komponenter i en PWR som dessutom utsätts för temperaturer över reaktorvattnets temperatur genom gammavärmning. Det ska dock påpekas att ingen betydande svällning som lett till skador har observerats i PWR; samtidigt är det oklart om förutsättningarna i en PWR är sådana att svällning kan utgöra ett problem.

Sammantaget är det utifrån dessa mekanismer svårt att isolera en enskild process som den mest bidragande till initiering och propagering av IASCC. Som den engelska akronymen antyder handlar det om en bestålningssisterad process. Flera faktorer samverkar således sannolikt. Ökad sträckgräns, hårdhet och minskad brottseghet leder till ökad känslighet för miljöinducerad interkristallin sprickning även utan bestålning. Vidare är kromutarmning vid korngränserna en erkänt viktig faktor som försvagar ett rostfritt ståls motståndskraft mot lokal korrosion i BWR NWC. Likaså, är anrikning vid korngränserna av det i vatten lösliga elementet Si ytterligare en faktor som kan bidra till ökad känslighet för interkristallin sprickning. Deformationen lokaliseras vid bestålning till glidband i mikrostrukturen vilket resulterar i att höga lokala spänningar lagras upp mot korngränserna i materialet. Vid belastning sker dessutom dislokationsrörelser i materialet pga. krypning vilket kan öka töjningshastigheten i en sprickspets och därmed dess propageringshastighet. Vilken faktor som i slutändan blir viktigast för utbildning av interkristallin miljösprickning är sannolikt beroende av de lokala omständigheterna från fall till fall. I likhet med de olika förändringarna av materialparametrarna med bestålning uppvisar känsligheten för IASCC ett diffust tröskelvärde som funktion av fluens. Detta diffusa tröskelvärde beror av andra faktorer än bestålning som t.ex. ECP. Vid tillräckligt hög fluens verkar det som om någon form av mättnad av känsligheten för IASCC inträder. Dock behövs det sannolikt mer underlag för att styrka denna sista iakttagelse, speciellt rörande hårt bestållat material som exponerats under låga tider i LWR-miljö. Detta område kommer att bli speciellt intressant allteftersom LWR-flottans driftstid ökar.

11.3. Provningsmetodernas utveckling

Provningsmetoderna avseende IASCC styrs till stor del av tillgången på lämpligt bestållat material. Ofta har fokus i dessa studier varit att utröna effekten av olika parametrar som t.ex. fluens, RIS, ECP eller legeringssammansättning. I dessa fall har initieringsprovning med SSRT varit ett bra val. Provformen är flexibel, vilket gör att små provvolymen från t.ex. rör, stång eller plåt kan användas. Vidare är den utrustning som krävs möjlig att anpassa för arbete i cell på kontrollerat område. Provningstiden är också relativt kort vilket är en fördel när tillgången på exponeringsmöjligheter är begränsad. Nackdelen är att

SSRT endast ger ett relativt svar, dvs har den parameter som undersökts accelererat IASCC eller inte? Vidare sker töjningar i materialet som är orimligt höga jämfört med vad som sker i en verklig komponent under drift.

Konstantlastprovning av kedjor av prover med olika egenskaper där automatisk detektering av brott sker, har också använts flitigt. På detta sätt kan realistiska lastfall provas där spänningen i materialet är rimlig i förhållande till vad som kan förväntas i en verklig komponent. För hårt bestrålat material har det visat sig att provningstiden inte blir ohanterligt lång, vilket kan vara fallet för obestrålat material med god motståndskraft mot miljöinducerad sprickning. I både BWR och PWR finns det instrumentledrör i tunnväggigt rostfritt stål som av olika anledningar har bytts ut. Från detta material har det vid flera tillfällen tillverkats prover som har testats i olika projekt rörande IASCC med just konstantlastprovning.

Spricktillväxtprovning genomförs även på bestrålat material av några få laboratorier i världen, bl.a. i Studsvik. Denna typ av provning är intressant för tjockväggiga komponenter där det kan antas att tiden under vilken en spricka propagerar är en betydande del av skadeförloppets utsträckning i tiden. Vidare kan det aktuella lastfallet styras väl under provningen. Data från dessa mätningar har använts för att utveckla modeller för spricktillväxt i bestrålat material i oxiderande (NWC) och reducerande (HWC och PWR-miljö) LWR-miljöer.

Provning har även genomförts med avseende på IASCC under pågående bestrålning, både i kraftproducerande reaktorer och testreaktorer. På detta vis är tanken att effekter av den pågående bestrålningen, speciellt bildandet av defekter i materialet och radiolys av vatten, skall avspeglas i provningen. Emellertid har rapportförfattarna inte hittat några starka argument för att resultaten från provning som genomförs på detta vis skulle skilja sig från data som genererats på laboratorium där redan bestrålat material testas i simulerad LWR-miljö.

I provningssammanhang skall inte de stora framsteg som gjorts inom mikrostukturunderökningar och modellering glömmas bort. Framsteg inom t.ex. elektronmikroskopin har gett möjlighet att i allt högre detalj studera inverkan av bestrålning på mikrostrukturen.

11.4. Kunskapsluckor och problemställningar

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

- Fundamentala studier av bestrålningsskador i kristallina material och hur de samverkar för att generera makroskopiska förändringar av materialets egenskaper.
- Ett stöd i ovanstående teoribildning är givetvis den snabba utvecklingen inom modellering samt verktyg för att studera mikrostrukturen med allt högre upplösning.
- I och med avveckling av några av de äldsta reaktorerna kommer det finnas lämpligt material tillgängligt för provning med avseende på höga fluenser och långa driftstider.

Punkten ovan blir mycket viktig i ljuset av att anläggningarna blir äldre. Eftersom IASCC är ett komplext fenomen bör provning genomföras för att följa upp utvecklingen.

12. Slutsatser

- Jämfört med annan miljöinducerad sprickning är IASCC ett till antalet skadefall begränsat fenomen i svenska anläggningar.
- IASCC har i Sverige detekterats i utbytbara hårdkomponenter såsom styrstavar. Dock har strukturella komponenter såsom baffelskruvar och moderatortankar varit förskonade, vilket inte har varit fallet i ett internationellt perspektiv.
- I svenska BWR är interndelarna utbytbara, vilket även har gjorts i olika program. Detta har säkert varit en fördel ur många aspekter.
- I fråga om motmedel avseende IASCC gäller, utöver att hålla fluensen så låg som möjligt, i stort samma råd som vid annan miljöinducerad sprickning avseende t.ex. kallbearbetning och vattenkemi. Möjligen finns det ytterligare aspekter rörande legeringssammansättningen som bör beaktas.
- Bestrålning av rostfria stål och nickelbaslegeringar resulterar i att vakanser och interstitialer bildas i kristallgittret.
- Dessa gitterdefekter interagerar med andra strukturer i materialet för att generera makroskopiskt observerbara förändringar av egenskaper hos materialet. Dessa mekanismer är komplexa och det kommer därför sannolikt att med tiden komma fram många nya rön inom detta område
- Till stora delar är dock de makroskopiska förändringarna av egenskaper hos bestrålade rostfria stål och nickelbaslegeringar kända och väl beskrivna. Till exempel ökad sträckgräns, minskad duktilitet och brottseghet, krypning, svällning och RIS.
- Det är sannolikt samverkan av flera faktorer som resulterar i IASCC. Ingen enskild effekt av bestrålning har kunnat identifieras som är direkt avgörande för dess uppkomst. Det är alltså snarare fråga om en kontinuerlig förändring av materialets känslighet för SCC med ökande dos som kan urskiljas eller mätas vid de ”tröskelvärden” som angetts för olika faktorer.
- Ett speciellt intressant område ur perspektivet av åldring hos anläggningarna är hur egenskaperna hos interndelar förändras i takt med att drifttid och fluens ökas.

Liksom för spänningskorrosionsprovning av obestrålat material har provningsmetoderna avseende IASCC utvecklats från screeningtester till tekniker som ger kvantitativa data som kan användas i analys av strukturell integritet.

13. Erkännande

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 och även Elena Calota från SSM bidrog i stor utsträckning genom diskussioner samt tillhandahållande av viktig litteratur.

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

14. Referenser

1. Pettersson, K. (2010) *CIR-projekten 1994-2010. Vad vi lärt och inte lärt av projekten*. Matsafe AB, Stockholm,
2. Bruemmer, S.M. (2001) *New Issues Concerning Radiation-Induced Material Changes and Irradiation-Assisted Stress Corrosion Cracking in Light-Water Reactors*. In: 10th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems — Water Reactors, lake Tahoe, NV, USA.
3. Was, G.S. (2003) *Recent Developments in Understanding Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking*. In: 11th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems — Water Reactor, La Grange Park, IL, USA.
4. Walmsley, J., Spellward, S., Fisher, S., and Jenssen, A. (1995) *Microstructural Characterization of Grain Boundaries in Irradiated Steels*. In: 7th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, Breckenridge, CO, USA.
5. Öijerholm, J. and Jenssen, A. (2015) *Interkristallin spänningskorrosion i rostfritt stål i BWR-miljö*. SSM, Stockholm, 2015:12
6. Öijerholm, J. and Jenssen, A. (2016) *Interkristallin spänningskorrosion i nickelbaslegeringar i BWR- och PWR- miljö - En sammanställning av kunskapsläget med fokus på erfarenheter av studier genomförda i Sverige*. Studsvik Nuclear AB, Studsvik, STUDSVIK/N-16/200.
7. Beeler, J.R. (1966) *Displacement Spikes in Cubic Metals. I. □-Iron, Copper, and Tungsten*. Physical Review, 150 (2) p. 470-487. DOI: 10.1103/PhysRev.150.470
8. Nordlund, K., Zinkle, S.J., Sand, A.E., Granberg, F., Averbach, R.S., Stoller, R.E., Suzudo, T., Malerba, L., Banhart, F., Weber, W.J., Willaime, F., Dudarev, S.L., and Simeone, D. (2018) *Primary radiation damage: A review of current understanding and models*. Journal of Nuclear Materials, 512 p. 450-479. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.10.027>
9. Was, G.S. (2007) *Fundamentals of Radiation Materials Science: Metals and Alloys*, Berlin: Springer.
10. Was, G.S. and Busby, J.T. (2005) *Role of irradiated microstructure and microchemistry in irradiation-assisted stress corrosion cracking*. Philosophical Magazine, 85 (4-7) p. 443-465. DOI: 10.1080/02678370412331320224
11. Was, G.S. (2017) *Fundamentals of Radiation Materials Science: Metals and Alloys*. Second Edition ed, Berlin: Springer.

