



Strål
säkerhets
myndigheten

Swedish Radiation Safety Authority

Författare: Björn Brickstad
Peter Ekström
Fredrik Forsberg
Daniel Kjellin
Strålsäkerhetsmyndigheten, Stockholm

2018:20

Metodik för analys av skador i
mekaniska anordningar i
kärntekniska anläggningar

SSM perspektiv

Sammanfattning

Föreliggande utredning behandlar skador i kärntekniska anläggningar och hur man lämpligen bör analysera uppkomna skador. Dessutom behandlas vissa åldringsmekanismer och dess påverkan på materialegenskaper. Underlag för de bedömningar och rekommendationer som görs i utredningen kommer till största delen från forskningsprojekt. Dessa har till stor del varit sådana projekt som SSM har finansierat men även publicerade resultat från den öppna litteraturen, dvs. publicerade i vetenskapliga tidskrifter och vid konferenser. Vidare har information från utredningsgruppens kontaktnät utnyttjats i många fall.

Utredningen behandlar följande aspekter på utredning och analys av skador:

- Brottmekaniska metoder
- Omkaraktärisering av sprickor
- Bestämning av KI och spricköppning i svetsegensspänningsfält
- Effekter av treaxlighet (constraint)
- Effekter av varm förbelastning (WPS)
- Blandat modus
- Inflytande från torsionsmoment för spruckna rörkomponenter
- Inflytande från inre tryck på sprickytan
- Inflytande från obrutna ligament i sprickytan
- Säkerhetsvärdering och val av säkerhetsfaktorer
- Säkerhetsvärdering av vissa sekundära spänningar
- Konstruktionsförutsättningar och belastningar
- Spänningsanalyser och klassificering av spänningar
- Svetsegensspänningar
- Spänningar som överstiger sträckgränsen
- Spänningskorrosionsskador i rostfritt material och nickelbasmaterial inklusive bedömning av tillväxtdata samt metoder för kurvanpassningar
- Spänningskorrosionsskador i låglegerat stål inklusive bedömning av tillväxtdata
- Bestrålningsinducerad spänningskorrosion, IASCC
- Vibrationsutmattning och tröskelvärden
- Initiering av utmattningssprickor
- Utmattningsskador i låglegerat stål, rostfritt stål och i nickelbasmaterial inklusive bedömning av tillväxtdata samt metoder för kurvanpassningar
- Flödesinducerad korrosion, FAC
- Termisk åldring i gjutet rostfritt stål och i låglegerat stål
- Krypning
- Skador i ånggeneratorortuber
- Skador i reaktortryckkärlens interna delar

- Skador i närheten av pläteringen i reaktortryckkärl
- Brottseghetsdata för olika material
- Brottseghetsdata för bestrålat material
- Probabilistiska metoder

Bakgrund

Av myndighetens föreskrifter om mekaniska anordningar i vissa kärntekniska anläggningar (SSMFS 2008:13) framgår i 2 kap. 6 § att en skadad anordning kan behållas i drift utan att reparations- eller utbytesåtgärder vidtas, när det har visats att det finns tillräckliga säkerhetsmarginaler mot brott, läckage eller andra brister som kan påverka säkerheten vid anläggningen under den avsedda drifttiden. För att kunna bedöma om tillräckliga säkerhetsmarginaler föreligger för fortsatt drift under viss tid behöver, som framgår av de allmänna råden till nämnda föreskrifter, noggranna analyser utföras med hänsyn till bl.a. skademekanismer, eventuella synergieffekter, belastningar, tillväxthastigheter i aktuell miljö och osäkerheter vid bestämning av skadeomfattning. Utredningen är tänkt att tjäna som vägledning till hur sådana analyser kan genomföras.

Syfte

Syftet med utredningen är att klarlägga SSM:s syn på viktiga frågeställningar rörande bedömning och analys av skador och skadetålighet inklusive säkerhetsmarginaler som behöver beaktas för att gällande krav skall anses vara uppfyllda innan beslut fattas om fortsatt drift med en skadad anordning i kärntekniska anläggningar.

Slutsatser

Om de riktlinjer som diskuteras i denna rapport följs anser utredningen att det utgör exempel på hur man kan uppfylla SSMFS 2008:13 angående fortsatt drift med skadad anordning. Dessa riktlinjer kan även användas vid beräkning av intervall mellan de återkommande kontrollerna. Utredningsrapporten ger vissa riktlinjer baserat på aktuellt kunskapsläge vid rådande tidpunkt. Det är SSM:s ambition att ny kunskap som fortlöpande kommer fram, bl.a. från SSM-finansierade forskningsprojekt, ska tillföras utredningen och att utredningsrapporten ska uppdateras med jämna mellanrum.

Projekt information

Kontaktperson SSM: Björn Brickstad och Peter Ekström
Referens: SSM2013-3128



Strål
säkerhets
myndigheten

Swedish Radiation Safety Authority

Författare: Björn Brickstad
Peter Ekström
Fredrik Forsberg
Daniel Kjellin
Strålsäkerhetsmyndigheten, Stockholm

2018:20

Metodik för analys av skador i
mekaniska anordningar i
kärntekniska anläggningar

Datum: Augusti 2018

Rapportnummer: 2018:20 ISSN: 2000-0456

Tillgänglig på www.stralsakerhetsmyndigheten.se

Innehållsförteckning

1. Bakgrund och syfte	3
2. Metod.....	3
3. Avgränsningar.....	3
4. Utredningens omfattning och inriktning	4
5. Krav	6
6. Underlag	7
7. Analys	7
7.1 Brottmekaniska metoder.....	7
7.1.1 R6-metoden	8
7.1.2 ASME XI	9
7.1.3 Omkaraktärisering av sprickor	13
7.1.4 Bestämning av K_I och spricköppningar i svetsegensspänningsfält.....	14
7.1.5 Effekt av treaxlighet (constraint).....	15
7.1.6 Effekt av varm förbelastning (WPS).....	16
7.1.7 Blandat modus.....	18
7.1.8 Inflytande från torsionsmoment för spruckna rörkomponenter.....	19
7.1.9 Inflytande från inre tryck på sprickytan	20
7.1.10 Inflytande från obrutna ligament i sprickytan	20
7.1.11 Säkerhetsvärdering och val av säkerhetsfaktorer	21
7.1.12 Säkerhetsvärdering av vissa sekundära spänningar.....	22
7.2 KFM och belastningar	23
7.3 Spänningsanalyser	26
7.3.1 Klassificering av spänningar	26
7.3.2 Svetsegensspänningar	27
7.3.3 Spänningar som överstiger sträckgränsen	28
7.4 Spänningskorrosionsskador	30
7.4.1 SCC i austenitiskt rostfritt material och nickelbasmaterial	30
7.4.2 SCC i låglegerat stål.....	40
7.4.3 IASCC	43
7.5 Utmattningskador	46
7.5.1 Vibrationsutmattning och tröskelvärden	46
7.5.2 Termisk utmattning	48
7.5.3 Initiering av utmattningsprickor	48
7.5.4 Tillväxt av utmattningsprickor	50
7.6 Flödesinducerad korrosion, FAC	54
7.6.1 Kontrollprogram och modeller.....	54
7.6.2 Bedömning av en FAC-skada	55
7.7 Termisk åldring.....	55

7.8 Krypning	57
7.9 Skador i ånggeneratortuber	57
7.10 Skador i reaktortryckkärlens interna delar	58
7.11 Skador i närheten av pläteringen i reaktortryckkärl	59
7.12 Brottseghetsdata	61
7.12.1 Hänsyn till stabil spricktillväxt	62
7.12.2 Ferritiska tryckkärlsstål	62
7.12.3 Rostfritt stål och nickelbaslegeringar	66
7.12.4 Rostfri plätering	66
7.12.5 Gjutet rostfritt stål	66
7.13 Brottseghetsdata för bestrålat material	68
7.13.1 Bestrålat ferritiskt reaktortryckkärlsstål	68
7.13.2 Bestrålat rostfritt stål	68
7.13.3 Bestrålad rostfri plätering	69
7.14 Probabilistiska metoder	70
8. Slutsatser och rekommendationer	70
9. Referenser	71
Appendix A. Tillväxtkurvor för spänningskorrosion från ASME XI, App. C (2017) och det som hittills använts för svenska kärnkraftverk (Inspecta Nuclear, TIK 2:6, Rev. 7, 2015)	79
Appendix B. Tillväxtkurvor för utmattning från ASME XI, (2017) och från MD-02, (1995)	87

1. Bakgrund och syfte

Av myndighetens föreskrifter om mekaniska anordningar i vissa kärntekniska anläggningar (SSMFS 2008:13) framgår i 2 kap. 6 § att en skadad anordning kan behållas i drift utan att reparations- eller utbytesåtgärder vidtas, när det har visats att det finns tillräckliga säkerhetsmarginaler mot brott, läckage eller andra brister som kan påverka säkerheten vid anläggningen under den avsedda drifttiden. För att kunna bedöma om tillräckliga säkerhetsmarginaler föreligger för fortsatt drift under viss tid behöver, som framgår av de allmänna råden till nämnda föreskrifter, noggranna analyser utföras med hänsyn till bl.a. skademekanismer, eventuella synergieffekter, belastningar, tillväxthastigheter i aktuell miljö och osäkerheter vid bestämning av skadeomfattning. Utredningen är tänkt att tjäna som vägledning till hur sådana analyser kan genomföras.

SSM har i tidigare framtagna utredningar (SSM 2008/232 från 2009, SKI PM 00:02, 00:03 (ej fastställd) och 00:04 (ej fastställd)) gett sin syn på vissa riktlinjer som behövs för bedömning av skador och skadetålighet. Dessa underlag tillsammans med andra vunna erfarenheter och kunskaper från utlagda forskningsprojekt samt från det internationella samarbetet har utgjort grunden för arbetet inom utredningen.

Syftet med utredningen är att klarlägga SSM:s syn på viktiga frågeställningar rörande bedömning och analys av skador och skadetålighet inklusive säkerhetsmarginaler som behöver beaktas för att gällande krav ska anses vara uppfyllda innan beslut fattas om fortsatt drift med en skadad anordning. Utredningen omfattar dels att i viss utsträckning sammanfatta kunskapsläget inom området ur skadeanalyssynpunkt, dels att ge riktlinjer för hur SSM bedömer att analys och utredning av skador kan eller bör bedrivas.

2. Metod

Underlag för de bedömningar och rekommendationer som görs i utredningen kommer till största delen från forskningsprojekt. Dessa har i många fall varit sådana projekt som SSM har finansierat men även publicerade resultat från den öppna litteraturen, dvs. publicerade i vetenskapliga tidskrifter och vid konferenser. En central konferens inom fackområdet strukturell integritet är ASME Pressure Vessels & Piping Conferences som hålls årligen. Inom materialområdet och särskilt miljösprickning är en central konferens Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems som hålls vartannat år. Dessa konferenser bevakas normalt av SSM. Dessutom har utredningsgruppens kontaktnät utnyttjats för att t.ex. stämma av hur systemmyndigheter till SSM hanterar vissa skadeproblem. Utredningen tar avstamp från en tidigare framtagna utredning SSM 2008/232 med titeln ”Analys av driftinducerade skador i svenska kärntekniska anläggningar” som fastställdes 2009-03-17.

3. Avgränsningar

Utredningsuppdraget omfattar skador i metalliska material som förekommer i kärntekniska anläggningar. Det innebär att betongkonstruktioner eller polymera material inte ingår i utredningen. Metoder för oförstörande provning eller reparationer ingår inte heller i utredningen.

4. Utredningens omfattning och inriktning

I det följande ges en kort beskrivning av det arbete som ingår i varje område. Tonvikten ligger på hur SSM bedömer att man ska värdera och bedöma skadornas betydelse för den strukturella integriteten inklusive de data och metoder som ligger till grund för denna bedömning. Det betyder att mindre vikt har lagts på påverkande mekanismer och allmän information om kunskapsläget för respektive skademekanism.

1. Brottmekaniska metoder inkl. säkerhetsmarginaler

Värdering av vilka brottmekaniska metoder (linjär brottmekanik, elastisk-plastisk brottmekanik, gränslastmetoder, ASME XI, R6-metoden, FEM-metoder) som kan användas i olika skadeanalyser samt vilka säkerhetsmarginaler som bör användas vid bedömningar av acceptabla sprickstorlekar under olika förhållanden (beroende på typ av komponent och material). Här har en utveckling skett sedan 2009 med nya utgåvor av både R6-metoden [89] (R6, Rev. 4 samt 10 s.k. amendments) och ASME XI [7] och som i tillämpliga delar beskrivs i utredningen. Det gäller även brottmekaniska bedömningar av sprickor i svetsegensspänningsfält där ledning hämtas från forskningsresultat publicerade i SSM Research 2009:17 och 2011:19.

En översiktlig beskrivning ges av den brottmekaniska handboken [3] som reviderades 2018 samt tillhörande datorkod ISACC och dess tillämpning på sprickproblem.

En beskrivning av Warm pre-stressing (WPS) görs och en värdering av i vilken utsträckning som sådana effekter kan tillgodoräknas i skadeanalyser. Här utnyttjas vissa forskningsresultat och som har avrapporterats under de senaste åren.

I området ingår även att värdera inflytandet från treaxlighet (constraint), torsionsmoment samt blandat modus på brottmekaniska metoder och resultat.

2. Konstruktionsförutsättningar och belastningar

Riktlinjer för KFM och belastningsunderlag som ska ligga till grund för skadeanalyserna.

3. Spänningsanalyser

Värdering av hur man bör utföra spänningsanalyser vid skadeanalyser. Det innefattar linjärelastiska analyser, elastisk-plastiska analyser, bestämning av svetsegensspänningar samt approximativa metoder. Speciellt värderas inflytandet från sekundära spänningar och dess tillämpning på spruckna komponenter där ledning hämtas från SSM Research 2011:19. För bestämning av svetsegensspänningar används information från SSM Research 2009:15, 2009:16, 2013:01 och 2016:39 (om svetsegensspänningar i svetsade rostfria rör) samt i en annan rapport om svetsegensspänningar i rör svetsade med nickelbasmaterial.

4. Bestrålningsförsprödning

Området omfattar en översikt över de mekanismer som ligger bakom bestrålningsförsprödning i reaktortryckkärlsstål och hur dessa mekanismer relaterar till de svenska reaktortryckkärlen, främst i termer av omslagstemperatur. Detta ligger till grund för bestämning av brottsegheten.

Även bestrålningsinducerad spänningskorrosion (IASCC) behandlas översiktligt.

5. Spänningskorrosionskador och tillväxtdata

Området omfattar värdering av spänningskorrosionsskador i både kokarvattenmiljö och tryckvattenmiljö för olika material. I detta arbete ingår att ge förslag till kriterier för värdering av spricktillväxtdata som kan användas vid framtagning av spricktillväxtlagar samt exempel på utfallet av sådana lagar. Här finns en av kärnkraftbolagen framtagen materialdatabok (MD-01) med tillväxtdata för spänningskorrosion och som utredningen värderar. En jämförelse mot de tillväxtlagar som finns i ASME XI, App. C (2017) görs. Dessutom behandlar området hur man lämpligen kan göra kurvanpassningar till grund för tillväxtlagar utgående från statistiska analyser av datapunkter. Här finns tidigare rapporter och PM som myndigheten har tagit fram och som utredningen hämtar viss ledning från. Speciellt behandlas spänningskorrosion i kolstål och låglegerade stål och under vilka betingelser sådana sprickor kan uppstå i reaktortryckkärlsstål och andra komponenter samt vilka tillväxtdata som SSM bedömer kan användas. Här hämtas ledning från SKI Report 2005:60 och 2005:61 samt vissa resultat från EPRI och Boiling Water Reactor Vessel and Internals Program (BWRVIP).

6. IASCC

Området behandlar bestrålningsinducerad spänningskorrosion, IASCC (Irradiated Assisted Stress Corrosion Cracking), som är en degraderingsmekanism där det aktuella materialet, austenitiskt rostfritt stål, blir känsligt för spänningskorrosion under inverkan av neutronbestrålning. Här ges även förslag på tillväxtlagar som kan användas i tillämpliga fall.

7. Utmattningsskador och tillväxtdata

Området behandlar termisk och mekanisk utmattning samt vibrationsutmattning. Initiering av utmattningsskador behandlas översiktligt där hänsyn tas till de senaste årens utveckling på området med hänsyn tagen till inverkan av reaktorvattenmiljön. Den tekniska bakgrunden behandlas i SSM Research 2011:04, 2011:30 och 2012:50 samt i publicerade resultat från utländska forskningsinstitut.

För vibrationsutmattning ges vägledning om vilka tröskelvärden som kan användas vid olika belastningsförhållanden.

I arbetet ingår vidare att ge kriterier för värdering av spricktillväxtdata som kan användas vid framtagning av spricktillväxtlagar för utmattning samt exempel på utfallet av sådana lagar. Här finns en av kärnkraftbolagen framtagen materialdatabok (MD-02) med tillväxtdata för utmattning och som utredningen värderar. En jämförelse mot de tillväxtlagar som finns i ASME XI, App. C (2017) samt i vissa ASME Code Cases görs. Här finns även ett tidigare PM (SKI-PM 00:02) som myndigheten har tagit fram och som utredningen hämtar viss ledning från. Dessutom behandlar området hur man lämpligen kan göra kurvanpassningar till grund för tillväxtlagar utgående från statistiska analyser av datapunkter.

8. Flödesaccelererad korrosion (FAC)

Här ingår att se över nu tillämpad praxis för bedömning av FAC. Målet är att översiktligt värdera använda metoder för bedömningar av flödesinducerade korrosionsskador samt ta fram förslag till eventuellt nya bedömningsgrunder som SSM anser ger tillräckliga marginaler. Här finns även tidigare skrivningar om FAC, SKI Rapport 99:29 och delar av utredningsrapporterna SSM 2010/659, SSM 2011/831 samt SSM 2010/1557-4 som myndigheten har tagit fram och som utredningen hämtar viss ledning från.

9. Övriga skade- och åldringsmekanismer

Målet för denna del är att få fram underlag för en översiktlig bedömning av skador relaterade till skade- och åldringsmekanismer som termisk åldring och krypning. För termisk åldring sammanställs påverkande faktorer och rekommendationer ges hur man kan bestämma seghetsegenskaperna för termiskt åldrat gjutet rostfritt stål.

10. Speciella fall

Här ingår att utvärdera hur skador ska bedömas i några speciella fall som ånggeneratorrör och interna delar. Dessutom ges här riktlinjer för hur man ska bedöma sprickor i närheten av pläteringen i reaktortryckkärl. I det senare fallet hämtas information från pågående forskningsprojekt om lämplig analysmetodik för bedömning av sprickor i närheten av pläteringen samt experimentella mätningar av egenspanningar i pläteringsskiktet.

11. Brottseghetsdata

Här ingår att ge riktlinjer för vilka brottseghetsdata som kan användas för olika komponenter (rörkomponenter, reaktortryckkärl) och material under olika förhållanden inklusive miljöeffekter (BWR- och PWR-miljö). En utvärdering av Master Curve metoden för brottseghetsdata för reaktortryckkärlsstål görs samt inverkan av bestrålningseffekter på brottsegheten för både ferritiska och rostfria material. Dessutom utvärderas i vilken utsträckning det kan vara lämpligt att få utnyttja stabil spricktillväxt för sega material.

12. Probabilistiska metoder

Här ger SSM sin syn på i vilken utsträckning man kan använda probabilistiska metoder som ett stöd för de deterministiska analyserna.

I utredningsgruppen har ingått följande personer på Enheten för Strukturintegritet och Händelseuppföljning:

Björn Brickstad (ansvarig)

Peter Ekström

Fredrik Forsberg

Daniel Kjellin

5. **Krav**

Föreskrifter om mekaniska anordningar i vissa kärntekniska anläggningar, SSMFS 2008:13. Av 2 kap. 6 § framgår att en skadad anordning kan behållas i drift utan att reparations- eller utbytesåtgärder vidtas, när det har visats att det finns tillräckliga säkerhetsmarginaler mot brott, läckage eller andra brister som kan påverka säkerheten vid anläggningen under den avsedda drifttiden.

Vidare anges i 3 kap. 5 § att mekaniska anordningar ska genomgå återkommande kontroll i den omfattning och med de intervall som är nödvändiga med hänsyn till de bedömda relativa riskerna för bl.a. kärnbränsleskador och utsläpp av radioaktiva ämnen. För att få säkerhetsmässigt väl anpassade kontrollprogram bör intervallen mellan de återkommande kontrollerna utgå från

- de olika anordningarnas skadebenägenhet,
- möjlig skadeutveckling och skadetålighet under de belastningar som kan förekomma,
- skadekonsekvenser, och

- hur effektivt kontrollerna kan genomföras med oförstörande provnings-system som kvalificerats enligt 3 kap. 10 §.

Föreskrifter om säkerhet i kärntekniska anläggningar, SSMFS 2008:1. Av 2 kap. 1 § anges att radiologiska nödsituationer ska förebyggas genom en för varje anläggning anpassad grundkonstruktion i vilken ska ingå flera barriärer, och ett för varje anläggning anpassat djupförsvar.

6. Underlag

Utredningen tar avstamp från en tidigare framtagen utredning SSM 2008/232 med titeln ”Analys av driftinducerade skador i svenska kärntekniska anläggningar” som fastställdes 2009-03-17. Dessutom har utredningen använt resultat från avrapporterade och pågående forskningsprojekt som anknyter till skadebedömningar och ger SSM:s syn på hur man kan eller bör använda resultaten.

7. Analys

I det följande görs en genomgång av de vanligaste skademekanismerna som förekommer i kärnkraftsreaktorer. Utredningen diskuterar kännetecknen för de olika skademekanismerna samt med vilka metoder som man kan eller bör analysera skadornas inverkan på anordningarnas strukturella integritet. En sammanställning av skador som förekommit i svenska kärnkraftsreaktorer fram till år 2000 finns i en SKI-rapport [84].

7.1 Brottmekaniska metoder

För analys av en skada i form av en spricka behövs en brottmekanisk metod som ger ett mått på hur nära komponenten är att brista. Redan här behöver man definiera vad som menas med brott. Man skiljer på initiering av spricktillväxt som är liktydigt med brott endast för mycket spröda material. För de relativt sega material som förekommer i kärnkraftsreaktorer kan dock en sprucken komponent bära en ökande last vid initiering av spricktillväxt som då sker under stabil spricktillväxt fram till att totalbrott sker, se t.ex. resultat från experimenten inom det s.k. IPIRG-projektet (International Piping Integrity Research Group) [1], [2]. Under vissa förhållanden är det rimligt att få tillgodoräkna sig ett visst mått av stabil spricktillväxt, se vidare avsnitt 7.12.

De brottmekaniska metoderna klassificeras ofta med hänsyn till graden av icke-linjära effekter i form av plasticering:

- Linjär brottmekanik
- Icke-linjär brottmekanik
- Gränslastanalys (plastisk kollaps)

Linjär brottmekanik kännetecknas av att man har liten plasticering (antingen beroende på sprött material eller låg lastnivå) och som karaktäriseras av spänningsintensitetsfaktorn K_I . Det andra ytterlighetsfallet plastisk kollaps innebär att sprickan trubbas av under en ökande last varvid nettoligamentet genomplasticeras och komponenten brister. Man använder då en gränslastanalys för att uppskatta bärförmågan hos komponenten. För många komponenter i kärnkraftsreaktorer är materialegenskaperna och lastnivåerna sådana att man behöver använda icke-linjär

brottmekanik för att uppskatta när brott inträffar, som vanligen karakteriseras av J -integralen.

Vanligen används någon av följande metoder för att analysera en sprucken komponent:

- a) Numeriska analyser med FEM.
- b) R6-metoden
- c) Metoder enligt ASME XI

Numeriska analyser med FEM där sprickan modelleras är numera relativt vanligt förekommande i takt med att både kraftfulla datorprogram har tagits fram för brottmekaniska analyser och att datorkapaciteten har förbättrats. Vanligtvis bestäms då J -integralen för de laster som komponenten är utsatt för och ett mått på marginalen till brott utgörs då av kvoten mellan J_{lc} och det maximalt beräknade J -värdet där J_{lc} är brottsegheten för materialet. I tillägg behövs en beräkning av gränslasten för att tillförsäkra tillräcklig säkerhet mot plastisk kollaps. Svårigheter med sådana numeriska analyser, förutom att de kan vara tidsödande att genomföra, är att J -integralen inte är generellt giltig för vissa icke-proportionella belastningar som förekommer för deformationsstyrda laster som t.ex. restspänningar. Lei [15] har definierat en modifierad J -integral som innehåller en tilläggsterm med en initial töjning som kan ta hänsyn till sådana icke-proportionella belastningar. Hur lasten förs in i strukturen kan också vara komplicerad i en FEM-modell. Dessa svårigheter har påkallat behovet av att utarbeta approximativa procedurer. De vanligaste procedurerna i detta sammanhang är R6-metoden och metoderna enligt ASME XI [7].

7.1.1 R6-metoden

I den brittiska R6-metoden, [89], används ett s.k. Failure Assessment Diagram (FAD) för att göra en korrektion till den linjära brottmekaniken på grund av plastiska effekter. Formen på FAD-kurvan har bestämts genom numeriska analyser med olika materialdata men har visat sig vara tämligen oberoende av geometri och material vid jämförelse mot experiment. Metoden ger en uppskattning av J -integralen för framför allt primära laster. I tillägg görs en gränslastanalys genom kollapsparametern L_r för att bestämma när plastisk kollaps inträffar. Plastisk kollaps antas inträffa vid $L_r = L_r^{\max}$, där L_r^{\max} är en materialkonstant som bestäms av materialets flytegenskaper. R6-metodens praktiska användning i Sverige har underlättats av att det finns en brottmekanisk handbok, Dillström et al [3] med tillhörande datorprogram ISACC [4] som bygger på R6-metoden. Dess giltighet har bekräftats mot ett stort antal experiment, se t.ex. Sattari-Far och Nilsson [5], som påvisade att R6-metodens uppskattning av brott i de flesta fall är konservativ. Formuleringen av R6-metoden som den uttrycks i [3] och [4] bygger på R6-metoden [89] med användning av en s.k. ρ -faktor för att approximativt ta hänsyn till plastiska effekter vid närvaro av både primära och sekundära spänningar.

En fördel med R6-metoden är att den är enkel att använda. Metoden kräver tillgång till spänningsintensitetsfaktorn K_I och gränslastlösningen L_r för den aktuella geometrin, vilka finns beräknade för ett stort antal praktiskt intressanta geometrier. Då en kombination av primära och sekundära laster förekommer kan dock R6-metoden inte ge en helt korrekt behandling men en approximativ procedur existerar som stämmer tämligen bra mot experiment. För mycket stora sekundära laster som t.ex. vid stora termiska gradienter, har R6-metoden ibland visat sig ge alltför

konservativa resultat, något som i någon mån kan avhjälpas genom att använda en metod föreslagen av Budden [6], se avsnitt 7.3.3. Buddens metod finns beskriven i ref. [3] och införd som en option i ISAAC [4].

Utredningens bedömning är att R6-metoden är en vedertagen och väl inarbetad procedur för bedömning av den strukturella integriteten av spruckna komponenter som förekommer i svenska kärnkraftsreaktorer.

7.1.2 ASME XI

ASME (The American Society for Mechanical Engineers) ger ut den amerikanska standarden för tryckkärl, rörledningar och andra trycksatta komponenter [7]. ASME XI innehåller bl.a. analysmetoder och acceptanskriterier för kärnkraftkomponenter behäftade med sprickor. ASME III har ofta använts för att dimensionera de tryckbärande komponenterna i en kärnkraftanläggning, vilket även gäller merparten av de svenska anläggningarna. Det är värt att komma ihåg att valet av säkerhetsfaktorer i ASME XI egentligen förutsätter att komponenten är dimensionerad i enlighet med ASME III. ASME XI med tillhörande appendix behandlar analysmetoder och acceptanskriterier för sprickor i följande komponenter:

- IWB-3610, -3611, -3612, ferritiska komponenter med en tjocklek större än 100 mm (reaktortryckkärl, reaktortankstutsar).
- IWB-3630, ånggeneratortuber.
- IWB-3640, -3641, -3642, -3643, -3644, rörkomponenter av ferritiskt eller austenitiskt material.
- IWB-3660, genomgående stutsar i locket till tryckvattenreaktorer.

Tabell 1 visar en sammanställning av vad de olika paragraferna i ASME XI innebär.

Tabell 1, paragrafer i ASME XI för acceptans av komponenter med sprickor.

Paragraf	Acceptanskriterium	Analysavsnitt
IWB-3611	Baseras på kritiskt sprickdjup med en säkerhetsfaktor SF ¹	App. A, ferritiska material Linjär brottmekanik
IWB-3612	Baseras på brottsegheten med en säkerhetsfaktor SF	App. A, ferritiska material Linjär brottmekanik
IWB-3630	Acceptanskriterier för skador på ånggeneratorrör	Hänvisar till analyser som godkänts av myndighet
IWB-3642	Baseras på tillåten sprickstorlek eller tillåten spänning	App. C. Linjär brottmekanik, olinjär brottmekanik eller gränslastanalys beroende främst på materialets seghet
IWB-3643	Baserat på att bedömningspunkten med SF ska ligga innanför FAD	App. H. Failure Assessment Diagram, FAD

En fördel med bedömningsmetoderna i ASME XI är att de är relativt enkla att använda och de har fått stor spridning för användning på kärnkraftverk av amerikansk design och därmed liknande konstruktioner. ASME-normen uppdateras med jämna mellanrum av partssammansatta arbetsgrupper. I dessa arbetsgrupper sitter också industrirepresentanter vilket har fått till följd att vissa skrivningar i ASME-normen har tillkommit mer på grund av industripraxis än på strikt vetenskapliga grunder. Dessutom kan det vara svårt att förändra en sedan länge inarbetad kultur i ASME-normen även om moderna analysmetoder påvisar förbättringsbehov. Nedan listas några av de egenskaper hos ASME XI som man bör hålla i minnet vid tillämpningar.

- i) Man antar a priori att vissa lastkomponenter inte bidrar till brott. Till exempel försummas svetsseghetsstresser för analys av sprickor i rör i närheten av rostfritt svetsgods. Enligt utredningens bedömning är inte detta tillräckligt verifierat experimentellt, se forskningsprojektet av Bolinder och Sattari-Far [8]. I andra sammanhang nedvikts spänningar på grund av termisk expansion i förhållande till andra laster.
- ii) Analys av sprickor i reaktortryckkärl enligt Appendix A baseras på linjär brottmekanik, vilket inte torde vara strikt uppfyllt i t.ex. högt påkända stutsar.
- iii) Analyser med olinjär brottmekanik enligt Appendix C baseras på en gränslastanalys där man via en analys med J -integralen och stabil spricktillväxt har infört de s.k. Z -faktorerna som en multiplikator på lasten för att kompensera för ett sprödare materialuppförande. I dessa analyser har man utnyttjat en stabil spricktillväxt som sträcker sig långt bortom J -integralens giltighet.
- iv) Effekterna av en försprödning (t.ex. termisk åldring av gjutet rostfritt material) via en sänkning av brottsegheten J_{Ic} , kan inte analyseras kvantitativt av ASME XI eftersom brottsegheten endast ingår indirekt i analyser av sådana material.
- v) Vid analyser enligt IWB-3643 med FAD, har man lagt säkerhetsfaktorer på lasten innan jämförelse mot FAD-kurvan görs. Detta kan ses som att J -

¹ En säkerhetsfaktor som läggs på kritiskt sprickdjup ger sämre säkerhet mot brottsegheten då sprickor ligger nära spänningskoncentrationer och kan därmed i sådana fall vara mindre lämpligt. Det beror på att K_I får ett relativt sett större utslag för korta sprickor nära spänningskoncentrationer jämfört med långa sprickor som bestämmer kritiskt sprickdjup.

integralen beräknas för en uppförstorad last vilket kraftigt kan förstärka de plastiska effekterna på J . Det innebär att man kan få onödigt konservativa resultat vid analyser enligt IWB-3643.

Sammantaget innebär detta vid analys av verkliga sprickor i svenska kärnkraftverk, att utredningen rekommenderar att man i första hand använder R6-metoden (lämpligen som den formuleras i ref. [3] och [4]) för att få en tillräckligt bra och rimligt konservativ bedömning av närheten till brott. Fördelen med R6-metoden är också att man får en direkt uppskattning av säkerhetsfaktorn mot brott och via känslighetsanalyser kan man enkelt ta reda på vilka faktorer som betyder mest för benägenheten till brott. Med ASME XI kan det vara svårt att från analysen få handlingsalternativ om man hamnar utanför normkraven. Dock kan ASME XI även användas vid skadeanalyser om de egenskaper hos ASME XI som listas ovan beaktas. I tveksamma fall bör R6-metoden användas.

Man kan även genomföra en numerisk FEM-analys av en modell av komponenten med inlagd spricka baserat på vedertagna och validerade programkoder, t.ex. ABAQUS, ADINA och ANSYS. Dessa programkoder innehåller ofta automatiska rutiner för beräkning av K_I och J -integralen. Vid närvaro av icke-proportionella belastningar i form av deformationsstyrda laster som t.ex. restspänningar, i en komponent med en växande spricka, kan man behöva använda en modifierad form av J -integralen, se Lei [15]. I tillägg behöver man i sådana fall även påvisa tillräcklig säkerhet mot plastisk kollaps.

ASME XI innehåller även en del appendix som är non-mandatory, dvs. ej tvingande att använda. Följande lista i Tabell 2 är ett urval av appendix som kan vara relevanta vid brottmekaniska analyser.

Tabell 2, urval av Appendix till ASME XI

Appendix	Titel	Kommentar
A	Analysis of Flaws	Behandlar sprickor i ferritiska material med en godstjocklek större än 100 mm, t.ex. reaktortryckkärl. Innehåller K_I -lösningar och materialdata för brottseghet och utmattningstillväxt. Linjär brottmekanik.
C	Evaluation of Flaws in Piping	Behandlar sprickor i rör av ferritiskt, austenistiskt rostfritt samt nickelbasmaterial och tillhörande svetsgods. Linjär brottmekanik, olinjär brottmekanik eller gränslastanalys beroende på materialens seghet. Innehåller acceptanskriterier samt tillväxtdata för utmattning och spänningskorrosion.
G	Fracture Toughness Criteria for Protection Against Failure	Behandlar en postulerad spricka i ferritiska tryckkärl för att påvisa tillräcklig säkerhet mot brott. Innehåller K_I -lösningar samt brottseghetsdata som funktion av temperatur och omslagstemperatur. Linjär brottmekanik.
H	Evaluation Procedures for Flaws in Piping Based on Use of a Failure Assessment Diagram (FAD)	Utvärdering av sprickor i rör med hjälp av FAD som liknar R6-metoden. Dock läggs säkerhetsfaktorer på lasten vilket är olämpligt.
K	Assessment of Reactor Vessels with Low Upper Shelf Charpy Impact Energy Levels	Behandlar en postulerad spricka i reaktortryckkärl med låg seghet i det övre plåtområdet för att påvisa tillräcklig säkerhet mot brott. Baseras på J -integralen som jämförs med brottsegheten J_R vid 2.5 mm stabil spricktillväxt.
O	Evaluation of Flaws in PWR Reactor Vessel Head Penetration Nozzles	Brottmekanisk analys av sprickor som upptäcks i närheten av tanklocksstutsar i PWR. Tillväxt på grund av utmattning och/eller spänningskorrosion ska beaktas.
R	Risk-informed Inspection Requirements for Piping	Beskriver riskinformerade procedurer för provningsurval av områden i rörsystem i samband med återkommande kontroll. App. R beskriver två metoder, dels baserad på en procedur utvecklad av Westinghouse (Supplement 1), dels baserad på en procedur utvecklad av EPRI (Supplement 2).

7.1.3 Omkaraktärisering av sprickor

I detta avsnitt ges en del vägledning om hur man kan eller bör gå tillväga då sprickor t.ex. är orienterade på ett ovanligt sätt, har en ovanlig form eller om två sprickor ligger så nära varandra att de bör omdefinieras till en enda spricka. Syftet är att ge vägledning om hur man kan förenkla sprickgeometrierna så att det blir lättare att analysera dem. I samtliga fall kan man alternativt göra en numerisk modell med FEM där de aktuella sprickgeometrierna är modellerade så bra som möjligt och beräkna J -integralen i varje punkt längs sprickfronterna.

Utgångspunkten är den brottmekaniska handboken [3], där App. A innehåller regler för omkaraktärisering av sprickor. I tillägg till vad som står i [3], ger utredningen följande vägledning.

1. För en inre elliptisk spricka med djupet $2a$ och längden l som ligger med avståndet s till en fri yta (App. A, Case 1 i [3]), anges att den ska omdefinieras till en ytspricka om ligamentet $s < 0.4a$. Det är samma regler som anges i ASME XI och detta gäller oavsett sprickans form. Lacroix et al [131], har visat att denna regel kan vara icke-konservativ för långsträckta sprickor, dvs. då a/l är liten. För långsträckta elliptiska sprickor kommer spänningsintensitetsfaktorn K_I att öka mer vid den punkt på sprickfronten som ligger närmast den fria ytan, ju mindre ligamentet s är jämfört med t.ex. en cirkulär inre spricka. Ref. [131] föreslår att omdefiniering till en ytspricka ska göras om $s < 0.4a$, vilket ska gälla så länge som $0 < a/l \leq 0.3$ och att omdefiniering till en ytspricka ska göras om $s < 0.8a$ ska gälla om $a/l > 0.3$. Det bör påpekas att ref. [131] har undersökt dessa kriterier för fallet utmattningstillväxt av en inre spricka som successivt närmade sig den fria ytan.
2. App. A, Case 2 i [3] behandlar fallet då två halvelliptiska ytsprickor med sprickdjup och spricklängd (a_1, l_1) respektive (a_2, l_2) , ligger med ett avstånd s från varandra. En omdefiniering till en ytspricka ska göras om $s < \max(0.5a_1, 0.5a_2)$. Här förutsätts att ytsprickornas form är maximalt halvcirkulära, dvs. $a/l \leq 0.5$. Regeln kommer från ASME XI. Coules et al [132] har utvidgat detta och visat att om $a_1/l_1 > 0.5$ eller $a_2/l_2 > 0.5$ (dvs. om någon spricka är djupare än en halvcirkulär form) så ska en omdefiniering till en ytspricka göras om $s < \min(l_1, l_2)$. Denna regel är även införd i BS 7910, [133].
Det kan nämnas att det existerar K_I -lösningar för $a/l \geq 0.5$. Hasegawa et al [134] redovisar K_I -lösningar för djupa halvelliptiska sprickor med en sprickform upp till $a/l = 4$ i cylindrar och plåtar utsatta för en spänningsfördelning uttryckt som ett polynom upp till fjärde graden.
3. Under avställning 2012 av de belgiska tryckvattenreaktorerna Doel-3 och Tihange-2, upptäcktes ett stort antal nära laminära defekter som klassificerades som s.k. hydrogen flakes som bildades vid tillverkningen av reaktortryckkärlen. Defekterna låg mycket nära varandra och det visade sig att användning av omkaraktäriseringsreglerna från ASME XI inte gav ett tillräckligt bra resultat då dessa regler inte är anpassade för den höga defekttätheten som förelåg i Doel-3 och Tihange-2. Lacroix et al [135] har numeriskt analyserat spänningsintensitetsfaktorer med blandat modus för flera kvasi-laminära defekter (defekter som ligger inom 20 grader från ett plan som är parallellt med en komponents yta) och definierat hur nära de kan vara varandra innan man behöver slå ihop dem till en gemensam defekt. Därefter kan de projiceras på ett plan vinkelrät mot en axiell riktning och mot en omkretsriktning. Ref. [135] ger bättre vägledning under sådana förhållanden än vad ASME XI gör.

7.1.4 Bestämning av K_I och spricköppningar i svetsegensspänningsfält

Påträffade skador i form av sprickor i kärntekniska komponenter förekommer inte sällan i eller i närheten av svetsar. I dessa fall behöver man vanligen ta hänsyn till svetsegensspänningarnas inverkan. Det gäller främst i fallen

- initiering och tillväxt av spänningskorrosionssprickor
- bestämning av acceptabel och kritisk sprickstorlek
- uppskattning av läckageflöden

Dessutom påverkar svetsegensspänningar även tillväxt av utmattningssprickor genom dess effekt på mittspänningen samt detekteringsförmågan av sprickor med oförstörande provning via sprickslutningseffekter från ogynnsam fördelning av svetsegensspänningar. I de ovan listade fallen behövs bl.a. kännedom om spänningsintensitetsfaktorn K_I (för bestämning av tillväxt av spänningskorrosionssprickor) och spricköppningen COD (Eng. Crack Opening Displacement). COD är bestämmande för läckageflöden och som används i analyser av kylmedelsförluster i spruckna rör samt i LBB-analyser. När det gäller bestämning av acceptabel sprickstorlek i sega material spelar dock svetsegensspänningar en mindre roll, se avsnitt 7.1.12.

Ofta analyseras sprickor i svetsegensspänningsfält via en metod som kallas CFP (Crack Face Pressure). Det innebär att man bestämmer K_I och COD via numeriska analyser för successivt stationära sprickor i en FEM-modell och där en spänningsfördelning förs in på sprickytan bestämd från den ospruckna geometriens tvärsnitt. CFP-metoden förutsätter i princip lastkontrollerade förhållanden i en huvudsak linjär-elastisk struktur, att en successivt växande spricka inte påverkar förhållandena samt att ett fleraxligt belastningstillstånd inte påverkar K_I och COD. Inget av dessa antaganden kan sägas vara strikt uppfyllt för t.ex. en omkretsspricka som tillväxer i närheten av en rundsvets (med ett fleraxligt restspänningsfält) i ett belastat rör. Att CFP-metoden ändå fått stor spridning beror på att den är relativt enkel att använda. Genom att analysera ett antal elementarfall för olika sprickgeometrier kan man sedan snabbt bestämma K_I och COD för nära nog godtyckliga spänningsfördelningar. Till exempel är majoriteten av de K_I -lösningar som finns i den brottmekaniska handboken [3] och tillhörande datorprogram ISACC [4], framtagna med CFP-metoden. Det finns dock förhållandevis få studier som har undersökt hur bra CFP-metoden är i förhållande till mer rigorösa metoder för sprickor i svetsegensspänningsfält.

Myndigheten har finansierat ett forskningsprojekt, Zang et al [94], som bl.a syftar till att ta reda på hur bra CFP-metoden är för att bestämma K_I och COD för sprickor i svetsegensspänningsfält i rundsvetsade rör av olika tjocklekar av rostfritt stål. I tillägg till svetsegensspänningen belastades rören av en primär membran- och böjspänning motsvarande normala driftslaster. I [94] användes som referensmetod en numerisk modell där svetsprocessen simuleras sträng för sträng och det fleraxliga restspänningstillståndet skapas i modellen. K_I bestäms sedan via en speciell utvärdering av J -integralen som sedan omvandlas till K -värden. Spricktillväxt för både ytsprickor och genomgående sprickor simuleras genom en nodrelaxation i den numeriska modellen varvid även COD kan bestämmas.

Av resultaten i [94] kan man dra slutsatserna att för sprickor i svetsar utsatta för en kombination av primära laster (måttliga påkänningar) och svetsegensspänningsfält:

- CFP-metoden ger en relativt bra uppskattning av K_I för ytsprickor.
- CFP-metoden ger en relativt bra uppskattning av COD utom för mycket långa genomgående sprickor.
- I uppskattningen av COD via CFP-metoden bör hänsyn tas till plasticering utom för korta genomgående sprickor och låga lastnivåer.

I andra fall, vad gäller t.ex. K_I för genomgående sprickor, ger CFP-metoden inte god överensstämmelse med referensmetoden för alla delar av sprickfronten och inte heller för mycket långa genomgående sprickor.

Mot bakgrund av resultaten i [94] är det utredningens bedömning att CFP-metoden kan användas för att uppskatta K_I för ytsprickor i svetsegensspänningsfält. Det innebär att man kan använda de K_I -lösningar som presenteras i [3] och [4]. Det gäller främst tillämpningen för att bestämma K_I för tillväxt av ytsprickor från spänningsskorrosion. Om behov finns att analysera K_I för genomgående sprickor i svetsegensspänningsfält är inte CFP-metoden generellt tillämplig även om den kan ge approximativa lösningar under vissa betingelser. I sådana fall bör man bl.a. studera resultaten i [94] för att inte riskera att få resultat med dålig noggrannhet.

Vidare bedömer utredningen att man kan använda CFP-metoden för att uppskatta COD för genomgående sprickor av måttliga storlekar om effekter från plasticering beaktas. Exempel på sådana COD-bestämningar för en LBB-tillämpning utgörs av den myndighetsfinansierade studien av Zang [95].

7.1.5 Effekt av treaxlighet (constraint)

Tillämpning av brottmekaniska metoder underlättas av att man under vissa villkor kan karaktärisera spänningsfältet framför en spricka med endast en dominant parameter, som är spänningsintensitetsfaktorn K_I när strukturen väsentligen uppför sig linjärt elastiskt så att den plastiska zonen vid sprickspetsen är liten i förhållande till strukturens dimensioner. Om strukturen uppför sig elastisk-plastiskt kan under vissa villkor J -integralen karaktärisera spänningsfältet framför sprickan. Då krävs att den s.k. processzonen i närheten av sprickspetsen där stora töjningar förekommer, är liten i förhållande till strukturens dimensioner. Vid en ökande last kommer successivt dessa villkor att bli allt mindre uppfyllt. Man har då försökt att utvidga teorin genom att karaktärisera spänningsfältet framför sprickspetsen med två parametrar, J -integralen tillsammans med en parameter T eller Q . T och Q kallas treaxlighetsparametrar (constraint) och beror i allmänhet av lastnivå och geometri. Den utvidgade teorin kallas J - T eller J - Q . Även materialets brottseghet beror av graden av treaxlighet. En låg grad av treaxlighet (negativt Q och T), som bl.a. förekommer vid grunda sprickor höjer brottsegheten under klyvbrott liksom att omslagstemperaturen sänks i transitionsområdet för ferritiska material. Det innebär att om man i ett aktuellt fall med en spricka i en struktur känner både J och T (eller J respektive Q) samt hur brottsegheten uppför sig som funktion av T eller Q , kan en högre grad av precision erhållas för uppskattning av brottrisken. Standardiserad brottseghetsprovning utförs med djupa sprickor på ett sätt som innebär hög grad av treaxlighet vilket alltså i allmänhet är konservativt. Forskning, se t.ex. Faleskog [11] och Sattari-Far [12], har påvisat följande observationer för påverkan från treaxlighet:

- i) Låg grad av treaxlighet höjer brottsegheten i klyvbrott.
- ii) Initiering av duktil spricktillväxt är oberoende av graden av treaxlighet.
- iii) Duktil spricktillväxt är känslig för treaxlighet så att J_R -kurvan sänks med ökande grad av treaxlighet.
- iv) Biaxiell last verkar höjande på graden av treaxlighet vilket verkar sänkande på brottsegheten i klyvbrott.

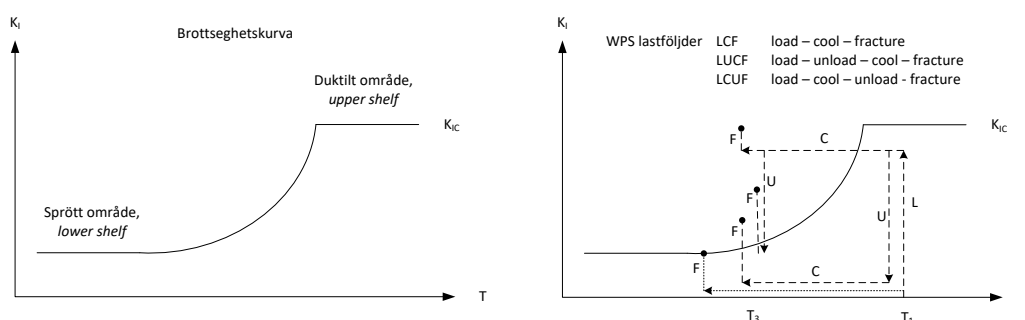
Till ovanstående observationer kommer statistiska effekter som orsakar en ökande omslagstemperatur med ökande geometrisk storlek. Det kan orsaka att små provstavar med låg grad av treaxlighet kan brista duktilt medan stora strukturer med högre grad av treaxlighet kan brista i klyvbrott för samma material och temperatur, Nilsson [13]. Lyckligtvis har de provstavar som i de flesta fall används för brottmekanisk provning (CT-provstav och 3PB-provstav) en hög grad av treaxlighet.

Även om en flerparametrisk teori har förutsättningar att ge en högre grad av precision i prediktioner av brott, är det utredningens bedömning att i skadeanalyser då verkliga sprickor upptäcks, bör man tills vidare inte använda constraintbaserad brottmekanik annat än att påvisa möjliga marginaler utöver sådana säkerhets-marginaler som behövs enligt avsnitt 7.1.11 utan hänsyn till constrainteffekter. I detta ställningstagande har beaktats komplexiteten i sådana analyser liksom den i vissa fall från graden av treaxlighet motverkande tendensen på brottsegheten. Fortsatt forskning kan göra att utredningen omprövar denna bedömning.

7.1.6 Effekt av varm förbelastning (WPS)

Ett grundantagande i den linjära brottmekaniken är att spricktillväxt inträffar då spänningsintensitetsfaktorn (K_I) är lika med materialets brottseghetsvärde (K_{Ic}). Varm förbelastning, internationellt kallat Warm Pre-Stressing (WPS), är dock en effekt som resulterar i att spricktillväxt hos ferritiska stål kan ske vid högre K_I än K_{Ic} , förutsatt att vissa villkor är uppfyllda.

WPS effekten har studerats sedan slutet av 1960-talet och då främst med hjälp av förenklade lastföljder (se Figur 1) på små provstavar. Lastföljden LUCF kan till exempel representera en situation varvid en anordning genomgår en provtryckning med efterföljande drift vid lägre temperatur.



Figur 1. Typisk brottseghetskurva och förenklade WPS-lastföljder

WPS-effekten uppstår då en komponent med en spricka förbelastas vid en temperatur, T_1 , högre än materialets omslagstemperatur och högre än efterföljande driftstemperatur. Spänningarna som uppkommer vid förbelastningen ger bland annat upphov till lokal plasticering vid sprickspetsen. Därefter sänks temperaturen så att K_I passerat ett maximum och är avtagande. Då kan en gynnsam WPS-effekt uppstå i och med att materialets omslagstemperatur passeras och K_I kan vara högre än K_{Ic} utan att spricktillväxt eller brott uppstår. Det har experimentellt visats att små provstavar med sprickor som förbelastats vid en temperatur, T_1 , då materialet är duktilt, normalt kan belastas högre för att brott ska uppnås vid en lägre temperatur, T_3 , då materialet är sprött, än provstavar som inte varmförbelastats. Detta förutsätter att förbelastningen, L , och den påföljande lasten, F , sker i samma riktning.

Inom forskningen har uppmärksamhet även riktats mot mer komplicerade lastföljder och även mot större provuppställningar som kan undersöka hur resultaten påverkas av treaxlighet (constraint-effekter). För en god överblick av genomfört arbete angående effekt av förbelastning rekommenderas vidare läsning av avsnitt 7.08 i Comprehensive Structural Integrity, Volume 7, [108].

Den ökade brottseghet som tillskrivs WPS-effekten kan ha en positiv påverkan på integriteten hos exempelvis reaktortryckkärlet vid haveriscenarier. Vid stora termiska transienter i reaktortryckkärl, exempelvis vid härdnöd kylning efter stora rörbrott eller vid trycksatt termisk chock (PTS), kan vid en spricka i reaktortankväggen uppträda en spänningsintensitetsfaktor som passerat ett maximum och är avtagande där WPS-effekten kan minska konservatismerna vid brottmekanisk analys.

Nedan ges en kort genomgång av WPS i internationella design- och analyskoder.

IAEA-TECDOC-1627 [109] redogör i avsnitt 6.2.5 för WPS och gör även en summering av hur effekten behandlas i USA (ASME), Tyskland (KTA), Storbritannien (R6), Frankrike (RCC-M och RSE-M) och Ryssland (MRKR-SKhR-2004). Nedan följer kort redogörelse för hur WPS behandlas i ASME och med R6-metoden.

Av ASME XI, Appendix A, punkt 7 i artikel A-5400 [110] framgår att vid analys av de transienter där K_I är monotoniskt avtagande över tid kan WPS-effekten tillgodoräknas för att utesluta sprickinitiering under transientens förlopp efter det att K_I nått ett maximum. Det görs ingen hänvisning till bakgrunden för detta konstaterande. WPS effekten är beaktad i den probabilistiska beräkningskoden FAVOR [111] och tillämpas vid beräkning av risk för brott på reaktortryckkärl.

R6-metoden, revision 4 avsnitt III.10.4 omfattar två sätt att analysera WPS. Det första sättet är ett förenklat resonemang (*simplified WPS argument*) som utgår ifrån att brott kan undvikas om K_I är konstant eller monotoniskt avtagande medan temperaturen sänks. För ett sådant resonemang kan det undersökas vilken största defektstorlek som uppfyller kriteriet, vilket kan jämföras med den minsta detekterbara storlek som kvalificerad provning kan påvisa. Med beaktande av eventuell spricktillväxt från senaste provtillfället av den minsta detekterbara sprickan kan en marginal på sprickstorlek bestämmas. Det andra sättet att analysera WPS är det s.k. *full WPS argument* för vilket en beräkningsprocedur presenteras, som leder fram till en utvärdering av spänningsintensitetsfaktorn vid brott (K_f). K_f beräknas i enligt med ekvationen nedan, vars grunder framgår av Wallin, [112].

$$K_f = K_2 + \sqrt{K_{IC} \Delta K_U} + 0,15 K_{IC} \quad (1)$$

där K_1 är spänningsintensitet på grund av förbelastning (*load*),

K_2 är spänningsintensitet efter avlastning (*unload*),

K_{IC} är materialets brottseghetsvärde (K_{mat}), och

ΔK_U är differensen i spänningsintensitet på grund av avlastning, $K_1 - K_2$

Utredningen konstaterar att WPS-effekten förutsätter att K_I är avtagande. Således är WPS inte tillämpligt att beakta för transienter, händelser och förlopp som ger upphov till vibrationer eller andra lastvariationer som medför att K_I varierar under avkylningsfasen. I sådana fall måste man även veta hur stora överlagrade störningar materialet tål, även under en period med i huvudsak avtagande K_I , utan att brott inträffar.

Utredningens ställningstagande till WPS är att vid säkerhetsvärdering och val av säkerhetsfaktorer, se avsnitt 7.1.11, kan, om gynnsam WPS-effekt påvisas vid lastfall med strikt monotont avtagande K_I , en argumentation föras kring lägre säkerhetsfaktorer som SSM får bedöma från fall till fall. Det kan således accepteras ett resonemang som byggs upp enligt vad R6-metoden kallar *simplified WPS argument*. Detta ställningstagande gäller vid tidpunkten då föreliggande utredning

skrivs och kan i framtiden komma att ändras. SSM finansierar pågående forskning (SSM:s ärendenummer SSM2015-3853) i syfte att bl.a. utreda de faktorer som kan bidra till WPS-effekten, avgöra om dessa faktorer är samverkande, oberoende av varandra eller om någon är mer bidragande än de andra. Vidare kvarstår att utreda hur länge en gynnsam WPS-effekt kan antas sitta i. Av Wallin, [112] framgår att det är "för alltid" under förutsättning att ingen tidsberoende process, såsom strain ageing, menligt påverkar WPS-effekten. Den tyska standarden KTA 3201.2, [113] anger att WPS-effekten endast kan krediteras för aktuell transient.

7.1.7 Blandat modus

För en belastad komponent med en spricka skiljer man på tre typer av sprickmoder som kan exemplifieras med en genomgående spricka i en plan plåt:

- Modus I (opening mode), dragspänning vinkelrätt mot sprickplanet.
- Modus II (in-plane shear mode), skjuvspänning parallellt med sprickplanet och med plåtens plan.
- Modus III (out-of-plane shear mode), skjuvspänning parallellt med sprickplanet och vinkelrätt mot plåtens plan.

I de flesta fall dominerar modus I och det är dessutom det enda modus för vilket det finns en definierad standard att bestämma brottsegheten K_{Ic} via brottmekanisk provning, ASTM E399-17 [101]. I ett allmänt fall kan en belastad komponent med en spricka belastas på ett sådant sätt att alla modus förekommer samtidigt. I R6-metoden [89] rekommenderas som en approximativ ansats att använda endast materialdata för modus I, dvs. brottsegheten K_{Ic} , sträckgränsen samt en R6-kurva i modus I och att låta effekten av ett blandat modus inkluderas via en effektiv spännings-intensitetsfaktor K_{eff} enligt ekv. (2)

$$K_{eff} = (K_I^2 + K_{II}^2 + \frac{K_{III}^2}{1-\nu})^{0.5} \quad (2)$$

K_I , K_{II} och K_{III} representerar bidraget till K_{eff} från respektive modus I, II och III. Ekv. (2) kan användas tillsammans med brotvillkoret $K_{eff} = K_{Ic}$ om brottsegheten inte är för liten, se ref. [89], avsnitt III.5. Notera att om spänningsintensitets-faktorerna bestäms numeriskt via t.ex. finita element metoder, bör kontaktelement införas om sprickslutning kan förekomma. Annars kan t.ex. $K_I < 0$ (och därmed $K_I^2 > 0$) medan det korrekta värdet är $K_I = 0$.

Utredningen rekommenderar att använda ekv. (2) om blandat modus förekommer och att konservativt använda brottsegheten i modus I för att avgöra när brott inträffar. Det gäller för initiering av spricktillväxt. När sprickan har börjat tillväxa i t.ex. en plåt där belastningen inte är vinkelrät mot sprickan (modus I och II), kommer ofta sprickan att växa i en riktning så att $K_{II} = 0$, dvs. sprickan växer i rent modus I. Ett alternativ till att använda ekv. (2) för sådana fall där modus I och II förekommer, t.ex. biaxiell belastning σ_I och σ_{II} i en plåt innehållande en spricka med längd a som har en vinkel β mot en av belastningsriktningarna, är att definiera två effektiva spricklängder a_{eff1} och a_{eff2} , där a_{eff1} är vinkelrät mot σ_I och a_{eff2} är vinkelrät mot σ_{II} . Dessa parametrar kan användas i två ekvivalenta brottmekaniska analyser i modus I där de respektive effektiva spricklängderna används med respektive belastning σ_I och σ_{II} i de två biaxiella riktningarna, se ref. [108], avsnitt 7.06. Denna typ av analys rekommenderas i API 579 [130]. Notera att det kan vara icke-konservativt att endast projicera spricklängden vinkelrätt mot respektive belastningsriktning.

Då plastiska effekter är betydelsefulla rekommenderas att använda K_{eff} tillsammans med R6-metoden med materialets sträckgräns, brottseghet K_{lc} och en R6-kurva i modus I.

7.1.8 Inflytande från torsionsmoment för spruckna rörkomponenter

Vid konstruktion av rörkomponenter som är utsatta för både böjning och torsion ska i allmänhet alla momentkomponenter beaktas. Man brukar definiera ett ekvivalent moment M_{eq} som kan skrivas enligt ekv. (3)

$$M_{eq} = \sqrt{M_b^2 + (C_e M_t)^2} \quad (3)$$

där M_b är böjmoment, M_t är torsionsmoment och C_e är en viktsfaktor. I ASME III tillämpas $C_e = 1.0$. I ASME XI, App. C för omkretssprickor i rörkomponenter finns analytiska lösningar för hur stora sprickor som kan tillåtas när röret utsätts för en axiell dragkraft och böjmoment. Däremot finns inga anvisningar i ASME XI, App. C för fallet kombinerad böjning och torsion. För en omkretsspricka i ett rör utsatt för samtidig böjning och torsion innebär detta ett blandat modus. Detta fall har dock studerats i den vetenskapliga litteraturen, både i termer av plastisk kollaps och i form av J-integralen. Plastisk kollaps för fallet kombinerad böjning och torsion kan erhållas analytiskt ur ekv. (4) där flytgränskurvan erhålls genom

$$\sqrt{\left(\frac{M_b}{M_{b0}}\right)^2 + \left(\frac{M_t}{M_{t0}}\right)^2} = 1 \quad (4)$$

där M_{b0} och M_{t0} är det böjmoment och torsionsmoment vid plastisk kollaps vid ren böjning respektive ren torsion, se t.ex. Li et al [127]. För relativt små torsionsmoment (uppskattningsvis $M_t/M_b < 1/3$) domineras kollapslasten av böjmomentet och plastisk kollaps kan uppskattas via analytiska uttryck för ett rör (t.ex. från ASME XI, App. C) utsatt för en axiell dragkraft och böjmoment där böjmomentet kan sättas lika med M_{eq} enligt ekv. (3) med $C_e = 1$. För större torsionsmoment behöver ekv. (4) användas för bestämning av plastisk kollaps.

J-integralen för genomgående omkretssprickor i rör utsatta för samtidig böjning och torsion finns redovisat av Mohan et al [128]. Ref. [128] visade att J-integralen för en genomgående spricka med en spricklängd lika med en fjärdedel av rörets omkrets kan approximativt uppskattas med fallet ren böjning där böjmomentet sätts lika med M_{eq} enligt ekv. (3) med $C_e = \sqrt{3}/2$. Detta resultat anges i [128] vara giltigt för torsionsmoment upp till $M_t/M_b < 1$. Liknande resultat för J-integralen har publicerats av Hoang et al, [129] som dock erhöll ett resultat där C_e i vissa fall blev nära 1.0. Sannolikt är dessa resultat i kvalitativ mening giltiga även för circumferentiella ytsprickor i rör utsatta för samtidig böjning och torsion.

I praktiska fall är oftast torsionsmomentet mindre än böjmomentet och utredningen rekommenderar att för omkretssprickor i rör utsatta för samtidig böjning och torsion och då $M_t/M_b < 1/3$, kan plastisk kollaps och J-integralen (och motsvarande spänningsintensitetsfaktor) uppskattas för fallet ren böjning där böjmomentet kan sättas lika med M_{eq} enligt ekv. (3) med $C_e = 1$. Dessa resultat kan vara användbara vid bestämning av tillåten sprickstorlek med R6-metoden. För större torsionsmoment ($M_t/M_b > 1/3$) behöver flytgränskurvan enligt ekv. (4) användas för bestämning av plastisk kollaps. För ännu större torsionsmoment i förhållande till

böjmomentet ($M_t/M_b > 1$) behöver sannolikt numeriska modeller med FEM användas för att bestämma J-integralen och motsvarande spänningsintensitets-faktor, antingen genom egna analyser eller via publicerade lösningar, om sådana finns tillgängliga.

7.1.9 Inflytande från inre tryck på sprickytan

För trycksatta komponenter med sprickor är det numera praxis att ta hänsyn till bidraget till spänningsintensitetsfaktorn K_I från det inre trycket som verkar på sprickytan. Det bör nämnas att för mycket slutna sprickor kan detta förfarande vara konservativt eftersom det inte är säkert att det inre trycket förmår tränga in ända till sprickspetsen. Befintliga K_I -lösningar kan ofta utnyttjas för att beräkna bidraget från trycksatta sprickytor till spänningsintensitetsfaktorn. Däremot är det inte lika enkelt att beakta inre tryck på sprickytan för en gränslastanalys vilket behövs t.ex. vid en R6-analys. Detta problem har studerats med hjälp av FEM av von Unge [65]. I den studien analyserades sprickor i omkretsled i en cylinder utsatta en axiell dragspänning och en omkretsspänning (fleraxligt spänningstillstånd) och där fallet med och utan inre tryck på sprickytorna jämfördes med avseende på gränslasten (definierad som när man får genomplastisering någonstans i sprickans plan). Ref. [65] visade att för semielliptiska ytsprickor i omkretsled för en cylinder som är belastad i två riktningar (axiellt och i omkretsled från ett inre övertryck) är inverkan av det inre trycket på gränslasten obetydligt. Endast för fallet runtomgående ytspricka i omkretsled och djupa ytsprickor har det inre trycket en viss (måttlig) påverkan på gränslasten. Det innebär att i många fall då en R6-analys genomförs för en ytspricka av ett måttligt djup i en cylinder kan man använda befintliga lösningar för K_I där hänsyn tas till det inre trycket och en gränslastlösning där det inre trycket försummas. För djupare sprickor i speciellt tjockväggiga cylindrar har däremot det inre trycket en viss påverkan på gränslasten. Det är notervärt att det är viktigt för gränslasten att beakta fleraxliga spänningstillstånd för omkretssprickor i en trycksatt cylinder. Detta sker inte alltid i skadetålighetsanalyser där normalt endast de laster som verkar spricköppnande brukar beaktas. För en omkretsspricka i en cylinder utsatt för ett inre övertryck är omkretsspänningen dubbelt så stor som den axiella spänningen vilket innebär att det tryck vid vilket plastisk kollaps inträffar, blir betydligt mindre för ett fleraxligt spänningstillstånd jämfört med fallet då enbart den axiella spänningen beaktas. Utredningen rekommenderar att för fall med omkretssprickor i en trycksatt cylinder bör man alltid kontrollera effekten av ett fleraxligt spänningstillstånd så att inte detta blir begränsande för analysen.

7.1.10 Inflytande från obrutna ligament i sprickytan

Visuell teknik (VT) är en av de metoder som används för provning av mekaniska anordningar i kärnkraftverk. När det gäller detektering av ytbrytande sprickor så har spricköppningen, dvs. bredden på sprickan vid ytan, en avgörande betydelse för metodens känslighet. Spricköppningen beror främst av spricklängd och nivån på restspänningarna när anläggningen är avställd, dvs. i kallt tillstånd. Vid skador orsakade av s.k. interdendritisk spänningskorrosion (IDSCC) uppstår obrutna ligament tvärs över sprickan som kan påverka sprickans öppning och spänningsintensitetsfaktorer K_I . Att det förekommer sprickor med obrutna ligament har noterats i samband med att sprickor brutits upp och analyserats i laboratorium. Effekten har studerats i en rapport av Andersson et al [66]. I rapporten studerades olika ytsprickor i en FEM-modell där olika antaganden gjordes om andelen obrutna ligament i sprickytan. Publicerad information har indikerat att en ytdensitet på 7.5 % obrutna ligament kan vara representativ för IDSCC i svetsgodset Alloy 182. Ref. [66] visade att med ökande andel obrutna ligament minskade både K_I och

spricköppning. För en spricka som har obrutna ligament med en ytdensitet på 7.5 % och som detekteras med VT visar ref. [66] att den bokförda spricklängden med VT är mindre än den verkliga spricklängden. Detta skulle kunna orsaka att ett beräknat kontrollintervall inte blir korrekt beräknat eftersom effekten av obrutna ligament normalt inte tas hänsyn till i skadetålighetsanalyser. Eftersom K_I överskattas om man inte tar hänsyn till obrutna ligament torde dock analysen bli konservativ om skademekanismen är spänningskorrosion. Den största risken ligger i att man inte detekterar ytsprickorna över huvud taget eftersom spricköppningen blir mindre vilket påverkar detekterbarheten med VT. Fortsatta studier behövs, bl.a. om hur ytdensitet och fördelning av obrutna ligament ser ut i uppbrutna IDSCC-sprickor.

7.1.11 Säkerhetsvärdering och val av säkerhetsfaktorer

För att kunna acceptera en spricka i en komponent för fortsatt drift behövs bl.a. säkerhetsfaktorer mot brott och plastisk kollaps som ska vara uppfyllda fram till tiden för nästa provningstillfälle. De kan uttryckas med följande samband:

$$J \leq \frac{J_{Ic}}{SF_J} \quad (5)$$

$$P \leq \frac{P_L}{SF_L} \quad (6)$$

där J är J -integralen, J_{Ic} är brottsegheten, P är den primära lasten och P_L är gränslasten vid vilken plastisk kollaps inträffar. SF_J och SF_L är säkerhetsfaktor mot brott respektive mot plastisk kollaps. Fördelen med kriterierna (5) och (6) är att de är i denna form oberoende av den metod som används för att beräkna J -integralen och gränslasten.

Säkerhetsfaktorer mot brott och plastisk kollaps som utredningen anser vara acceptabla, är inkluderade i den senaste utgåvan av den brottmekaniska handboken [3] med R6-metoden. De är utformade så att de ska ge samma nominella säkerhetsfaktor som ASME III och XI, utgåva 2017. Bakgrunden till valet av dessa säkerhetsfaktorer i [3] och i det tillhörande datorprogrammet ISAAC [4] finns i en forskningsrapport av von Unge [114]. Tanken är att samma säkerhetsfaktor mot plastisk kollaps som gällt vid konstruktion av komponenten även ska gälla vid acceptans av sprickor. För säkerhet mot brottsegheten K_{Ic} har ASME XI tidigt tillämpat en faktor $SF_K = \sqrt{10}$ gällande för Service Level² A och B som svarar mot säkerhetsfaktorn SF_J mot J_{Ic} . De är förenade genom sambandet $SF_K = \sqrt{SF_J}$. Olika säkerhetsfaktorer gäller sedan för olika Service Level A, B, C och D enligt [3]. De nya säkerhetsfaktorerna i [3] beror av materialdata, andel membranlast respektive böjlast samt på Service Level A, B, C eller D. Tidigare gällde andra säkerhetsfaktorer för plastisk kollaps och som var avstämde mot utgåvor av ASME XI före år 2002, se forskningsrapporten Brickstad och Bergman [9]. I ASME XI Addenda 2002 infördes en relativt omfattande uppdatering av säkerhetsvärderingen mot plastisk kollaps. Anledningen var att få en bättre överensstämmelse med ASME III (konstruktion av komponenter i kärnkraftsreaktorer). I det nya säkerhetsvärderingssystemet definieras flytspänningen som medelvärdet mellan sträckgräns

² Service Level är ett mått på lastnivån där Service Level A svarar mot lägst lastnivå och Service Level D svarar mot högst lastnivå. Varje Service Level har även en viss inträffandefrekvens där denna har en sjunkande skala från Service Level A till D.

och brottgräns vid aktuell temperatur för att få en bättre överensstämmelse med experiment utförda på rörkomponenter med sprickor. Dessutom infördes olika säkerhetsfaktorer för en axiell membranlast jämfört med böjlast. Det är motiverat med att för ren böjning av ett segt rör (till skillnad från en axiell membranlast) finns fortfarande en viss bärförmåga kvar från begynnande plasticering tills röret havererar genom plastisk kollaps. Som ref. [114] visar erhålls med det nya säkerhetsvärderingssystemet en mycket bra matchning jämfört med säkerhetsnivåerna i ASME III. I allmänhet innebär de nya säkerhetsfaktorerna för t.ex. omkretssprickor i rör att de är lägre än de föregående, äldre säkerhetsfaktorerna³ för Service Level A och B medan de är högre än de föregående säkerhetsfaktorerna⁴ för Service Level C och D. Det senare förhållandet gäller speciellt för rör av ferritiska material i Service Level C där den föregående säkerhetsfaktorn mot plastisk kollaps var så låg som 1.11.