12. Bruemmer, S.M., Simonen, E.P., Scott, P.M., Andresen, P.L., Was, G.S., and Nelson, J.L. (1999) *Radiation-induced material changes and susceptibility to intergranular failure of light-water-reactor core internals*. Journal of Nuclear Materials, 274 (3) p. 299-314. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(99\)00075-6](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(99)00075-6)
13. Rehn, L.E. and Okamoto, P.R. (1983) *Phase Transformation During Irradiation*, New York: Applied Science.
14. Ashworth, M.A., Norris, D.I.R., and Jones, I.P. (1992) *Radiation-induced segregation in Fe-20Cr-25Ni-Nb based austenitic stainless steels*. Journal of Nuclear Materials, 189 (3) p. 289-302. DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(92\)90383-V](https://doi.org/10.1016/0022-3115(92)90383-V)
15. Carter, R.D., Damcott, D.L., Atzmon, M., Was, G.S., Bruemmer, S.M., and Kenik, E.A. (1994) *Quantitative analysis of radiation-induced grain-boundary segregation measurements*. Journal of Nuclear Materials, 211 (1) p. 70-84. DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(94\)90282-8](https://doi.org/10.1016/0022-3115(94)90282-8)
16. Was, G.S. and Allen, T. (1994) *Radiation-induced segregation in multicomponent alloys: Effect of particle type*. Materials Characterization, 32 (4) p. 239-255. DOI: [https://doi.org/10.1016/1044-5803\(94\)90101-5](https://doi.org/10.1016/1044-5803(94)90101-5)
17. Allen, T.R., Busby, J.T., Was, G.S., and Kenik, E.A. (1998) *On the mechanism of radiation-induced segregation in austenitic Fe-Cr-Ni alloys*. Journal of Nuclear Materials, 255 (1) p. 44-58. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(98\)00010-5](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(98)00010-5)
18. Was, G.S., Allen, T.R., Busby, J.T., Gan, J., Damcott, D., Carter, D., Atzmon, M., and Kenik, E.A. (1998) *Microchemistry of Proton-Irradiated Austenitic Alloys Under Conditions Relevant to Lwr Core Components*. MRS Proceedings, 540 p. 421. DOI: 10.1557/PROC-540-421
19. Simonen, E.P. and Bruemmer, S.M. (1996) *Lattice defect/grain boundary interactions related to IASCC*. Journal of Nuclear Materials, 239 p. 185-193. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(96\)00487-4](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(96)00487-4)
20. Bruemmer, S.M. and Thomas, L.E. (2005) *High-Resolution Characterization of Stress-Corrosion Cracks in Austenitic Stainless Steel from Crack Growth Tests in BWR-Simulated Environments*. In: 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System - Water Reactors, Salt Lake City, UT, USA.
21. Busby, J.T., Was, G.S., and Kenik, E.A. (2002) *Isolating the effect of radiation-induced segregation in irradiation-assisted stress corrosion cracking of austenitic stainless steels*. Journal of Nuclear Materials, 302 (1) p. 20-40. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(02\)00719-5](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(02)00719-5)

22. Chopra, O.K. (2010) *Degradation of LWR Core Internal Materials Due to Neutron Irradiation* United States Nuclear Regulatory Commission / Argonne National Laboratory, Washington, DC, USA, NUREG/CR-7027 // ANL-10/11.
23. Pettersson, K. (2001) *Kompendium i mekanisk metallografi*, Stockholm: Avd. Materialvetenskap, Kungliga Tekniska Högskolan.
24. Edwards, D.J., Simonen, E.P., Garner, F.A., Greenwood, L.R., Oliver, B.M., and Bruemmer, S.M. (2003) *Influence of irradiation temperature and dose gradients on the microstructural evolution in neutron-irradiated 316SS*. Journal of Nuclear Materials, 317 (1) p. 32-45. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(03\)00003-5](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(03)00003-5)
25. Edwards, D.J., Simonen, E.P., and Bruemmer, S.M. (2003) *Evolution of fine-scale defects in stainless steels neutron-irradiated at 275 °C*. Journal of Nuclear Materials, 317 (1) p. 13-31. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(03\)00002-3](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(03)00002-3)
26. Garner, F.A. (2018) *New Data and Insights on Prediction of Void Swelling in Austenitic Pressure Vessel Internals*. In: Contribution of Materials Investigations and Operating Experience to Light Water NPPs' Safety, Performance and Reliability - Fontevraud 9, Avignon, France.
27. Garner, F.A., Shao, L., and Topbasi, C. (2017) *Predictions and Measurements of Helium and Hydrogen in PWR Structural Components Following Neutron Irradiation and Subsequent Charged Particle Bombardment*. In: 18th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Portland, OR. USA.
28. Garner, F.A., Edwards, D.J., Bruemmer, S.M., Porollo, S.I., Konobeev, Y.V., Neustroev, V.S., Shamardin, V.K., and Kozlov, A.V. (2002) *Recent developments concerning potential void swelling of PWR internals constructed from austenitic stainless steels*, France: Societe Francaise d'Energie Nucleaire - SFEN.
29. Garner, F.A. (1992) *Evolution of microstructure in face centered cubic metals during irradiation: A review*. In: ASTM International Symposium, New Orleans, LO, USA.
30. Was, G.S. and Andresen, P.L. (2014) *Radiation Damage to Structural Alloys in Nuclear Power Plants: Mechanisms and Remediation*, in *Structural Alloys for Power Plants - Operational Challenges and High-Temperature Materials*, Woodhead Publishing. p. 355-420.
31. Zinkle, S.J. (2012) *Radiation-Induced Effects on Microstructure*, in *Comprehensive Nuclear Materials*, R.J.M. Konings, Editor, Elsevier Science: New York. p. 68-98.
32. Mansur, L.K. (1994) *Theory and experimental background on dimensional changes in irradiated alloys*. Journal of Nuclear Materials, 216 p. 97-123. DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(94\)90009-4](https://doi.org/10.1016/0022-3115(94)90009-4)

33. Zinkle, S.J., Farrell, K., and Kanazawa, H. (1991) *Microstructure and cavity swelling in reactor-irradiated dilute copper-boron alloy*. Journal of Nuclear Materials, 179-181 p. 994-997. DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(91\)90258-9](https://doi.org/10.1016/0022-3115(91)90258-9)
34. Edwards, D.J., Garner, F.A., Bruemmer, S.M., and Efsing, P. (2009) *Nano-cavities observed in a 316SS PWR flux thimble tube irradiated to 33 and 70dpa*. Journal of Nuclear Materials, 384 (3) p. 249-255. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2008.11.025>
35. Garner, F.A., Bates, J.F., and Mitchell, M.A. (1992) *The strong influence of temper annealing conditions on the neutron-induced swelling of cold-worked austenitic steels*. Journal of Nuclear Materials, 189 (2) p. 201-209. DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(92\)90533-Q](https://doi.org/10.1016/0022-3115(92)90533-Q)
36. Toloczko, M.B., Garner, F.A., and Eiholzer, C.R. (1992) *Determination of the creep compliance and creep-swelling coupling coefficient for neutron irradiated titanium-modified stainless steels at ~ 400°C*. Journal of Nuclear Materials, 191-194 p. 803-807. DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(92\)90583-7](https://doi.org/10.1016/0022-3115(92)90583-7)
37. Rowcliffe, A.F. and Lee, E.H. (1982) *High temperature radiation damage phenomena in complex alloys*. Journal of Nuclear Materials, 108-109 p. 306-318. DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(82\)90500-1](https://doi.org/10.1016/0022-3115(82)90500-1)
38. Garner, F.A., Toloczko, M.B., and Sencer, B.H. (2000) *Comparison of swelling and irradiation creep behavior of fcc-austenitic and bcc-ferritic/martensitic alloys at high neutron exposure*. Journal of Nuclear Materials, 276 (1) p. 123-142. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(99\)00225-1](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(99)00225-1)
39. Maziasz, P.J. (1993) *Overview of microstructural evolution in neutron-irradiated austenitic stainless steels*. Journal of Nuclear Materials, 205 p. 118-145. DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(93\)90077-C](https://doi.org/10.1016/0022-3115(93)90077-C)
40. Maziasz, P.J. and McHargue, C.J. (1987) *Microstructural evolution in annealed austenitic steels during neutron irradiation*. International Materials Reviews, 32 (1) p. 190-219. DOI: <https://doi.org/10.1179/095066087790150331>
41. Chou, P., Soneda, N., Nishida, K., Dohi, K., Marquis, E.A., and Chen, Y. (2014) *Microstructure and Fracture Toughness of Irradiated Stainless Steel Retrieved from the Field: the Potential Role of Radiation-Induced Clusters*. In: Contribution of Materials Investigations and Operating Experience to LWRs' Safety, Performance and Reliability - Fontevraud 8, Avignon, France.
42. Mansur, L.K. (1987) in *Kinetics of nonhomogeneous processes*, F. GR, Editor, Wiley: New York. p. 377-463.
43. N.N. (2009) *BWRVIP-221, BWR Vessel and Internals Project, Crack Growth in High Fluence BWR Materials*. EPRI, Palo Alto, CA, USA, 1019079.