I de fall man tillgodoser sig en viss stabil spricktillväxt för sega material (se avsnitt 7.12.1) ersätts (5) med följande kriterier:

$$J \leq \frac{J_R}{SF_J} \quad (7)$$

$$\frac{dJ}{da} \leq \frac{dJ_R/da}{SF_J} \quad (8)$$

där J_R är brottseghetskurvan $J-R$ efter en viss stabil spricktillväxt. Tilläggsriteriet (8) garanterar att man har tillräcklig säkerhet mot instabil spricktillväxt.

I de fall högcykelutmattning kan förekomma anser utredningen att tillräcklig säkerhet mot brott föreligger om omfånget ΔK av spänningsintensitetsfaktorn har en säkerhetsfaktor 3.0 mot tröskelvärde ΔK_{th} . Att man kräver en tillräcklig marginal mot högcykelutmattning är motiverat av att vid passage av tröskelvärde kan snabb spricktillväxt ske och som kan leda till brott på en relativt kort tid utan att det finns tillräcklig handlingstid för upptäckt och åtgärder.

7.1.12 Säkerhetsvärdering av vissa sekundära spänningar

Ett speciellt fall förekommer när en del av lasterna på komponenten utgörs av spänningar i form av svetsegensspänningar eller termiska gradientspänningar samtidigt som materialet är segt. I sådana fall finns tecken på att bidraget till brott från sådana sekundära spänningar är litet då brottet sker tillräckligt nära plastisk kollaps. Om materialet är tillräckligt segt torde detta vara uppfyllt, dvs. främst för austenitiskt rostfria material och nickelbasmaterial.

I sådana fall anser utredningen det vara rimligt att tillämpa en lägre säkerhetsfaktor mot brott för denna typ av sekundära spänningar jämfört med primära spänningar. I forskningsrapporten av Dillström et al [10] ges en beskrivning av denna problemställning samt ett förslag till reviderade säkerhetsfaktorer mot brott för svetsegensspänningar eller termiska gradientspänningar som går från värdet på SF_K enligt [3] ned till 1,0 beroende på hur nära plastisk kollaps brottet predikteras ske,

³ För Service Level A/B gällde för omkretssprickor enligt det föregående säkerhetsvärderingssystemet att säkerhetsfaktorn mot plastisk kollaps $SF = 2.77$ för austenitiskt rostfria rör och $SF = 2.22$ för ferritiska rör.

⁴ För Service Level C/D gällde för omkretssprickor enligt det föregående säkerhetsvärderingssystemet att säkerhetsfaktorn mot plastisk kollaps $SF = 1.39$ för austenitiskt rostfria rör och $SF = 1.11$ för ferritiska rör.

dvs. hur stort värde på L_r i R6-metodens mening som noteras vid brott. Observera att utredningen inte anser det lämpligt att låta säkerhetsfaktorn för sådana sekundära spänningar gå ned till noll som anges som alternativ i [10]. En säkerhetsfaktor noll innebär att ingen hänsyn alls tas till svetsgenspänningar eller termiska gradientspänningar i en säkerhetsvärdering för att uppskatta acceptabel sprickstorlek. Metodiken med en lägre säkerhetsfaktor för sekundära spänningar i sega material har validerats experimentellt genom en studie av Bolinder and Sattari-Far [8].

7.2 KFM och belastningar

Av allmänna råd till 2 kap. 6 § och 3 kap. 5 § i SSMFS 2008:13 framgår bl.a. att bedömningen av den tid en skadad anordning fortsatt kan vara i drift samt bedömningen av tidsintervallen mellan återkommande kontroller, bör baseras på skadetålighetsanalyser. Vid bedömning av en mekanisk anordnings skadetålighet beaktas de belastningar som framgår av aktuella konstruktionsförutsättningar (KFM).

I KFM för mekaniska anordningar beskrivs belastningsunderlaget som ligger till grund för kontrollen av systemets hållfasthet. Enligt allmänna råd till 4 kap. 4 § i SSMFS 2008:13 bör KFM innehålla uppgifter om belastningar och belastningskombinationer vid alla händelser till och med händelseklassen osannolika händelser (H1 – H4)⁵. Dessutom bör det ingå uppgifter om konstruktions- och driftsgränser. Indelning i sådana gränser kan utgå ifrån de principer som anges i ASME III, paragraf NCA-2142 samt i ANSI/ANS-52.1 (1983) för kokvattenreaktorer och ANSI/ANS-51.1 (1983) för tryckvattenreaktorer.

Händelser och händelseklassning

I KFM skiljer man mellan systemspecifika inledande händelser och globala inledande händelser. Systemspecifika händelser är bl.a. sådana som ligger till grund för bestämning av beräkningstryck och som ger upphov till temperaturtransienter. Jordbävning och rörbrott utanför reaktorinneslutningen är exempel på globala inledande händelser.

Indelningen av händelser i olika händelseklasser görs för att uppnå en balanserad riskprofil för en anläggning och därmed optimera konstruktionsinsatserna. Principen vid denna klassning är att ju sannolikare en händelse är desto mindre konsekvenser tillåts. Detta överensstämmer med filosofin i ANSI/ANS 52.1 och 51.1 enligt vilken händelser med hög frekvens ska ha små effekter på omgivningen medan händelser som ger stor påverkan ska ha mycket låg frekvens.

Frekvensintervallet för de olika händelseklasserna bör väljas enligt dessa ANSI-standarder med förtydligande att PC1 motsvarar H1, PC2 + PC3 motsvarar H2, PC4 motsvarar H3 och PC5 motsvarar H5. Den frekvensintervall som anges för de olika händelseklasserna avser enbart frekvensen hos den inledande händelsen. För andra deterministiska antaganden som görs vid analyserna, t.ex. att händelsen inträffar vid sämsta möjliga driftläge, bör normalt inte sättas någon sannolikhet.

Utöver de ovan nämnda händelseklasserna har en ytterligare klass, mycket osannolika händelser (H5), tillkommit i samband med införande av konsekvenslindrande åtgärder (t.ex. RAMA) vid svåra haverier. Vid händelser inom H5 gäller t.ex. att skydda reaktorinneslutningens integritet vid händelsesekvenser genom en kontrollerad tryckavlastning.

⁵ Definition av indelning av händelser i olika händelseklasser anges i SSMFS 2008:17

Acceptanskriterier (service limits)

Händelseklasserna är kopplade till ASME III:s acceptanskriterier, s.k. Service Limits Level A-D vilka i sin tur styr vilken säkerhetsfaktor som ska tillämpas vid skadeanalyser, se avsnitt 7.1.11. Uppfyllandet av acceptansgränserna A och B är en förutsättning för att de mekaniska anordningarna ska fortsätta vara i drift med oförändrade egenskaper. Här förutsätts att risken för utmattning hos anordningarna beaktas. Uppfyllandet av acceptansgränserna C och D innebär inte automatiskt att man uppfyller alla säkerhetsfunktioner då dessa kan kräva mindre kvarstående deformationer (t.ex. för att funktionen ska kunna upprätthållas) än vad som tillåts vid förväntade/postulerade händelser av hållfasthetstekniska skäl.

I ASME III saknas dock vägledning om för vilka funktioner eller händelser man ska utnyttja olika service limits. En sådan vägledning kan man istället finna i de aktuella ANSI-standarderna, där man anger hur de definierande händelseklasserna kan kopplas till acceptanskriterier i syfte att verifiera säkerhetsfunktionerna avseende mekanisk integritet, aktiv funktion samt dimensions- och support-stabilitet. Denna vägledning bör därför användas vid framtagning/bedömning av KFM för mekaniska anordningar.

Lastkombinationer

KFM innehåller olika belastningskombinationer. En belastningskombination kan t.ex. bestå av sådana laster som uppstår vid en viss inledande händelse och enbart påverkar aktuell anordning under ett visst tidsskede.

Statiska laster som verkar samtidigt bör adderas linjärt, medan dynamiska laster med oberoende tidsfunktioner som sammanfaller i tiden kan sammanlagras med hjälp av mer realistiska sammanlagringsmodeller, t.ex. SRSS-metoden (Square Root of the Sum of the Squares). För dynamiska laster med beroende tidsfunktioner bör tillämpas linjär sammanlagring.

Lastkategorier

I ASME III skiljer man mellan tre olika huvudkategorier av laster; Design Loadings, Service Loadings och Test Loadings. Design Loadings översätts i KFM som beräkningslaster. Dessa laster utvärderas mot speciella acceptanskriterier, s.k. Design Conditions. Test Loadings behandlas normalt inte i KFM.

I KFM-sammanhang indelas lasterna på olika sätt. Man skiljer mellan kraftstyrda och rörelsestyrda laster. En kraftstyrd last kan leda till okontrollerade deformationer med åtföljande haveri. Inre övertryck är exempel på en deformationsstyrd last. En rörelsestyrd last ger en omfördelning av de genererade spänningarna i konstruktionen och leder normalt till begränsade plastiska deformationer. En termisk transient är exempel på rörelsestyrd last.

För service level A och B studeras kraftstyrda och rörelsestyrda laster tillsammans för att kontrollera om man får elastiskt beteende efter en inledande plasticering. Detta är första steget av utmattningsberäkningar.

Lasterna indelas också i statiska, dynamiska och kvasistatiska laster. Dynamiska laster indelas vidare i basexciterade laster, internt genererade laster och externa direktlaster. Basexciterade laster är sådana laster som överförs till strukturen genom en exciterad byggnad eller exciterad utrustning som strukturen är ansluten till. Sådana laster behandlas normalt med s.k. responsspektrumanalys som är en

approximativ dynamisk analysmetod. Globala vibrationer på grund av jordbävning (GV/SSE) är en sådan last. Internt genererade laster är de laster som uppstår i ett rörsystem under drift eller i samband med ett haveri. Sådana laster analyseras med s.k. time-history-metod. Ångslag på grund av ventilöppning (SH/VO) är exempel på en sådan last. Externa direkta laster är yttre verkande laster av lokal natur.

Lokala dynamiska effekter

Lokala dynamiska effekter tillhör kategorin externa direkta laster och avser effekter på omgivningen vid brott i ett rörsystem. Här ingår effekter av postulerade rörbrott och andra tänkbara komponenthaverier såsom rörslag, jetstrålar och missiler.

Rörslagskrafter, jetstrålekrafter och inverkan av missiler ingår normalt inte i KFM. Utvärderingen av sådana belastningar sker istället inom ramen för säkerhetsanalyserna av anläggningens känslighet för postulerade haverier. Genom sådana analyser kan identifieras behov av att införa olika sorts skydd, t.ex. rörbrottsförankringar och missilskydd.

Vibrationslaster

Vibrationslaster, både flödesinducerade och mekaniska, har traditionellt behandlats på ett särskilt sätt i KFM. Ofta är det svårt att beräkna dessa lasters storlek. Därför behöver man redan vid konstruktionsstadiet inrikta sig på att konstruktivt undvika att få vibrationsproblem i anläggningarna. Detta är viktigt eftersom om sådana laster uppstår med en storlek som överskrider utmattningsgränsen (eller tröskelvärdet för befintliga sprickor) kan man riskera att skador uppstår på en relativt kort tid.

Även om man lyckas genom konstruktiva åtgärder att hålla vibrationerna på en acceptabel nivå, innebär inte detta att dessa laster inte behöver kombineras med andra laster vid en utmattningsanalys. I KFM-sammanhang bör detta göras även om vibrationslasterna förefaller vara små jämfört med andra lågfrekventa laster av t.ex. termisk ursprung som kan försaka utmattning.

Jordbävningsslaster

I Sverige har endast de två senaste reaktorerna, Forsmark 3 och Oskarshamn 3, konstruerats för att klara en specificerad jordbävning. Vid konstruktion av de äldre reaktorerna beaktades inte några jordbävningsslaster eftersom risken för en kärnkraftsolycka i landet på grund av jordbävning ansågs vara mycket låg. Kraven på kärnkraftssäkerhet har dock ökat under tiden, vilket har lett till att händelser med allt lägre sannolikhet studeras.

Idag föreligger underlag [88], där markresponsspektra för tre sannolikhetsnivåer (10^{-5} , 10^{-6} och 10^{-7} per år) är framtagna för användning vid bedömning av jordbävningssäkerheten i de äldre anläggningarna. Dessa spektra är speciellt anpassade för svenska förhållanden.

Enligt hitintills tillämpad praxis i Sverige gäller det att en anläggning ska kunna ställas av och hållas i ett säkert läge vid en jordbävning som antas kunna inträffa med en sannolikhet av 10^{-5} /år. Detta innebär att reaktorn ska kunna snabbstoppas, att härden ska kunna kylas och att resteffekten ska kunna bortföras.

SSM:s nya föreskrifter

SSM arbetar för närvarande med framtagning av nya föreskrifter. Det gäller bl.a. de tre nivå-2 föreskrifterna om konstruktion, analys och drift av kärnkraftsreaktorer (SSMFS-K, -A respektive -D). Även nivå-3 föreskrifter håller på att tas fram vilka bl.a. kommer ersätta befintliga SSMFS 2008:13 om mekaniska anordningar i vissa

kärntekniska anläggningar. I SSMFS-A finns förslag till händelseklasser som har justerats jämfört med SSMFS 2008:1 för att harmoniera med WENRA och IAEA SSR-2/1. Vidare följer även justerade krav på bl.a. värdering av effekterna av rörbrott. I kommande nivå 3 föreskrifter justeras kraven något på utformningen av KFM, vilket bl.a. syftar till att dokumentera samtliga laster och belastningskombinationer som kan uppkomma i aktuellt system och tydliggöra vilka av dessa som anses dimensionerande vid strukturell verifiering. Detta förfarande har tidigare dokumenterats i referenser till KFM, s.k. komplement-KFM. Sammantaget innebär detta att vissa förändringar kommer ske inom överskådlig framtid som kan påverka det som anges i föreliggande avsnitt av utredningen.

7.3 Spänningsanalyser

När en skada har upptäckts och ska analyseras ingår en spänningsanalys som ett av de viktigaste stegen. Både spänningsintensitetsfaktorn K_I och kollapsparametern L_r är direkt proportionella mot spänningarna i strukturen. En numerisk icke-linjär FEM-analys av den belastade strukturen med en modellerad spricka ger i allmänhet ett noggrant resultat, åtminstone i de fall man kan uppskatta sprickans farlighet via J -integralen. Ofta finns rutiner för beräkning av J -integralen inbyggd i avancerade FEM-program. Det kan dock vara svårt att genomföra eller att tillämpa dylika analyser beroende på att

- det är tidskrävande att genomföra en numerisk analys av en struktur med inlagd spricka, speciellt då flera olika sprickstorlekar ska analyseras.
- det kan vara svårt att få en realistisk lastinföring på strukturen som kan efterlikna sekundära, deformationsstyrda laster.
- sprickan ofta är belägen i eller i närheten av en svets varvid svetsegensspänningarna bör modelleras via en termoplastisk analys som kan vara tämligen komplicerad. I sådana fall kan det dessutom vara svårt att få användbara värden på J -integralen under de starkt icke-proportionella lasthistorier som komponenten utsätts för under själva svetsningen. Vid närvaro av icke-proportionella belastningar i form av deformationsstyrda laster som t.ex. restspänningar, i en komponent med en växande spricka, kan man behöva använda en modifierad form av J -integralen, se ref. [15].

Av dessa skäl används ofta approximativa analyser där R6-metoden är den som används mest för tillämpningar i Sverige. R6-metoden förutsätter att man gör en linjär-elastisk analys av de nominella spänningarna i tvärsnittet där sprickan är belägen. Med termen nominell spänning menas spänningarna i tvärsnittet i den ospruckna komponenten. De handbokslösningar av K_I och L_r som finns i [3] är framtagna med detta antagande. I samband med tillämpningen av R6-metoden beträffande pålagda spänningar finns tre områden som förtjänar ytterligare fördjupning. Det är klassificering av spänningar, svetsegensspänningar samt vad man kan göra när den nominella spänningen överstiger sträckgränsen.

7.3.1 Klassificering av spänningar

R6-metoden kräver en uppdelning av spänningstillståndet i primära och sekundära spänningar. De primära spänningarna är sådana spänningar som bidrar till plastisk kollaps. En monoton ökning av den last som ger upphov till en primär spänning orsakar till slut brott genom plastisk kollaps varvid nettoligamentet genomplasticeras (förutsatt att ingen annan mekanism förekommer som orsakar att brott inträffar tidigare, exempelvis sprödbrott). En sekundär spänning bidrar inte till plastisk kollaps. En monoton ökning av den sekundära lasten orsakar inte plastisk kollaps.

Det kan vara svårt att i vissa fall avgöra vad som ska anses vara en sekundär spänning. Mekaniska laster som t.ex. inre övertryck, egenvikt och dynamiska laster orsakar ofta primära spänningar. Termiska gradientspänningar och svetsegensspänningar klassificeras oftast som sekundära. Det gäller även sådana spänningar som induceras i pläteringsskiktet i reaktortryckkärl vid lägre temperaturer och som beror på olika längdvidgningskoefficienter i grundmaterial och plätning, se Sattari-Far [14]. Strikt enligt R6-metodens mening, är en sekundär spänning i självjämvikt över tvärsnittet med avseende på både kraft och moment, se Budden & Sharples, ref. [108], avsnitt 7.07. Det råder dock delade meningar om huruvida vissa spänningar som t.ex. termisk expansionsspänning ska anses som en sekundär spänning. Vad som är karaktäristiskt för en sekundär spänning är att de relaxeras till följd av plastisk deformation eller spricktillväxt. Baserade på resultat från IPIRG-experimenten [2] har Wilkowski et al [16] föreslagit att klassificera termiska expansionsspänningar och andra s.k. globala ”sekundära” spänningar som t.ex. SAM (seismic anchor motion) som primära om den spänning vid vilken brott inträffar är mindre än sträckgränsen. Exempel på en global sekundär spänning kan vara en restspänning som uppstår vid svetsning av en inspänd plåt där då restspänningarna inte bara är lokalt utbredda i svetsens närhet. Det utgör också ett exempel på s.k. ”elastic follow-up” som har definierats i R6-metoden, ref. [89], avsnitt II.6. I sådana fall kan en deformationsstyrd spänning betraktas som primär vid användning av R6-metoden. Successivt minskar sådana globala sekundära spänningar i betydelse ju större den spänning är vid vilken brott inträffar i förhållande till sträckgränsen. Detta förhållande beror i sin tur på materialets flytegenskaper och sprickans storlek. Att sådana sekundära spänningar minskar i betydelse beror på att de faktiska spänningarna i sprickplanet omfördelas och relaxeras på grund av plastisk deformation vilket är i linje med förslaget av Dillström et al [10] för svetsegensspänningar och termiska gradientspänningar.

Utredningen anser att man alltid bör göra en bedömning från fall till fall huruvida de globala ”sekundära” spänningarna är att anses som primära eller sekundära. I de vanligt förekommande fallen för kärnkraftskomponenter med måttliga sprickstorlekar i duktila material, torde dock de globala ”sekundära” spänningarna inte bidra nämnvärt till plastisk kollaps och följaktligen kunna betraktas som sekundära.

7.3.2 Svetsegensspänningar

Eftersom de flesta material som används i kärnkraftsreaktorer är sega har de sekundära svetsegensspänningarna mindre betydelse för brott, svarande mot när instabil spricktillväxt sker. Däremot är svetsegensspänningar av stor betydelse för spricktillväxt på grund av spänningskorrosion i närheten av svetsförband där de vanligen utgör den främsta sprickdrivande kraften. Dessutom är svetsegensspänningar av betydelse för både tillväxtdata och tröskelvärden i samband med utmattnings genom dess påverkan på mittspänningen.

Majoriteten av redovisade svetsegensspänningar härrör från numeriska simuleringar av svetsprocessen. Härvid simuleras först temperaturförloppet för varje pålagd svetssträng i en termisk transientanalys varefter svetsegensspänningarna bestäms via en efterföljande termoplastisk analys. De rekommendationer av fördelningar av svetsegensspänningar i rör, med svetsförband av rostfritt stål och nickelbaslegeringar, som ges i den uppdaterade brottmekaniska handboken [3], härrör från sådana simuleringar som genomförts i SSM-finansierade forskningsprojekt under 2016-2018, Bonnaud et al [46] och [47].

Mätningar av svetsegensspänningsfördelningar är relativt komplicerade och publicerade undersökningar som täcker ett större omfång av geometrier förekommer sparsamt i litteraturen. På senare år har tekniken förbättrats vilket gäller både s.k.

Deep Hole Drilling (DHD) och olika diffraktionstekniker (röntgendiffraktion och neutrondiffraktion), se t.ex. Edwards et al [90].

Utvecklingen inom svetsmodellering har även gått framåt under senare år, delvis tack vare en utveckling av modelleringsmöjligheterna i numeriska FEM-analyser, se t.ex. Dong and Hong [48], [49] och Bouchard [50]. Det är framför allt inom tre områden som en utveckling har skett, se Zang et al [51]:

1. Förbättring av hur värmekällan införs i modellen.
2. Förbättring av hårdnandemodellen för det elastisk-plastiska materialet.
3. Användning av en möjlighet till modellering av glödning (annealing) i material som återvärms i senare lagda svetssträngar.

I Sverige har SSM finansierat ett forskningsprojekt, Zang et al [51] som har syftat till att verifiera nya metoder och att förstärka den inhemska kompetensen att simulera svetsegensspänningar för tillämpningar inom kärnkraftindustrin. I [51] genomfördes noggranna analyser av tre svetsade rostfria rör med beaktande av den nya förbättrade tekniken enligt ovan och som sedan jämfördes med flera experimentella mätningar av restspänningen genom tjockleken av rörsvetsarna. Man fick mycket god överensstämmelse mellan analyser och mätningar, speciellt för axiella spänningar som är styrande för sprickor orienterade i omkretsled. I en utökad studie av Mullins och Gunnars [92] bekräftas resultaten i [51] att en isotropisk hårdnandemodell ger bäst överensstämmelse med experimentella mätningar. Dock bör observeras att vissa andra undersökningar på svetsade rostfria rör, se t.ex. Ogawa et al [93], inte har givit samma klara slutsats. Ref. [93] påvisade relativt god överensstämmelse av beräknade svetsegensspänningar i jämförelse mot experiment oavsett vilken hårdnandemodell som användes. De flesta analysgrupper använder dock numera en isotropisk hårdnandemodell och detta val har verifierats i en internationell benchmarkstudie, Mullins and Gunnars [52]. I den studien har noggranna mätningar av svetsegensspänningen i rör med svetsgodset Alloy 182 jämförts med analyser av svetsegensspänningen från ett stort antal internationella analysgrupper. Notera att dessa analyser har varit två-dimensionella (2D), dvs. man har antagit att svetsegensspänningsfördelningen i varje snitt genom rörets tjocklek är lika runt omkretsen. Det är en approximation som har visat sig stämma relativt väl utom lokalt vid rörets omkrets där svetsningen av strängarna har börjat eller slutat. Vid mer komplexa geometrier och svetsförband, behöver tre-dimensionella (3D) analyser genomföras.

Utredningen anser att i nya numeriska simuleringar av svetsegensspänningar, behöver man ta hänsyn till de rön som uttrycks i [51] och [92].

7.3.3 Spänningar som överstiger sträckgränsen

I R6-metoden förutsätts att man använder de elastiskt beräknade spänningarna i den ospruckna komponenten. I vissa fall kan dock dessa spänningar överstiga materialets sträckgräns, t.ex. vid stora termiska transienter. I sådana fall kan de elastiskt beräknade spänningarna med R6-metoden ge mycket konservativa resultat, se Sattari-Far [12]. Budden [6] har föreslagit en approximativ metod som använder en kombination av de elastiska och elastisk-plastiska spänningarna i den ospruckna komponenten för att beräkna en approximativ spänningsintensitets-faktor. Metoden förutsätter att man känner det elastisk-plastiska spännings-tillståndet i spricktvärsnittet och har visat sig stämma relativt bra mot numeriska beräkningar, se Sattari-Far [12] och Zang [17]. I [17] verifieras Buddens metod endast mot termiska gradientspänningar. Metoden finns införd i datorprogrammet ISACC [4].

Utredningen bedömer att Buddens metod så som den tillämpas i [4] utgör ett acceptabelt alternativ till en numerisk icke-linjär FEM-analys av den belastade strukturen med en modellerad spricka, för fall med en kombination av en primär spänning och en stor sekundär termisk gradientspänning.

Ett annat närbesläktat fall är då en mekanisk primär last är tillräcklig stor för att delvis relaxera en svetsegensspänning på grund av plasticering. I detta fall är det fråga om en faktisk mekanisk last som orsakar en relaxation och omfördelning av en svetsegensspänning. Fenomenet har bl.a. studerats av Delfin et al [18]. Utredningen bedömer att det är främst numeriska icke-linjära FEM-analyser av den spruckna komponenten som torde kunna ge en korrekt brottmekanisk analys av sådana kombinerade lastfall. R6-metoden med elastiskt beräknade spänningar ger här ett konservativt resultat. Approximativa metoder som tar hänsyn till sådana relaxationseffekter saknas till stor del men skulle kunna användas om de verifieras mot analyser och experiment.

I sega material tyder både analyser och vissa experiment på att svetsegensspänningarnas betydelse är liten i förhållande till de primära spänningarna varvid svetsegensspänningarna kan medtas med en lägre säkerhetsfaktor i en säkerhetsvärdering, se avsnitt 7.1.12.

7.4 Spänningskorrosionsskador

Interkristallin spänningskorrosion (IGSCC) har förekommit, se sammanställningen av Gott [84], främst i austenitiska rostfritt rördelar vilka har blivit sensibiliserad under svetsning, eller genom kalldeformation under tillverkning och montage. Även lokal kalldeformation i form av repor eller annan mekanisk bearbetning av komponenternas ytor har visat sig vara vanliga initieringsställen. Detta leder till krav inte enbart på tillverkning men även på reparationsmetoder som till exempel omfattar slipning där kallbearbetning av ytorna kan åstadkommas.

Därutöver har IGSCC kopplats i flera fall till förekomsten av svetsreparationer, detta gäller för såväl rostfritt material som nickelbaslegeringar.

Skadorna orsakade av spänningskorrosion har åtgärdats främst genom utbyte till komponenter tillverkade av mindre känsligt material, vilket innebär ofta till material med lägre kolhalt men också för nickelbasmaterial till material med högre kromhalt. En tydligare styrning av tillverkningsprocesserna bidrar också till att minska antalet skador orsakade av spänningskorrosion. Här gäller det att undvika oavsiktlig kallbearbetning t.ex. vid slipning samt att minimera antalet svetsreparationer. I kokarvattenreaktorerna har vätedosering (så kallad HWC) använts för att minska såväl initiering som propagering i de mest drabbade anläggningarna. HWC har i främst tillämpats för kokarreaktorer med externpumpar. I dagsläget är det enbart Ringhals 1 som använder vätedosering.

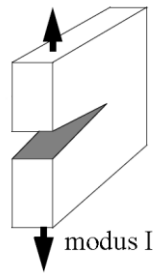
Skadefall i kokvattenreaktorernas interna delar kan delas i två huvudkategorier beroende på material, dels rostfritt stål dels i nickelbaslegeringar. Därutöver finns även bestrålningsinducerad spänningskorrosion (IASCC) där materialet har blivit känsligt för spänningskorrosion på grund av bestrålningseffekter, se vidare avsnitt 7.4.3. I Sverige har man ännu inte upptäckt skador där det är fastställt att IASCC är grundorsaken.

Spänningskorrosion har förekommit i nickelbaslegeringar i tryckvattenreaktorer. Det har gällt både tunnare gods (i ånggeneratortuber) och tjockare gods av Alloy 600 samt svetsmaterialet Alloy 182, så kallad primärsidig spänningskorrosion (PWSCC). Spänningskorrosionsskador orsakade av svetssensibilisering och kallbearbetning har minskat med tiden. Problemen med spänningskorrosion är emellertid inte helt lösta och aktuella frågor rör ersättningsmaterial (så kallad Nuclear Grade) i kokarvattenreaktorerna och även spänningskorrosion i vissa nickelbaslegeringar i tryckvattenreaktorerna.

7.4.1 SCC i austenitiskt rostfritt material och nickelbasmaterial

Spricktillväxtdata för spänningskorrosion för material som används i kärnkraftsreaktorer beror av en rad faktorer, förutom av spänningsintensitets-faktorn K_I kan nämnas temperatur och olika miljöförhållanden. Dessutom inverkar materialtillståndet. Detta försvårar en värdering av spänningskorrosionsskador. I detta avsnitt görs endast en värdering av spricktillväxtdata för spänningskorrosion. Vid analys av spänningskorrosionsskador i komponenter i kärnkraftsreaktorer används vanligen en tillväxtlag som beskrivs med någon potensfunktion enligt ekvation (9), där a är djupet på spänningskorrosionssprickan, t är tid, K_I är spänningsintensitetsfaktorn för modus I belastning, (se Fig. 2), n och C är material/miljöberoende konstanter. Samband enligt ekv. (9) kan inte härledas från en teoretisk betraktelse utan tas fram empiriskt via provning.

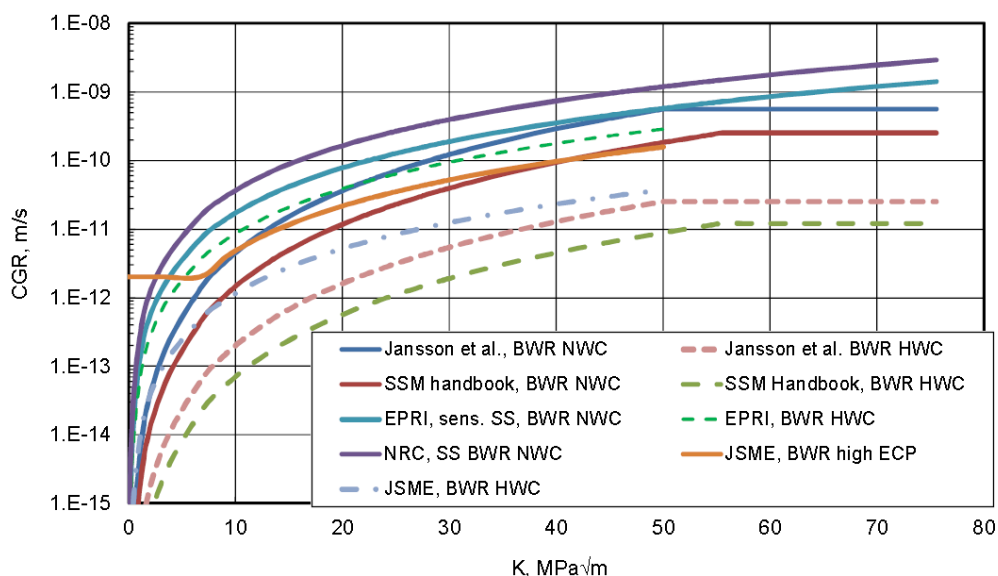
$$\frac{da}{dt} = C \cdot K_I^n \quad (9)$$



Figur 2. Schematisk beskrivning av modus I belastning som används vid brottmekaniska analyser av sprickor.

Beskrivning av tillväxthastigheten da/dt enligt ekv. (9) är en förenkling och beskriver därmed ett specialfall för ett unikt material och en unik kombination av miljö som detta material utsätts för. Exempel på miljöfaktorer som påverkar da/dt är koncentration av syrgas, väteperoxid och vätgas vilka alla styr den elektrokemiska potentialen, konduktivitet, flödes hastighet och temperatur. Exempel på materialfaktorer som påverkar da/dt kan vara legerings-sammansättning, mikrostruktur, grad av sensibilisering vid korngränser (utarmning av olika ämnen som t.ex. krom, orsakad av materialets värmebehandling), grad av kalldeformation, restspänningar och neutronbestrålning.

Tillväxthastighetens beroende av material och miljöfaktorer och faktum att dessa tillväxthastigheter tas fram experimentellt medför att de tillväxthastigheter för spänningskorrosion som redovisas i litteraturen i princip endast gäller för det aktuella specialfallet. En sammanställning av olika tillväxtlagar för spänningskorrosion i austenitiska rostfria stål och nickelbasmaterial finns i [102] av Ehrnstén. Ett exempel på olika tillväxtlagar för spänningskorrosion i austenitiska rostfria stål ges i figur 3 som är hämtad från ref. [102]. Spridningen i tillväxthastighet vid en och samma spänningsintensitet för de olika tillväxtlagarna i figur 3 är minst en faktor 10. Spridningen i det underliggande dataunderlaget kan vara ännu större. I figur 3 ska förtydligas att beteckningen "SSM Handbook" refererar till en forskningsrapport (brottmekanisk handbok) som SSM finansierat [3] och som bl.a. innehåller spricktillväxtlagar.



Figur 3. Tillväxthastighet för spänningskorrosion i austenitiska rostfria stål i BWR-miljö under NWC och HWC förhållanden [102].

Som exempel kan följande kriterier formuleras för att tillförsäkra tillräcklig kvalitet i de experimentella data över spricktillväxt på grund av spänningskorrosion. Kriterierna härrör bl.a. från en sammanställning [83] av SKI. Kriterierna kan delas upp i fyra kategorier, materialspecifikation, miljökontroll, provutformning och mekaniska förhållanden.