44. Sterbentz, J.W. (2004) *Neutronic evaluation of a 21 × 21 supercritical water reactor fuel assembly design with water rods and SiC clad/duct materials*. Idaho National Engineering and Environmental Laboratory., Idaho Falls, ID, USA,
45. Was, G.S. and Allen, T.R. (2007) *Radiation Damage from Different Particle Types*, in *Radiation effects in solids, NATO science series II: mathematics, physics and chemistry*, K.E. Sickafus, E.A. Kotomin, and B.P. Uberuaga, Editors.: Springer, Berlin. p. 65–98.
46. Was, G.S., Busby, J.T., Allen, T., Kenik, E.A., Jenssen, A., Bruemmer, S.M., Gan, J., Edwards, A.D., Scott, P.M., and Andreson, P.L. (2002) *Emulation of neutron irradiation effects with protons: validation of principle*. *Journal of Nuclear Materials*, 300 (2) p. 198-216. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(01\)00751-6](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(01)00751-6)
47. Jiao, Z., Was, G., Miura, T., and Fukuya, K. (2014) *Aspects of ion irradiations to study localized deformation in austenitic stainless steels*. *Journal of Nuclear Materials*, 452 (1) p. 328-334. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2014.05.058>
48. Gupta, J., Hure, J., Tanguy, B., Laffont, L., Lafont, M.C., and Andrieu, E. (2016) *Evaluation of stress corrosion cracking of irradiated 304L stainless steel in PWR environment using heavy ion irradiation*. *Journal of Nuclear Materials*, 476 p. 82-92. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2016.04.003>
49. Gupta, J., Hure, J., Tanguy, B., Laffont, L., Lafont, M.C., and Andrieu, E. (2018) *Characterization of ion irradiation effects on the microstructure, hardness, deformation and crack initiation behavior of austenitic stainless steel: Heavy ions vs protons*. *Journal of Nuclear Materials*, 501 p. 45-58. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.01.013>
50. Swenson, M.J. and Wharry, J.P. (2016) *Comparison of Ion and Neutron Irradiations to 3 dpa at 500°C in Ferritic-Martensitic Alloys*. In: ANS Annual Meeting, New Orleans, LA, USA.
51. Jenssen, A., Grigoriev, V., Jakobsson, R., and Efsing, P. (2006) *Fracture Resistance Evaluation of a Flux Thimble Irradiated to 65 dpa in a PWR*. In: Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, Fontevraud 6, Paris, France.
52. Jenssen, A., Efsing, P., Forssgren, B., Bengtsson, B., and Molin, M. (2010) *Examination of Highly Irradiated Stainless Steels from BWR and PWR Reactor Pressure Vessel Internals*. In: Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, Fontevraud 7, Avignon, France.
53. Fukuya, K., Fujii, k., Nakano, M., Nakajima, N., and Kodama, M. (2001) *Stress Corrosion Cracking on Cold Worked 316 Stainless Steels Irradiated to High Fluence*. In: 10th International symposium on Environmental Degradation of Materials In Nuclear Power Systems-Water Reactors, Lake Tahoe, NV, USA.

54. N.N. (2009) *BWRVIP-154, Revision 2: BWR Vessel and Internals Project, Fracture Toughness in High Fluence BWR Materials - Final Report*. EPRI, Palo Alto, CA, USA, 1019077.
55. Grönwall, B., Birath, S., and Haag, Y. (1989) *Ringhals 1, System 216-Hot Cell Examination of a SRM/RM (dry tube) Guide Tube Manufactured by General Electric - Final Report*. Studsvik Nuclear AB, Studsvik, STUDSVIK/NS-89/75.
56. Furutani, G., Nakajima, N., Konishi, N., and Kodama, M. (2001) *Stress Corrosion Cracking on Irradiated 316 Stainless Steel*. *Journal of Nuclear Materials*, 288 p. 179-186. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(00\)00704-2](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(00)00704-2)
57. Shogan, R.P. and Mager, T.R. (2002) *Susceptibility of Type 316 Stainless Steel to Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking in a PWR Environment*. In: 10th International symposium on Environmental Degradation of Materials In Nuclear Power Systems-Water Reactors, Huston, TX, USA.
58. Conermann, J., Shogan, R., Forsyth, D.R., Wilson, I.L., and Tang, H.T. (2002) *Characterization of Baffle-Former Bolts Removed from Service in US PWRs*. In: 10th International symposium on Environmental Degradation of Materials In Nuclear Power Systems-Water Reactors, Huston, TX, USA.
59. Singh, B.N., Foreman, A.J.E., and Trinkaus, H. (1997) *Radiation hardening revisited: role of intracascade clustering*. *Journal of Nuclear Materials*, 249 (2) p. 103-115. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(97\)00231-6](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(97)00231-6)
60. Stoller, R.E. and Zinkle, S.J. (2000) *On the relationship between uniaxial yield strength and resolved shear stress in polycrystalline materials*. *Journal of Nuclear Materials*, 283-287 p. 349-352. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(00\)00378-0](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(00)00378-0)
61. Seeger, A. (1958) *On the Theory of Radiation Damage and Radiation Hardening*. In: *Proceedings of the Second United Nations international conference on the peaceful uses of atomic energy*, Geneva, Austria.
62. Orowan, E. (1950) *Fatigue and Fracture of Metals*, New York: Wiley.
63. N.N. (2012) *BWRVIP-265: BWR Vessels and Internals Project, Crack Growth in High Fluence BWR Materials-Phase 2*. EPRI, Palo Alto, CA, USA, 1026508.
64. Was, G.S. and Busby, J.T. (2003) *The Use of Proton Irradiation to Determine IASCC Mechanisms in Light Water Reactors: Solute Addition Alloys*. EPRI, Palo Alto, CA, USA, 1007440.
65. Busby, J.T., Hash, M.C., and Was, G.S. (2005) *The relationship between hardness and yield stress in irradiated austenitic and ferritic steels*. *Journal of Nuclear Materials*, 336 (2) p. 267-278. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnuemat.2004.09.024>
66. Tabor, D. (1956) *The Physical Meaning of Indentation and Scratch Hardness*. *British Journal of Applied Physics*, 7 (5) p. 159. DOI:

67. Larsson, P.-L. (2001) *Investigation of Sharp Contact at Rigid–Plastic Conditions*. International Journal of Mechanical Sciences, 43 (4) p. 895-920. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0020-7403\(00\)00056-4](https://doi.org/10.1016/S0020-7403(00)00056-4)
68. Byun, T.S. and Farrell, K. (2004) *Plastic Instability in Polycrystalline Metals After Low Temperature Irradiation*. Acta Materialia, 52 (6) p. 1597-1608. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2003.12.023>
69. Eyre, B.L. (1962) *Direct Observations of Neutron Irradiation Damage in α -iron*. The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics, 7 (84) p. 2107-2113. DOI: 10.1080/14786436208214480
70. Eyre, B.L. and Bullough, R. (1965) *On the formation of interstitial loops in b.c.c. metals* Philosophical Magazine, 12 (115) p. 31-39. DOI: <https://doi.org/10.1080/14786436508224943>
71. Nishioka, H., Fukuya, K., Fujji, K., and Kitsunai, Y. (2008) *Deformation Structure in Highly Irradiated Stainless Steels*. Journal of Nuclear Science and Technology, 45 (4) p. 274-287. DOI: <https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1080/18811248.2008.9711437>
72. Jiao, Z. and Was, G.S. (2010) *The role of irradiated microstructure in the localized deformation of austenitic stainless steels*. Journal of Nuclear Materials, 407 (1) p. 34-43. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2010.07.006>
73. Jiao, Z., McMurtrey, M.D., and Was, G.S. (2011) *Strain-induced precipitate dissolution in an irradiated austenitic alloy*. Scripta Materialia, 65 (2) p. 159-162. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.04.003>
74. Was, G.S., Jiao, Z., and Busby, J.T. (2006) *Contribution of Localized Deformation to IGSCC and IASCC in Austenitic Stainless Steels*. In: 16th European Conference on Fracture; Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures, Alexandroupolis, Greece.
75. Hojna, A. (2017) *Overview of Intergranular Fracture of Neutron Irradiated Austenitic Stainless Steels*. Metals, 7 (391) p. 1-21. DOI: <https://www.mdpi.com/2075-4701/7/10/392>
76. Chopra, O.K., Gruber, E.E., and Shack, W.J. (2003) *Fracture Toughness and Crack Growth Rates of Irradiated Austenitic Stainless Steels*. U.S. Nuclear Regulatory Commission // Argonne National Laboratory, Washington, DC, USA, NUREG/CR-6826 // ANL/CR-6826
77. Bartels, D.M., Craw, M.T., Han, P., and Trifunac, A.D. (1989) *Hydrogen/deuterium isotope effects in water radiolysis. 1. The mechanism of chemically induced dynamic electron polarization generation in spurs*. The Journal of Physical Chemistry, 93 (6) p. 2412-2421. DOI: 10.1021/j100343a039
78. Spinks, J.W.T. and Woods, R.J. (1990) *An Introduction to Radiation Chemistry, 3 edition*, New York: Wiley-Interscience.