Exempel på kriterier för provning i BWR-miljö

1. Brottmekaniska provstavar (aktiv eller passiv last) ska användas vid uppmätning av spricktillväxthastigheter i laboratorium eller i fältmiljö. Dimensionen på provstavarna och den förutmattade sprickan bör uppfylla kriterierna i ASTM E399-17 [101] för linjär brottmekanik. Dessutom bör den förutmattade sprickan uppfylla standarden ASTM E647-15, [77] avseende bl.a. sprickfrontens form. En spricklåsning (pinning, dvs. att sprickfronten inte växer alls från den förutmattade sprickan för delar av sprickfronten) upp till 25 % av sprickfronten kan anses ge acceptabla osäkerheter i spänningsintensitetsfaktorn.
2. Spricktillväxtdata får inte utvärderas från andra provstavar än vad som är vedertaget för brottmekanisk provning. Spricktillväxten i provstavarna vid provningen kan utvärderas genom t.ex. potential drop teknik (PDT). Efter avslutad provning ska provstavarna brytas upp och spricklängden utvärderas med optiskt mikroskop. Provningsresultatet accepteras under förutsättningar att skillnaden i resultaten mellan dessa båda mätningar inte leder till en korrektionsfaktor större än fyra.
3. För provstaven ska anges chargeanalys, värmebehandlingstillstånd, kallbearbetningsgrad, och hållfasthetsdata i form av ett materialintyg. Dessutom bör hårdhet och kornstorlek för provmaterialet anges. För rostfritt stål ska även sensibiliseringsgraden anges, t.ex. EPR-värdet.
4. För att en ren normalvattenkemi (NWC) ska anses råda ska konduktiviteten vara $\leq 0.2 \mu\text{S}/\text{cm}$, sulfathalt $\leq 5 \text{ ppb}$ och kloridhalt $\leq 5 \text{ ppb}$. Elektrokemiska potentialen (ECP) ska vara ca 100 mV SHE, syrehalten $500 < \text{O}_2 < 2000 \text{ ppb}$. Mätning ska ske på utgående vatten från autoklav.

5. För att en ren vätekemi (HWC) ska anses råda ska konduktiviteten vara ≤ 0.2 $\mu\text{S}/\text{cm}$, sulfathalt ≤ 5 ppb och kloridhalt ≤ 5 ppb. Elektrokemiska potentialen (ECP) ska vara < -230 mV SHE eller syrehalten $\text{O}_2 < 10$ ppb.
6. Belastningen av de brottmekaniska provstavarna vid provningen ska helst ske under konstant last. I undantagsfall kan en viss cyklisk belastning tillåtas om detta sker vid ett högt R-värde ($> 0,9$) och låg frekvens ($< 2,5 \cdot 10^{-4}$ Hz). Det ska då också klart redovisas att spricktillväxthastigheten har mätts under cyklisk last. För att spricktillväxthastigheten ska kunna mätas med tillräcklig noggrannhet får spricktillväxten i varje testsekvens inte vara för liten. Om möjligt bör en tillväxt om minst ca 0,5 mm eftersträvas för varje testsekvens.
7. Datapunkter kan grupperas med avseende på uppfyllande av kriterier enligt ovan. Högre vikt läggs vid grupper där kriterierna bäst uppfylls.

Exempel på kriterier för provning i PWR-miljö

1. Brottmekaniska provstavar (aktiv eller passiv last) ska användas vid uppmätning av spricktillväxthastigheter i laboratorium eller i fältmiljö. Dimensionen på provstavarna och den förutfattade sprickan ska uppfylla kriterierna i ASTM E399-17 [101] för linjär brottmekanik. Dessutom bör den förutfattade sprickan uppfylla standarden ASTM E647-15, [77] avseende bl.a. sprickfrontens form. En spricklåsning (pinning) upp till 25 % av sprickfronten kan anses ge acceptabla osäkerheter i spänningsintensitets-faktorn.
2. Spricktillväxtdata får ej utvärderas från andra provstavar än vad som är vedertaget för brottmekanisk provning. Spricktillväxten i provstavarna vid provningen kan utvärderas genom t.ex. potential drop teknik (PDT). Efter avslutad provning ska provstavarna brytas upp och spricklängden utvärderas med optiskt mikroskop. Provningsresultatet accepteras under förutsättningar att skillnaden i resultaten mellan dessa båda mätningar inte leder till en korrektionsfaktor större än fyra.
3. För provstaven ska anges chargeanalys, värmebehandlingstillstånd, kallbearbetningsgrad och hållfasthetsdata i form av ett materialintyg. Dessutom bör hårdhet och kornstorlek för provmaterialet anges. För rostfritt stål ska även sensibiliseringsgraden anges, t.ex. EPR-värdet.
4. För att normal primärvattenkemi ska tillämpas ska borhalten vara ca 1200 ppm, ca 2 ppm litium och 20 – 50 ml $\text{H}_2/\text{kg H}_2\text{O}$. Mätning ska ske på utgående vatten. Belastningen av de brottmekaniska provstavarna vid provningen ska helst ske under konstant last. I undantagsfall kan en viss cyklisk belastning tillåtas om detta sker vid ett högt R-värde ($> 0,9$) och låg frekvens ($< 2,5 \cdot 10^{-4}$ Hz). Det ska då också klart redovisas att spricktillväxthastigheten har mätts under cyklisk last. För att spricktillväxthastigheten ska kunna mätas med tillräcklig noggrannhet får spricktillväxten i varje testsekvens inte vara för liten. Om möjligt bör en tillväxt om minst ca 0,5 mm eftersträvas för varje testsekvens.
5. Datapunkter grupperas med avseende på uppfyllande av kriterier enligt ovan. Högre vikt läggs vid grupper där kriterierna bäst uppfylls.

Genomgång av tillgängligt dataunderlag för SCC

I appendix A finns en figurbilaga där tillväxthastigheten som funktion av K_1 jämförs för olika material och miljöer. Dataunderlaget kommer främst från två källor, dels den s.k. materialdataboken MD-01 i olika revisioner, [98], [82], dels från ett dataunderlag som ligger till grund för tillväxtkurvor i ASME XI, App. C-8500,

[103]. Hittills har SSM uttryckt den ståndpunkten att i samband med skadetålighetsanalyser, kan de tillväxtdata för spänningsskorrosion användas som nyttjas av de ackrediterade kontrollorganen (AK) och som anges i deras tekniska instruktioner [78], [79] och som till stor del bygger på dataunderlaget i MD-01 som har granskats av AK. De angivna tillväxtsambanden i ref. [78], [79] är identiska. Fram tills nu har dock inte SSM genomfört någon egen djuplodande granskning av dataunderlaget i MD-01. Det finns numera även tillväxtkurvor för spänningsskorrosion i ASME XI, App. C-8500. I appendix A i föreliggande utredning har några av dessa kurvor ritats in i samma figur som de tillväxtkurvor som accepteras av AK, i appendix A benämnda TIK 2:6, Rev 7 från ref. [78]. Det observeras att för Alloy 600 och Alloy 182, se Fig. A1-A6, är skillnaderna måttliga (dvs. i allmänhet mindre än en tiopotens) mellan TIK 2:6, Rev 7 och ASME XI, App. C-8500. Det gäller både för BWR och PWR. Störst skillnader observeras för rostfritt material i BWR, både för NWC (Fig. A7) och HWC (Fig. A8). Den enda svenska reaktorläggning som använder HWC är Ringhals 1 som avses att stängas 2020. Därför har utredningen tills vidare koncentrerat sig på att skärskåda dataunderlaget för rostfritt material i BWR, NWC-miljö.

Fig. A9 i appendix A visar dataunderlaget för rostfritt material, NWC från MD-01, Rev 2.1, ref. [98]. Inga s.k. "runouts" har medtagits i Fig. A9, dvs. experiment där ingen tillväxt alls observerats. Dataunderlaget i ref. [98] för rostfritt material härrör från flera källor. Experimentella data kommer från Studsvik, ABB-Atom, Argonne National Laboratory (ANL) och General Electric. Man observerar en synnerligen stor spridning av datapunkterna. Dessa kan delvis förklaras av att datapunkterna täcker in ett relativt stort intervall av provningsförhållanden. För MD-01, Rev 2.1 har de varit följande för NWC

- $R > 0.9$
 - Frekvens $f < 2.5 \cdot 10^{-4}$ Hz
 - $100 < O_2 < 600$ ppb
 - Konduktivitet $< 0.2 \mu\text{Sv/cm}$
 - Elektrokemisk potential ECP > -70 mV
 - Sulfathalt ≤ 5 ppb
 - Kloridhalt ≤ 5 ppb
 - Ej kalldeformerat material
- (10)

En statistisk analys med 95 % osäkerhetsintervall genomfördes i ref. [98]. I den slutliga föreslagna tillväxtkurvan enligt i ref. [98] har dock ingen datapunkt tillåtits ligga över tillväxtkurvan, vilket kan sägas vara ett "upper bound"-förfarande som i ref. [98] approximativt motsvarar ett övre osäkerhetsintervall på 95 %. I tillväxtkurvan från ref. [98] användes dessutom en potens $n = 3.0$ i ekv. (9) som i ref. [98] sades komma från Ford/Andresens predikteringsmodell, se t.ex. [99].

Fig. A10 visar SSM:s egna statistiska analys av dataunderlaget i MD-01, Rev 2.1 (utan platå) och som också visar de aktuella sambanden och där tillväxtkurvan har bestämts med bivillkoret $n = 3.0$. Det observeras i Fig. A10 att den föreslagna tillväxtkurvan från MD-01, Rev 2.1 ligger något högre än det övre osäkerhetsintervall 95 %. Man kan även notera att om man gör en förutsättningslös anpassning av dataunderlaget i Fig. A10 till en potensfunktion enligt ekv. (9) erhålls en helt annan potens än $n = 3.0$.

I Fig. A9 har ritats in den tillväxtkurva för rostfritt material, NWC, som finns i TIK 2:6, Rev 7, ref. [78] och som härrör från MD-01, Rev. 3, ref. [82]. Ekvationen för denna tillväxtkurva ser ut på följande sätt

$$\frac{da}{dt} = 1.46 \cdot 10^{-12} \cdot K_I^{3.0} \quad \text{mm/s} \quad K_I \leq 55.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (11)$$

$$\frac{da}{dt} = 2.5 \cdot 10^{-7} \quad \text{mm/s} \quad K_I > 55.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

Kurvan enligt ekv. (11) ligger lägre än den tillväxtkurva som härrör från MD-01, Rev 2.1 i ref. [98]. En anledning till det är den filtrering av datapunkter som genomfördes i MD-01 från Rev 2.1 till Rev 3. I Fig. A9 är markerade med fyllda symboler alla de datapunkter som filtrerades bort till MD-01, Rev 3, [82]. Filtringen i MD-01, Rev 3 genomfördes med bibehållandet av de ovan formulerade kriterierna (10) samt ett antal tillägsvillkor enligt följande

- Förutmattningssprickan ska uppfylla ASTM E647 [77], vilket innebär villkor för sprickdjup och sprickfront.
- Skillnaden i sprickdjup mätt med potential drop PDT och uppbruten provstav får inte vara för stor.
- Viss begränsad ”pinning” tillåts, dvs. att sprickfronten inte växer alls för vissa delar av förutmattningssprickans front. Max 25 % pinning accepteras.
- Tillräckligt långa mättider. En spricktillväxt på minst en korndiameter under några hundra timmar anges i [82].

Tabell 3 visar den gruppering som används i MD-01, Rev 3 där indelningen i grupper genomfördes beroende på hur många kriterier som uppfylldes av datapunkterna i underlaget för förutmattningssprickan respektive spännings-korrosionssprickan i experimenten.

Tabell 3. Indelning av data i grupper beroende på kvalitet i experimentellt underlag

Grupp	Förutmattningsspricka	Spänningskorrosionsspricka
Grupp 1	Ingen anmärkning	Ingen anmärkning
Grupp 2	Ett kriterium ej uppfyllt	Ett kriterium ej uppfyllt
Grupp 2 (alt)	Ingen anmärkning	Två kriterier ej uppfyllda
Grupp 3	Ett kriterium ej uppfyllt	Två kriterier ej uppfyllda
Grupp 2 (alt)	Ingen anmärkning	Tre kriterier ej uppfyllda

Grupp 1 tilldelades de datapunkter som inte hade någon anmärkning alls. Det ska dock nämnas att ref. [82] även innehöll datapunkter för provstavar som inte brutits upp och därmed egentligen inte kan bedömas enligt tabell 3. Dessa datapunkter ifrågasattes och tilldelades en lägre kvalitetsgrupp i ref. [82]. Vilken kvalitetsgrupp de tilldelades anges dock inte i ref. [82]. För att ta fram tillväxtlagar användes som grund data från grupp 1 men då gruppering i många fall medförde för få datapunkter så vägdes även datapunkter från lägre kvalitetsgrupper med i analysen. Antalet högklassiga datapunkter i grupp 1 är med denna grupperingsmetod i [82] tämligen låg, 4-5 st för rostfritt material. Av denna anledning har i många fall även datapunkter med lägre kvalitetsklass vägts in i bedömningen.

Fig. A11 visar resultatet av filtreringen i MD-01, Rev 3. Det visade sig att ca 11 datapunkter behölls från MD-01, Rev 2.1. Dessutom inkluderades ungefär lika många nya datapunkter från nya experiment vid Studsvik. Samma exponent $n = 3.0$ användes som i MD-01, Rev 2.1 och den iritade tillväxtkurvan TIK 2:6, Rev 7 i Fig. A11 är densamma som föreslogs i MD-01, Rev.3, fast med ett annat plattåvärde. Den relativt stora spridning för tillväxthastigheten som observeras i Fig. A11 vid en och samma spänningsintensitet trots gruppering och filtrering förklaras med i [82]

att data härstammar från material med varierande kolhalter, sensibiliseringsgrader och miljöer.

Man kan knappast säga att det tillgängliga dataunderlaget stödjer ett platåvärde, eller åtminstone är det svårt att avgöra för vilken nivå på K_I som en mättnad av tillväxthastigheten sker. Det som anfördes i rapporterna i MD-01 var att spänningsskorrosion är en korrosionsprocess som är beroende av elektrokemiska reaktioner och att dessa tar tid vilken skulle innebära att spricktillväxten inte kan ske hur snabbt som helst. Men utredningen konstaterar att platåvärdena har i MD-01-rapporterna ansatts vid en tämligen godtycklig nivå på K_I och som inte direkt kan härledas av dataunderlaget. Vid höga nivåer på K_I kommer plastiska effekter i allt högre grad att inverka vilken kan göra att villkoren för linjär brottmekanik inte uppfylls. Beräkningen av K_I under experimenten sker vanligen med samband som förutsätter linjär brottmekanik. Å andra sidan torde just denna effekt vara konservativ. Om icke-linjär brottmekanik baserat på J-integralen skulle användas för utvärdering vid höga lastnivåer skulle detta innebära att en viss tillväxthastighet skulle bokföras vid ett högre värde på K_I (översatt från J). En utvärdering med linjär brottmekanik innebär alltså att man bokför en viss tillväxthastighet vid ett lägre värde på K_I , vilket är konservativt. Motivet till att ändå ha ett platåvärde är sannolikt av praktiska skäl. Om man använder ett platåvärde på tillväxthastigheten och kan klara en skadetålighetsanalys med acceptabla resultat, innebär det att man inte behöver ansätta något komplicerat spänningstillstånd eller bestämma därav orsakade K_I -värden, vilket förenklar tillväxtanalyserna betydligt.

Fig. A12 visar SSM:s egna statistiska analys av dataunderlaget i MD-01, Rev 3 (utan platå). Liksom i Fig. A10 noteras i Fig. A12 att den föreslagna tillväxtkurvan från MD-01, Rev 3, som är identisk med den från TIK 2:6, Rev 7 (förutom platåvärdet), ligger något högre än det övre osäkerhetsintervallet 95 %. Det beror på metodiken med "upper bound" där ingen datapunkt tillåts ligga ovanför tillväxtkurvan. Utredningen anser dock att en statistisk analys av ett dataunderlag som svarar mot ett övre osäkerhetsintervall på 95 % torde utgöra en tillräckligt konservativ analys. I en analys av verkliga skador eller i en skadetålighetsanalys för bestämning av kontrollintervall finns det dessutom vanligen andra säkerhetsfaktorer som tillförsäkrar ett tillräckligt konservativt resultat.

Utredningen har vissa frågor på det sätt som filtreringen av datapunkter har genomförts för rostfritt stål i MD-01, Rev 3. Anmärkningsvärt många datapunkter med höga tillväxthastigheter är bortfiltrerade från MD-01, Rev 2.1 till Rev 3. Få datapunkter ger ett sämre dataunderlag för att bestämma en tillväxtkurva med viss konfidens. Utredningens frågor kan sammanfattas enligt följande:

- För vilka specifika filtreringsvillkor har de enskilda datapunkterna sorterats bort och hur långt ifrån villkorsgränserna har de varit?
- Hur varierar tillväxthastigheten inom de uppställda filtreringsvillkoren?
- Villkoret $ECP > -70$ mV kan ifrågasättas. ECP-värden i BWR-reaktorerna ligger normalt högre, ca 100-200 mV. Notervärt är att ASME XI, App. C-8500 har satt gränsen vid $ECP < 200$ mV (inside RPV).

Generellt anser utredningen att om tillväxtdata filtreras bort bör samtliga överväganden som ligger till grund för denna filtrering redovisas öppet och motiveras. För att få svar på dessa frågor har kontakter tagits med författaren till MD-01, Rev. 3. Det har generellt varit svårt att efter lång tid ta reda på exakt varför en enskild datapunkt för rostfritt material filtrerades bort från MD-01, Rev 2.1 till Rev 3. Det som dock framkommit är följande:

- Alla prov som inte har uppvisat miljösprickning har tagits bort, dvs. då förutmattningssprickan har aldrig växt.

- Prov med dålig kontroll på vattenkemin har sorterats bort. Det gäller främst tidiga experiment vid Argonne National Laboratory (ANL).
- Prov där spricktillväxten är mätt enbart med potential drop och inte kontrollerad via uppbrutna provstavar har tagits bort. Det gäller främst experiment vid General Electric.

Dessa observationer bekräftas av en granskning av MD-01, Rev. 3 som gjordes av dåvarande DNV Nuclear Technology, ref. [87]. Slutsatsen från ref. [87] var att tillväxtlagen enligt ekv. (11) accepterades och antalet mätpunkter bedömdes som tillräckligt.

Det kan vara intressant att jämföra dataunderlaget i MD-01 för rostfritt material med motsvarande underlag som ligger till grund för de tillväxtsamband som finns i ASME XI, App. C-8500. Fig. A13 visar ett dataunderlag för rostfritt material (NWC) i kokareaktorer som ligger till grund för rekommenderade tillväxtsamband i ASME XI, App. C-8520. Miljöfaktorerna gäller inom följande gränser (innanför reaktortryckkärlet)

- Konduktivitet $< 0.15 \mu\text{Sv/cm}$
- Elektrokemisk potential $ECP < 200 \text{ mV}$ (12)
- Temperatur $> 277 \text{ }^\circ\text{C}$
- Sulfathalt $\leq 5 \text{ ppb}$
- Kloridhalt $\leq 5 \text{ ppb}$

Den inritade tillväxtkurvan i Fig. A13 med potens $n = 2.181$ gäller för rostfritt stål inne i reaktortryckkärlet, dvs. för interna delar eller motsvarande. Vidare anges i ASME XI att tillväxtkurvan gäller för en fluens som maximalt uppgår till $5 \cdot 10^{20} \text{ n/cm}^2$ vid $E > 1 \text{ MeV}$. För rostfritt stål utanför reaktortryckkärlet anges samma gränser för konduktivitet och temperatur medan elektrokemisk potential $ECP < 50 \text{ mV}$. Tillväxtkurvan för rostfritt stål utanför reaktortryckkärlet anges i ASME XI, App. C-8520 ligga en faktor 1.7 gånger lägre än den som gäller innanför reaktortryckkärlet, se Fig. A7. Dataunderlaget i Fig. A13 kommer från en artikel av Carter och Pathania [100]. Dataunderlaget i ref. [100] härrör från flera källor. Experimentella data kommer från ABB-Atom, Argonne National Laboratory (ANL) och s.k. CAVS-tester (Crack Arrest Verification Systems) utförda vid BWR-anläggningar. Dock bör man notera att CAVS-testerna i allmänhet inte har brutits upp efter provningen vilket gör att man inte kan kontrollera precisionen i mätningen av spricktillväxt. Utredningen noterar att miljöfaktorerna i (12) är snarlika de som gällt för MD-01 i (10) men att en något snävare gräns för konduktiviteten har använts i (12) samt att en övre gräns har satts för ECP i (12) jämfört med en undre gräns i (10). Den elektrokemiska potentialen mäts inte kontinuerligt i en kokareaktor under normal drift men uppges ligga i området 100-200 mV vid NWC. Markerade datapunkter i Fig. A13 är separerade beroende på elektrokemisk potential och konduktivitet. Det noteras att ett fåtal datapunkter (fyllda symboler i Fig. A13) representerar högre konduktivitet än villkoren i (12) samt högre elektrokemisk potential (markerade med kors i Fig. A13) än villkoren i (12).

Det kan nämnas att ASME XI, App. C-8520 innehåller en tillväxttekvation för rostfritt material, NWC som förutom K_I innehåller konduktivitet $Cond$, ECP och absolut temperatur T_{abs} ($^\circ\text{K}$), som ser ut på följande sätt där tillväxthastigheten da/dt mäts i mm/s.

$$\frac{da}{dt} = \left[-0.787 \cdot Cond^{-0.586} + 0.00362 \cdot ECP + \frac{6730}{T_{abs}} - 33.235 \right] \cdot K_I^{2.181} \quad (13)$$

Enligt ASME XI, C-8520 är ekvation (13) giltig för konduktiviteter mellan 0.055 och 0.30 $\mu\text{Sv/cm}$, ECP mellan -575 och 250 mV, T_{abs} mellan 366 och 562 $^\circ\text{K}$ samt

en sulfat- och kloridhalt lägre än 5 ppb. Konstanten -33.235 i hakparentesen svarar mot ett övre osäkerhetsintervall på 95 %. Ekv. (13) kan enligt ASME XI användas då man mer i detalj känner till de miljöförhållanden som gäller i ett specifikt fall med en spänningsskorrosionsspricka i ett rostfritt material.

I den förenklade kurvan i Fig. A13 på en form enligt ekv. (9), har ASME XI, App. C-8520 ersatt hakparentesen i ekv. (13) med konstanten $1.44 \cdot 10^{-10}$ (inside RPV).

Fig. A14 visar SSM:s egna statistiska analys av dataunderlaget i [100]. Där visas både en anpassning av dataunderlaget till ekv. (9) med potensen $n = 2.181$ (ASME XI, App. C-8500) och $n = 3.0$ (MD-01). Det observeras att det övre osäkerhetsintervall på 95 % för $n = 2.181$ ligger relativt nära tillväxtkurvan som anges av ASME XI, App. C. Det är ingen slump utan en användning av ett övre osäkerhetsintervall på 95 % är precis den procedur som ASME XI, App. C-8500 har tillämpat för att rekommendera tillväxtkurvor för rostfritt material.

Ytterligare jämförelser åskådliggörs i Fig. A15 och Fig. A16 som visar en jämförelse mellan dataunderlaget av Carter och Pathania [100] med motsvarande dataunderlag i MD-01, Rev. 2.1 (Fig. A15) och MD-01, Rev. 3 (Fig. A16). Det observeras att det är inga stora skillnader mellan dataunderlagen som visas i Fig. A15, speciellt inte om man tar bort de 5 högsta punkterna som svarar mot $ECP = 250$ mV. Det är inte förvånande eftersom Carter & Pathania har med datapunkter från ABB-Atom som även finns med i MD-01, Rev 2.1. Fig. A16 visar motsvarande jämförelse av dataunderlagen efter filtreringen i MD-01, Rev 3. Här skiljer sig dataunderlagen åt relativt mycket. Uppenbarligen har inte Carter & Pathania och ASME XI, App. C-8500 genomfört samma tilläggsfiltrering som i MD-01, Rev 3. Dessutom noteras att ASME XI, App. C-8500 inte föreslår något platåvärde för tillväxthastigheten för rostfritt material.

Användning av spricktillväxtsamband för spänningsskorrosion

I allmänna råd till nu gällande föreskrifter 2 kap. 6 §, SSMFS 2008:13, förekommer inga rekommenderade tillväxthastigheter för spänningsskorrosion eller utmattning. Däremot finns rekommendationen att *”Använda analysmetoder och förfaranden bör vara validerade eller väl beprövade och använda tillväxthastigheter samt tröskelvärden bör vara baserade på realistiska och kvalitetssäkrade data av tillräcklig omfattning. I de fall det inte finns kvalitetssäkrade data i den omfattning som behövs för att kunna dra säkra slutsatser, t.ex. baserade på statistiska analyser, bör försiktiga (konservativa) antaganden göras om tillväxthastigheter och tröskelvärden”*.

Bristen på en standardiserad provningsprocedur för framtagning av spricktillväxtdata för spänningsskorrosion försvårar tolkningen av resultaten från tillväxtdata från olika laboratorier. Mot bakgrund av SSM:s föreskrifter och utredningens analys av dataunderlaget i MD-01 rapporterna och dataunderlaget som ligger till grund för tillväxtsamband i ASME XI, App. C-8500, gör utredningen följande rekommendationer:

1. Tillväxtsamband av typ ekv. (9) för spänningsskorrosionstillväxt bör baseras på ett tillräckligt stort dataunderlag. Filtreringsvillkor kan användas för att tillförsäkra bra kvalitet på dataunderlaget. Filtreringen bör dock inte genomföras om det leder till att för få datapunkter återstår för att kunna göra en meningsfull statistisk utvärdering av dataunderlaget. (Det torde inte finnas någon vedertagen definition på vad som kan anses vara ett tillräckligt antal datapunkter utan det får bedömas från fall till fall.)

2. Vid framtagning av experimentella data för spänningskorrosionstillväxt bör man följa de kriterier som anges i detta avsnitt i utredningen för provning i BWR- respektive PRW-miljö.
3. En tillräckligt konservativ tillväxtkurva bör utgöras av det övre osäkerhetsintervallet på 95 % av en tillväxtkurva där avvikelserna antas vara lognormalfördelade. Exponenten n i ekv. (9) bör väljas baserat på någon etablerad mekanistisk modell för spänningskorrosion eller via den statistiska utvärderingen.
4. Användning av ett platåvärde för tillväxthastigheten kan göras för de fall det kan motiveras genom en statistisk analys av tillväxthastigheter vid nivåer på K_I överstigande platåvärdet. I de fall dataunderlaget är för litet i plåtområdet skulle ändå en plåt kunna ansättas som överstiger tillgängliga tillväxtdata, i analyser av verkliga spänningskorrosions-sprickor, om det kan göras troligt att nivån på K_I för den aktuella sprickan är begränsad. I tveksamma fall bör man göra en känslighetsanalys med en analys av spricktillväxten med och utan ett platåvärde.
5. Spricktillväxtsamband för obestrålat material kan även användas för bestrålat material i BWR-miljö upp till en gräns för fluensen motsvarande $5 \cdot 10^{20}$ n/cm² vid energin $E > 1.0$ MeV, vilken är samma gräns som anges i ASME XI för austenitiskt rostfritt stål. För det fall då långa drifttider medför att strukturer erhåller en högre fluens än $5 \cdot 10^{20}$ n/cm² bör spricktillväxtdata enligt avsnitt 7.4.3 tillämpas. För PWR-miljö behöver bestrålningsinducerad spänningskorrosion (IASCC) beaktas om fluensen överstiger $2 \cdot 10^{21}$ n/cm², se avsnitt 7.4.3.
6. Tills vidare kan de tillväxtlagar som finns i de ackrediterade kontrollorganens tekniska instruktioner (som t.ex. TIK 2:6, Rev 7) användas för analys av fortsatt tillväxt av upptäckta spänningskorrosions-sprickor samt vid bestämning av kontrollintervall i spänningskorrosions-känsliga material.

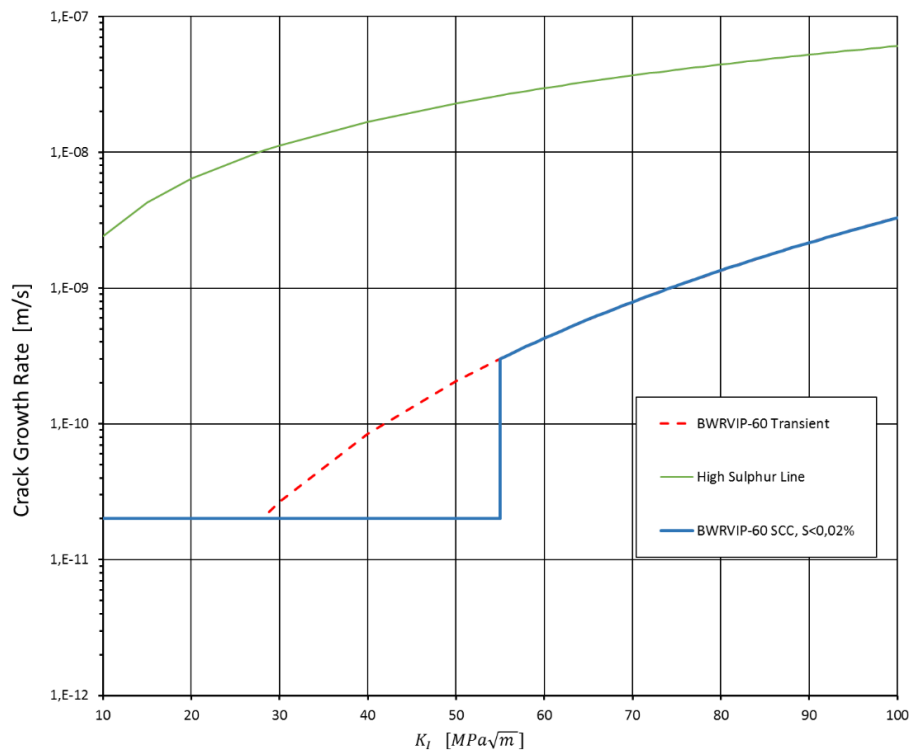
Även om det finns vissa omständigheter som talar för att de tillväxtkurvor för spänningskorrosion som rekommenderas i ASME XI, App. C-8500 är bättre underbyggda än MD-01 rapporterna, så rekommenderar utredningen ändå att låta de tillväxtlagar som finns i de ackrediterade kontrollorganens tekniska instruktioner (som t.ex. TIK 2:6, Rev 7 vilken i huvudsak baseras på tillväxt-samband i MD-01, Rev 3 och senare revisioner) gälla tills vidare. Utredningen gör denna bedömning av följande skäl:

1. Det har inte inträffat oväntade läckage eller brott på grund av spänningskorrosion med användning av kontrollintervall baserade på tillväxtsamband från TIK 2:6, Rev 7.
2. Även om det i vissa fall kan ifrågasättas om graden av konservatism är tillräcklig i de tillväxtkurvor som anges i TIK 2:6, Rev 7, finns det i allmänhet säkerhetsmarginaler i andra steg i en skadetålighetsanalys som talar för att slutresultatet blir konservativt.
3. Det har inte fullt ut varit möjligt att få tag i och kvalitetsbedöma dataunderlaget till de tillväxtkurvor som anges i ASME XI, App. C-8500 vilket skulle kunnat medföra en rekommendation att använda dessa tillväxtkurvor även för svenska kärntekniska anläggningar.
4. Om det skulle rekommenderas att använda de tillväxtkurvor som anges i ASME XI, App. C-8500, får det relativt stora konsekvenser i och med att många kontrollintervall för rörsystem med material som är känsliga för spänningskorrosion behöver analyseras på nytt. Det är tveksamt i detta fall om säkerhetsnyttan med nya tillväxtkurvor och därmed i vissa fall kortare kontrollintervall står i rimlig proportion till konsekvensen som innebär stora

analysinsatser och tätare kontroller med därmed åtföljande ökning av stråldos till kontrollpersonalen.

7.4.2 SCC i låglegerat stål

Spänningskorrosion (SCC) i reaktortankstål, dvs. låglegerat stål (LAS), har undersökts av en rad olika laboratorier de senaste 30-40 åren. Resultaten har givit en viss förståelse för de faktorer som påverkar känsligheten för SCC i reaktortankstål. I de svenska lättvatten reaktorerna är komponenter tillverkade av låglegerat stål påsvetsade (pläterade) med rostfritt stål eller nickelbasmaterial. Mindre områden utan plätering förekommer i en del reaktorer. Nickelbasmaterial har också använts för att svetsa ihop komponenter av rostfritt stål och låglegerat stål eller kolstål. Det mest förekommande nickelbasmaterial, Alloy 182, har dock visat sig vara känsligt för spänningskorrosion i LWR miljö. En viktig frågeställning är därför om sprickor i Alloy 182 svetsgods kan fortsätta att växa in i komponenter av låglegerat stål. På uppdrag av SKI 2005 gjordes en sammanställning av kunskapsläget inom området av Seifert och Ritter [144]. I rapporten identifieras de faktor som påverkar känsligheten för SCC hos LAS i LWR miljö. En viktig faktor är svavelhalten (S) i materialet. Andra viktiga faktorer är förekomsten av kemi-transienter i reaktorvattnet och då främst klorid- och sulfat-transienter. Speciellt klorid-transienter bedöms kunna påverka spricktillväxthastigheten påtagligt. Seifert och Ritter [144] refererar till spricktillväxtdata som sammanställts av EPRI BWRVIP-60 [145]. Dessa data visas i figur 4.



Figur 4. Spricktillväxthastigheter för spänningskorrosionssprickor i BWR. Data från EPRI/BWRVIP-60-A, [145] och [144]. Kurvorna är applicerbara både för NWC- och HWC-miljö.

Den blå heldragna kurvan i figur 4 beskriver tillväxthastigheter för spänningskorrosionssprickor i reaktortankstål med en svavelhalt på $S < 0,02$ wt-% och gäller för både NWC- och HWC-miljö. I figur 4 visas också en spricktillväxtkurva för

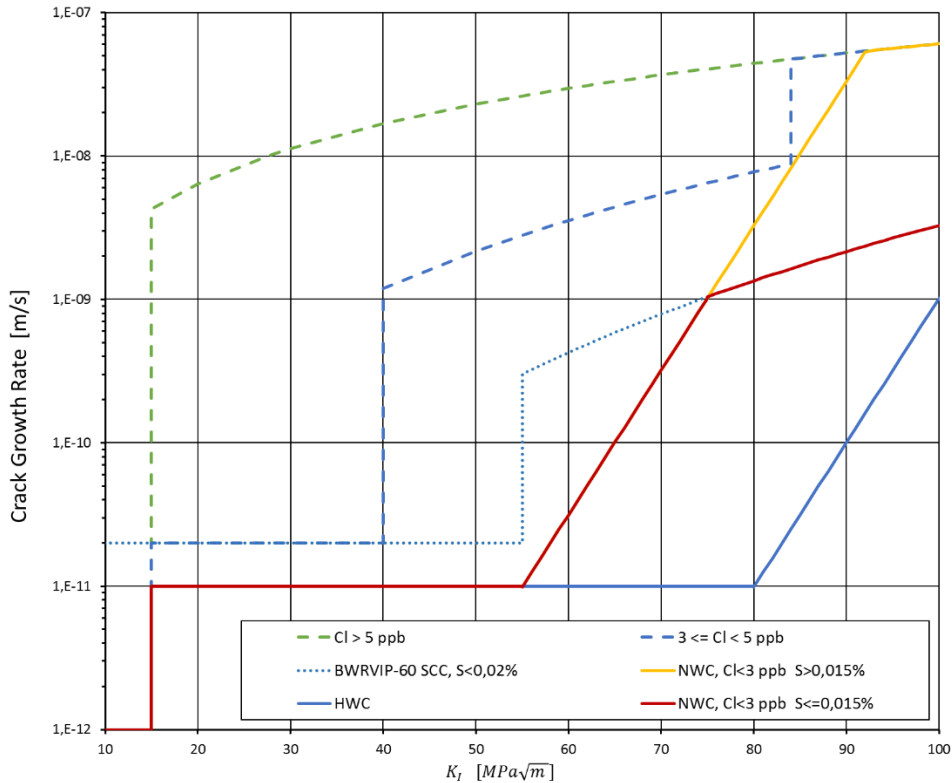
material med högre svavelhalter, $S \geq 0,02$ wt-%. Den kurvan är hämtad från [144] som anger att den är tagen från en modell utvecklad av GE och att kurvan kan ses som en övre gräns för spricktillväxthastigheter i BWR-miljö. Den röstreckade kurvan i figur 4 beskriver spricktillväxthastigheten vid en kemitransient. Här är det främst kloridtransienter som avses.

Sedan BWRVIP-60 gavs ut 1999 och dess efterföljare BWRVIP-60-A 2003 samt SKI-rapporten 2005 [144] har en hel del nya provningsresultat och drifterfarenheter blivit tillgängliga. Dessa indikerar att tillväxt av spänningskorrosionssprickor i låglegerat stål vid konstant last och under NWC-miljö sker mycket långsamt. Drifterfarenheter från bl.a. Tsuruga 1 visar att de påträffade SCC defekterna i Alloy 182 svetsgods, i infästningssvetsen för moderatortankstativet inte har växt in i reaktortankmaterialet. I Hamaoka 1 upptäcktes SCC defekter i en Alloy 182 anslutningssvets för en styrstavsstuts. Defekterna har inte heller här växt vidare in i reaktortankmaterialet.

Svenska erfarenheter från Forsmark 1, 2011, där defekter upptäcktes i infästningssvetsen på två stödben till moderatortankstativet och i Oskarshamn 2, 2013, där också defekter upptäcktes i svetsen för infästningen av moderatortankstativet, indikerar båda att spänningskorrosions sprickor i Alloy 182 inte har en tendens att fortsätta växa i reaktortankmaterialet.

Drifterfarenheterna stöds av utförda laboratorieprovningar. Vid Paul Scherrer Institutet (PSI) Schweiz genomfördes spänningskorrosionsprovning i BWR miljö med provstavar som bestod av både Alloy 182 svetsgods och reaktortankmaterial. Under normala BWR förhållande, dvs. NWC och konstantlast, stannade sprickorna vid gränsen mot reaktortankmaterialet. Endast vid mycket aggressiv miljö och cyklisk last växte sprickorna vidare i reaktortankmaterialet dock med en hastighet som var betydligt lägre än den för tillväxt i Alloy 182. Vidare noterades att även låga kloridhalter ($Cl < 5$ ppb) i reaktorvattnet påverkade spricktillväxthastigheten avsevärt.

Med hänvisning till de drifterfarenheter och provningsresultat som redovisats efter 2003 har EPRI genomfört en uppdatering av BWRVIP-60-A. De nya analyserna baseras på drifterfarenheter och provningar främst från PSI och GE GRC. Analyserna redovisas i rapport BWRVIP-233, rev. 2 [146]. Rapporten är öppen och har publicerats på EPRIs hemsida, www.epri.com, i juni 2018. I rapporten presenteras uppdaterade spricktillväxtkurvor vilka visas i figur 5.



Figur 5. EPRIs förslag till uppdaterade spricktillväxthastigheter för spänningskorrosionssprickor i BWR miljö. Data från [146].

Väsentliga förändringar jämfört med de tidigare tillväxtkurvorna i figur 4 är:

- Gränsen för material med hög svavelhalt går nu vid 0,015 wt-% S.
- Kurvan för NWC för Cl < 3 ppb och S ≤ 0,015wt-% ligger lägre för $K_I < 75 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, jämfört med den tidigare kurvan.
- HWC har en egen tillväxtkurva oberoende av Cl-halt och materialets S-halt (blå heldragen linje).
- Spricktillväxthastigheten vid närvaro av klorider i reaktorvattnet är väsentligen högre än tidigare och representeras av två kurvor, dels en för kloridhalter mellan 3-5 ppb, dels en kurva för kloridhalter > 5 ppb (blå respektive grön streckad kurva).

Ekvationerna (14) för spricktillväxt (Crack Growth Rate, CGR) enligt den röda kurvan, dvs. för NWC miljö med $Cl < 3\text{ppb}$ och $S \leq 0,015\text{wt-\%}$ är:

$$\begin{aligned}
 - \text{CGR} &= 1 \times 10^{-12} \text{ m/s} & K &\leq 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \\
 - \text{CGR} &= 1 \times 10^{-11} \text{ m/s} & 15 < K &\leq 55 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \\
 - \text{CGR} &= 10^{(0,1008 \cdot K - 16,55)} \text{ m/s} & 55 < K &\leq 75 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \\
 - \text{CGR} &= 3,29 \times 10^{-17} \cdot K^4 \text{ m/s} & K &> 75 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}
 \end{aligned} \tag{14}$$

Ekvationerna för HWC-miljö, NWC-miljö och material med högt S samt vid kloridtransienter framgår av kap. 9 och 10 i [146].

Så kallade minneseffekter har undersökts avseende Cl-transienter. Med minneseffekt avses här att spricktillväxthastigheten inte omedelbart återgår till en lägre tillväxthastighet när en Cl-transient upphör. Vid en Cl-transient ökar inte heller spricktillväxthastigheten omedelbart, det behövs en viss aktiveringstid innan spricktillväxthastigheten ökar. Studier har visat att minneseffekten och aktiveringstiden är praktiskt sett lika stora. Vid en analys av spricktillväxten orsakad av en Cl-transient behöver därför ingen extra tid adderas till tiden för själva transienten.

På basis av analyserna i [146] har BWRVIP Water Chemistry Guidelines justerats avseende NWC action level 1 för klorider i reaktortvattnet från 5 ppb till 3 ppb.

EPRI har formulerat ett Code Case med de uppdaterade dispositionskurvorna vilket har skickats till ASME för granskning och godkännande. När granskning och ett eventuellt godkännande kan bli klart är i dagsläget okänt.

SSM initierade 2017 provning av reaktortankmaterial med syfte att verifiera de uppdaterade spricktillväxtkurvorna enligt figur 5. Provningsomfattningen omfattar bl.a. inverkan av Cl-transienter med låga Cl-nivåer. Provningsutförandet utförs av Studsvik Nuclear AB och planen är att publicera resultaten under 2019.

SSM bedömer utifrån funna drifterfarenheter och redovisade provningsresultat att sannolikheten för att spänningskorrosionssprickor i Alloy 182 ska växa vidare in i reaktortankmaterial eller på annat sätt uppkomma i reaktortankmaterial (LAS) är låg. Dock kan förekomsten av SCC i låglegerade stål inte helt uteslutas och risken för spänningskorrosion behöver därför även fortsättningsvis beaktas för dessa material. Vid sådana analyser kan spricktillväxtdata enligt BWRVIP-233 rev. 2 [146] (figur 5) tillämpas. Försiktighet bör dock iaktas då de föreslagna kurvorna kan komma att justeras, dels med hänsyn till den pågående granskning som utförs av ASME av förslaget Code Case, dels till kommande resultat från pågående verifierande provningar.

7.4.3 IASCC

Bestrålningssinducerad spänningskorrosion, IASCC (Irradiated Assisted Stress Corrosion Cracking) är en degraderingsmekanism där det aktuella materialet, austenitiskt rostfritt stål, blir känsligt för spänningskorrosion under inverkan av neutronbestrålning. Skador orsakade av IASCC har rapporterats i bl.a. interndelar så som moderatorankar, härdgaller, styrstavblad och instrumentrör hos BWR och baffelbultar och fjädrar hos PWR. För svenska reaktorer, såväl BWR och PWR, har inget fall av IASCC ännu registrerats. En orsak till detta kan vara att många av interndelarna i de svenska BWR har ersatts med nya innan de blivit högt bestrålade. Inte heller har någon sprucken baffelbult påträffats i de svenska PWR-reaktorerna ännu. En förklaring kan vara att de svenska PWR-reaktorerna rankas i de lägre riskgrupperna avseende sannolikheten för skador i baffelbultar orsakat av IASCC. Ett tidigt fall av IASCC för svenska BWR rapporterades under mitten av 80-talet då brott på skruvar till styrskenor på övre härdgallret upptäcktes. På senare tid har dock

skademekanismen omvärderats till IGSCC. Efterhand som de svenska reaktorerna blir äldre ökar dock sannolikheten för både BWR och PWR att degradering orsakad av IASCC ska uppträda i de anordningar som utsätts för hög neutronbestrålning. Omfattande forskning har bedrivits på området sedan mitten av 80-talet. Flera internationella forskningsprojekt har genomförts där även SSM och de svenska tillståndshavarna har deltagit. Sammantaget har ett stort antal mekaniska provningar och metallografiska studier utförts på bestrålat material. Undersökningarna visar samstämt att materialet påverkas av neutronbestrålning på flera olika sätt. Bl.a. har en förändring av sammansättningen i korngränserna påvisats med ökad bestrålningsgrad, fluens. En annan påverkan av neutron-bestrålningen är att materialets hårdhet och sträckgräns ökar och att brottsegheten minskar med ökande fluens. Trots att förändringar av materialets egenskaper kan registreras i olika undersökningar har det visats sig svårt att korrelera förändringar i egenskaper mot känsligheten för IASCC. En djupare förståelse för degraderingsmekanismen IASCC saknas för närvarande. Ett resultat av de omfattande undersökningarna är fastställande av så kallade tröskelvärden. För att ett material ska vara känsligt för IASCC fordras att det utsätts för en viss fluens. För BWR miljö är denna fluens ca $5 \cdot 10^{20}$ n/cm² ($\approx 0,75$ dpa) och för PWR miljö ca $2 \cdot 10^{21}$ n/cm² (≈ 3 dpa). Dessa gränser är i någon mening internationellt accepterade. IASCC behöver således beaktas för austenitiska rostfria stål både i BWR och i PWR miljö när fluensen förväntas överstiga dessa nivåer.

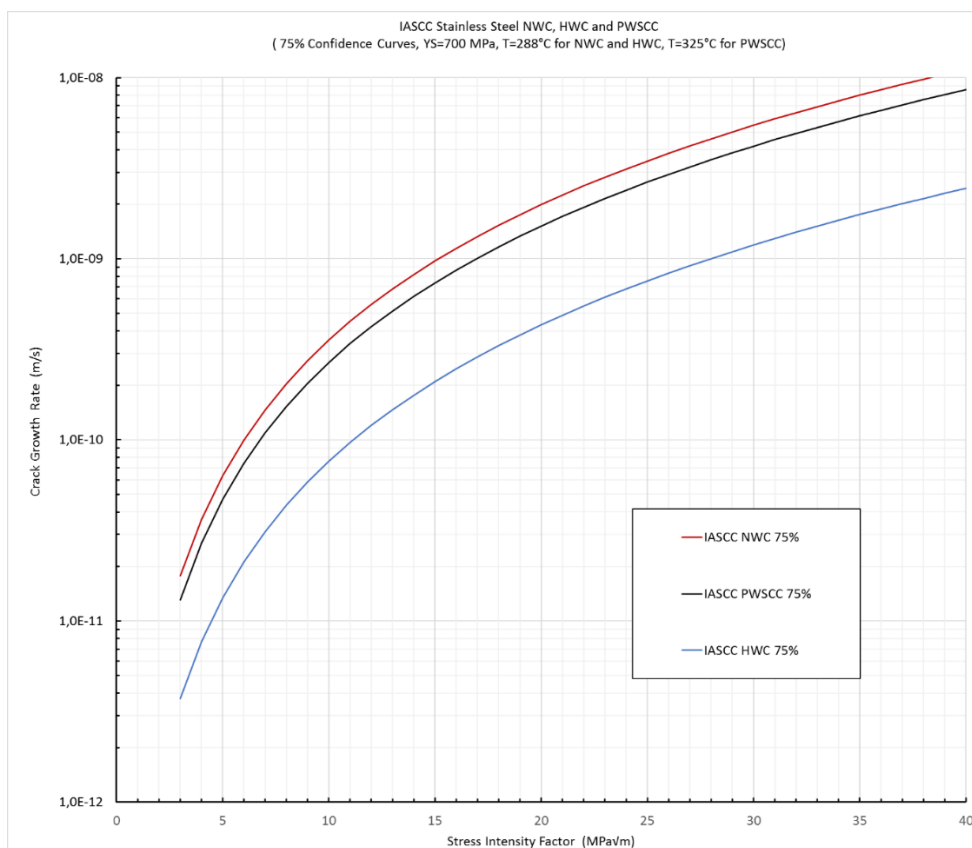
Det är känt att känsligheten för IGSCC ökar om materialet kallbearbetas så att hårdheten och hållfastheten ökar. Hårdheten och hållfastheten påverkas, som nämns ovan, även vid neutronbestrålning. Spricktillväxtsamband för IASCC, Eason et al [137] har föreslagits av Electric Power Research Institute (EPRI) där inverkan av neutronbestrålning beskrivs med en fluensberoende sträckgräns enligt följande:

$$\frac{da}{dt} = 2.84 \times 10^{-17} \cdot \sigma_{0.2}^{2.675} \cdot K^{2.486} \quad (\text{BWR, NWC, } 288^\circ\text{C}) \quad (15)$$

$$\frac{da}{dt} = 1.35 \times 10^{-17} \cdot \sigma_{0.2}^{2.547} \cdot K^{2.504} \quad (\text{BWR, HWC, } 288^\circ\text{C}) \quad (16)$$

$$\frac{da}{dt} = 4.75 \times 10^{-17} \cdot \sigma_{0.2}^{2.547} \cdot K^{2.504} \quad (\text{PWR primary, } 325^\circ\text{C}) \quad (17)$$

Ekv. (15)-(17) gäller vid konstant last och representerar ett övre 75 % konfidensintervall för spricktillväxthastigheten (mm/s). Vidare, är $\sigma_{0.2}$ den bestrålade sträckgränsen (MPa) vid angiven temperatur och K är spänningsintensiteten (MPa $\sqrt{\text{m}}$). I [137] ges även mera generella uttryck för spricktillväxthastigheten. I figur 6 visas de tre kurvorna enligt ekv. (15)-(17) för en antagen bestrålad sträckgräns på 700 MPa. Notera att kurvan för PWR är vid en högre temperatur jämfört med kurvorna för BWR. Om samma temperatur antas sammanfaller kurvan för PWR primary med den för BWR HWC.

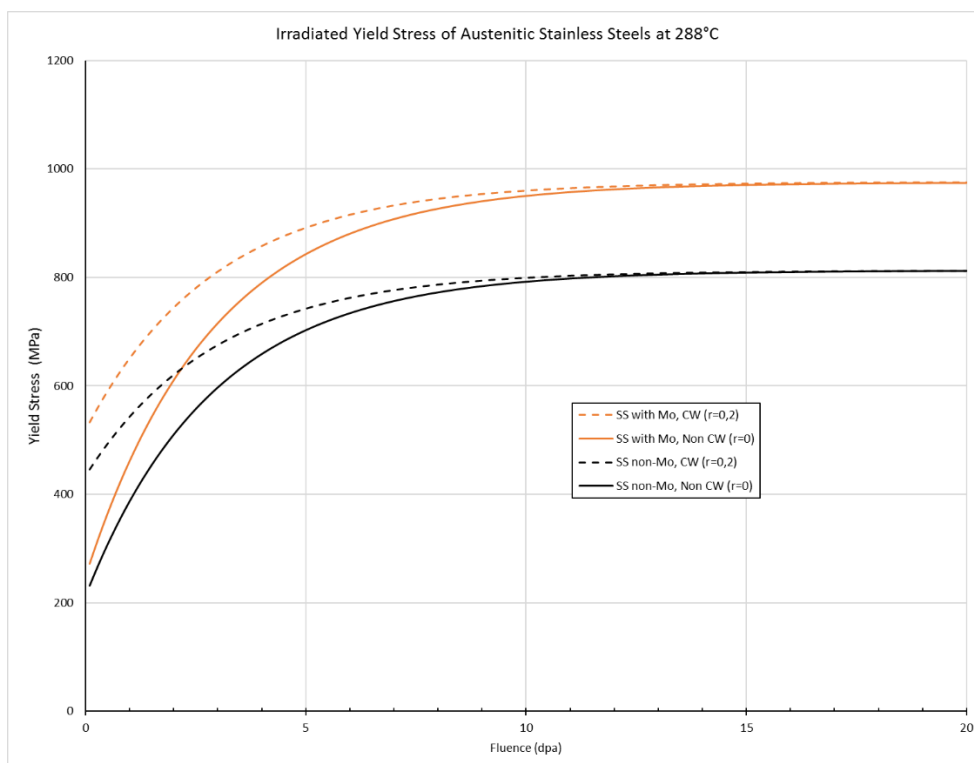


Figur 6. IASCC crack growth curves (75th percentile) for Stainless steel, BWR (NWC and HWC) and PWR environment.

Som framgår av figur 6 representerar kurvorna ett 75 % konfidensintervall, dvs. 75 % av alla provdata förväntas omslutas av kurvan. Här är en skillnad mot spricktillväxtkurvorna i ASME XI för IGSCC i rostfritt stål vilka är angivna för ett 95 % konfidensintervall. Motivet för att använda 75 % konfidens för IASCC är att den nivån anses vara konservativ vid jämförelse mot data som inte använts vid framtagning av kurvan samt att den också är konservativ vid jämförelse mot uppskattningar av spricktillväxt vid återkommande kontroll av verkliga sprickor påträffade i kärnkraftsanläggningar. Det ska dock nämnas att det finns få högkvalitativa data punkter som inte använts vid framtagning av modellen och att verifieringen av modellen mot högkvalitativa laboratoriedata därför i dagsläget är svag.

Den bestrålade sträckgränsen i modellen kan antingen vara uppmätt eller så kan den beräknas med en modell som beskrivs i MRP-135-Rev. 1, ref. [138]. Figur 7 visar den bestrålade sträckgränsen enligt [138] som funktion av fluens, i detta fall som dpa. Modellen tar hänsyn till eventuell kallbearbetning av materialet innan bestrålning vilket ges av faktor r , där $r = 0$ är ingen kallbearbetning och $r = 0,2$ innebär 20 % kallbearbetning.

Den ovan beskrivna modellen för IASCC spricktillväxthastigheter enligt [137] har föreslagits som ett Code Case för ASME Section XI och granskas för närvarande av berörda arbetsgrupper.



Figur 7. Irradiated yield stress of stainless steel at 288°C according to model in MRP-135, Rev. 1, ref. [138].

SSM anser att IASCC behöver beaktas om den förväntade fluensen för den mekaniska anordningen i fråga överskrider för BWR miljö $5 \cdot 10^{20}$ n/cm² ($\approx 0,75$ dpa) och för PWR miljö ca $2 \cdot 10^{21}$ n/cm² (≈ 3 dpa). I sådana fall kan de modeller som presenteras i av EPRI i [137] vara lämpliga för att uppskatta den förväntade spricktillväxthastigheten. Eftersom modellen och underlaget granskas för närvarande av arbetsgrupper inom ASME kan justeringar eller modifieringar komma att göras i modellen. Vidare kommer modellen att jämföras mot nya högkvalitativa laboratorieresultat efterhand som dessa publiceras, vilket också kan komma att medföra justeringar av modellen. Det är därför viktigt att ta tillvara nya erfarenheter på området och värdera hur gjorda tillämpningar påverkas vid eventuella kommande revideringar av modellen.

7.5 Utmattningskador

Utmattning är den i särklass vanligaste skademekanismen när det gäller skador i mekaniska komponenter räknat över alla industribranscher. I detta avsnitt ska följande aspekter av utmattning behandlas:

- Vibrationsutmattning
- Termisk utmattning
- Initiering av utmattningsprickor
- Tillväxt av utmattningsprickor

7.5.1 Vibrationsutmattning och tröskelvärden

Vibrationsutmattning har varit ett stort problem i främst tryckvattenanläggningar och är det fortfarande i viss mån även om man har gjort en hel del för att undvika problemet. Analys av uppgifter i skadedatabasen OPDE [97] visar att vibrationsutmattning förekommit främst i klena rörledning med rördiametrar mindre än 50

mm. Vibrationsutmattning förekommer vid typiska frekvenser mellan 5 och 100 Hz. Uppgifterna kommer framförallt från amerikanska anläggningar. Vibrationsutmattning uppstår när en ogynnsam kombination av vibrationsamplitud, vibrationsfrekvens och tröskelvärde föreligger. Sprickor kan initieras i närheten av dåligt utformade svetsfogar som tjänar som spänningskoncentrationer. Även ändrade driftförhållanden kan göra att resonansfenomen uppstår som lokalt kan öka vibrationsamplituden kraftigt. En hel del fall av vibrationsutmattning har inträffat i s.k. socket welds, dvs. små insticksstutsar utformade med kälsvetsar. Dessa har tjänat som initieringspunkter för utmattningssprickor då insticksstutsarna vibrerat med någon resonansfrekvens. Det finns vanligen hundratals av dessa socket welds i en typisk tryckvattenanläggning. Notera att oförstörande provning vanligen inte gör någon nytta för att i tid upptäcka vibrationsutmattning. Antingen har inga sprickor alls initierats eller också har redan brott inträffat. Det beror på fenomenets tröskelkaraktär. Om tröskelvärdet för högcykelutmattning överskrids kan brott ske på en mycket kort tid. I stället för oförstörande provning bör man använda sig av övervakning med larmgränser eller ännu hellre modifierad svetsutformning eller vibrationsdämpare.

Tröskelvärden används vid en brottmekanisk utvärdering av vibrationsbelastade komponenter för att tillförsäkra att omfånget ΔK av spänningsintensitetsfaktorn har en tillräcklig marginal mot tröskelvärdet ΔK_{th} . I de fall högcykelutmattning kan förekomma kan man anse att tillräcklig säkerhet mot brott föreligger om omfånget ΔK av spänningsintensitetsfaktorn har en säkerhetsfaktor 3.0 mot tröskelvärdet. Denna relativt höga rekommenderade säkerhetsfaktor för trycksatta rörsystem gäller i de fall man inte kan tillförsäkra att en LBB-situation råder, dvs. om man inte kan förvänta sig att en spricka som växer med vibrationsutmattning leder till ett läckage som man med marginal kan detektera innan totalbrott kan förväntas.

Tröskelvärden och säkerhetsaspekter diskuteras bl.a. i en litteraturstudie av Wåle och Brickstad [61]. Där finns även en internationell jämförelse om synen på säkerhetsmarginal mot tröskelvärdet vid vibrationsutmattning. I ref. [61] definieras tröskelvärdet som det ΔK vid vilken tillväxten per cykel uppgår till 10^{-8} mm/cykel. Utredningen ansluter sig till denna definition.

Den svenska kärnkraftsindustrin har sammanställt ett underlag för framtagning av tillväxtdata och tröskelvärden i etapp 2 av den s.k. Materialdataboken [62] (MD-02). Där anges tillväxtdata även i tröskelområdet i reaktorvattenmiljö för austenitiskt rostfria stål och för nickelbaslegeringarna Alloy 600 och Alloy 182. Dessa data har bedömts i ett tidigare SKI-PM [63] kunna användas för uppskattning av tröskelvärdet. Å andra sidan är dessa tröskelvärden i många fall framtagna under lågcykelutmattning vid låga frekvenser och i detta område med låga ΔK_I är tillväxten per cykel så låg att det vanligen inte utgör något problem.

Med stöd av [61], [62] och [63] och i de fall det saknas specifika experimentella data för den aktuella tillämpningen, anser utredningen att tröskelvärden på $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ kan användas för dessa typer av material (austenitiskt rostfria stål och nickelbaslegeringarna Alloy 600 och Alloy 82/182) som gäller vid högcykelutmattning för frekvenser överstigande 1 Hz. Lägre tröskelvärden kan möjligen uppmätas vid ännu lägre frekvenser men då är det knappast fråga om högcykelutmattning. Påverkan från reaktorvattenmiljön på tröskelvärdet synes inte vara lika framträdande när det gäller högcykelutmattning.

För låglegerade ferritiska stål finns tröskelvärden som funktion av R-värdet angivna i ASME XI, App. A-4300, både för luftmiljö och i reaktorvattenmiljö. Dock gäller dessa tröskelvärden främst lågcykelutmattning vid låga frekvenser och kan inte sägas vara representativa för vibrationsutmattning.

7.5.2 Termisk utmattning

Termisk utmattning har bl.a. förekommit i T-stycken, vissa reaktortankstutsar, RCP-pumpars interndelar i tryckvattenreaktorer, styrstavs förlängare i kokarreaktorer och i rörledningar i närheten av läckande ventiler. Man brukar särskilja mellan två typer av termisk utmattning (vad gäller orsak och skadeutseende), dels termisk stratifiering, dels turbulent blandning mellan varmt och kallt vatten. En översikt av termisk utmattning som fenomen och vilka beräkningsmetoder som kan användas finns i NESC-rapporten [59]. Termisk stratifiering karaktäriseras av låga flöden med möjlighet för kallt och varmt vatten att skiktas i rörsegment, ofta med horisontell placering. Termisk stratifiering sker vanligen med en relativt låg frekvens. Skiktningen kan ge upphov till skador på stöd eller angränsande komponenter men också i själva rörledningen om nivån på gränsskiktet mellan varmt och kallt vatten ändras i röret. Till stratifiering brukar man också hänföra fall då ett gränsskikt mellan stratifierat och icke-stratifierat vattenflöde rör sig, ofta i samband med en läckande ventil (termisk cykling). Termisk cykling kan uppstå i rårör men också i och i närheten av rörböjar då gränsskiktet rör sig mellan det horisontella och vertikala röret. Erfarenhetsmässigt är termisk cykling en termisk last som är benägen att skapa genomgående sprickor, se ref. [59].

Turbulent blandning mellan varmt och kallt vatten ger lokalt upphov till stokastiska variationer av temperaturen i ett begränsat område vilket gör det svårt att beskriva hur flödet sker i detalj. Denna form av termisk utmattning kan ske i alla material och komponenter som utsätts för temperaturcykling med en temperaturskillnad som överstiger 50 °C, se [84]. Det bör noteras att turbulent blandning kan ge upphov till snabb skadeutveckling. Sprickmorfologin kan i dessa fall variera mellan enstaka sprickor i olika riktningar och det mera klassiska gatstensmönstret. Dock ger turbulent blandning, utan inslag av andra termiska laster som t.ex. termisk cykling, sällan upphov till helt genomgående sprickor, se ref. [59].

7.5.3 Initiering av utmattningsprickor

I ASME III (2015) finns designkurvor för ferritiska stål, austenitiskt rostfria stål och nickelbaslegeringar. Dessa kurvor är baserade på töjningsstyrda utmattningsexperiment utförda på små polerade provstavar i luftmiljö vid rumstemperatur. Antalet töjningscykler till brott registrerades i proven och genom att applicera elasticitetsmodulen på töjningarna kan utmattningskurvan uttryckas i form av ett spänningsmått. På resultatet av experimenten läggs sedan en reduktionsfaktor (12 på livslängd eller 2 på spänningsamplitud) för att ge en marginal i designkurvan och ta hänsyn till de faktorer som skiljer en verklig komponent från provstavar i laboriemiljö. Sådana faktorer är storlek, ytbeskaffenhet och måttlig miljöpåverkan. I ASME III version 2010 infördes nya utmattningskurvor eftersom ny kunskap visat att marginalerna för de tidiga utgåvorna av designkurvorna var mindre än vad som var avsett. Det vill säga de tidiga kurvorna överskattade utmattningshållfastheten. Detta gällde speciellt för austenitiskt rostfria stål och särskilt för lägre spänningsamplituder. De införda designkurvorna för utmattning i ASME III version 2010 avser såväl ferritiska stål, austenitiskt rostfria stål och nickelbaslegeringar och har tagits fram av Argonne National Laboratory (ANL), se Chopra och Shack [64].

Senare års kunskap har visat att inverkan av reaktorvattenmiljö kan sänka utmattningslivslängden betydligt jämfört med luftmiljö. Detta gäller såväl ferritiska stål, austenitiskt rostfria stål och nickelbaslegeringar. De parametrar som identifierats inverka på utmattningslivslängden är töjningshastighet och temperatur samt för ferritiska stål även svavelhalten i metallen och syrehalten i vattnet. Ett antal modeller för att inkludera miljöeffekter i utmattningsanalyser har föreslagits, se

exempelvis ANL [64], [115] (NUREG/CR-6909) och ASME [116] (vilken bygger på ANL). I modellerna beaktas miljöeffekter genom att applicera en miljöfaktor på den delskada som beräknats utan hänsyn till miljöeffekter. Många kärnkraftsmyndigheter, inklusive US-NRC och SSM, rekommenderar NUREG/CR-6909 för att ta hänsyn till miljöeffekter, se [117], [118] och [119]. Andra kärnkraftsmyndigheter, exempelvis i Schweiz och Tyskland, tillåter därtill ett förenklat angreppssätt med så kallade uppmärksamhetsvärden [120], [121] och [122]. Med uppmärksamhetsvärde avses ett värde på utnyttjandegraden för utmattning, utan hänsyn tagen till påverkande reaktorvattenmiljö, över vilket miljöfaktorer bör beaktas i utmattningsanalysen. Syftet med tillämpningen av uppmärksamhetsvärden är att vid låga utmattningsutnyttjanden kunna använda befintliga eller förenklade analyser för att visa att det finns tillräckliga marginaler för att ta hand om effekterna av reaktorvattenmiljö och på så sätt reducera antalet kvalificerade analyser. Det används eller föreslås i dagsläget ett antal olika uppmärksamhetsvärden [120], [121], [122] och [123] (TLAA 106) och SSM följer utvecklingen i frågan. Under 2017 har SSM initierat ett forskningsuppdrag (SSM:s ärendenummer SSM2017-629) för att undersöka möjligheten att ta fram tillvägagångssätt för bestämning och tillämpning av uppmärksamhetsvärden för rörsystem i svenska kärnkraftverk. Detta arbete har inte slutförts vid fastställandet av föreliggande utredning.

SSM har finansierat två studier [124] och [125] för att belysa de frågeställningar som finns avseende de nya designkurvorna och effekterna av reaktorvattenmiljö. Studien [124] belyser den tekniska bakgrunden till de forskningsresultat som gjorts beträffande nya designkurvor samt förslag till hur reaktorvattenmiljö kan beaktas i utmattningsanalyser. I studien [125] har en utmattningsanalys utförts på ett matarvattensystem i en svensk kokarvatten-reaktor och de resultat som erhålls med de tidiga utgåvorna av ASME III har jämförts med de resultat som erhålls med reviderade designkurvor för utmattning och med hänsyn till reaktorvattenmiljö. Några slutsatser från studierna är:

- De införda designkurvorna i ASME III version 2010 är konsistenta med moderna experimentella data.
- Det finns fortfarande en relativt stor osäkerhet om överförbarheten mellan resultat från små laboratorieprovstavar och verkliga komponenter. Det gäller speciellt för austenitiskt rostfritt stål som kännetecknas av stor cykliskt plasticering även vid ett stort antal utmattningscykler.
- De modeller för hur man kan inkludera miljöeffekter i utmattningsanalyser som föreslagits, exempelvis [64], [115] och [116], förefaller ta hänsyn till miljöeffekter på ett rimligt sätt.
- De införda designkurvorna i ASME III version 2010 bedöms öka utnyttjandefaktorn U med 50-100 % i jämförelse med de tidiga utgåvorna av ASME III för ett system som domineras av laster inom lågcykelområdet.
- ANL:s modell [64] för att ta hänsyn till miljöeffekter innebär att utmattningsutnyttjandet för austenitiskt rostfritt material ökar med typiskt en faktor 3.
- För det aktuella matarvattensystemet ökade utmattningsutnyttjandet från 0,2 till 0,9 under en period på 60 år med användning av nya designkurvorna för austenitiskt rostfritt stål i ASME III version 2010 och med hänsyn till miljöeffekter i jämförelse med de tidiga utgåvorna av ASME III.

Det pågår för närvarande ett omfattande arbete inom industrin med att förbättra tillväxtdata och reducera konservatismen i modellerna för att inkludera miljöeffekter. Bland annat har experiment utförts på provstavar av austenitiskt rostfritt stål, vilka gör gällande att provstavarnas utmattningshållfasthet förbättras då hålltider

introduceras mellan perioder av cyklisk last. Hålltider skulle enligt industrin vara representativt för materialbeteendet i kärnkraftsreaktorer, där transienter till följd av exempelvis upp- och nedgång följs av långa perioder av kontinuerlig drift. De mekanismer som orsakar en förbättrad utmattningshållfasthet är emellertid oklara och SSM följer utvecklingen i frågan.

Sammantaget anser utredningen att man vid en säkerhetsbedömning av utmattningsskador (och i samband därmed risken för att nya utmattningsskador kommer att uppträda) bör använda sig av de utmattningskurvor som redovisas i ASME III (från och med version 2010) för såväl ferritiska stål (kolstål och låglegerade stål) som austenitiskt rostfria stål och nickelbaslegeringar. Vidare rekommenderar utredningen de modeller som presenterats av ANL [115] och ASME [116] för att inkludera miljöeffekter i utmattningsanalyser. Även den tidigare utgåvan av ANL i referens [64] kan användas men den är mer konservativ än referens [115].

7.5.4 Tillväxt av utmattningssprickor

När konstruktionsmaterial utsätts för en varierande mekanisk belastning kan sprickor bildas och tillväxa vid lägre nivåer än materialets brottgräns vilket till slut kan leda till haveri. En varierande mekanisk belastning kan exempelvis uppkomma genom vibrationer eller via transienta i driftförhållanden där temperaturen varierar under normal drift (termisk stratifiering). Beroende på antal cykler av varierande belastning innan brott sker kan utmattning indelas i lågcykel- och högcykelutmattning. Lågcykelutmattning representeras vanligen av töjning eller deformationsstyrda lastfall (exempelvis termisk utmattning) medan högcykel-utmattning vanligen kan sägas vara styrda av varierande mekaniska spänningar (exempelvis vibrationsutmattning). Baserat på denna uppdelning utsätts material för varierande plastisk deformation vid lågcykelutmattning medan i huvudsak elastiska deformationer förekommer vid högcykelutmattning. Antal cykler till brott kan för utmattning därmed antingen presenteras som funktion av töjningsamplitud eller spänningsamplitud. Någon klar gräns med avseende på antal cykler till brott för när töjningsamplitud eller spänningsamplitud presenteras finns emellertid inte och i många fall redovisas töjningsstyrda försök ned till utmattningstidslängder på någon miljon cykler, vilket även redovisas för laststyrda belastningar. Vid utmattningsdimensionering bör av denna anledning val av utmattningsdata vara styrt av den aktuella lastsituationen.