79. Christensen, H. (1994) *Calculations of radiolysis in PWR*. In: Proceedings of Chemistry in Water Reactors, 24-27 April 1994, Paris, France.
80. Swiatla-Wojcik, D. and Buxton, G.V. (1995) *Modeling of radiation spur processes in water at temperatures up to 300 °C*. The Journal of Physical Chemistry, 99 (29) p. 11464-11471. DOI: <https://pubs.acs.org/doi/10.1021/j100029a026>
81. Frongillo, Y., Fraser, M.J., Cobut, V., Goulet, T., Jay-Gerin, J.P., and Patau, J.P. (1996) *Evolution of the species produced by slowing down of fast protons in liquid water: simulation based on the independent reaction times approximation*. Journal Chemistry and Physics, 96 p. 93-102. DOI:
82. Cobut, V., Jay-Gerin, J.P., Frongillo, Y., and Patau, J.P. (1996) *On the dissociative electron attachment as a potential source of molecular hydrogen in irradiated liquid water*. Radiation Physics and Chemistry, 47 (2) p. 247-250. DOI: [https://doi.org/10.1016/0969-806X\(94\)00175-J](https://doi.org/10.1016/0969-806X(94)00175-J)
83. Getoff, N. (1999) *Radiation chemistry and the environment Presented as an invited lecture at the IAEA International Symposium on Radiation Technology for Conservation of the Environment, Zakopane, Poland, 8–12 September 1997*. Radiation Physics and Chemistry, 54 (4) p. 377-384. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0969-806X\(98\)00266-7](https://doi.org/10.1016/S0969-806X(98)00266-7)
84. Christensen, H. (2006) *Fundamental Aspects of Water Coolant Radiolysis*. Statens Kärnkraftinspektion, Stockholm, SKI Report 2006:16.
85. Le Caër, S. (2011) *Water Radiolysis: Influence of Oxide Surfaces on H₂ Production under Ionizing Radiation*. Water, 3 (1). DOI: 10.3390/w3010235
86. Xing, L.Y. and Hino, R. (2018) *Nuclear Hydrogen Production Handbook (Green Chemistry and Chemical Engineering)*, London: CRC Press.
87. 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
88. Wikmark, G., Lundgren, K., Wijkström, H., Pein, K., and Ullberg, M. (2004) *Utveckling av verktyg för optimering av HWC*. Studsvik Nuclear AB / ANT AB / ALARA Engineering AB / SKI, Stockholm, SKI Rapport 2004:27.
89. 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.
90. Allen, A.O. and Rothschild, W.G. (1957) *Studies in the Radiolysis of Ferrous Sulfate Solutions: I. Effect of Oxygen Concentration in 0.8 M Sulfuric Acid*. 7 (6) p. 591-602. DOI: 10.2307/3570575

91. 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.
92. Andresen, P.L., Ford, F.P., Murphy, S.M., and Perks, J.M. (1989) *State of Knowledge of Radiation Effects on Environmental Cracking in Light Water Reactor Core Materials*. In: 4th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems: Water Reactors., Jekyll Island GA, USA.
93. Andresen, P.L. and Was, G.S. (2012) *Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking*, in *Comprehensive Nuclear Materials* R. Konings, et al., Editors., Elsevier Ltd: Amsterdam, Netherlands. p. 177-205.
94. Knapp, Q.W. and Wren, J.C. (2012) *Film formation on type-316L stainless steel as a function of potential: Probing the role of gamma-radiation*. *Electrochimica Acta*, 80 p. 90-99. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2012.06.090>
95. Daub, K., Zhang, X., Noël, J.J., and Wren, J.C. (2011) *Gamma-radiation-induced corrosion of carbon steel in neutral and mildly basic water at 150°C*. *Corrosion Science*, 53 (1) p. 11-16. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.09.048>
96. Wang, M., Perrin, S., Corbel, C., and Féron, D. (2013) *Corrosion of 316L stainless steel under radiation and exposed to representative chemistry in PWRs (PWRs) conditions*. In: Eurocorr Estoril, Portugal.
97. Wang, M., Corbel, C., Perrin, S., and Féron, D. (2014) *Oxide phases induced by electron irradiation of 316L/PWR interfaces at high temperature and pressure*. In: International Conference on Water Chemistry of Nuclear Reactor Systems Sapporo, Japan.
98. Raiman, S., Wang, P., and Was, G. (2017) *Irradiation accelerated corrosion of stainless steel and ferritic-martensitic steel in simulated primary water*, in *NACE - International Corrosion Conference Series*. p. 4613-4620.
99. Wang, M., Perrin, S., Corbel, C., and Féron, D. (2015) *Electrochemical behaviour of 316L stainless steel exposed to representative chemistry in pressurised water reactors under proton radiation*. *Journal of Electroanalytical Chemistry*, 737 p. 141-149. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jelechem.2014.10.015>
100. Muzeau, B., Perrin, S., Corbel, C., Simon, D., and Féron, D. (2011) *Electrochemical behaviour of stainless steel in PWR primary coolant conditions: Effects of radiolysis*. *Journal of Nuclear Materials*, 419 (1) p. 241-247. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2011.08.051>
101. Raiman, S.S., Bartels, D.M., and Was, G.S. (2017) *Radiolysis driven changes to oxide stability during irradiation-corrosion of 316L stainless steel in high temperature water*. *Journal of Nuclear Materials*, 493 p. 40-52. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2017.05.042>

102. Raiman, S.S. and Was, G.S. (2017) *Accelerated corrosion and oxide dissolution in 316L stainless steel irradiated in situ in high temperature water*. Journal of Nuclear Materials, 493 p. 207-218. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2017.05.043>
103. Chen, J., Jenssen, A., Lindberg, F., Ekström, P., and Efsing, P. (2018) *Effect of Neutron Irradiation on the Microstructures of Oxide Films formed on Corroded Austenite Stainless Steel in PWR*. In: Contribution of Materials Investigations and Operating Experience to Light Water NPPs' Safety, Performance and Reliability - Fontevraud 9, Avignon, France.
104. Jenssen, A. and Ljungberg, L.G. (1995) *Irradiation Stress Corrosion Cracking Studies - Final Report, Main Volume and Data Volume*. ABB Atom, Västerås, Sweden, SDA 95-1262.
105. Was, G.S. and Andresen, P.L. (1992) *Irradiation-Assisted Stress-Corrosion Cracking in Austenitic Alloys*. Journal of Nuclear Materials, 44 (4) p. 8-13. DOI: 10.1007/BF03222812
106. Andresen, P.L. (2002) *Similarity of Cold Work and Radiation Hardening in Enhancing Yield Strength and SCC Growth of Stainless Steel in Hot Water*. In: CORROSION 2002, Denver, CO, USA.
107. Bruemmer, S.M. and Was, G.S. (1994) *Microstructural and microchemical mechanisms controlling intergranular stress corrosion cracking in light-water-reactor systems*. Journal of Nuclear Materials, 216 p. 348-363. DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(94\)90020-5](https://doi.org/10.1016/0022-3115(94)90020-5)
108. Jenssen, A. and Ljungberg, L.G. (1995) *Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking. Postirradiation CERT Tests of Stainless Steels in a BWR Test Loop*. In: 7th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, Beckenridge, CO, USA.
109. Jenssen, A., Ljungberg, L.G., Walmsley, J., and Fisher, S. (1996) *The importance of molybdenum on irradiation assisted stress corrosion cracking in austenitic stainless steels*, United States: NACE International.
110. Jenssen, A., Ljungberg, L.G., Walmsley, J., and Fisher, S. (1998) *Importance of Molybdenum on Irradiation-Assisted Stress Corrosion Cracking in Austenitic Stainless Steels*. Corrosion, 54 (1) p. 48-60. DOI: <https://doi.org/10.5006/1.3284828>
111. Andresen, P.L. and Ford, P.F. (1988) *Life Prediction by Mechanistic Modeling and System Monitoring of Environmental Cracking of Iron and Nickel Alloys in Aqueous Systems*. Materials Science and Engineering: A, 103 (1) p. 167-184. DOI: [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(88\)90564-2](https://doi.org/10.1016/0025-5416(88)90564-2)

112. Andresen, P.L. and Young, L.M. (1995) *Characterization of the Roles of Electrochemistry, Convection and Crack Chemistry in Stress Corrosion Cracking*. In: 7th international symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems: Water Reactors., Beckenridge, CO, USA.
113. 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.
114. Fukuya, K., Nakano, M., Fujii, K., and Torimaru, T. (2004) *Role of Radiation-Induced Grain Boundary Segregation in Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking*. Journal of Nuclear Science and Technology, 41 (5) p. 594-600. DOI: <https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1080/18811248.2004.9715522>
115. Fukuya, K., Nakano, M., Fujii, K., Torimaru, T., and Kitsunai, Y. (2004) *Separation of Microstructural and Microchemical Effects in Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking using Post-irradiation Annealing*. Journal of Nuclear Science and Technology, 41 (12) p. 1218-1227. DOI: <https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1080/18811248.2004.9726351>
116. Castaño-Marín, M.L., Garcia Redondo, M.S., de Diego Velasco, G., and Gómez Briceño, D. (2003) *Crack Growth Rate of Hardened Austenitic Stainless Steels in BWR and PWR Environments*. In: 11th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactor, Stevenson, WA, USA.
117. Shoji, T., Li, G., Kwon, J., matsushima, J., and Lu, Z. (2003) *Quantification of Yield Strength Effects on IGSCC of Austenitic Stainless Steels in High Temperature Water*. In: 11th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactor, Stevenson, WA, USA.
118. Hash, M., Busby, J., and Was, G. (2004) *The Effect of Hardening Source in Proton Irradiation-Assisted Stress Corrosion Cracking of Cold Worked Type 304 Stainless Steel*. In: 21st International Symposium on Effects of Radiation on Material, West Conshohocken, PA, USA.
119. McMurtrey, M.D., Cui, B., Robertson, I., Farkas, D., and Was, G.S. (2015) *Mechanism of dislocation channel-induced irradiation assisted stress corrosion crack initiation in austenitic stainless steel*. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 19 (5) p. 305-314. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2015.04.001>

120. Jiao, Z., Busby, J.T., Obata, R., and Was, G.S. (2005) *Influence of Localized Deformation on Irradiation-assisted Stress Corrosion Cracking of Proton-irradiated Austenitic Alloys*. In: 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors Salt Lake City, UT, USA.
121. Stroh, A.N. (1957) *The existence of microcracks after cold-work*. The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics, 2 (13) p. 1-4. DOI: <https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1080/14786435708231716>
122. Johnson, D.C., Kuhr, B., Farkas, D., and Was, G.S. (2016) *Quantitative analysis of localized stresses in irradiated stainless steels using high resolution electron backscatter diffraction and molecular dynamics modeling*. Scripta Materialia, 116 p. 87-90. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.01.017>
123. McMurtrey, M.D., Was, G.S., Cui, B., Robertson, I., Smith, L., and Farkas, D. (2014) *Strain localization at dislocation channel–grain boundary intersections in irradiated stainless steel*. International Journal of Plasticity, 56 p. 219-231. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2014.01.001>
124. Alexandreanu, B. and Was, G.S. (2003) *Grain Boundary Deformation-Induced Intergranular Stress Corrosion Cracking of Ni-16Cr-9Fe in 360°C Water*. 59 (8) p. 705-720. DOI: <https://doi.org/10.5006/1.3277600>
125. Bailat, C., Almazouzi, A., Baluc, N., Schäublin, R., Gröschel, F., and Victoria, M. (2000) *The effects of irradiation and testing temperature on tensile behaviour of stainless steels*. Journal of Nuclear Materials, 283-287 p. 446-450. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(00\)00083-0](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(00)00083-0)
126. Tanaka, Y., S., S., M., K., Nishimura, S., Fukuya, K., Sakamoto, H., Nakata, K., and Kato, T. (1997) *IASCC Suceptibility of Type 304, 304L and 316L Stainless Steels*. In: 8th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, American Nuclear Society, La Grange Park, IL, USA.
127. Tsukada, T., Miwa, Y., Nakajima, H., and Kondo, T. (1997) *Effects of Minor Elements on IASCC of Type 316 Model Stainless Steels*. In: 8th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, American Nuclear Society, La Grange Park, IL, USA.
128. Thomas, L.E. and Bruemmer, S.M. (1999) *Insights Into Environmental Degradation Mechanisms from Analytical Transmission Electron Microscopy of SCC Cracks*. In: 9th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Newport Beach, CA, USA.

129. Jiao, Z. and Was, G.S. (2011) *Impact of localized deformation on IASCC in austenitic stainless steels*. Journal of Nuclear Materials, 408 (3) p. 246-256. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2010.10.087>
130. Takakura, T., Sakima, K., Fujimoto, K., Kubo, N., and Kido, T. (2010) *In-pile Creep Behavior of Type 316 Stainless Steel at HALDEN Reactor*. In: Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, Fontevraud 7, Avignon, France.
131. Foster, J.P. and Karlsen, T. (2009) *Irradiation Creep and Irradiation Stress Relaxation of 316 and 304L Stainless Steel*. In: 11th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems — Water Reactor, Virginia Beach, VA, USA.
132. Garnier, J., Dubuisson, P., Pokor, C., Lemaire, E., Monteil, N., and Massoud, J.P. (2010) *Relaxation and Irradiation Creep of PWR Baffle Bolt Materials*. In: Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, Fontevraud 7, Avignon, France.
133. Walters, L.C. and Ruther, W.E. (1977) *In-reactor stress relaxation of Inconel X-750 springs*. Journal of Nuclear Materials, 68 (3) p. 324-333. DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(77\)90257-4](https://doi.org/10.1016/0022-3115(77)90257-4)
134. Ford, F.P. (1996) *Quantitative prediction of environmentally assisted cracking*. Corrosion, 52 (5) p. 375-95. DOI: <https://doi.org/10.5006/1.3292125>
135. Pettersson, K. and Nystrand, A.C. (1991) *Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking of 316L Steel for Fusion Reactor Application - MANET 4*. Studsvik Nuclear AB, STUDSVIK/NS-91/7.
136. Takakura, K., Nakata, K., and Ando, M. (2007) *Lifetime Evaluation for IASCC Initiation of Cold Worked 316 Stainless Steels BFB in PWR Primary Water*. In: 13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, Whistler, BC, Canada.
137. 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, USA.
138. 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, USA.
139. Conermann, J., Shogan, R., Fujimoto, K., Yonezawa, T., and Yamaguchi, S. (2005) *Irradiation Effects in a Highly Irradiated Cold Worked Stainless Steel Removed from a Commercial PWR*. In: 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors Salt Lake City, UT, USA.

140. Freyer, P.D., Mager, T.R., and Burke, M.A. (2007) *Hot Cell Crack Initiation Testing of Various Heats of Highly Irradiated 316 Stainless Steel Components Obtained from Three Commercial PWRs*. In: 13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors, Whistler, B.C., Canada.
141. Bosch, R.W., Vankeerberghen, M., Gerard, R., and Somville, F. (2014) *IASCC crack initiation testing of thimble tube material with a dose up to 80 dpa under PWR conditions*. In: Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, Fontevraud 8, Avignon, France.
142. Jenssen, A. and Smith, J.M. (2016) *Effect of Lithium on the Initiation of IASCC in Highly Irradiated Type 316 Stainless Steel*. In: International Light Water Reactor Materials Reliability Conference and Exhibition, Chicago, IL, USA.
143. 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.
144. 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.
145. 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.
146. Bosch, R.W., Vankeerberghen, M., Chaouadi, R., Gerard, R., and Somville, F. (2010) *Crack Initiation Testing of Highly Irradiated Stainless Steels (Thimble Tube Material With a Dose up to 80 dpa) Under PWR Conditions*. In: Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, Fontevraud 7, Avignon, France.
147. Kodama, M., Nishimura, S., Morisawa, J., Shima, S., Suzuki, S., and Yamamoto, M. (1992) *Effects of fluence and dissolved oxygen on IASCC in austenitic stainless steels*. In: 5th international symposium on environmental degradation of materials in nuclear power systems - water reactors, La Grange Park, IL . USA.
148. Van der Schaaf, B., Gavillet, D., Lapena, J., Ohms, C., Roth, A., and Van Dyck, S. (2006) *Irradiation Effects on the Evolution of the Microstructure, Properties and Residual Stresses in the Heat Affected Zone of Stainless Steel Welds*. Euratom, Petten, Netherlands, FIKS-CT-2000-00103.
149. Ernestová, M., Burda, J., Kočík, J., Keilová, E., Michalička, J., and Pokor, C. (2014) *Influence of the neutron spectrum on the sensitivity to IASCC and microstructure of CW 316 material*. In: Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, Fontevraud 8, Avignon, France.

150. Seto, H., Koshiishi, M., and Kodama, M. (2014) *Evaluation of prediction method for IASCC susceptibility of BWR core internals*. In: Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, Fontevraud 8, Avignoin, France.
151. 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, USA.
152. Ljungberg, L.G. (1983) *SCC Testing of Pipe Materials in BWR Environment*. Nuclear Engineering and Design, 81 (1) p. 121-125. DOI:
153. Alexandreanu, B., Chen, Y., Chopra, O.K., Chung, H.M., Gruber, E.E., Shack, W.J., and Soppet, W.K. (2007) *Environmentally Assisted Cracking in Light Water Reactors*. U.S. Nuclear Regulatory Commission / Argonne National Laboratory, Washington, DC, USA, NUREG/CR-4667, Vol. 36 // ANL-06/33.
154. Isselin, J., Kai, A., Sakaguchi, K., and Shoji, T. (2008) *Assessment of the Effects of Cold Work on Crack Initiation in a Light Water Environment Using the Small-Punch Test*. Metallurgical and Materials Transactions A, 39 (5) p. 1099-1108. DOI:
155. 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.
156. ASTM (2017) *ASTM E399-17 Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials*.
157. Andresen, P.L. (2003) *K / Size Effects on SCC in Irradiated, Cold Worked and Unirradiated Stainless Steel*. In: 11th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Stevenson, WA.
158. Jenssen, A., Stjärnsäter, J., and Pathania, R. (2011) *Crack Growth Rates of Irradiated Commercial Stainless Steels in BWR and PWR Environments*. In: 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Colorado Springs, CO, USA.
159. Jenssen, A. (2002) *Spricktillväxtnätningar i bestrålat rostfritt stål*. Studsvik Nuclear AB, Studsvik, STUDSVIK/N(K)-02/035.
160. Jenssen, A., Gott, K., Efsing, P., and Andersson, P.-O. (2003) *Crack Growth Behavior of Irradiated Type 304L Stainless Steel in Simulated BWR Environment*. In: 11th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, Stevenson, USA.

161. Jenssen, A., Chou, P., and Topbasi, C. (2017) *Effect of Specimen Size on the Crack Growth Rate Behavior of Irradiated Type 304 Stainless Steel*. In: 18th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, Portland, OR, USA.
162. Pettersson, K. (2012) *A numerical study of the effect of specimen size on crack growth rates under stress corrosion cracking conditions: the effect of a moving crack tip*. Studsvik Nuclear AB / MATSAFE AB, Stockholm, STUDSVIK/N-12/104 / MATSAFE AB Technical Report RT-11/01.
163. Eason, E.D. and Pathania, R. (2015) *Irradiation- Assisted Stress Corrosion Crack Growth Rates of Austenitic Stainless Steels in Light Water Reactor Environments*. In: 17th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, Ottawa, ON, Canada
164. Eason, E.D. and Pathania, R. (2015) *Disposition Curves for Irradiation-Assisted Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels in Light Water Reactor Environments*. In: Proc.eeding of the ASME 2015 Pressure Vessel & Piping Conference, PVP2015, Bosron, MA, USA.
165. L., A.P. and Morra, M. (2005) *Effects of Positive and Negative dK/da on SCC Growth Rates*. In: 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, Snowbird, UT, USA.
166. Garzarolli, F., Alter, D., and Dewes, P. (1985) *Deformabilty of Austenitic Stainless Steels and Nt-Base Alloys In the Core of a Botllng and Pressurized Water Reactor*. In: 2nd International Symposium on Environmental Degradation of Materials In Nuclear Power Systems- Water Reactors. , Monterey, CA, USA.
167. Garzarolli, F., Alter, D., Dewes, P., and Nelson, J.L. (1987) *Deformabilty of Austenitic Stainless Steels and NI-Base Alloys In the Core of a Botllng and Pressurized Water Reactor*. In: 3rd International Symposium on Enironmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors Traverse City, MI, USA.
168. Garzarolli, F., Dewes, P., Hahn, R., and Nelson, J.L. (1993) *Deformability of high-purity stainless steels and Ni-base alloys in the core of a PWR*. In: 6th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors San Diego, CA, USA.
169. Dewes, P., Alter, D., Garzarolli, F., Hahn, R., and Nelson, J.L. (1993) *Measurement of the deformability of austenitic stainless steels and nickel-base alloys in light water reactor cores*, United States: American Society for Testing and Materials. 0-8031-1870-8.
170. Garzarolli, F., Dewes, P., Hahn, R., and Nelson, J.L. (1995) *In-reactor testing of IASCC resistant stainless steels*. In: 7th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Breckenridge, CO, USA.