Utmattningstidslängden för ett prov eller en komponent innefattar dels initiering av och dels propagering av utmattningssprickan till dess att brott sker. För defektfria material kan initiering mycket väl uppgå till 90 % av den totala utmattningstidslängden. För verkliga komponenter, vilka vanligen innehåller defekter i form av inneslutningar och speciellt för svetsade komponenter, blir andelen av utmattningstidslängden som består av initiering mindre.

Spricktillväxtdata för utmattning för material som används i kärnkraftsreaktorer beror av en rad faktorer, förutom av omfånget av spänningsintensitetsfaktorn K_I kan nämnas R-värdet (dvs. kvoten mellan minvärdet och maxvärdet av K_I), temperaturen och den omgivande miljön. Dessutom kan lastens utseende (form på lastkurvan som funktion av tiden) inverka på spricktillväxten, ofta karaktäriserad av frekvens och stigtid. Vanligen relateras spricktillväxten per cykel da/dN till omfånget ΔK_I av spänningsintensitetsfaktorn via ett empiriskt samband av en typ som representeras av ekv. (18)

$$\frac{da}{dN} = D \cdot \Delta K_I^m \quad (18)$$

där konstanterna D och m bestäms via experiment för det aktuella materialet och under de givna betingelserna. Det finns en ASTM-standard, E647 [77] som reglerar hur experimenten ska utföras.

I denna utredning har inte speciellt studerats lågcykelutmattning vid låga värden på ΔK_I . I olika undersökningar, bl.a. för vissa material i MD-02 [62] och i ASME XI, App. C-8400, finns tröskelvärden vid lågcykelutmattning angivna för ΔK_I under vilken ingen utmattningstillväxt sker. Sådana tröskelvärden bestäms vanligen genom att successivt minska ΔK_I tills ingen spricktillväxt kan uppmätas. Utredningen bedömer dock att i detta område med låga ΔK_I är tillväxten per cykel så låg att det vanligen inte utgör något problem vid lågcykelutmattning. Däremot är tröskelvärden mer betydelsefulla vid högcykelutmattning (vibrationer), vilket behandlas i avsnitt 7.5.1.

Vidare har inte utredningen behandlat utmattningstillväxt av mycket grunda sprickor, typiska sprickdjup mellan 0.1 och 1 mm. Sådana sprickor kan växa snabbare än vad tillväxtsamband enligt ekv. (18) antyder. Olika förklaringar har föreslagits där plastiska zonens storlek och sprickslutningseffekter spelar in, se t.ex. Anderson [106] eller avsnitt 4.05 i *Comprehensive Structural Integrity, Volume 4*, [60].

Den svenska kärnkraftsindustrin har beskrivit sin syn på hur utmattningsegenskaperna påverkas i kokvattenmiljö (BWR) för ferritiska låglegerade stål, austenitiskt rostfritt stål och nickelbasmaterial i MD-02, [62]. Arbetet har omfattat austenitiskt rostfritt stål och nickelbasmaterialen Alloy 600 och Alloy 82/182 med utvärdering och analys av provstavsprovning under NWC- och HWC-förhållanden. För låglegerat stål rekommenderas i MD-02 användning av tillväxten per cykel vid utmattningsbelastning som redovisas av ASME XI, App. A-4300. Det ska vidare förtydligas att MD-02 inte hanterar reaktorvattenmiljöns inverkan på initiering av utmattningssprickor utan endast innehåller tillväxtdata i reaktorvattenmiljöer. Enligt redovisningen i MD-02 anges att den totala tillväxten av en utmattningsspricka under en cykel dels beror av utmattningstillväxt och dels tillväxt beroende på spänningsskorrosion och då speciellt vid lägre provningsfrekvenser. I MD-02 exkluderas av denna orsak provdata som bedöms vara orsakade av spänningsskorrosion, vilket kan förekomma vid lägre frekvenser, uppskattningsvis för frekvenser mindre än 0.001 Hz. Hur data som innehåller ett bidrag från spänningsskorrosion har exkluderats framgår inte tydligt i redovisningen.

Förutom MD-02 har tillväxten per cykel i luft och reaktorvattenmiljö presenterats av ASME, dels i ASME XI, App. C-8400, [104], dels i ASME Code Case N-809, [105]. För austenitiska rostfria stål, ref. [105], redovisas tillväxt i PWR-miljö medan för Alloy 600 anges i ref. [104] att tillväxten per cykel är giltig för både BWR- och PWR-miljö. Den tekniska bakgrunden till de tillväxtdata för Nickelbaslegeringar som anges i ASME XI, App. C-8400 har redovisats av Bamford et al [80] och som delvis bygger på en modell av Chopra et al [81]. En jämförelse mellan tillväxten per cykel i MD-02 och i ASME XI framgår av figurbilagan i Appendix B. En skillnad mellan tillväxtkurvorna som anges i ASME XI och MD-02 är att den förra innehåller ett beroende på hur stigtiden T_R påverkar tillväxten i reaktorvattenmiljö. I MD-02 presenteras istället tillväxten per cykel vid olika lastfrekvenser. Lastökningshastigheten i ASME XI, App. C-8400 har i denna utredning omvandlats till en frekvens på utmattnings-lasten under antagande om en sågtandad lastvariation

med likformig pålastning och avlastning. Det innebär t.ex. att en frekvens på 0.001 Hz svarar mot en stigtid på 500 s.

För låglegerat ferritiskt stål finns tillväxten per cykel vid utmattningsbelastning redovisade i ASME XI, App. A-4300. Det gäller både i luft och i BWR/PWR-miljö för olika R-värden. Fig. B1 visar ett exempel för $R = 0.8$. Det observeras att inverkan av miljön är relativt stor. Användning av ASME XI, App. A-4300 rekommenderas även i MD-02.

För rostfritt stål visar Fig. B2 att det inte är stora skillnader för tillväxten mellan MD-02 och ASME XI, App. C-8400 för luftmiljö. I reaktorvattenmiljö, som finns redovisad dels i MD-02, dels i ASME Code Case N-809, blir tillväxten per cykel markant högre. För låga och måttliga värden på ΔK är tillväxten per cykel högre med användning av ASME Code Case N-809 jämfört med MD-02 vilket bl.a. beror på olika exponenter i tillväxtekvationen (18). Vid högre värden på ΔK är tillväxten per cykel i stället högre med användning av MD-02 jämfört med ASME Code Case N-809. Växlingen sker vid en viss brytpunkt på ΔK . Vid samma R-värde och temperatur beror brytpunkten på lastfrekvens. För höga lastfrekvenser (> 0.1 Hz) hamnar brytpunkten under $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, dvs. över detta värde är tillväxten per cykel från MD-02 större än ASME Code Case N-809.

För Alloy 600 i Fig. B3 är tillväxtfunktionerna angivna i ASME XI, App. C-8400 och MD-02 tämligen lika för $\Delta K \geq 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ och inverkan av miljön är måttlig. För lägre värden på ΔK är den angivna tillväxten per cykel i reaktorvattenmiljö enligt ASME XI, App. C-8400 högre och då speciellt vid låga frekvenser. I Fig. B3 har tillväxtkurvan ritats för $f = 0.001$ Hz. För ännu lägre frekvenser kan man inte utesluta att en viss spänningsskorrosionstillväxt inverkar på resultaten.

För Alloy 82 och Alloy 182 i Fig. B4 har provningsresultat endast redovisats av MD-02. Inverkan av reaktorvattenmiljön innebär att tillväxten per cykel blir en faktor 2.4 högre än i luftmiljö.

Användning av spricktillväxtsamband för utmattning

I allmänna råd till nu gällande föreskrifter 2 kap. 6 §, SSMFS 2008:13, förekommer inga rekommenderade tillväxthastigheter för spänningsskorrosion eller utmattning. Däremot finns rekommendationen att ”Använda analysmetoder och förfaranden bör vara validerade eller väl beprövade och använda tillväxthastigheter samt tröskelvärden bör vara baserade på realistiska och kvalitetssäkrade data av tillräcklig omfattning. I de fall det inte finns kvalitetssäkrade data i den omfattning som behövs för att kunna dra säkra slutsatser, t.ex. baserade på statistiska analyser, bör försiktiga (konservativa) antaganden göras om tillväxthastigheter och tröskelvärden”.

Mot bakgrund av SSM:s föreskrifter och utredningens analys av dataunderlaget i MD-02 rapporterna samt de tillväxtsamband som finns i ASME XI, App. C-8400 och ASME Code Case N-809, gör utredningen följande rekommendationer:

1. Tillväxtsamband av typ ekv. (18) för utmattningstillväxt bör baseras på ett tillräckligt stort dataunderlag. Filtreringsvillkor kan användas för att tillförsäkra bra kvalitet på dataunderlaget. Filtringen bör dock inte genomföras om det leder till att för få datapunkter återstår för att kunna göra en meningsfull statistisk utvärdering av dataunderlaget. (Det torde inte

- finnas någon vedertagen definition på vad som kan anses vara ett tillräckligt antal datapunkter utan det får bedömas från fall till fall.)
2. Vid framtagning av experimentella data för utmattningstillväxt bör man följa de kriterier som anges i ASTM E647 [77]. Vid provning i reaktorvattenmiljö bör de miljöförhållanden som råder i BWR- respektive PWR-anläggningar efterliknas så långt som det är möjligt och rimligt. I sådana miljöer bör hänsyn tas till beroendet av R-värde, temperatur och lastfrekvens.
 3. Bidrag från spänningskorrosion vid låga frekvenser bör inte förekomma för den rena utmattninglasten. Det innebär t.ex. om långa hålltider förekommer i lastcykeln bör tillväxten från spänningskorrosion kompenseras för vid framtagning av data för utmattningstillväxt.
 4. En tillräckligt konservativ tillväxtkurva bör utgöras av det övre osäkerhetsintervallet på 95 % av en tillväxtkurva där avvikelserna antas vara lognormalfördelade.
 5. Utredningen rekommenderar följande tillväxtsamband vid analys av fortsatt spricktillväxt till följd av utmattning när utmattningssprickor upptäcks i mekaniska anordningar:
 - a) För låglegerat stål i reaktorvattenmiljö (BWR och PWR) och i luftmiljö bör tillväxten per cykel enligt ASME XI, App. A-4300 användas för respektive miljö och R-värde. Det är även i linje med vad som rekommenderas i MD-02.
 - b) För rostfritt material i reaktorvattenmiljö (BWR⁶ och PWR) bör de mest konservativa tillväxterna per cykel av ASME Code Case N-809 och MD-02 användas, beroende på R-värde, temperatur och lastfrekvens. I luftmiljö bör tillväxten per cykel enligt MD-02 som avser luftmiljö användas.
 - c) För Alloy 600 i reaktorvattenmiljö (BWR och PWR) bör tillväxten per cykel enligt ASME XI, App. C-8400 användas, beroende på R-värde, temperatur och lastfrekvens. I luftmiljö bör tillväxten per cykel enligt ASME XI, App. C-8400 som avser luftmiljö användas.
 - d) För Alloy 82 och Alloy 182 i reaktorvattenmiljö (BWR och PWR) och i luftmiljö bör tillväxten per cykel enligt MD-02 användas för respektive miljö.

Vad gäller punkt 5 ovan har en strävan varit att rekommendera tillväxtsamband för utmattning som är rimligt konservativa. I denna strävan konstaterar utredningen att det inte är lika stor betydelse ur konsekvenssynpunkt vilka tillväxtsamband som rekommenderas för utmattning jämfört med spänningskorrosion. Inga förutbestämda kontrollintervall behöver analyseras på nytt om nya tillväxtkurvor rekommenderas. Tillväxten per cykel för utmattning är främst av betydelse för fortsatt drift av en skadad mekanisk anordning. Jämfört med spänningskorrosion är lågcyklig utmattningstillväxt vanligtvis en tämligen långsam process. Dessutom är utmattningsskador tämligen ovanliga, framför allt beroende på att utmattning är en skademekanism som har tagits hänsyn till vid konstruktion av reaktor-anläggningar. Därför har utredningen givit rekommendationer av tillväxtsamband där det underliggande dataunderlaget i vissa fall inte fullt ut har kunnat bedömas vad gäller den experimentella kvaliteten.

⁶ Härvid antas att tillväxtsamband enligt ASME Code Case N-809 approximativt även är giltiga för BWR-miljö.

7.6 Flödesinducerad korrosion, FAC

Flödesinducerad korrosion (FAC) är ett degraderingsfenomen som typiskt påverkar rör tillverkade i kolstål, tuber i enfasssystem och underkylda matarvattenrör och ångsystem innehållande våt ånga. Enfas FAC har sin grund i att det skyddande oxidskikt som bildas på stålets yta kontinuerligt löses upp och sköljs bort av vätskan. Korrosionsprocessen är starkt beroende av flödes hastigheten, temperaturen, rørets geometri, legeringsinnehållet i materialet (främst kromhalten) samt miljöparametrar som pH, syre- och föroreningshalter. En kromhalt på 0.5 % brukar anses ge ett effektivt skydd mot FAC.

En liknande process orsakar godsfortunning av kolstålrør i tvåfasssystem, tvåfas FAC. Om røret är utsatt för torr ånga eller superhettad ånga sker ingen godsfortunning. Enfas FAC och tvåfas FAC resulterar båda i godsfortunning. Det går ändå att fastställa vilket fenomen som har orsakat godsfortunningen då enfas FAC och tvåfas FAC resulterar i olika utseenden hos den korroderade ytan.

7.6.1 Kontrollprogram och modeller

FAC kan under vissa förhållanden orsaka godsfortunning som leder till rørbrott utan föregående läckage. Det finns flera exempel på att FAC givit upphov till ett rørbrott med svåra konsekvenser avseende personskador. Ett av de allvarligaste inträffade i augusti 2004 i den japanska tryckvattenreaktorn Mihama-3, som dödade 5 arbetare när ett rørsegment i kondensationssystemet brast på grund av FAC och het ånga strömmande ut, se ref. [91]. Det är därför viktigt att använda effektiva kontrollprogram som förmår peka ut områden där det finns risk för godsfortunning. En del olika kommersiella kontrollprogram, CHECWORKS, WATHEC, BRT-CICERO och COMSY finns och används av kärnkraftverk runt om i världen vilka i stort sett har kunnat fånga upp de områden som uppvisat godsfortunning. Dessa modeller används främst för att förutse graden av FAC i en viss komponent och som ett verktyg för att välja ut de komponenter som ska genomgå återkommande kontroll. Alla dessa modeller och program tar i sina beräkningar hänsyn till de parametrar som påverkar FAC genom att använda olika faktorer. Dessa faktorer beräknas oftast med hjälp av laboratorieförsök och korrigeras med hjälp av data uppsamlade från kärnkraftverken. Modellerna är kommersiella och det är inte möjligt att få reda på de använda faktorerna och bedöma deras tillförlitlighet. För en utförligare beskrivning av modellerna och deras ingående parametrar, se SKI Rapport 99:29 [68] och dess underliggande referenser. Utredningen vill dock påpeka att alla kommersiella koder inte är lika pålitliga vid prediktering av FAC vid både enfas- och tvåfasflöde.

Smith et al, NUREG/CR-5632 [69] har studerat CHECWORKS och WATHEC samt de underliggande modellerna som har använts vid utvecklingsarbetet (EPRI-CH, Chexal et al [67] och KWU-KR, Kastner et al [96]). I denna studie har man använt sig av databaser över laboratorieresultat och fältresultat och jämfört dessa med de resultat som erhålls av kontrollprogrammen. Dessa empiriska modeller tar hänsyn till de faktorer som påverkar FAC. Även om resultaten av dessa jämförelser (särskilt jämförelse med KWU-KR då denna är öppen) visar att programmen är konservativa i sina beräkningar, finns ändå osäkerheter kvar på grund av modellernas empiriska natur.

Det som bör beaktas särskilt vid användning av programmen, är i fall något eller några av de förhållanden som påverkar FAC har förändrats. Vid förändrade förhållanden, t.ex. högre flödes hastighet till följd av högre uttagen effekt från en reaktor, kan sådana program bli missvisande om korrigeringar inte utförs. Utredningen rekommenderar en närmare analys av kontrollprogrammen där deras förmåga att prediktera FAC-skador jämförs i en vidare benchmarkstudie med speciell hänsyn tagen till förändrade förhållanden.

7.6.2 Bedömning av en FAC-skada

ASME Code Case N597-3 [70] ger nödvändig vägledning för en acceptansbedömning av en funnen skada i rörsystem i klass 2 och 3 och utredningen anser att ref. [70] kan användas i sådana fall. Scarth et al [71] ger ytterligare information och den tekniska bakgrunden till Code Case N597-3. Den ger information om vilka godstjocklekar som är tillåtna i trycksatta rörkomponenter som lokalt är behäftade med en godsfortunning. De tillåtna godstjocklekarna är angivna med hänsyn till den strukturella integriteten och innehåller säkerhetsmarginaler jämförbara med dem i ASME III och ASME XI. Den tillåtna godstjockleken i Code Case N597-3 får inte understiga en fjärdedel av den nominella godstjockleken. I annat fall måste den aktuella komponenten repareras eller bytas ut. I Code Case N597-3 ska den predikterade godstjockleken bestämmas efter en viss tidsperiod utgående från den aktuella godstjockleken samt den uppskattade avverkningshastigheten i mm/år. Den aktuella godstjockleken ska utgå från ett uppmätt värde från en provning som kan vara lika med den ursprungliga godstjockleken om ingen godsfortunning har skett tidigare. Avverkningshastigheten under olika förhållanden anges inte i Code Case N597-3. Den behöver uppskattas av anläggningsägare genom information från de återkommande provningsprogrammen i de områden där risk för FAC föreligger. I uppskattning av avverkningshastigheten ska hänsyn tas till de osäkerheter som förekommer. Bland de allvarligaste fallen av FAC-skador i ångledningar som lett till totalbrott och flera dödsfall på grund av utströmmande het ånga kan nämnas

- Surry-2, 1986, avverkningshastighet i medeltal per år, 1.0 mm/år
- Loviisa-1, 1990, avverkningshastighet i medeltal per år, 1.4 mm/år
- Mihama-3, 2004, avverkningshastighet i medeltal per år, 0.4 mm/år

Myndigheten har i tidigare föreskrifter, utredningar och framtagna PM givit sin syn på avverkningshastigheten för en FAC-skada när det inte är möjligt att med säkerhet fastställa storleken på alla påverkande faktorer, se t.ex. SKIFS 1994:1 [28]. I sådana fall kan en avverkningshastighet lika med 2 mm/år antas. Utredningen anser att denna avverkningshastighet kan användas när specifika data saknas för det aktuella systemet eller komponenten. Denna rekommendation stöds av rapporterade FAC-skador i NUREG/CR-5632 [69] även om vissa prediktions-modeller i enstaka fall predikterar en högre avverkningshastighet.

7.7 Termisk åldring

Med termisk åldring avses en tids och temperaturberoende förändring av mikrostrukturen i ett material vilket leder till minskad duktilitet och en försämring av brottseghets- och slagseghetsegenskaperna. Materialet blir sprödare med tiden. Vanligtvis medför förändringen av mikrostrukturen att materialet även får en högre hållfasthet, d.v.s. sträckgräns, brottgräns och hårdhet ökar. För kokarreaktorer (BWR) och tryckvattenreaktorer (PWR) är det främst austenitiskt gjutet rostfritt stål, rostfritt svetsgods och i viss mån även låglegerat stål som är känsliga för termisk åldring. Austenitiskt rostfritt stål, tillverkat genom smidning eller valsning, och nickelbas material är inte känsliga för denna åldringsmekanism.

Austenitiskt gjutet rostfritt stål och rostfritt svetsgods har en duplex materialstruktur bestående av austenit och deltaferrit. Det är deltaferriten som är känslig för termisk åldring vid reaktortemperatur och långa tider. Gjutet rostfritt stål innehåller typiskt ca 10-25 % ferrit medan rostfritt svetsgods innehåller typiskt ca 3-10 % ferrit. Avvikelse från dessa värden förekommer. Analysen för de aktuella materialen balanseras avsiktligt så att en viss mängd deltaferrit ska bildas då den bl.a. förhindrar varmsprickning vid stelning. Deltaferrit har även en positiv effekt ur korrosions synpunkt då den minskar materialets känslighet för interkristallin spänningsskorrosion, IGSCC. Närvaro av deltaferrit höjer även hållfastheten hos materialet.

Försprödning p.g.a. termisk åldring av deltaferrit är ett resultat av i princip tre mekanismer, bildande av en Cr rik α' fas genom spinodalt söderfall av ferritfasen, utskiljningar av G-fas i ferritfasen och bildandet av karbider i fasgränsen mellan austenit och ferrit, se t.ex. Wåle [40]. Av dessa tre är bildandet av α' fas den huvudsakliga mekanismen för termisk åldring av gjutet rostfritt stål och rostfritt svetsgods vid BWR och PWR temperaturer. Beträffande utskiljningar av G-fas i ferriten, är det oklart i vilken omfattning den bidrar till försprödningen. Andelen ferrit och ferritens morfologi har också stor inverkan på försprödningsgraden vid termisk åldring. Flera forskningsprojekt pågår för närvarande med syfte att öka kunskapen om de verksamma mekanismerna vid termisk åldring. Vissa resultat indikerar att material med ferrithalter under ca 8-10 % är mindre känsliga för termisk åldring. Rostfritt svetsgods i interdelar utsätts för höga neutronfluenser, på vissa ställen $>10^{20}$ n/cm² (E>1MeV). En samverkan mellan termisk åldring och neutronbestrålning är tänkbar speciellt för svetsgods med höga ferrithalter. En nyligen presenterad undersökning om av termisk åldring och samtidig neutronbestrålning, Bjurman et al [139] visar på en tydlig ökning av det spinodala sönderfallet av ferriten och bildning av G-fas jämfört med motsvarande termisk åldring utan samtidig neutronbestrålning. Svenska litteraturstudier av termisk åldring finns utförda av Brickstad [39], Wåle [40] och Norring [41].

I svenska kärnkraftsreaktorer förekommer flera typer av gjutna rostfria stål. Det gäller bl.a. vissa rörböjar i huvudkylkretsarna i Ringhals 2 (mellanben och kalla benet), tillverkade av statiskt gjutet SA 351 Gr CF8M. Vidare rårör, rörböjar och pumphus i huvudkylkretsarna i Ringhals 3-4, tillverkade av SA 351 Gr CF8A. Även i kokarreaktorer förekommer gjutet rostfritt stål av olika slag, bl.a. i pumphus och ventilhus. Legeringarna av typ CF8M har en högre grad av åldringsbenägenhet bl.a. genom dess högre halt av molybden (Mo) vilken är en ferritbildare. Detsamma gäller gjutna komponenter belägna i varma benet av huvudkylkretsarna i tryckvattenreaktorerna på grund av den högre temperaturen. Dock förekommer inte längre CF8M-legeringen i rörböjar i varma benet i Ringhals 2, vilka byttes i samband med byte av ånggeneratorer 1989.

Mekanismen för termisk åldring av låglegerat stål är i huvudsak att fosfor (P) diffunderar till korngränserna och försprödar dessa. Normalt fordras en temperatur över 320°C för att mekanismen ska bli märkbar. Det är därför i huvudsak materialet i tryckhållaren (temperatur ca 340°C) i en PWR som kan påverkas av termisk åldring, men de övre delarna i reaktortanken för en PWR kan också behöva beakta termisk åldring. De delar av reaktortankarna som utsätts för kraftig neutronbestrålning har ett så kallat surveillance program där mekanisk provning genomförs av provstavar som placerats mellan reaktortanken och härden. Dessa provstavar mäter den kombinerade effekten av termisk åldring och effekten av neutronbestrålning. För härdregionen av reaktortanken är försprödning orsakad av neutronbestrålning betydligt kraftigare än den orsakad av termisk åldring.

Termisk åldring innebär således en försprödning av materialet då brottsegheten och slagsegheten minskar med tiden. Förändringarna i materialets mikrostruktur orsakade av termisk åldring kan inte upptäckas med de OFP metoder som används vid återkommande kontroll av mekaniska anordningar i kärnkraftverk, t.ex. UT eller ET. Brottseghetsvärden för termiskt åldrat gjutet rostfritt stål och svetsgods behöver bestämmas genom mekanisk provning alternativt uppskattas med empiriska modeller. Screeningkriterier kan användas med syfte att avgöra vilka komponenter som ligger i riskzonen för försprödning av termisk åldring över lång tid. Brottseghetsvärden för termiskt åldrat gjutet rostfritt stål behandlas i avsnitt 7.12.5.

7.8 Krypning

Frågan om huruvida krypbrott kan vara en möjlig och eventuell viktig skademekanism för reaktortryckkärl har utretts under de senaste åren. Frågan möttes till att börja med en viss skepsis. Den främsta anledningen var att drifttemperaturen i lättvattenreaktorer ligger under den gräns vid vilken man normalt beaktar krypning och krypbrott vid dimensionering. Ett antal undersökningar som vid den tiden hade publicerats i England visade dock att sprickor kan utbredas vid så låga temperaturer som 360 °C på grund av krypning och att krypbrott inte kan uteslutas. Speciellt gäller detta kolmanganstål i kallbearbetat tillstånd.

Den dåvarande säkerhetsmyndigheten SKI beslutade att utreda frågan och Institutet för Metallforskning (IM), nuvarande Swerea KIMAB AB, fick finansiering att genomföra en experimentell studie med såväl enaxliga krypprov som brottmekaniska provstavar vid 360 °C och 420 °C för att studera fenomenet krypning i materialet ASTM A508 class 2.

Denna studie kompletterades senare med ytterligare två studier vid 340 °C och 320 °C. Vid dessa studier utfördes både drag-/krypprov och spricktillväxt-provningar med CT-provstavar. Vid 320 °C utfördes dessutom undersökningar med hjälp av större provstavar i såväl leveranstillstånd som svetsvärmepåverkat tillstånd. Som styrande parameter vid spricktillväxtberäkningar valdes den så kallade referensspänningen, vilken beror på pålagd last och komponentens geometri.

Med ledning av resultaten från dessa undersökningar [85], [86] kan man under vissa villkor inte helt utesluta att fenomenet krypning skulle kunna förekomma i reaktortryckkärlsmaterial.

Följande observationer kan bl.a. nämnas:

- De utförda försöken har gjorts med pålagda spänningsintensitetsfaktorer som överstiger vad man rimligen kan förvänta sig i ett reaktortryckkärl.
- Designlivslängden är känslig mot spänningsvariationer, även små sådana.
- Grovkorniga värmepåverkade områden är mer känsliga för kryptillväxt.
- Materialets duktilitet spelar en stor roll. Sega material är i princip mer resistent mot krypning och kryptillväxt än spröda material. Det aktuella materialet, ASTM A508 class 2, anses normalt tillhöra gruppen sega material.
- Relativt små temperaturvariationer har stor inverkan på designlivslängden. Det kan exempelvis nämnas att en temperaturökning från 320 °C till 340 °C leder till en minskning av livslängden med minst en faktor 5.

Även om man inte kan påstå att fenomenet krypning aldrig skulle kunna utgöra ett hot mot reaktortryckkärlens integritet, är det utredningens bedömning att med rådande förhållanden i de svenska kärnkraftsreaktorerna är denna risk relativt låg.

7.9 Skador i ånggeneratortuber

Ånggeneratortuberna i Ringhals 2-4 var ursprungligen tillverkade av materialet Alloy 600, som tidigt visade sig vara känslig för spänningskorrosion. Även andra skador som s.k. denting (hoptryckning av tuber i tubplåtsområden) och nötningsskador har förekommit internationellt. Ringhals 2, 3 och 4 har samtliga bytt ånggeneratorer 1989, 1995 respektive 2011 med ett tubmaterial av Alloy 690 som hittills har visat sig motståndskraftig mot spänningskorrosion. De nya ånggeneratorerna är också av en annan konstruktion än vad man haft tidigare.

I USA har man uppmärksammat skador i ånggeneratorer genom en rad åtgärder. NRC kräver att anläggningarna kontinuerligt övervakar ånggeneratorertuberna genom oförstörande provning, läckageövervakning, styrda reparationskriterier och strikt kontroll av vattenkemin. Fortfarande har en stor andel ånggeneratorer i USA tuber tillverkade av Alloy 600. Kärnkraftindustrin i USA har genom NEI givit ut riktlinjer NEI 97-06 [19] för hur man ska upptäcka och åtgärda skador i ånggeneratorer. NRC å sin sida har bl.a. givit ut en Draft Regulatory Guide DG-1074 [20], som behandlar integriteten hos speciellt ånggeneratorertuber. För närvarande tillämpas ett reparations-kriterium som innebär att max 40 % av godstjockleken får vara skadad innan en reparation måste göras. NRC:s strävan är dock att övergå till strukturmekaniska kriterier som tillförsäkrar tillräcklig hållfasthet av tuberna snarare än ett strikt reparationskriterium. DG-1074 innehåller sådana kriterier som innebär att säkerhetsfaktorn mot brott eller plastisk kollaps ska vara minst 3,0 under normala händelser och 1,4 under DBA-förhållanden (Design Basis Accident). Tillräcklig hållfasthet kan påvisas genom analyser eller via alternativa metoder som kan inbegripa provtryckning in-situ med ett tryck som motsvarar 3 gånger drifttrycket. DG-1074 anger även probabilistiska metoder som kan få användas efter särskild prövning av NRC. Sådana metoder ska t.ex. kunna påvisa att den sammanlagda brottfrekvensen för ett tubbrott under normala händelser ska vara mindre än $2,5 \cdot 10^{-3}$ per reaktorår.

I SKIFS 1994:1 angavs acceptanskriterier för när betryggande säkerhetsmarginaler ansågs föreligga för skador i ånggeneratorertuber som gick ut på att fram till nästa provningstillfälle:

- max 50 % av godstjockleken får vara skadad för tuber med axiellt orienterade sprickor, korrosionsangrepp och nötningsskador.
- inga sprickor är tillåtna i omkretsled, oavsett deras djup.

Bakgrunden till 50-procentkriteriet är att tubernas integritet med hänsyn till läckagerisken anses vara hotad när ca 70 % av godstjockleken är skadad. På detta värde har man sedan subtraherat en feluppskattning av skadeutbredning samt hänsyn till en tänkt skadetillväxt. Bakgrunden till att inte tillåta några sprickor i omkretsled är främst historiska svårigheter med att detektera och storleksbestämma omkretssprickor i tuber men även med hänsyn till en förhållandevis allvarlig konsekvens vid ett plötsligt tubbrott då radioaktivt material kan komma ut på sekundärsidan. Vissa anläggningsspecifika regler gäller idag genom olika SKI beslut, se ref. [21], och som innebär att acceptanskriterierna från SKIFS 1994:1 fortfarande gäller men med vissa undantag för Ringhals 4.

Erfarenheterna från att tillämpa dessa kriterier och tillhörande kontrollkrav har varit goda och utredningen ser inget skäl att frångå dessa. Beslut om andra acceptanskriterier kan SSM liksom tidigare acceptera från fall till fall efter särskild prövning, baserade bl.a. på utförliga skadeanalyser under aktuella förhållanden.

7.10 Skador i reaktortryckkärlens interna delar

Genom SKIFS 1994:1 infördes tydligare föreskrifter för återkommande kontroll av interna delar i reaktortryckkärl. I dessa föreskrifter ställde SKI krav på att interna delar skulle genomgå kontroll i en omfattning och med en sådan frekvens som är nödvändig för att bibehålla betryggande säkerhetsmarginaler mot brott, funktionshindrande läckage eller annan felfunktion. Att föreskrifterna förtydligade kraven på kontroll av interna delar aktualiserades även av inträffade skador i reaktortryckkärlens interna delar, både internationellt och i Sverige. Under 1990-

talet upptäcktes t.ex. skador i Oskarshamn 1, i matarvattensskärmen, moderator-tankstativet och i moderatortanken och dess centrerfjädrar. Från kraftbolagen uttrycktes dock farhågor om att kontrollerna skulle kunna bli så omfattande att de resurser som erfordrades inte stod i rimlig proportion till de säkerhetsmässiga vinsterna. Därför genomfördes under 1990-talet ett flertal utredningar [22] från kraftbolagen i syfte att ge ett mer balanserat kontrollurval. Utredningarna innehöll bl.a. principer för kontrollgruppsindelning som för interna delar även ska ske med hänsyn till s.k. funktionskriterier, Andersson [23]. Dessa kriterier skilde mellan skador som kan leda till att härdens geometri äventyras (hårdgeometrikriteriet), att inte reaktorn kan göras underkritisk med hjälp av styrtavarna (reaktivitetskriteriet) samt att kylning av härdens äventyras (nödkylningskriteriet). I utredningarna ingick även förslag till kriterier för en hållfasthetsmässig bedömning av skador i interna delar, Bergman et al [24]. SKI:s slutgiltiga ställningstagande till dessa förslag gavs i ett gransknings-PM [25] där kraftbolagens förslag i huvudsak accepterades med vissa påpekanden. Ytterligare synpunkter från SKI framfördes i beslut [26] inför återstarten av O1 efter projekt FENIX, där bl.a. en säkerhetsvärdering av reaktortryckkärlens interna delar genomfördes.

Baserat bl.a. på myndighetens ställningstagande i [25] och [26] vill utredningen poängtera att vid skador som påträffas i reaktortryckkärlens interna delar bör följande beaktas:

- i) En hållfasthetsmässig säkerhetsbedömning bör göras med användning av de metoder och med de säkerhetsfaktorer som anges i avsnitt 7.1.
- ii) Genomgående skador kan accepteras när det har visats att, förutom att hållfasthetsmässiga marginaler uppfylls, funktionen hos komponenten eller det system vari komponenten ingår inte äventyras samt att eventuellt läckageflöde från genomgående skador i skalkonstruktioner inte negativt påverkar närliggande anordningars funktion eller integritet.
- iii) Påverkan på ingående materials brotteeenskaper från bestrålningsförsprödning bör tas hänsyn till i förekommande fall (se avsnitt 7.13) liksom eventuell spricktillväxt på grund av IASCC.
- iv) I de fall bestrålningsförsprödningen är liten (upp till 0.3 dpa), kan man få utnyttja stabil spricktillväxt upp till 2 mm för ingående materials J_R -kurvor för rostfritt stål och nickelbasmaterial, se vidare avsnitt 7.12 och 7.13.

Den revidering av SKIFS 1994:1 som skett i och med senare utgåvor, senast i SSMFS 2008:13, ändrar inte myndighetens bedömning såsom den har uttryckts i [25].