171. Bennett, P.J., Hauso, E., Hoegberg, N.W., Karlsen, T.M., and McGrath, M.A. (2002) *In-core Materials Testing under LWR Conditions in the Halden Reactor*. In: International Conference on Water Chemistry in Nuclear Reactors Systems - Operation Optimisation and New Developments Avignon, France.
172. Karlsen, T.M., Bennett, P., and Hoegberg, N.W. (2005) *In-Core Crack Growth Rate Studies on Irradiated Austenitic Stainless Steels in BWR and PWR Conditions in the Halden Reactor*. In: 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors Salt Lake City, UT, USA.
173. Karlsen, T.M., Bennett, P., Hoegberg, N.W., and van Nieuwenhove, R. (2005) *Test Facilities and On-Line Instrumentation Capabilities for Core Component Materials Investigations at the Halden Reactor Project*. In: NuPEER Dijon 2005 Symposium on Ageing Issues in Nuclear Power Plants, France.
174. Eriksson, H., Olsson, A., and Hallonsten, O. (2016) *Evaluation of the Swedish participation in the Halden Reactor Project 2006–2014*. Strålsäkerhetsmyndigheten, Stockholm, 2016:29.
175. Karlsen, T., Hoegberg, N.W., and van Nieuwenhove, R. (2006) *Results from Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking and Relaxation Studies Performed in the Halden Reactor*. In: Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, Fontevraud 6, Avignon, France.
176. Karlsen, T.M., Ahonen, M., Helin, M., and Nakano, J. (2015) *In-Pile Crack Growth Rate Testing of Irradiated 304L and 316L Stainless Steels in PWR and BWR Environments*. In: 17th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, Ottawa, ON, Canada,.
177. Chimi, Y., Kasahara, S., Ise, H., Kawaguchi, Y., Nakano, J., and Nishiyama, Y. (2011) *In Pile Tests for IASCC Growth Behavior of Irradiated 316L Stainless Steel under Simulated BWR Conditions in JMTR*. In: 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water reactors, Colorado Springs, CO, USA.
178. Hoffmann, H., Huttner, F., Ilg, U., Widera, M., Erenestova, M., Hojna, A., Kysela, J., Vsolak, R., and Lukas, P. (2009) *SCC Investigation of Pre-Irradiated Core Shroud Weld HAZ Specimens under Simulated BWR Environmental Conditions in a Research Reactor*. In: 14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water reactors, Virginia Beach, VA, USA.
179. Long, C.J. (2017) *Time- and Fluence-to-fracture Studies of Alloy 718 in Reactor*. In: 18th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Portland, OR, USA.

180. Leonard, K., Gussev, M., Stevens, J., and Busby, J. (2015) *Characterization of Materials Properties and Crack Propagation Mechanisms in Damaged Alloy 718 Leaf Springs Following Commercial Reactor Exposure*. In: 17th International Conference on Environmental Degradation in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Ottawa, OT, Canada.
181. Stevens, J., Leonard, K., Gussev, M., Ilevbare, G., and Nelson, J.L. (2015) *Hold Down Spring Failure Analysis*. In: 17th International Conference on Environmental Degradation in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Ottawa, OT, Canada.
182. Gordon, G.M. and Brown, K.S. (1990) *Dependence of Creviced BWR Component IGSCC Behavior on Coolant Chemistry*. In: 4th International symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactor, Huston TX.
183. Chen, Y., Chopra, O.K., Gruber, E.E., and Shack, W.J. (2010) *Irradiation-Assisted Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels in BWR Environments*. U.S. Nuclear Regulatory Commission / Argonne National Laboratory, Washington, USA, NUREG/CR-7018 // ANL-09/17.
184. N.N. (2011) *Stress Corrosion Cracking in Light Water Reactors: Good Practices and Lessons Learned*. International Atomic Energy Agency, Vienna, NP-T-3.13.
185. Brickstad, B., Ekström, P., Forsberg, F., and Kjellin, D. (2018) *Metodik för analys av skador i mekaniska anordningar i kärntekniska anläggningar*. Strålsäkerhetsmyndigheten, Stockholm, SSM 2018:20.
186. Clark, R.W. and Jacobs, A.J. (1983) *Effect of Radiation Environment on SCC of Austenitic Materials*. In: 1st international Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems -Water Reactors, Huston, TX, USA.
187. Jacobs, A.J., Wozaldo, G.P., Nkata, K., Yoshida, T., and Masaika, I. (1988) *Radiation Effects on the Stress Corrosion and Other Selected Properties of Type-304 and Type-316 Stainless Steels*. In: 3rd International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, Warrendale, PA, USA.
188. Kodama, M., Katsura, R., Morisawa, J., Nishimura, S., Sizuki, S., Asano, K., Fukuya, K., and Nkata, K. (1993) *IASCC Susceptibility of Austenitic Stainless Steels Irradiated to High Neutron Fluence*. In: 6th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Warrendale, PA, USA.
189. Chung, H.M., Strain, R.V., and Clark, R.W. (2002) *Slow-Strain-Rate-Tensile Test of Model Austenitic Stainless Steels Irradiated in the Halden Reactor*. U.S. Nuclear Regulatory Commission / Argonne National Laboratory, Washington DC, NUREG/CR-4667, Vol. 31 // ANL-01/09.

190. Suzuki, I., Koyama, M., Kanasaki, H., Mimaki, H., Akiyama, M., Okubo, T., and Mishima, Y. (1996) *Stress Corrosion Cracking of Irradiated Stainless Steels in Simulated PWR Primary Water*. In: ICONE 4: ASME/JSME international conference on nuclear engineering, New York, NY, USA.
191. Goodwin, C.C. (1998) *The Mathematical Modelling of Grain Boundary Segregation in Austenitic Alloys*, Doctoral of Philosophy, Loughborough University: Loughborough.
192. Torimaru, T., Kodama, M., Tanaka, S., Nakamura, T., Asano, K., and Kumagai, K. (2005) *Neutron Flux Effect on the Irradiation Hardening of Type 304 Stainless Steel*. Journal of ASTM International 2(8) p. 1-11. DOI:
193. Kaji, Y., Kondo, K., Aoyagi, Y., Kato, Y., Taguchi, T., Takada, F., Nakano, J., Ugachi, H., Tsukada, T., Takakura, K., and Sakamoto, H. (2011) *Stress Corrosion Cracking Behavior of Type 304 Stainless Steel Irradiated under Different Neutron Dose Rates at JMTR*. In: 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Colorado Springs, CO, USA.
194. Garner, F.A. (2009) *Influence of variations in flux-spectral characteristics and dpa rate on material response in reactor and accelerator experiments*. International Atomic Energy Agency (IAEA), Vienna, Austria, INIS-XA--09N2038.
195. Massoud, J.P., Dubuisson, P., Scott, P., and Chamardine, V.K. (2005) *CIR II Program: Description of the Boris 6 and 7 Experiments in the BOR-60 Fast Breeder Reactor* EPRI, Palo Alto, CA, USA, 1011787.
196. Stjärnsäter, J., Ekström, P., Bengtsson, B., Forssgren, B., and Cocco, M. (2013) *The Effect of Deformation Temperature on the Susceptibility to IGSCC of Type 316L Stainless Steel in BWR NWC*. In: 16th International Conference on Environmental Degradation of Material in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Asheville, NC, USA.
197. 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.
198. Staehle, R.W. (2007) *Introduction to the subject [of cold work]*. In: Workshop on Cold Work in Iron- and Nickel-Base Alloys Exposed to High Temperature Water Environments, Toronto, Canada.
199. Gorman, J., Marks, C., and Staehle, R.W. (2007) *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*. EPRI, Palo Alto, CA, USA, 1016519.

200. Panait, C., Fargeas, E., Tommy-Martin, M., Miloudi, S., Moulart, P., Monteil, N., and Pokor, C. (2014) *Metallurgical examinations update of baffle bolts removed from operating French PWR - Microstructural investigations of a baffle to former bolt located on a high level of the internal structures*. In: Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, Fontevraud 8, Avignon, France.
201. Jenssen, A., Jansson, C., Efsing, P., Bengtsson, B., and Molin, M. (2007) *Swedish Experience with Cold Worked Stainless Steel in BWRs*. In: Cold Work Workshop, Toronto, Canada.
202. Ehrnstén, U., Aaltonen, P., Nenonen, P., Hänninen, H., Jansson, C., and Angelius, T.M. (2001) *Intergranular Cracking of AISI 316NG Stainless Steel in BWR Environment*. In: 10th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Lake Tahoe, NV, USA.
203. Jenssen, A., Stjärnsäter, J., and Pathania, R. (2009) *Crack Growth Rate Testing of Fast Reactor Irradiated Type 304L and 316 SS in BWR and PWR Environments*. In: 14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Virginia Beach, VA, USA.
204. Pathania, R., Carter, R., Horn, R.M., and Andresen, P. (2009) *Crack Growth Rates in Irradiated Stainless Steels in BWR Internals*. In: 14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems -Water Reactors, Lagrange Park, IL, USA.
205. Scott, P. (2003) *Materials Reliability Program: A Review of the Cooperative Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking Research Program (MRP-98)* Framatome ANP Tour AREVA / EPRI, Palo Alto, CA, USA, 1002807.
206. Chung, H.M. and Shack, W.J. (2006) *Irradiation-Assisted Stress Corrosion Cracking Behaviour of Austenitic Stainless Steels Applicable to LWR Core Internals*. U.S. Nuclear Regulatory Commission / Argonne National Laboratory, Washington, DC, USA, NUREG/CR-6892 // ANL-04/10.
207. Schramm, R.E. and Reed, R.P. (1975) *Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels*. Metallurgical Transactions A, 6 (7) p. 1345. DOI: 10.1007/BF02641927
208. Andresen, P.L. and Morra, M.M. (2005) *Effects of Si on SCC of Irradiated and Unirradiated Stainless Steels and Nickel Alloys*. In: 12th International conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System - Water Reactors, Salt Lake City, UT, USA.
209. Edwards, D., Schemer-Kohn, A., and Bruemmer, S.M. (2006) *Characterization of Neutron-Irradiated 300-Series Stainless Steels*. Battelle Pacific Northwest Division / EPRI, Palo Alto, CA, USA, 1009896.

210. Thomas, L.E. and Bruemmer, S.M. (2002) *Analytical Transmission Electron Microscopy Characterization of Stress Corrosion Cracks an Irradiated Type 316 Stainless Steel Core Component*. In: Conference on Contribution of Materials Investigations and Operating Experience to LWRs' Safety, Performance and Reliability Fontevraud 5, Avignon, France.
211. 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.
212. N.N. (2014) *BWRVIP-190 Revision 1: BWR Vessel and Internals Project, Volume 1: BWR Water Chemistry Guidelines - Mandatory, Needed, and Good Practice Guidance and Volume 2: BWR Water Chemistry Guidelines - Technical Basis*. EPRI, Palo Alto, CA, USA, 3002002623.
213. 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.
214. N.N. (2014) *Pressurized Water Reactor Primary Water Chemistry Guidelines: Revision 7, Volumes 1 and 2*. EPRI, Palo Alto, USA, 3002000505.
215. Bengtsson, B. (2016) *Ringhals erfarenheter av föroreningar i primärsidig PWR-kemi med inverkan på PWSCC*. Personal communication
216. Scott, P.M. (2004) *An Overview of Materials Degradation by Stress Corrosion in PWRs*. In: EUROCORR, Nice, France.
217. Garner, F.A. and Greenwood, L.R. (2003) *Survey of Recent Developments Concerning the Understanding of Radiation Effects on Stainless Steels Used in the LWR Power Industry*. In: 11th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems, Stevenson, WA, USA.
218. Jenssen, A., Pathania, R.S., and Carter, R. (2014) *Crack Growth in Irradiated Austenitic Stainless Steels in BWR Environments*. In: Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, Fontevraud 8, Avignon, France.
219. Chopra, O.K. and Shack, W.J. (2008) *Crack Growth Rates and Fracture Toughness of Irradiated Austenitic Stainless Steels in BWR Environments*. United States Nuclear Regulatory Commission / Argonne National Laboratory, Washington, DC, USA, NUREG/CR-6960 // ANL-06/58.

220. Karlsen, T.M., Espeland, M., and Horvath, A. (2005) *Summary report on the PWR crack growth rate investigation, IFA-657*. Norway,
221. Chatani, K., Takakura, K., Ando, M., Nakata, K., Tanaka, S., Ishiyama, Y., Hishida, M., and Kaji, K. (2007) *IASCC Crack Growth Rates of Neutron Irradiated Low Carbon Austenitic Stainless Steels in Simulated BWR Condition*. In: 13th Intl. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Toronto, Canada.
222. Karlsen, T.M. and Horvath, A. (2004) *Final report on the in-pile crack growth behaviour of irradiated compact tension specimens in IFA-639*. Norway,
223. Nakano, J., Karlsen, T.M., and Esplanad, M. (2007) *Summary Report on the BWR Crack Growth Rate Experiment, IFA-658*. OECD Halden Reactor Project, Halden, HWR-862.
224. Nakano, J., Karlsen, T.M., and Espeland, M. (2008) *Summary of Results from the PWR Crack Growth Rate Investigation, IFA-670*. OECD Halden Reactor Project, Halden, HWR-843.
225. Brown, K.S. and Gordon, G.M. (1987) *Effects of BWR Coolant Chemistry on the Propensity for IGSCC Initiation and Growth in Creviced Reactor Internals Components*. In: 3rd International Symposium on on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Warrendale, PA, USA.
226. Jones, R.L. (2004) *Mitigating Corrosion Problems in LWRs via Chemistry Changes*. In: International Conference on Water Chemistry of Nuclear Reactor Systems, San Francisco, USA.
227. 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.
228. 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*. In: International Conference on Water Chemistry of Nuclear Reactor Systems, San Francisco, CA, USA.
229. 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.
230. Pokor, C., Toivonen, A., Wintergerst, M., Ehrnsten, U., Karlsen, W., and Massoud, J.P. (2010) *Determination of Time to Failure Curves as a Function of Stress for Highly Irradiated AISI 304L Steel After Constant Load Tests in Simulated PWR Water Environment*. In: Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, Fontevraud 7, Avignon, France.

231. Karlsen, T.M., Espeland, M., and Jenssen, H. (2007) *Crack Initiation in Irradiated Constant Load Tensile Specimens using Off-line Instrumentation Results from First and Second Loadings - Part of the CIR-II Project*. OECD Halden Reactor Project, Halden,
232. Raquet, O., Herms, E., Vaillant, F., and Couvant, T. (2007) *SCC of Cold-Worked Austenitic Stainless Steels in PWR Conditions*. *Advances in Materials Science*, 7 (1) p. 33-46. DOI: <https://www.infona.pl/resource/bwmetal.element.baztech-article-BPG5-0025-0005>
233. Arioka, K., Yamada, T., Terachi, T., and Miyamoto, T. (2007) *Temperature, Potential and Sensitization Effects on Intergranular Crack Growth and Crack-Tip Appearance of Cold Worked 316*. In: 13th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, Whistler, BC, Canada.
234. Gott, K. (2002) *SKI-rapport 02:50. Skador i svenska kärnkraftanläggningars mekaniska anordningar 1972-2000*. Statens Kärnkraftinspektion (SKI), ISSN 1104-1374.
235. Leine, L., Rylander, L., Shields, E., and Unneberg, L. (1990) *Cracking in BWR internals — the Swedish perspective on prevention, mitigation and repair*. *Nuclear Engineering and Design*, 124 (1) p. 71-77. DOI: [https://doi.org/10.1016/0029-5493\(90\)90353-Y](https://doi.org/10.1016/0029-5493(90)90353-Y)
236. 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)
237. Was, G.S. and Andresen, P.L. (2007) *Stress Corrosion Cracking Behavior of Alloys in Aggressive Nuclear Reactor Core Environments*. *CORROSION*, 63 (1) p. 19-45. DOI: <https://doi.org/10.5006/1.3278331>
238. Roth, A. (2014) *Review of Intergranular Cracking in Austenitic Stainless Steel Components of BWR RPV-Internals*. In: *Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs*, Fontevraud 8, Avignon, France.
239. Amberge, K.J., Davidsaver, S., and McKinley, J. (2018) *An Update on Aging Management of PWR Reactor Internals in U.S. Plants*. In: *Contribution of Materials Investigations and Operating Experience to Light Water NPPs' Safety, Performance and Reliability - Fontevraud 9*, Avignon, France.
240. Kennard, M.W. and Harbottle, J.E. (2000) *LWR control assembly designs: A historical perspective*. In: *Technical Committee Meeting on Control Assembly Materials for Water Reactors: Experience, Performance and Perspectives IAEA-TECDOC-1132*, pp 7-31, IAEA, , Vienna, Austria.

241. Scott, P., Meunier, M.C., Deydier, D., Sikcestre, S., and Trenty, A. (2000) *An Analysis of Baffle/Former Bolt Cracking in French PWRs*, in *ASTM STP 1401 Environmentally Assisted Cracking: Predictive methods for Risk Assessment and Evaluation of Materials, Equipment and Structures*, R.D. Kane, Editor, ASTM. p. 210-223.
242. Smith, J.M., Ickes, M.R., Burke, M.A., Ruminski, A.M., and Amberge, K.J. (2018) *Hot Cell Testing of Type 347 Stainless Steel Baffle-to-Former Bolts Removed from U.S. PWRs*. In: *Contribution of Materials Investigations and Operating Experience to Light Water NPPs' Safety, Performance and Reliability - Fontevraud 9*, Avignon, France.
243. Ickes, M.R., Burke, M.A., Ruminski, A.M., and Petro, S. (2018) *Hot Cell Testing of Cold-worked Type 316 Stainless Steel Replacement Baffle-to-Former Bolts Removed from a U.S. PWR*. In: *Contribution of Materials Investigations and Operating Experience to Light Water NPPs' Safety, Performance and Reliability - Fontevraud 9*, Avignon, France.
244. N.N. (2005) *Assessment and Management of Ageing of Major Nuclear Power Plant Components Important to Safety: BWR Pressure Vessel Internals*. IAEA, Vienna, Austria, IAEA-TECDOC-1471.
245. N.N. *Tekniska data Ringhals*. 2016 [2016-08-31]; Available from: <https://corporate.vattenfall.se/globalassets/sverige/om-vattenfall/om-oss/var-verksamhet/ringhals/pdf/tekniska-data-utforlig-info-151207.pdf>.
246. Zakova, J. (2017) *Neutronfluensberäkningar för surveillance provning Strålsäkerhetsmyndigheten*, Stockholm, 2017:21.
247. Matsubara, T., Tsutsui, T., Kamei, Y., and Kitsui, M. (2010) *Stress Evaluation of Baffle Former Bolt for IASCC Failure Prediction*. In: *Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs*, Fontevraud 7, Fontevraud, France.
248. N.N. (2011) *IASCC of LWR Internals*. United States Nuclear Regulatory Commission / Structural Integrity Associates, Inc. ,
249. Demma, A. and Reid, R. (2011) *Materials Reliability Program: Pressurized Water Reactor Internals Inspection and Evaluation Guidelines (MRP-227-A)*. EPRI, Palo Alto, 1022863.
250. Efsing, P. (2018) *Diskussion om IASCC i svenska lättvattenreaktorer September 2018*. Personal communication
251. N.N. *Baffle-Former Bolts*. 2019; Available from: <https://www.nrc.gov/reactors/operating/ops-experience/baffle-former-bolts.html>.