7.11 Skador i närheten av pläteringen i reaktortryckkärl

Den rostfria pläteringen (påsvetsad cladding) i reaktortryckkärl påverkar den strukturella integriteten på flera sätt. Dels har pläteringen annorlunda materialegenskaper jämfört med grundmaterialet vad gäller både fysikaliska och mekaniska egenskaper samt brotteeenskaper, dels kommer vid lägre temperaturer ett skikt av relativt stora egenspanningar av dragkaraktär byggas upp i pläteringsskiktet. Dessa omständigheter gör att pläteringen måste tas hänsyn till när man gör analyser av sprickor i närheten av pläteringen i reaktortryckkärl. En sammanställning av den forskning som gjorts inom detta område finns redovisad i [126]. Där skiljer man på tre fall:

1. Ytsprickor som är belägna helt i pläteringen.
2. Ytsprickor som går igenom pläteringen och in i grundmaterialet.
3. Inneslutna sprickor belägna helt i grundmaterialet (subclad cracks).

I [126] finns en detaljerad arbetsgång för hur man bör göra för att analysera sprickor i närheten av pläteringen i reaktortryckkärl och som utredningen ansluter sig till. Det innefattar spänningsanalyser och vilka restspänningar (baserade på förenklade modeller) som bör ansättas i plätering och grundmaterial. Vidare innehåller [126] rekommenderade materialdata för pläteringen inklusive brottseghetsdata. Det ska noteras att sedan [126] publicerades har materialmodellering och tillgången på materialdata förbättrats, vilket kan tas hänsyn till. Utredningen anser även att stabil spricktillväxt får utnyttjas upp till 2 mm för den rostfria pläteringens J_R -kurva i obestrålat tillstånd utanför härdregionen. Det gäller dock inte vid bestrålningsförsprödad plätering, se avsnitt 7.12.4. Brottmekaniska analyser kan göras med hjälp av numeriska FEM-analyser eller med R6-metoden. Notera att man i allmänhet får olika restspännings-fördelning beroende på om en utjämnande värmebehandling har gjorts eller inte efter att pläteringen har påsvetsats. Om en värmebehandling gjorts efter påsvetsningen av pläteringsskiktet erhålls endast en signifikant restspänning i pläteringen (vid lägre temperaturer) och inte i grundmaterialet. Annars kan man få en signifikant restspänning även en bit ned i grundmaterialet. Speciella förhållanden råder runt pläterade stutsar. Där kan man lokalt få höga restspänningar även en bit ned i grundmaterialet på grund av geometriska effekter oavsett om strukturen är avspänningsglödgd eller inte, se [126].

Vid drifttemperaturen 288 °C är vanligen restspänningen försumbar i pläteringen. Vid kalla lastfall då temperaturen är låg kommer en hög restspänning att byggas upp i pläteringsskiktet vilket påverkar den strukturella integriteten. Vid kalla lastfall kan grundmaterialet i reaktortryckkärl ha låg brottseghet, speciellt i härdområdet som utsätts för en neutronstrålning. Däremot är den rostfria pläteringen fortfarande seg och har goda brottsegenskaper även vid låga temperaturer. Inom OKG:s projekt Fenix genomfördes brottmekaniska analyser av sprickor genom pläteringen i härdområdet till reaktortryckkärlet i Oskarshamn 1, Brickstad et al. [107]. Analyserna visade att enbart restspänningarna (trycklöst reaktortryckkärl vid rumstemperatur) kan vara tillräckliga att få ett lokalt överskridande av brottsegheten hos grundmaterialet i närheten av pläteringen vid en hög omslagstemperatur. Den sprickdrivande kraften vid trycklöst reaktortryck-kärl är dock liten och man riskerar knappast ett totalbrott av reaktortryckkärlet vid ett sådant lastfall. Ett värre fall är om reaktortryckkärlet skulle kunna trycksättas vid en låg temperatur (kall övertryckning). I ett sådant fall kan en spricka som går igenom pläteringen och når det kalla grundmaterialet, vid en hög omslags-temperatur på grund av neutronstrålning, orsaka en instabil spricktillväxt genom tankväggen som diskuteras i [107]. Dock är bedömningen att sannolikheten för att få en kall övertryckning av reaktortryckkärlet är synnerligen liten. Analyserna i [107] påvisade dock att det är viktigt att försäkra sig om att pläteringen är sprickfri, speciellt i härdområdet.

Restspänningar i pläteringen skiljer i amplitud och profil för olika positioner tvärs svetsriktningen. Exempelvis förväntas spänningsprofilen i mitten av ett påsvetsat pläteringsband avvika från den i en strängövergång. På samma sätt förväntas spänningsprofilen påverkas av antalet påsvetsade lager och strängstorlek för använd svetsmetod. Eftersom förenklade modellerna för att ansätta restspänningar inte tar hänsyn till dessa skillnader och restspänningar ofta utgör ett betydande lastbidrag har SSM under senare år initierat forskningsuppdrag innehållande detaljerade numeriska predikteringar av restspänningen. Den numeriska studien [141] har undersökt ett exempelfall för påsvetsad bandplätering där svetsparametrar och

efterföljande värmebehandling motsvarar de i en svensk reaktortank. Några slutsatser från studierna är:

- Före värmebehandlingen predikteras mycket höga svetsegensspänningar i tankstålet strax under pläteringen.
- Tankstålet genomgår en omfattande reduktion av svetsegensspänningar under värmebehandlingen.
- Värmebehandlingen kan bidra till ökad dragspänning i pläteringen.

Studien [141] konstaterar att fastransformationer i tankstålet har en lokal effekt på svetsegensspänningarna. Inverkan av fastransformationer i tankstålet har undersökts vidare i [142]. I studien har fastransformationer modellerats genom att införa en modifierad temperaturutvidgningskoefficient för materialet. Det konstateras att volymetrisk expansion vid transformation mellan austenitisk och ferritisk fas tenderar att sänka svetsegensspänningar och dragspänningar i HAZ samt att storleken av effekten är material- och värmeberoende. Följaktligen kan beaktande av fastransformationer under påsvetsning i någon mån bidra med extra marginaler vid utvärdering där svetsegensspänningar strax under pläteringen är av stor betydelse.

I [143] har restspänningar uppmätts för en mock-up tillverkad enligt svetsparametrar och efterföljande värmebehandling motsvarade de i en svensk reaktortank. Restspänningar har uppmätts med så kallad "deep hole drilling" (iDHD, DHD) och syftet med studien är att ytterligare validera de numeriska modeller för prediktering av restspänningen som utvecklats i [141]. Arbetet har inte slutförts vid fastställandet av föreliggande utredning.

Man vet att det finns så kallade undercladsprickor, det vill säga helt inneslutna sprickor som är belägna just under pläteringen, i reaktortryckkärlet Ringhals 2. De bildades som återvärmningssprickor vid påsvetsningen av pläteringen vid överlappande påsvetsskikt. Vid fortlöpande bedömningar av hur dessa undercladsprickor påverkar integriteten hos reaktortryckkärlet bör man dels ta hänsyn till restspänningarna i pläteringen, dels beakta neutronstrålningseffekter på brottsegheten hos både grundmaterialet och pläteringen.

7.12 Brottseghetsdata

I följande avsnitt behandlas brottseghetsdata för

- ferritiska tryckkärlsstål
- rostfritt stål och nickelbaslegeringar med tillhörande svetsgods
- rostfri svetsad plätering
- gjutet rostfritt stål

Dessutom diskuteras hänsyn till stabil spricktillväxt för sega material.

Experimentell bestämning av brottsegheten vid initiering av spricktillväxt i form av K_{Ic} eller J_{Ic} regleras i ASTM-standarder, ASTM E399, [101] respektive ASTM E1820, [30]. Dessa har villkor på provstavarnas dimensioner där man skiljer på sådana som ligger i provstavens plan (t.ex. provstavens längd och höjd samt spricklängd) och provstavens tjocklek. Det gäller att provstavens dimensioner i planet och spricklängden ska vara tillräckligt stora för att man kan anse att K_I eller J är en karaktäriserande brottmekanisk parameter. ASTM-standarderna innehåller även villkor på provstavens tjocklek. Detta villkor är styrt av helt andra orsaker än de som gäller de övriga dimensionerna. Brottsegheten K_{Ic} definieras vid plan töjning vilket kräver relativt stora godstjocklekar. För att K_{Ic} ska vara en giltig materialparameter oberoende av tjockleken innebär ASTM-villkoren i många fall att provstavstjockleken behöver vara mycket stor. Om provstaven är uttagen från en

struktur (på vilken man avser att tillämpa ett brottmekaniskt villkor) med en förhållandevis liten godstjocklek kan K_{Ic} fortfarande användas som en materialparameter så länge som både provstaven och strukturen dels har samma tjocklek, dels uppfyller ASTM-villkoren för dimensioner i planet. Motsvarande förhållanden råder för brottsegheten J_{Ic} men i detta fall är ASTM-villkoren mindre restriktiva.

7.12.1 Hänsyn till stabil spricktillväxt

För att bestämma acceptabelt och kritiskt sprickdjup för material som inte är helt gränslaststyrda behövs kännedom om materialets brottseghet. För material som uppvisar ett klyvbrottsbeteende, typiskt för ferritiskt reaktortryckkärlsstål med temperaturer i transitionsområdet eller därunder, motsvarar brottsegheten vid initiering (K_{Ic} , J_{Ic}) den punkt vid vilken brott inträffar vid kraftstyrda laster. För sega material, typiskt för obestrålat austenitiskt rostfritt material med tillhörande svetsgods och nickelbaslegeringar, motsvarar (K_{Ic} , J_{Ic}) initiering av stabil spricktillväxt varvid strukturen fortfarande kan bära en ökande last.

För dessa sega material anser utredningen att det är rimligt att få utnyttja ett visst mått av stabil spricktillväxt för brottsegheten via J_R -kurvan. Det stöds av internationell praxis (ASME XI, British Standard, R6-metoden) som även påvisas i en studie av Dillström [29] som utförts på myndighetens uppdrag. Utredningen anser att man kan få utnyttja brottseghetsvärden upp till 2 mm stabil spricktillväxt för dessa typer av sega material. Begränsningen på 2 mm härrör bland annat från att det är ofta svårt att erhålla giltiga prov för större sprickdjup än 2-3 mm.

För rostfri plätering och gjutet rostfritt stål hänvisas till diskussionen i avsnitt 7.12.4, 7.12.5 och 7.13.

Ferritiska tryckkärlsstål på övre plåtområdet uppvisar också vanligen ett segt brottbeteende med stabil spricktillväxt. Utredningen anser dock att tills vidare är det inte lämpligt att generellt få tillgodoräkna sig stabil spricktillväxt för ferritiska stål som har ett omslagsområde mellan segt och sprött brott, även om temperaturen skulle ligga i övre plåtområdet. I ett praktiskt fall kan det på grund av statistiska storlekseffekter råda osäkerhet om huruvida strukturen kommer att brista helt duktilt om det sega beteendet endast har påvisats för små provstavar, vilket vanligen är fallet. Vid bestrålade material tillkommer effekter från neutron-strålningen vilket även verkar begränsande på det duktila området.

7.12.2 Ferritiska tryckkärlsstål

Brottsegheten för ferritiska tryckkärlsstål är av intresse när man analyserar tåligheten mot brott i reaktortryckkärlet för verkliga eller antagna sprickor. Ett problem i sammanhanget är att materialet har ett omslagsområde där brottsegheten sjunker relativt snabbt med minskande temperatur. Historiskt har man relaterat brottseghetens temperaturberoende via den s.k. omslagstemperaturen RT_{NDT} , som bestäms via en kombination av falltest (drop weight test) och slagseghetsprovning. Dessa test är dock inte baserade på brottmekaniska provstavar. Omslagstemperaturen beror dessutom av bestrålningens inverkan på materialet, ju högre strålningsfluens desto högre omslagstemperatur.

Brottseghetens temperaturberoende kan indelas i tre områden, sprödbrottsområdet (lower shelf), transitionsområdet och övre plåtområdet (upper-shelf). I sprödbrottsområdet som svarar mot låga temperaturer, är beroendet av provstavsstorleken litet men vid högre temperaturer kommer brottsegheten att bero på en statistisk storlekseffekt. Transitionsområdet definieras av att klyvbrott inträffar efter en liten duktil spricktillväxt. Detta område är relativt starkt beroende av tjockleken på provstavarna. Upper-shelf området karaktäriseras av att

brottmekanismen är helt duktil. ASME XI, App. A innehåller materialdata över brottsegheten som funktion av $(T-RT_{NDT})$ som baserats på ett stort antal prov utvärderade med linjär brottmekanik. De gäller för material av typen A533, Grade B och A508 som många av de svenska reaktortryckkärlen är tillverkade av. (Undantaget är reaktortryckkärlet i Oskarshamn 1 som är tillverkad av A302, Grade B.) De data som ligger till grund för dessa empiriska brottseghetskurvor uppvisar en synnerligen stor spridning och de kurvdragningar som är utförda och som återfinns i ASME XI, App. A, är gjorda på fri hand. Spridningen kan främst förklaras av stokastiskt fördelade initieringsställen för klyvbrott som finns framför sprickan i det ferritiska materialet. På senare tid har man utvecklat en bättre förståelse för klyvbrottsprocessen och man har härvid kunnat teoretiskt förklara spridningen via en tre-parametrisk statistisk Weibull-modell över sannolikheten för brott, se Wallin [53]. Den modellen leder fram till en generisk form (Master Curve) på brottseghetens temperaturberoende. Härvid utnyttjas inte RT_{NDT} utan en parameter T_0 som representerar den referenstemperatur vid vilken brottsegheten uppgår till $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. T_0 bestäms via ett antal brottmekaniska prov på standardprovstavar eller små provstavar via en ASTM-standard E-1921 [54]. Ekvationen för brottsegheten vid 50 % brottsannolikhet (dvs. den kumulativa sannolikheten är 0.50 att brott sker vid eller innan K_{Jc}) ges av ekv. (19).

$$K_{Jc} = 30 + 70 \cdot \exp[0.019 \cdot (T - T_0)] \quad \text{MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (19)$$

I ekv. (19) används beteckningen K_{Jc} som bestäms via J -integralen vid initiering av klyvbrott som sedan konverteras till motsvarande spänningsintensitetsfaktor. Tillsammans med en korrektion för provstavarnas tjockleksberoende innebär Master Curve-metoden, förutom att klyvbrottsprocessen vilar på en bättre teoretisk grund, att data över brottsegheten som funktion av $(T-T_0)$ uppvisar en betydligt mindre spridning än förut. Myndigheten har initierat en sammanställning av forskningen inom tillämpning av Master Curve metoden som resulterat i en forskningsrapport, Sattari-Far and Wallin [55]. Där finns både en teoretisk del som förklarar Master Curve proceduren samt en tillämpningsdel med exempel på hur man kan använda proceduren. Ref. [55] anger att ekv. (19) gäller i temperatur-området $T_0 - 50^\circ\text{C} \leq T \leq T_0 + 50^\circ\text{C}$. Det finns även ett IAEA-dokument [72] som innehåller riktlinjer för bestämning av brottsegheten med hjälp av MC-metoden.

Inom ASME har man tills vidare tillgodosett behovet av modernare riktlinjer för brottseghetsdata av ferritiska tryckkärlsstål i transitionsområdet genom ASME XI Code Case N-629, N-631 och N-830. Där definieras en omslagstemperatur RT_{70} som relateras till T_0 via ekv. (20)

$$RT_{70} = T_0 + 19.4 \quad [^\circ\text{C}] \quad (20)$$

Det innebär att man via ekv. (20) återför brottseghetskurvan på den gamla formen enligt ASME XI, App. A men att omslagstemperaturen får bestämmas med hjälp av moderna brottmekaniska experiment. Det finns planer inom ASME på att helt ersätta de gamla referenskurvorna för brottsegheten i ASME XI, App. A och G med en brottseghet baserad på Master Curve proceduren. Kirk et al [56] innehåller en genomgång av olika förslag på brottseghetskurvor baserat på Master Curve i lower shelf, transitionsområdet och upper-shelf. I transitionsområdet kan brottsegheten som funktion av $(T-T_0)$ skrivas som en funktion av den kumulativa sannolikheten p att brott sker vid eller innan K_{Jc} enligt ekv. (21)

$$K_{Jc} = 20 + (K_0 - 20) \cdot (-\ln(1-p))^{0.25} \quad (21)$$

$$K_0 = 31 + 77 \cdot \exp[0.019 \cdot (T - T_0)]$$

Ref. [56] visar att den traditionella brottseghetskurvan i ASME XI, App. A kan vara icke-konservativ i lower shelf samt att den sedvanliga avskärningen vid 220 MPa \sqrt{m} är icke-konservativ förutom i de fall omslagstemperaturen är mycket låg. Ekv. (21) ger följande uttryck för konfidensnivån $p = 5\%$ i transitionsområdet

$$K_{Jc} = 25.2 + 36.6 \cdot \exp[0.019 \cdot (T - T_0)] \text{ MPa}\sqrt{m} \quad (22)$$

Ekv. (22) utgör den form på brottsegheten i transitionsområdet som anges i ASME XI Code Case N-830. Utredningen rekommenderar att man för brottsegheten för ferritiska tryckkärlsstål, som används i de svenska reaktortryckkärlen, använder Master Curve proceduren och speciellt ekv. (22) som en undre gräns i stället för de brottseghetsdata som ges i ASME XI, App. A och G. Korrektion för annorlunda godstjocklekar än referensvärdet 25 mm, görs via bestämningen av T_0 i ASTM E-1921. Korrektion för stora spricklängder görs enligt ekv. (23) nedan. Det innebär att man kan använda brottmekaniska provstavar tillverkade från bestrålade Charpy-provstavar för att bedöma den strukturella integriteten av reaktortryckkärl.

Det bör noteras att utredningen inte behandlar surveillancessprovning och dess utvärdering. Hittills har tillståndshavarna utvärderat sådana provningar utifrån de amerikanska riktlinjerna i RG 1.99.

I ref. [55] används även en korrektion för spricklängden jämfört med ett referensfall med en spricklängd på 25 mm. Det är motiverat av att för en större spricklängd är sannolikheten högre att någon del av sprickfronten upplever en lägre brottseghet än vad som har bestämts med standardprovstaven som gäller för spricklängden 25 mm. Spricklängdskorrektionen som kan användas ges av ekv. (23).

$$K_{Jc}^{corr} = 20 + [K_{Jc}^{IT} - 20] \cdot \left(\frac{25}{cfl}\right)^{1/4} \text{ MPa}\sqrt{m} \quad (23)$$

I ekv. (23) är K_{Jc}^{IT} brottsegheten för spricklängden 25 mm som kan tas från ekv. (22) och cfl (crack front length) är den aktuella spricklängden i mm. cfl är längden av sprickan utefter den faktiska sprickfronten, dvs. halva omkretsen av en ellips för t.ex. en halvelliptisk ytspricka.

I fall med längre sprickor än 25 mm innebär spricklängdskorrektionen en något lägre brottseghet. Frågan om att inkludera en spricklängdskorrektion är en omstridd fråga och inkluderas t.ex. inte i ref. [56]. Det finns tecken på att brottsegheten mättnar vid större spricklängder så att ingen ytterligare korrektion behövs för långa spricklängder över en viss nivå. Utredningen bedömer att tills vidare bör man inkludera en spricklängdskorrektion enligt ekv. (23) utöver den korrektion för provstavstjocklek som görs i ASTM E-1921. Dock sätts den största spricklängden till 100 mm även om den verkliga spricklängden skulle vara större.

Om man enbart har tillgång till slagseghetsdata från provstavar av typen Charpy-V (CVN), finns även i litteraturen förslag till hur man kan korrelera slagseghetsdata med temperaturen och även till omslagstemperaturen T_0 , se t.ex. EricksonKirk et al [57] och Sattari-Far and Wallin [55]. Även om anpassningskurvorna mellan omslagstemperaturen T_0 och slagseghetsdata förefaller kunna korrelera sambanden

på ett övertygande sätt för en väldefinierad klass av ferritiska stål, finns vissa oklarheter. Man vet att även för samma typ av svetsgods kan det bli stora variationer mellan olika prov och värmebehandlingsmetoder vilket kan göra att korrelationerna blir osäkra. Utredningen rekommenderar därför att man tills vidare inte generellt använder Master Curve proceduren för att enbart från slagseghetsdata uppskatta brottsegheten när det gäller att bedöma skador i ferritiska tryckkärlsstål. Fortsatt forskning kan göra att utredningen omprövar denna bedömning.

När det gäller sprickstoppningsdata finns en standard för brottsegheten K_{Ia} (Eng. crack arrest toughness) i ASTM E-1221. Den representerar det värde på brottsegheten vid vilken den dynamiska spänningsintensitetsfaktorn för en snabbt löpande spricka måste understiga för att sprickan ska stanna. Det gäller att $K_{Ia} \leq K_{Ic}$. Traditionellt har man vid analys av skador enligt ASME XI, App. A använt sig av K_{Ia} för att ge ytterligare konservatism.

Utredningen bedömer att man vid analys av skador i ferritiska tryckkärlsstål inte behöver använda sig av sprickstoppningsdata för brottsegheten såvida inte man analyserar förlopp där sprickor i transitionsområdet faktiskt kan initiera och tillväxa instabilt. Utredningen noterar även att ASME XI, App. G, som bl.a. används för att bedöma reaktortryckkärlens tålighet mot neutronstrålning och som även ligger till grund för HTG, numera baseras på K_{Ic} i stället för K_{Ia} . Sprickstoppning bör dock tas hänsyn till vid transienter där påkänningarna efter en initiering av spricktillväxt kan vara större i ett senare skede av transienten. Exempel kan vara vid s.k. trycksatta termiska transienter (PTS).

Inom Master Curve konceptet har man även beskrivit hur effekter av treaxlighet (constraint) kan inkluderas, se t.ex. Sattari-Far and Wallin [55]. För närvarande saknas dock en gemensamt accepterad metod att infoga constrainteffekter i Master Curve proceduren som spänner över både hög och låg grad av treaxlighet. Utredningen rekommenderar därför att man tills vidare inte använder constraintbaserad brottmekanik för att kvantifiera brottsegheten med hjälp av Master Curve proceduren.

Vad som sagts hittills gäller främst transitionsområdet. Vid tillräckligt höga temperaturer erhålls duktigt brottbeteende i det övre plåtområdet (upper shelf). Här karaktäriseras brottsegheten av J_{Ic} enligt ASTM E-1820 [30] och som sedan kan konverteras till K_{Ic} . Notera att bestrålningseffekter sänker brottsegheten på övre plåtområdet och vid analys av sprickor i härdområdet bör denna effekt alltid kvantifieras. Dessutom finns ett inte oväsentligt temperaturberoende som innebär att brottsegheten i det övre plåtområdet sjunker med ökande temperatur, se t.ex. ref. [56] och Sattari-Far [58]. Ref. [58] innehåller både bestrålade och obestrålade brottseghetsdata i det övre plåtområdet för de ferritiska tryckkärlsstålen A533B och A508. I avsaknad av provade brottseghetsdata för tryckkärlsstålen A533B och A508 i det övre plåtområdet kan den modell som presenteras i [56] användas och som även tar hänsyn till temperaturberoendet.

Det kan nämnas att ASME XI har i ett Code Case N-749 givit alternativa acceptanskriterier för sprickor i komponenter av ferritiska stål som befinner sig i övre plåtområdet. Det övre plåtområdet definieras som att den aktuella temperaturen är större än $RT_{NDT} + 58.3$ °C, dvs. ingen korrelation mot T_0 . Code Case N-749 innehåller en del tveksamma inslag. Dels lägger man säkerhetsfaktorer på lasten innan J-integralen beräknas, dels försummas egenspanningar när J beräknas. Inget kriterium på hur nära plastisk kollaps man är eller på den plastiska zonens storlek finns med i Code Case N-749. Att a priori försumma egen-spänningarna vid beräkning av J i det övre plåtområdet har visats sig vara felaktigt och icke-konservativt för tryckkärlsstål av typen A533B, se Bolinder [140]. Därför bedömer

utredningen att Code Case N-749 inte bör användas vid utvärdering av sprickor i komponenter av ferritiska stål som befinner sig i övre plåtområdet.

7.12.3 Rostfritt stål och nickelbaslegeringar

Brottsegheten hos austenistiskt rostfritt material är i regel relativt stor i obestrålat tillstånd. Bestämning av brottsegheten (J_{Ic}) och J_R -kurvan ska i allmänhet följa ASTM-standarden E1820 [30] som även innehåller villkor för att erhålla giltiga experimentella data. En sammanställning av tillgängliga brottseghetsdata för olika typer av rostfritt svetsgods (Gas Tungsten Arc Weld GTAW, Submerged Arc Weld SAW, Shielded Metal Arc Weld SMAW) vid olika temperaturer svetsade mot rostfritt grundmaterial av typ 304 eller 316, finns i en rapport av Zang och Linder [31] som även återges i handboken [3]. Brottsegheten i HAZ till svetsarna är vanligen relativt stor och av jämförbar storlek med rostfritt grundmaterial [31]. I [31] finns även en statistisk analys av J_R -kurvorna, för de data som är validerade enligt ASTM-standarden, svarande mot ett konfidensintervall mellan 5 % och 95 %.

Om specifika provningsdata saknas för aktuellt material bedömer utredningen att i skadeanalyser kan man använda de undre gränskurvorna (vid konfidensgränsen 5 %) för J_R från ref. [31] för de ovan uppräknade typerna av rostfritt svetsgods i obestrålat tillstånd vid aktuell temperatur. Observera att brottsegheten vanligen minskar med ökande temperatur. Upp till 2 mm stabil spricktillväxt kan utnyttjas för brottsegheten för dessa typer av sega material.

Information om brottsegheten hos nickelbasmaterial är mer sparsam. För svetsgodset Alloy 182 finns brottseghetsprovning utförd av Öberg [32] som redovisar data vid olika temperaturer. Dessa data, utifrån undre konfidensgränsen, som även redovisas i [29] och [3], bedömer utredningen som relevant att använda upp till 2 mm stabil spricktillväxt i skadeanalyser, om inte andra specifika provningsdata finns tillgängliga.

7.12.4 Rostfri plätering

Brottsegheten för austenitiskt rostfri plätering (påsvetsad cladding) beror på hur tillverkningen har gått till och hur många lager som har använts. Kunskapsläget finns sammanfattad av Sattari-Far och Andersson [27] där även brottseghetsdata finns redovisade och som utredningen anser det relevant att använda. På grund av svetsgodsets duplexa struktur (deltaferrit och austenit) samt att claddingskiktet får en textur vid tillverkningen, får claddingmaterialet ett omslagsområde mellan segt och sprött brott, se Haggag & Nanstad [37]. I obestrålat tillstånd ligger dock omslagsområdet vid så låga temperaturer att vid skadeanalyser bör man kunna få utnyttja J_R -data upp till 2 mm stabil spricktillväxt för brottsegheten. Det bekräftas även av brottseghetsprovning inom NESC-projektet [38]. Observera att rostfritt pläteringmaterial uppvisar låga värden på elasticitetsmodulen, se ref. [27], vilket har betydelse vid översättning till brottseghet uttryckt i $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

7.12.5 Gjutet rostfritt stål

NRC [42] har föreslagit olika screeningkriterier baserat på ferrithalten för när man kan anse att en rostfri gjuten komponent ligger i riskzonen för försprödning på grund av termisk åldring över lång tid. För obestrålade statistiskt gjutna komponenter av typ CF-3, CF-8 eller CF-8M, med högre halter av Mo (typiskt 2-3 %) anger NRC en

gräns på 14 % ferrithalt och för centrifugaljutna komponenter 20 % ferrithalt. Om ferrithalten överstiger dessa värden anser NRC att det finns en potentiell risk för försprödning. För sådana komponenter med lägre halter av Mo (typiskt 0.5 % eller lägre), anger NRC en gräns på 20 % ferrithalt för statistiskt gjutet gods medan för centrifugaljutna komponenter anser man att det är en liten risk för termisk åldring oavsett ferrithalt vid de temperaturer som är aktuella.

En nyligen publicerad rapport, Chopra [44] från 2016 har genomfört ytterligare studier av risken för försprödning på grund av termisk åldring. Ref. [44] anger något uppdaterade kriterier jämfört med NRC:s screeningkriterier i ref. [42]. De uppdaterade kriterierna i [44] avseende materialen CF-3 och CF-8 (obestrålat tillstånd) har inte ändrats jämfört med [42]. För obestrålat gjutet rostfritt material av CF-8M beror de uppdaterade kriterierna på halten av Ni. Om Nickelhalten är mindre än 10 % gäller samma screeningkriterium för statistiskt gjutet CF-8M, dvs. 14 % ferrithalt. För centrifugaljutet CF-8M med mindre än 10 % Ni har kriteriet ändrats från 20 % till 19 %. Om Nickelhalten är större än 10 % rekommenderar [44] ett screeningkriterium på 11 % (föret 14 %) för statistiskt gjutet CF-8M. För centrifugaljutet CF-8M med större än 10 % Ni har kriteriet ändrats från 20 % till 13 %.

Utredningen anser att dessa riktlinjer, dvs. ref. [42] med de uppdateringar som görs i ref. [44], bör kunna tjäna som vägledning för värdering av de gjutna rostfria komponenter som finns i de svenska kärnkraftsreaktorerna. Notera att metodiken i ref. [44] anges vara giltig för en drifttid svarande mot 10 000 timmar vid 400 °C och därmed ekvivalenta drifttider vid lägre temperaturer.

Vad gäller brottseghetsegenskaperna hos gjutet rostfritt stål torde de experimentella undersökningar som gjorts av Argonne National Laboratory (ANL) höra till de mest omfattande, se t.ex. Chopra and Shack [43] och Chopra [44]. Ref. [44] innehåller en uppskattning av brottsegheten av åldrat gjutet rostfritt stål av typ ASTM A351 Grade CF-3, CF-8 och CF-8M baserat på en databas innehållande ett stort antal experiment på olika gjutgods. Uppskattningen av brottsegheten vid rumstemperatur och vid 290 °C görs på grundval av följande parametrar:

- Typ av material och tillverkningsmetod
- Kemisk sammansättning och ferrithalt
- Åldringstemperatur
- Åldringstid

Vid avsaknad av specifika provningsdata för brottsegheten för aktuellt material i en skadeanalys, anser utredningen att man kan använda uppskattningarna av ANL i ref. [44] för obestrålat gjutet rostfritt material. Där finns även konservativa uppskattningar av brottsegheten om endast en begränsad information finns tillgänglig, t.ex. om kemisk sammansättning och ferrithalt är okänt. De brottseghetsdata som uppmättes på urkapade rörböjar från varma benet i huvudkylkretsarna i Ringhals 2, Jansson [45], ligger väl över de undre uppskattningar som rekommenderas i [44].

De experimentella undersökningar av brottsegheten J_R som presenteras i ref. [44] påvisar i samtliga fall stabil spricktillväxt under åtskilliga millimeter för obestrålat termiskt åldrat gjutet rostfritt material. Denna omständighet samt att de gjutna rostfria komponenter som förekommer i de svenska reaktoranläggningarna inte har den mest ogynnsamma kombinationen av materialsammansättning och åldringstemperatur, gör att utredningen anser det vara rimligt att utnyttja upp till 2 mm stabil spricktillväxt för brottsegheten för dessa typer av sega material.

Vad som hittills sagts gäller obestrålat termiskt åldrat gjutet rostfritt material. Somliga interna delar av gjutet rostfritt stål utsätts både för termisk åldring och för

neutronbestrålning som kombinerat ger en ytterligare sänkning av brottsegheten. För kärnkraftsreaktorer av Westinghouse design gäller det material av typ CF-8. För sådana komponenter ger ref. [44] viss information om brottsegheten för den kombinerade effekten av termisk åldring och neutronbestrålning.

7.13 Brottseghetsdata för bestrålat material

7.13.1 Bestrålat ferritiskt reaktortryckkärlsstål

Här hänvisas till avsnitt 7.12.2. MC-metoden kan användas för att kvantifiera brottegenskaperna för reaktortryckkärlsstål i transitionsområdet med hänsyn tagen till bestrålnings effekter via referenstemperaturen T_0 . Notera att härdregionen alltid betraktas som bestrålat område. Utanför härdregionen faller neutronfluensen kraftigt.

I det övre plåtområdet, där brottsegheten karaktäriseras av J_{Ic} enligt ASTM E-1820 och som sedan kan konverteras till K_{Ic} , ger bestrålnings effekter en sänkning brottsegheten och vid analys av sprickor i härdområdet bör denna effekt alltid kvantifieras. Exempel på bestrålade brottseghetsdata för de ferritiska tryckkärlsstålen A533B och A508 i det övre plåtområdet finns i ref. [58].

7.13.2 Bestrålat rostfritt stål

Neutronstrålning orsakar flera störningar i gitterstrukturen i rostfria stål, bl.a. hålrumsbildning (voids), utskiljningar och olika mönster av dislokationer. Störningarna verkar som effektiva hinder i dislokationernas rörelse och eftersom plastisk deformation sker på grund av glidning genom lättrorliga dislokationer orsakar strålningen en ökning av materialets hårdhet och sträckgräns liksom ett minskat deformationshårdnande och en försämrad seghet. Vid större neutronfluenser då sträckgränsen närmar sig brottgränsen, kan även dislokationerna bilda kanaler i smala deformationszoner som underlättar dislokationernas rörelse vilket kan leda till sprött brott (channel failure) varvid brottsegheten kan vara mycket låg.

Flera sammanställningar av brottseghetens beroende av ackumulerad strålning i rostfritt stål finns i litteraturen. Zang och Linder [31] redovisar brottseghetsdata för både rostfritt grundmaterial (typ 304, 316, 2333, 2352) och tillhörande svetsgods för strålningspåverkan upp till 14 dpa^7 (displacements per atom). I [31] finns även data redovisade från VTT:s provning [33] av interndelar från Oskarshamn 1 och 2 (stigarrör och stryrstavshandtag) med strålningspåverkan upp till 11 dpa. Mills [34] gör en kategorisering av bestrålat rostfritt stål beroende på deras brottseghet. ANL (Argonne National Laboratory) har gjort flera undersökningar, bl.a. Chopra et al [35], Chopra and Shack [36]. Speciellt i [36] görs en grundlig genomgång av både spricktillväxtdata och brottseghetsdata från undersökningar av såväl ANL som från övriga internationella studier som härrör från material från LWR och FBR.

Från dessa undersökningar bedömer utredningen att man kan använda följande värden för brottsegheten för bestrålat rostfritt material för både grundmaterial, svetsgods och HAZ (vid temperaturer svarande mot effektdrift) om inte specifika provningsdata finns tillgängliga för ett aktuellt fall:

⁷ 1 dpa svarar mot neutronfluensen $6.7 \cdot 10^{20} \text{ n/cm}^2$, $E > 1 \text{ MeV}$ för LWR (lättvattenreaktorer).

1 dpa svarar mot neutronfluensen $2 \cdot 10^{21} \text{ n/cm}^2$, $E > 0.1 \text{ MeV}$ för FBR (Fast Breeder Reactor).