252. Horn, R.M., Gordon, G.M., Ford, F.P., and Cowan, R.L. (1997) *Experience and assessment of stress corrosion cracking in L-grade stainless steel BWR internals*. Nuclear Engineering and Design, 174 (3) p. 313-325. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0029-5493\(97\)00131-3](https://doi.org/10.1016/S0029-5493(97)00131-3)
253. Suzuki, S., Takamori, K., Kumagai, K., Sakashita, A., Yamashita, N., Shitara, C., and Okamura, Y. (2009) *Stress corrosion cracking in low carbon stainless steel components in BWRs*. E-Journal of Advanced Maintenance, 1 (1) p. 1-29. DOI: <http://www.jsm.or.jp/ejam/Vol.1.No.1/AP/1.html>
254. Ekström, P. (2017) *Kommentarerer rörande SSMs STRYK-databas*. Personal communication
255. N.N. (2009) *Strålsäkerhetsmyndighetens föreskrifter om mekaniska anordningar i vissa kärntekniska anläggningar*. Strålsäkerhetsmyndigheten, Stockholm, Sweden, SSMFS 2008:13.
256. Graae, T. (1998) *Repair and Replacement of Reactor Internals for Plant Life Extension*. Nuclear Engineering and Design, 185 (2) p. 319-334. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0029-5493\(98\)00245-3](https://doi.org/10.1016/S0029-5493(98)00245-3)
257. Unneberg, L. (1988) *Swedish Utility Experience With ASEA-ATOM-Design Top Guides*. EPRI / ABB ATOM AB, Palo Alto, CA, USA, NP-5947.
258. Johansson, M. (2015) *Ringhals - Operational Experiences on Silver*. In: Silver (Chemistry) Management in PWRs Related to Doses, Materials Ageing Institute (MAI), Renardières, France.
259. Johansson, M. (2016) *Ringhals Experience in Antimony and Silver Related to Doses*. In: Information System on Occupational Exposure (ISOE) International Symposium, Brussels, Belgium.
260. Jonsson, Å. (1992) *Control rod performance at the Oskarshamn nuclear plants*. Kerntechnik, 57 (No.2) p. 113. DOI:
261. Ooki, S., Miyazaki, A., Tezuka, H., Taguchi, M., and Suzuki, S. (2009) *The Investigation of the Damages of Irradiated 316L Stainless Steel Used for the Hafnium Plate Type of Control Rods in BWR Plants*. In: 14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, Virginia Beach, VA, USA.
262. Pettersson, K. (1994) *Bestralningsinducerad spanningskorrosion — 10 år av tilltagande förvirring!* Institutionen för Materialvetenskap, KTH Stockholm, Mekanisk metallografi 1994-08-31.
263. Nelson, J.L., Scott, P., and Buisine, D. (1998) *Cooperative IASCC Research (CIR) Programme*. In: Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, Fontevraud 4, Avignon, France.

264. Pathania, R.S., Gott, K., and Scott, P. (2007) *An overview of the Cooperative IASCC Research (CIR) program*. In: 13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems -Water Reactors, Whistler B.C. Canada.
265. Ehrnsten, U., Krajalainen-Riokonen, P., Jenssen, A., Ludwig, M., Ould, P., Van Dyck, S., and Westermarck, H. (2004) *Properties of Irradiated Stainless Steels for Predicting Lifetime of Nuclear Power Plant Components (PRIS)* ©European Union, [1998 -2002] <http://cordis.europa.eu/> CORDIS, FIKS-CT-2000-00084.
266. Ehrnsten, U., Wallin, K., Karjalainen-Roikonen, P., van Dyck, S., and Ould, P. (2006) *Fracture Toughness of Stainless Steels Irradiated up to ~9 dpa in Commercial BWRs*. In: Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs - Fontevraud 6, Paris, France.
267. N.N. (2015) *Materials Reliability Program: Zorita Internals Research Project: Radiation and Temperature Analysis of Zorita Baffle Plate and Core Barrel Weld Material (MRP-392)*. EPRI, Palo Alto, 3002003084.
268. Jenssen, A., Stjärnsäter, J., Kese, K., Carter, R., Smith, J., Demma, A., and Hiser, M. (2018) *Fracture Toughness Testing of an Irradiated PWR Core Barrel Weld*. In: Contribution of Materials Investigations and Operating Experience to Light Water NPPs' Safety, Performance and Reliability, Avignon, France.
269. Jenssen, A., Stjärnsäter, J., Pakarinen, J., and Carter, R. (2018) *Crack Growth in Irradiated Stainless Steel Welds in BWR Environments*. In: Contribution of Materials Investigations and Operating Experience to Light Water NPPs' Safety, Performance and Reliability, Avignon, France.
270. Al Mazouzi, A. (2013) *Prediction of the effects of radiation for reactor pressure vessel and in-core components using multi-scale modelling - 60 years' foreseen plant lifetime*. EdF, Moret sur Loing , France, PERFORM-60.
271. Roberstson, C., Da Silva, E., and Bertrand, H. *SOTERIA - Safe long-term operation of light water reactors based on improved understanding of radiation effects*. 2019; Available from: <http://www.soteria-project.eu/page/en/about/objectives.php>.
272. Conermann, J., Shogan, R., Yamaguchi, S., Kanasaki, H., Nashida, S., Fujimoto, K., Yamaguchi, Y., and Yonezawa, T. (2002) *Materials Reliability Program: Characterizations of Type 316 Cold-Worked Stainless Steel Highly Irradiated Under PWR Operating Conditions (MRP-73)*. EPRI, Palo Alto, CA, 1003525.
273. Haukeland, S. (1999) *Forging ahead in BWR internals replacements*. Nuclear Engineering International, 29th April. DOI:
274. Melin, J. and Holm, L.-E. (2001) *Säkerhets- och strålskyddsläget vid de svenska kärnkraftverken 2000*. Statens Strålskyddsinstitut / Statens Kärnkraftinspektion, Stockholm, SKI Rapport 01:10.

275. Troselius, H. (2001) *BWR internals replacement in Forsmark unit 1 and 2*. In: 9 international conference on nuclear engineering, France.
276. Andresen, P.L., Garner, F., Gorman, J., Maloy, S.A., Nelson, J., Tan, L., Toloczko, T., and Was, G. (2012) *Technical report: critical issues report and roadmap for the advanced radiation-resistant*. EPRI, Palo Alto, CA, USA, 1026482.
277. Nelson, J.L., Gorman, J.A., Pathania, R., and Busby, J.T. (2013) *Development of Potentially Radiation Resistant Alloys for use in LWRs*. In: 16th International Conference on Environmental Degradation of Material in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Asheville, NC, USA.
278. Magnusson, A., Lindén, E., and Waginder, R. (2015) *Tekniska Bestämmelser för Mekaniska Anordningar* PAKT, Utgåva 7.
279. Somville, F., Gerard, R., Bosch, R.W., Bertolis, D., and Vissers, S. (2014) *Ageing Management of Baffle Former Bolts in Belgian Nuclear Power Plants*. In: Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, Fontevraud 8, Avignon, France.
280. Schwirian, R.E., Forsyth, D.R., Snyder, M.D., Bhandari, D.R., Barsic, J.A., and Rabenstein, W.D. (2001) *The baffle-barrel-bolting analysis program: evolution and technical accomplishments*. In: ICONE9 - 9th International Conference on Nuclear Engineering France.
281. Rosborg, B. and Molander, A. (1985) *The Corrosion Potential of Type 304 Stainless Steel in Swedish LWRs During Steady State Operation*. In: 2nd International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Monterey, CA, USA.
282. 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.
283. 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.
284. Ljungberg, L. (1985) *Materials Behavior in Hydrogen Water Chemistry in the Ringhals-1 BWR*. ASEA-ATOM / EPRI Palo Alto, CA., NP-3992M.
285. Ljungberg, L., Lejon, J., and Rebensdorff, B. (1988) *Hydrogen Water Chemistry to Mitigate Intergranular Stress Corrosion Cracking: In-Reactor Tests*. ASEA-ATOM / EPRI, Palo Alto, CA., NP-5800M.
286. Molander, A. and Jansson, C. (1991) *In Situ Corrosion Potential Monitoring in Swedish BWRs*. In: 5th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, Monterey, CA, USA.

287. Molander, A., Pein, K., Forsgren, A.L., and Karlberg, G. (1999) *Corrosion Potential Monitoring in Swedish BWRs on Hydrogen Water Chemistry*. In: 9th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors Newport Beach, CA, USA.
288. Garcia, S., Pathania, R., Loomis, L., and Giannelli, J. (2018) *Advancements in BWR IGSCC Mitigation Guidance with Noble Metal Chemistry*. In: 21st International Conference on Water Chemistry in Nuclear Reactor Systems, San Francisco, CA, USA.
289. 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.
290. Andresen, P.L., Kim, Y.J., Diaz, T.P., and Hettiarachchi, S. (2006) *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.
291. Takamori, K., Suzuki, S., Suzuki, J., Ishii, Y., Takagi, J., Ichikawa, N., and Fukaya, Y. (2006) *Corrosion mitigation of BWR structural materials by the photoelectric method with TiO₂: a SCC mitigation technique and its feasibility evaluation*. In: 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, Salt Lake City, UT, USA.
292. Stellwag, B., Devrient, B., and Pop, M. (2012) *Effect of UV irradiation on low concentration methanol solutions in BWR condition loop testing*. In: 18st International Conference on Water Chemistry in Nuclear Reactor Systems, Paris, France.
293. Ottman, G. and Peters, J. *AREVA Methanol Injection Technology to Reduce IGSCC in BWR Plants*. AREVA Inc., Lynchburg, VA, USA, ANP_U_485_V1_14_ENG.
294. 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. DOI:
295. 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.
296. 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.
297. 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 Plantation, USA.



2020:06

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.

Strålsäkerhetsmyndigheten
Swedish Radiation Safety Authority

SE-171 16 Stockholm

Tel: +46 8 799 40 00

E-mail: registrator@ssm.se

Web: stralsakerhetsmyndigheten.se