1. För en strålningspåverkan upp till 0.3 dpa kan data för obestrålat material användas enligt de undre gränskurvorna (vid konfidensgränsen 5 %) för J_R i ref. [31]. Upp till 2 mm stabil spricktillväxt kan få utnyttjas för brottsegheten för dessa typer av sega material.
2. För en strålningspåverkan överstigande 0.3 dpa men inte över 2 dpa kan en undre gränskurva för J_R enligt ref. [36] användas enligt

$$J_R = C \cdot (\Delta a)^n$$

$$C = 20 + 205 \exp(-0.65 \cdot \text{dpa}) \text{ kN/m} \quad (24)$$

$$n = 0.37$$

där spricktillväxten Δa mäts i mm. Även här, med användning av den undre gränskurvan enligt ekv. (24), torde man kunna få utnyttja upp till 2 mm stabil spricktillväxt som stöds av presenterade undersökningar. Ekv. (24) är giltig för både rostfritt grundmaterial och svetsgods och HAZ. För rostfritt grundmaterial kan dock ekv. (24) vara relativt konservativ som framgår av ref. [36].

3. För en strålningspåverkan överstigande 2 dpa kan en undre gränskurva för J_{Ic} enligt ref. [36] användas enligt

$$J_{Ic} = 9 + 120 \exp(-0.6 \cdot \text{dpa}) \text{ kN/m} \quad (25)$$

I detta fall med högre strålningsnivåer kan inte ett duktilt brott garanteras varvid endast initieringsvärdet bör användas.

Ref. [36] anger egentligen att ekv. (24) kan användas upp till 5 dpa vilket egentligen inte är konsistent med samma undersöknings konstaterande att även vid neutronfluenser ned till 3-5 dpa kan brottsegheten vara synnerligen låg och utan nämnvärd duktil spricktillväxt. Därför rekommenderas ovan att J_R enligt ekv. (24) endast används upp till 2 dpa.

Det finns även en senare undersökning av Chopra [136] som bl.a. behandlar brottsegheten för bestrålat rostfritt material. Ref. [136] innehåller något annorlunda gränskurvor än ekv. (24) och (25). Skillnaderna är dock små och utredningen bedömer att ekv. (24) och (25) fortfarande ger en rimlig uppskattning av bestrålningens inverkan på brottsegheten.

Ref. [36] redovisar även resultat över hur vattenmiljön inverkar på brottsegheten hos bestrålat rostfritt stål. Baserat på begränsade undersökningar på rostfritt svetsgods i HAZ kunde endast en minimal effekt identifieras på brottsegheten i BWR-miljö (normalvattenkemi) jämfört med luftmiljö.

7.13.3 Bestrålad rostfri plätering

På grund av pläteringens duplexa struktur samt att claddingskiktet får en textur vid tillverkningen, får claddingmaterialet ett tydligt omslagsområde mellan segt och sprött brott, se Haggag & Nanstad [37] och Sattari-Far och Andersson [27]. Rapportering av brottmekanisk provning av bestrålad plätering förekommer relativt sparsamt i litteraturen. Dock visar ref. [37] att även vid förhållandevis låga strålningsnivåer (< 0.1 dpa) erhålls en markant ökning av omslagstemperaturen och en sänkning av det övre plåtområdet (upper shelf). Det tillskrivs bl.a. förekomsten av delta-ferrit i claddingmaterialet. Effekten förstärks även i viss mån av termisk åldring som visas i ref. [37].

På grund av denna känslighet för strålningpåverkan anser utredningen att det är olämpligt att tillgodoräkna sig stabil spricktillväxt i pläteringen vid skadeanalyser vid strålningpåverkat material. Brottseghetsdata (J_{Ic}) för rostfritt pläterings-material som kan användas vid skadeanalyser finns i [27].

7.14 Probabilistiska metoder

Analys av reaktorsäkerheten vilar på deterministiska grunder vilket krävs i regulativa föreskrifter. I flera fall har man dock funnit att probabilistiska analyser och metoder kan ge ytterligare information om tillförlitligheten hos reaktorkomponenter och system av sådana komponenter. I SSMFS 2008:1 finns krav på att en reaktorinläggning ska analyseras med probabilistiska metoder för att ge en så allsidig bild av säkerheten som möjligt.

Vid en säkerhetsvärdering av en skadad komponent som avses att under viss tid behållas i drift görs normalt en deterministisk analys där det ska visas att tillräckliga säkerhetsmarginaler finns mot brott, läckage eller andra brister som kan påverka säkerheten under den avsedda drifttiden, se SSMFS 2008:13, 2 kap. 6 §. En probabilistisk analys av en skadad komponent ger vanligen en uppskattning av sannolikheten för läckage eller brott med beaktande av de osäkerheter som ingår i problemställningen. Flera kommersiella programvaror finns för att analysera dylika problem, av vilka kan nämnas ISACC [4], WinPRAISE [73], PRO-LOCA [74] och FAVOR [111]. Det bör observeras att med denna typ av programvaror, är det svårt att verifiera en tillräckligt låg brottsannolikhet beroende på att man sällan känner till alla ingående osäkerheter tillräckligt väl samt att det är svårt att tillräckligt bra validera beräkningskoderna mot tillgänglig skadestatistik. Dessutom bör man komma ihåg att en probabilistisk analys inte utgör ett objektiva mått på säkerhetsnivån utan analysen beror på graden av tillgänglig kunskap. Man kan säga att en probabilistisk analys utgör ett mått på tillförlitligheten av systemets säkerhet baserat på vår nuvarande kunskap. Av dessa skäl är det ofta olämpligt att sätta en gräns på vad som kan anses vara en acceptabel brottsannolikhet. En fördel med probabilistiska analyser är dock att de ger ett systematiskt sätt att behandla osäkerheter på samt att de kan ge en uppfattning om vilka osäkerheter som betyder mest för brottsannolikheten. Ett exempel på hur probabilistiska analyser kan komplettera deterministiska LBB-analyser utgörs av SKI Report 2007:43 [75]. Den rapporten användes av myndigheten som stöd för att granska och fatta beslut om giltigheten av LBB för huvudkylkretsarna i Ringhals 2 [76].

Utredningen anser att probabilistiska analyser och metoder utgör ett värdefullt komplement till en deterministisk analys och det kan ge ett bättre beslutsunderlag till att bedöma säkerheten för en skadad komponent.

8. Slutsatser och rekommendationer

Om de riktlinjer som diskuteras i denna rapport följs anser utredningen att det utgör exempel på hur man kan uppfylla SSMFS 2008:13 angående fortsatt drift med skadad anordning. Dessa riktlinjer kan även användas vid beräkning av intervall mellan de återkommande kontrollerna.

Utredningsrapporten ger vissa riktlinjer baserat på aktuellt kunskapsläge vid rådande tidpunkt. Det är SSM:s ambition att ny kunskap som fortlöpande kommer fram, bl.a. från SSM-finansierade forskningsprojekt, ska tillföras utredningen och att utredningsrapporten ska uppdateras med jämna mellanrum.

9. Referenser

- [1] Brickstad, B., Utvärdering av IPIRG-projektet, SA/FoU-Rapport 91/15, AB Svensk Anläggningsprovning, oktober 1991.
- [2] Brickstad, B., Utvärdering av IPIRG-2 projektet, SAQ/FoU-Rapport 97/01, SAQ Kontroll AB, mars 1997.
- [3] Dillström P., Gunnars, J., von Unge, P. and Mångård, D., Procedure for Safety Assessment of Components with Defects – Handbook, Edition 5, SSM Research Report 2018:18, Strålsäkerhetsmyndigheten, August, 2018.
- [4] von Unge P. et al, Integrity and SAfety Assessment of Components, ISAAC, Version 1.0, Rev. 0, Kiwa Inspecta Technology AB, 2017.
- [5] Sattari-Far, I. and Nilsson, F., Validation of a Procedure for Safety Assessment of Cracks, AB Svensk Anläggningsprovning, December 1991.
- [6] Budden, P., Fracture Assessments of Combined Thermal and Mechanical Loads using Uncracked Body Stress Analysis, CEGB Report RD/B/6158/R89, Central Electricity Generating Board, Berkley, UK, 1989.
- [7] Rules for Inservice Inspection of Nuclear Power Plant Components, ASME Boiler & Pressure Vessel Code, Section XI, The American Society of Mechanical Engineers, New York, 2017.
- [8] Bolinder, T. and Sattari-Far, I., Experimental Validation of Influence from Residual Stresses on Crack Initiation and Ductile Crack Growth at High Primary Loads, SSM Report 2011:19, SSM, June 2011.
- [9] Brickstad, B. and Bergman, M., Development of Safety Factors to be used for Evaluation of Cracked Nuclear Components, SAQ/FoU-Rapport 96/07, SAQ Kontroll AB, 1996.
- [10] Dillström, P. Andersson, M., Sattari-Far, I. and Zang, W., Analysis Strategy for Fracture Assessment of Defects in Ductile Materials, SSM Report 2009:27, SSM, June 2009.
- [11] Faleskog, J., Crack Growth in Elastic-Plastic Materials, Dissertation, Department of Solid Mechanics, KTH, 1994.
- [12] Sattari-Far, I., On Fracture Assessment of Surface Cracks, Dissertation, Department of Solid Mechanics, KTH, 1995.
- [13] Nilsson, F., Fracture Mechanics – from Theory to Applications, Department of Solid Mechanics, KTH, 2001.
- [14] Sattari-Far, I. and Andersson, M., Cladding Effects on Structural Integrity of Nuclear Components, SKI Report 2006:23, SKI, June 2006.
- [15] Lei, Y., J-integral Evaluation for Cases Involving Non-proportional Stressing, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 72, pp. 577-596, 2005.
- [16] Wilkowski, G., Scott, P., Olson, R. and Rudland, D., Effect of Secondary Stresses on Pipe Fracture, Paper PVP2005-71330, ASME Pressure Vessels and Piping Conf., July 2005, Denver, USA.
- [17] Zang, W., Assessment of Cracked Components Subjected to High Secondary Stresses, SAQ/FoU-Report 98/02, SAQ Kontroll AB, September 1998.
- [18] Delfin, P., Sattari-Far, I. and Brickstad, B., Effect of Thermal and Weld-Induced Residual Stresses on the *J*-integral and CTOD in Elastic-Plastic Fracture Analyses, SAQ/FoU-Report 9702, SAQ Kontroll AB, May 1997.
- [19] Steam Generator Program Guidelines, NEI 97-06, Rev. 2, Nuclear Energy Institute, May 2005.
- [20] Steam Generator Tube Integrity, Draft Regulatory Guide DG-1074, NRC, December 1998.

- [21] Beslut om kontrollomfattning och åtgärds-kriterier för ånggenerator-tuber, SKI 2005/701, SKI 2005-11-17.
- [22] Thulin, J., R1-R4 Urvalskriterier för återkommande kontroll av reaktortryckkärlets interna delar, Rapport 990614028/3.0, Ringhals AB, 1999-12-15.
- [23] Andersson, T., Förslag till funktionskriterier för interna delar i reaktortanken, Rapport Safetech 99-02, SAFETECH Engineering AB, 1999-06-02.
- [24] Bergman, M., Jansson, C. och Efsing, P., Kriterier för hållfasthetsmässig bedömning av skador i interna delar, Beräkningsrapport ÖVS/G3/000.24, Utgåva 5, OKG Aktiebolag 2000-02-02.
- [25] Ärende: Bedömning av förslag till återkommande kontroll och analys av rektortryckkärlets interna delar, Gransknings-PM, SKI dnr 5.62-970479, 1999-10-20.
- [26] Ansökan om tillstånd till återstart av Oskarshamn 1, Beslut, SKI dnr 8.11-950988, 1995-12-16.
- [27] Sattari-Far, I. and Andersson, M., Cladding Effects on Structural Integrity of Nuclear Components, SKI Report 2006:23, SKI, June 2006.
- [28] Statens kärnkraftinspektions föreskrifter om mekaniska anordningar i kärntekniska anläggningar, SKIFS 1994:1, SKI, september 1994.
- [29] Dillström, P., Tillämpning av stabil spricktillväxt vid brottmekanisk bedömning av defekter i sega material, Rapport No. 2003-10860300-1, Rev. 1, Inspecta Technology AB, 2008-05-21.
- [30] Standard test method for measurement of fracture toughness, ASTM Standard E1820-17A, ASTM, USA, 2017.
- [31] Zang, W. and Linder, J., Fracture toughness and tensile properties for austenitic stainless steels and welds, SAQ/FoU-Report 98/01, SAQ Kontroll AB, mars 1998.
- [32] Öberg, H., Brottmekanisk provning av Alloy 182, Rapport DNV0102, Rev. 010312, KTH, Hållfasthetslära, mars 2001.
- [33] Valo, M., Fracture toughness and tensile properties of irradiated austenitic stainless steel components removed from service, DNo REA 35/91, VTT, september 1993.
- [34] Mills, W. J., Fracture toughness of type 304 and 316 stainless steels and their welds, *Int. Mater. Rev.* Vol. 42, pp.45-82, 1997.
- [35] Chopra, O. K., Gruber, E. E. and Shack, W. J., Fracture toughness and crack growth rates of irradiated austenitic stainless steels, ANL-03/22, NUREG/CR-6826, 2003.
- [36] Chopra, O. K. and Shack, W. J., Crack Growth Rates and Fracture Toughness of Irradiated Austenitic Stainless Steels in BWR environments, ANL-06/58, NUREG/CR-6960, March 2008.
- [37] Haggag, F. M. and Nanstad, R. K., Effects of thermal aging and neutron irradiation on the mechanical properties of three-wire stainless steel weld overlay cladding, NUREG/CR-6363, 1997.
- [38] NESC-I project, Thermal and structural analysis of the spinning cylinder, NESC DOC TG3 (99) 10, JRC, European Commission, 2000.
- [39] Brickstad, B., Termisk åldring av gjutet rostfritt stål – en litteraturstudie, SA/FoU-Rapport 86/06, SKI-projekt 13.2-0731/86, December 1986.
- [40] Wåle, J., Inverkan av termisk åldring på de mekaniska egenskaperna hos gjutet rostfritt stål – Litteraturstudie, SA/FoU-Rapport 90/09, SKI-projekt 13.2-0879/90, April 1991.

- [41] Norring, K., Degradering av rostfritt gjutgods, en litteraturstudie, SKI Rapport 95:66, Oktober 1995.
- [42] Thermal Aging Embrittlement of Cast Austenitic Stainless Steel Components, License Renewal Issue No. 98-0030, USNRC, May 19, 2000.
- [43] Chopra, O. K. and Shack, W. J., Assessment of Thermal Embrittlement of Cast Stainless Steels, NUREG/CR-6177, NRC, 1994.
- [44] Chopra, O. K., Estimation of Fracture Toughness of Cast Stainless Steels During Thermal Aging in LWR Systems, NUREG/CR-4513, Rev. 2, NRC, May 2016.
- [45] Jansson, C., Degradation of Cast Stainless Steel Elbows After 15 Years in Service, Proc. Int. Symposium Fontevraud II, September 1990.
- [46] Bonnaud, E. and Gunnars, J., "Recommended residual stress profiles for stainless steel pipe welds", SSM Report 2016:39, Strålsäkerhetsmyndigheten, 2016.
- [47] Bonnaud, E., Bremberg, D. and Gunnars, J., "Residual stress profiles for nickel base dissimilar metal pipe welds", Technical Report No. 50014970-1 Rev. 2, Kiwa Inspecta Technology AB, Stockholm, Sweden, 2018. (To appear as a SSM report.)
- [48] Dong, P. and Hong, J. K., Recommendations on Residual Stress Estimate for Fitness for Service Assessment, WRC Bulletin No. 476, 2003.
- [49] Dong, P. and Hong, J. K., Fracture Mechanics Treatment of Residual Stresses in Defect Assessment, Welding in the World, Vol. 48, pp. 28-38, 2004.
- [50] Bouchard, P. J., Validated Residual Stress Profiles for Fracture Assessments of Stainless Steel Pipe Girth Welds, Int. J. of Pressure Vessels & Piping, Vol. 84, pp. 195-222, 2007.
- [51] Zang, W., Gunnars, J., Dong, P. and Hong, J. K., Improvement and Validation of Weld Residual Stress Modelling Procedure, SSM Report 2009:15, SSM, June 2009.
- [52] Mullins, J. and Gunnars, J., Validation of Weld Residual Stress Modelling in the NRC International Round Robin Study, SSM Report 2013:01, SSM, January 2013.
- [53] Wallin, K., Fracture toughness transition curve shape for ferritic structural steels, Proc. of the Joint FEEG/ICF, Int. Conf. on Fracture of Eng. Materials, Singapore, August 6-8, pp. 83-88.
- [54] Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range, ASTM E-1921-03, ASTM, December 2003.
- [55] Sattari-Far, I. and Wallin, K., Application of Master Curve Methodology for Structural Integrity Assessments of Nuclear Components, SKI Report 2005:55, SKI, October 2005.
- [56] Kirk, M., Erickson, M., Server, W., Stevens, G. and Cipolla, R., Assessment of Fracture Toughness Models for Ferritic Steels used in Section XI of the ASME Code Relative to Current Data-Based Models, Paper PVP2014-28540, ASME Pressure Vessels and Piping Conf., July 2014, Anaheim, USA.
- [57] EricksonKirk, M., EricksonKirk, M. T., Rosinski S. and Spanner J., Insights Arising from a Comparison of the Tanh and Exponential Fitting Methods for Charpy V-Notch Energy Data, Paper PVP2007-26305, ASME Pressure Vessels and Piping Conf., July 2007, San Antonio, USA.
- [58] Sattari-Far, I., Ductile Fracture Toughness of Ferritic Reactor Materials, Report 10827200-4, Rev. 2, Det Norske Veritas AB, 2003-02-05.

- [59] Development of a European Procedure for Assessment of High Cycle Thermal Fatigue in Light Water Reactors, Final Report of the NESC-Thermal Fatigue Project, NESCDOC(06) 004, European Commission DG-JRC/IE, 2007.
- [60] Comprehensive Structural Integrity, Vol. 4, Cyclic Loading and Fatigue, Eds. I. Milne, R.O. Ritchie and B. Karahaloo, Elsevier Ltd., 2003.
- [61] Wåle, J. och Brickstad B., Vibrationsutmattning, Tröskelvärden och säkerhetsaspekter, SA/FoU-rapport 91/20, AB Svensk Anläggningsprovning, 1992.
- [62] Jansson, C. och Morin, U., Materialdatabok – etapp 2 (MD-02). Utmattningstillväxt i reaktormaterial, Rapport GEK 87/95, Vattenfall Energisystem, Sydkraft Konsult, 1995-06-13.
- [63] SKI PM 00:02, Bedömning av Brottmekaniska utmattningstillväxtdata, Gabriel Barslivo, SKI, 2000-03-23.
- [64] Chopra O.K. and Shack W.J., Effect of LWR Coolant Environments on the Fatigue Life of Reactor Materials, NUREG/CR-6909, Rev 0, USNRC, February 2007.
- [65] von Unge, P., Inverkan av inre tryck på sprickytan vid gränslastanalyser, SSM Report 2017:03, SSM, Januari 2017.
- [66] Andersson, D., Mångård, D. och Gunnars, J., Inverkan av ligament på spricköppning och K-faktor vid IDSCC, SSM Report 2017:10, SSM, Februari 2017.
- [67] Chexal, B., Horowitz, J. S., Jones, R., Dooley, B. and Wood, C., Flow-Accelerated Corrosion in Power Plants, EPRI TR-106611, EPRI, Palo Alto, 1996.
- [68] Aghili, B., Erosionkorrosion, SKI Rapport 99:29, SKI, maj 1999.
- [69] Smith, C. L., Shah, V. N., Kao, T., and Apostolakis. G., Incorporating Aging Effects into Probabilistic Risk Assessment -A Feasibility Study Utilizing Reliability Physics Models, NUREG/CR-5632, Idaho National Engineering and Environmental Laboratory, August 2001.
- [70] Evaluation of Pipe Wall Thinning, ASME Code Case N-597-3, ASME XI, May 2014.
- [71] Scarth, D.A., Davis, M., Rush, P. and Xu, S. X., Technical Basis for Revisions to ASME Section XI Code Case N-597-2 on Requirements for Analytical Evaluation of Pipe Wall Thinning, PVP2015-45099, ASME Pressure Vessels and Piping Conference, Boston, July 2015.
- [72] Guidelines for Application of the Master Curve Approach to Reactor Pressure Vessel Integrity in Nuclear Power Plants, Technical Report Series No. 429, IAEA, 2005.
- [73] Harris, D.O. and Dedhia, D.D., WinPRAISE-98, PRAISE Code in Windows, Engineering Mechanics Technology Inc., USA, April 1998.
- [74] Scott, P. et al, Technical Basis Document for PRO-LOCA, Battelle, Columbus, USA, 2009, (in preparation).
- [75] Dillström, P. and Zang, W., ProLBB – A Probabilistic Approach to Leak Before Break Demonstration, SKI Report 2007:43, SKI, November 2007.
- [76] Granskning av ansökningar om tillämpning av LBB-konceptet enligt 13 § SKIFS 2004:2, för rörledningar i Ringhals 2, Granskningsrapport SKI 2006/296, 2006/297, SKI, 2008-03-10.
- [77] Standard Test method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, ASTM E647-15, ASTM International, 2015.
- [78] Granskning av skadetålighetsanalys för fortsatt drift med skada, Teknisk Instruktion TIK 2:6, Rev. 7, Inspecta Nuclear AB, 2015-11-18.

- [79] Damage Tolerance Analysis, Technical instruction 17 and attachment 2, Issue 11, TÜV Nord Sweden AB, 2014-03-01.
- [80] Bamford W., Rudland, D., Cipolla, R. and De Boo, G., Technical Basis for Revision to Section XI Appendix C for Alloy 600/82/182/132 Flaw Evaluation in Both PWR and BWR Environments, PVP2008-61840, ASME Pressure Vessels and Piping Conference, Chicago, July 2008.
- [81] Chopra, O.K., Soppet, W.K. and Schack, W.J., Effects of Alloy Chemistry, Cold Work and Water Chemistry on Corrosion Fatigue and Stress Corrosion Cracking of Nickel Alloys and Welds, NUREG/CR-6721, NRC, April 2001.
- [82] Jansson, C., Materialdatabok MD-01 Revision 3. Spänningskorrosionstillsväxt i BWR-miljö, Rapport T-SEK 41/99, Vattenfall SwedPower, 1999-10-15.
- [83] Gott, K., Miljödegradering och skadeutveckling, SKI Rapport 94:26, SKI, November 1994.
- [84] Gott, K., Skador i svenska kärnkraftsreaktorers mekaniska anordningar 1972-2000, SKI Rapport 02:50, SKI, December 2002.
- [85] Wu, R., Seitisleam, F. and Sandström, R., Creep Crack Growth in Low Alloy Reactor Pressure Vessel Steel at 360 °C – 420 °C. SKI Report 99:6.
- [86] Wu, R., Sandström, R. and Seitisleam, F., Low Temperature (320 °C and 340 °C) Creep Crack Growth in Low Alloy Reactor Pressure Vessel Steel. SKI Report 2004:09.
- [87] Sund, G., Granskning av MD-01, Rev. 3, Teknisk Rapport Nr 102424000-1, DNV Nuclear Technology, 2000-10-13.
- [88] Characterization of seismic ground motions for probabilistic safety analyses of nuclear facilities in Sweden, SKI Technical Report 92:3, April 1992.
- [89] Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects, R6-Revision 4, EDF Energy Nuclear Generation Ltd, March 2013.
- [90] Edwards, L. et al, Advances in Residual Stress Modeling and Measurement for the Structural Integrity Assessment of Welded Thermal Power Plant, Advanced Material Research, Vols. 41-42, pp. 391-400, 2008.
- [91] Secondary Piping Rupture Accident at Mihama Power Station, Unit 3 of the Kansai Electric Power Co., Inc. (Final Report), Revision 1 (translated by Japan Nuclear Energy Safety Organization (JNES)), May 14, 2005, The Nuclear and Industrial Safety Agency.
- [92] Mullins, J. and Gunnars, J., Influence of Hardening Model on Weld Residual Stress Distribution, SSM Report 2009:16, SSM, June 2009.
- [93] Ogawa, K. et al, The Measurement and Modelling of Residual Stresses in a Stainless Steel Pipe Girth Weld, Paper PVP2008-61542, ASME Pressure Vessels and Piping Conf., July 2008, Chicago, USA.
- [94] Zang, W., Gunnars, J., Mullins, J., Dong, P. and Hong, J.K., Effect of Weld Residual Stresses on Crack Opening Displacements and Crack-Tip Parameters, Inspecta Technology Research Report No. 50002550-2, Rev. 2, Inspecta Technology AB, 2009.
- [95] Zang, W., Influence of Crack Morphology on Leak Before Break Margins, SKI Report 2007:39, SKI, November 2007.
- [96] Kastner, W. and Riedle, E., Empirical Model for Calculation of Material Losses due to Corrosion Erosion, VGB Kraftwerkstechnik 66, No. 12, pp. 1023-1029, 1986.

- [97] Lydell, B. and Riznic, J., OPDE - The international pipe failure data exchange project, [Nuclear Engineering and Design, Volume 238, Issue 8](#), August 2008, Pages 2115-2123.
- [98] Jansson, C. och Morin, U., Materialdatabok Etapp 1, MD-01 Revision 2.1, Spänningskorrosionstillväxt i reaktormaterial, Rapport GEK 27/97, Vattenfall Energisystem AB, Sydkraft Konsult, April 1997.
- [99] Ford, F. P. and Andresen, P. L., Corrosion in nuclear systems: environmentally assisted cracking in light water reactors. In: "Corrosion Mechanisms in Theory and Practice", eds. Marcus, P. and Oudar, J., Marcel Dekker, New York, pp. 501-546, 1995.
- [100] Carter, R. and Pathania, R., Technical Basis for BWRVIP Stainless Steel Crack Growth Correlations in BWRs, Proceedings of PVP2007, ASME Pressure Vessels and Piping Conference, PVP2007-26618, San Antonio, Texas, July, 2007.
- [101] Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials, ASTM Standard E399-17, ASTM, USA, 2017.
- [102] U. Ehrnstén, Crack growth rate algorithms, Research report VTT-R-08804-12, VTT, 2013.
- [103] Rules for Inservice Inspection of Nuclear Power Plant Components, ASME Boiler & Pressure Vessel Code, Section XI, Appendix C-8500, Stress Corrosion Cracking Growth Rate, ASME, New York, 2017.
- [104] Rules for Inservice Inspection of Nuclear Power Plant Components, ASME Boiler & Pressure Vessel Code, Section XI, Appendix C-8400, Fatigue Growth Rate, ASME, New York, 2017.
- [105] ASME Code Case N-809, Reference fatigue crack growth Rate Curves for Austenitic Stainless Steels in Pressurized Water Reactor Environments, Section XI, division 1, Approval date, June 23, 2015, ASME.
- [106] Anderson, T.L., Fracture Mechanics, Fundamentals and Applications, 3rd edition, CRC Press, 2005.
- [107] Brickstad, B. et al., Analys av skadetåligheten hos reaktortanken Oskarshamn 1, Projekt Fenix, AB Svensk Anläggningsprovning, mars 1994.
- [108] Comprehensive Structural Integrity, Volume 7: Practical Failure Assessment Methods, Editors: Milne, I., Ritchie, R. O. and Karihaloo, B., Elsevier Ltd, 2003.
- [109] Pressurized Thermal Shock in Nuclear Power Plants: Good Practices for Assessment – Deterministic Evaluation for the Integrity of Reactor Pressure Vessel, IAEA-TECDOC-1627, International Atomic Energy Agency, Vienna, 2010.
- [110] Rules for Inservice Inspection of Nuclear Power Plant Components, ASME Boiler & Pressure Vessel Code, Section XI, Appendix A-5400, Emergency and Faulted Conditions, ASME, New York, 2017.
- [111] Fracture Analysis of Vessels – Oak Ridge FAVOR Computer Code: Theory and Implementation of Algorithms, Methods and Correlations, NUREG/CR-6854, August 2007.
- [112] Wallin, K., Master Curve Implementation of the Warm Pre-stress Effect, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 70, pp. 2587-2602, 2003.
- [113] Components of the Reactor Coolant Pressure Boundary of LWRs, Part 2: Design and Analysis, KTA 3201.2, Nuclear Safety Standards Commission (KTA), Nov. 2013.
- [114] von Unge, P., Säkerhetsvärdering mot plastisk kollaps vid skadetålighetsanalyser, Forskningsrapport 2016:35, SSM, November 2016.

- [115] Chopra, O.K. and Stevens, G.L., Effect of LWR Coolant Environments on the Fatigue Life of Reactor Materials, NUREG/CR-6909, Rev 1, USNRC, March 2014.
- [116] ASME Code Case N-792-1, Fatigue Evaluations Including Environmental Effects, Section III, division 1, Approval date, August 12, 2012, ASME.
- [117] Guidelines for Evaluating Fatigue Analyses Incorporating the Life Reduction of Metal Components due to the Effect of the Light-water Reactor Environment for New Reactors, Regulatory Guide 1.207, USNRC, March 2007.
- [118] Generic Lessons Learned (GALL) Report, NUREG-1801, Rev 2, USNRC, December 2010.
- [119] Brickstad, B., Redovisning av åldringsrelaterade tidsberoende analyser för långa drifttider i samband med återkommande helhetsbedömningar, SSM2012-1302-1, 2012-04-04.
- [120] Richtlinie für die Schweizerischen Kernlagen, ENSI-B01/d, ENSI, January 2010
- [121] KTA 3201.2 Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren. Teil 2: Auslegung, Konstruktion und Berechnung, Fassung 2013-11.
- [122] KTA 3211.2 Druck- und aktivitätsführende Komponenten von Systemen außerhalb des Primärkreises. Teil 2: Auslegung, Konstruktion und Berechnung, Fassung 2013-11.
- [123] Ageing Management for Nuclear Power Plants International Generic Ageing Lessons Learned (IGALL), Safety Reports Series No. 82, IAEA, April 2015.
- [124] Strömbro, J. and Dahlberg, M., Evaluation of the Technical Basis for New Proposals of Fatigue Design of Nuclear Components, SSM Report 2011:04, SSM, January 2011.
- [125] Steingrimsdottir, K. and Dahlberg, M., A fatigue analysis including environmental effects for a pipe system in a Swedish BWR, SSM Report 2011:30, SSM, October 2011.
- [126] Sattari-Far, I. and Andersson, M., Cladding Effects on Structural Integrity of Nuclear Components, SKI Report 2006:23, SKI, Juni 2006.
- [127] Li, Y., Hasegawa, K., Hoang, P.H. and Bezensek, B., Prediction Method for Plastic Collapse of Pipes Subjected to Combined Bending and Torsion, PVP2010-25101, Proceedings of the ASME 2010 Pressure Vessels & Piping Conference, Bellevue, USA, 2010.
- [128] Mohan, R., Marschall, C., Krishnaswamy, P, Brust, F., Ghadiali, N. and Wilkowski, G., Effects of Toughness Anisotropy and Combined Tension, Torsion and Bending Loads on Fracture Behavior of Ferritic Nuclear Pipe, NUREG/CR-6299, NRC, April 1995.
- [129] Hoang, P.H., Hasegawa, K., Bezensek, B. and Li, Y., Effects of Torsion on Equivalent Bending Moment for Limit Load and EPFM, Circumferential Pipe Flaw Evaluation, PVP2010-25283, Proceedings of the ASME 2010 Pressure Vessels & Piping Conference, Bellevue, USA, 2010.
- [130] API 579-1/ASME FFS-1, Fitness-for-Service, ASME, 2007.
- [131] Lacroix, V., Bouydo, A., Katsumata, G., Li, Y. and Hasegawa, K., Proposal of a New Subsurface-to-Surface Flaw Transformation Rule for fatigue Crack Growth Analyses, PVP2017-66049, Proceedings of the ASME 2017 Pressure Vessels & Piping Conference, Hawaii, USA, 2017.
- [132] Colules, H.E., Stress Intensity Interaction between Dissimilar Semi-Elliptical Surface Cracks, International Journal of Pressure Vessels and Piping 146, pp. 55-64, 2016.

- [133] BS 7910:2013+A1:2015, Guide to Methods for Assessing the Acceptability of Flaws in Metallic Structures, BSI Standards Publication, 2013.
- [134] Hasegawa, K. and Li, Y., Development of Stress Intensity Factors for Deep Surface Cracks in Pipes and Plates, PVP2015-45048, Proceedings of the ASME 2015 Pressure Vessels & Piping Conference, Boston, USA, 2015.
- [135] Lacroix, V., Dulilieu, P. and Couplet, D., Alternative Characterization Rules for Quasi-Laminar Flaws, PVP2014-28200, Proceedings of the ASME 2014 Pressure Vessels & Piping Conference, Anaheim, USA, 2014.
- [136] Chopra, O. K., Effects of Thermal Aging and Neutron Irradiation on Crack Growth Rate and Fracture Toughness of Cast Stainless Steels and Austenitic Stainless Steels Welds, ANL-14/10, NUREG/CR-7185, July 2015.
- [137] Eason E. D. and Pathania R, Irradiation-Assisted Stress Corrosion Crack Growth Rates of Austenitic Stainless Steels in Light Water Reactor Environment. 17th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water reactors, August 9-13, 2015, Ottawa, Ontario, Canada.
- [138] Materials Reliability Program: Development of Material Constitutive Model for Irradiated Austenitic Stainless Steels (MRP-135-Rev. 1). EPRI, Palo Alto, CA: 2010. 1020958. Pp. 3-15, 3-16.
- [139] Bjurman, M. et al, Microstructural Evolution of Welded Stainless Steels on Integrated Effect of Thermal Aging and Low Flux Irradiation., 18th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, Portland, Oregon USA, August 2017.
- [140] Bolinder, T., Effect of Residual Stress on Ductile Fracture at Low Primary Loads – Numerical Study, Report No. 5000489-1, Rev. 1, Kiwa Inspecta Technology AB, 2018. (To appear as a SSM report.)
- [141] Mångård, D., Restspänningar i reaktortankplätering – numerisk analys av bandpåsvetsning, Report No. 5000537 – Rev. 0, Kiwa Inspecta Technology AB, 2018. (To appear as a SSM report.)
- [142] Mångård, D. and Bhatti, A., Simplified phase transformation modelling in welding simulation involving ferritic steel, Report No. 5001284-100 – Rev. 1, Kiwa Inspecta Technology AB, 2018. (To appear as a SSM report.)
- [143] Mångård, D., Weld Residual Stress through a Strip Cladded Block – Experimental Measures and Numerical Simulation, Report No. 5001140-101 – Rev 1.0, Kiwa Inspecta Technology AB, 2018. (To appear as a SSM report.)
- [144] Seifert, H-P and Ritter, S., Research and Service Experience with Environmentally Assisted Cracking in Carbon and Low-Alloy Steels in High-Temperature Water, SKI Report 2005:60, SKI, November 2005.
- [145] BWRVIP-60-A, Evaluation of Stress Corrosion Crack Growth in Low Alloy Steel Vessel Materials in the BWR Environment, Final Report, EPRI TR 1008871, June 2003.
- [146] BWRVIP-233 rev. 2, Updated Evaluation of Stress Corrosion Crack Growth in Low Alloy Steel Vessel Materials in BWR Environment, Final Report EPRI TR 3002013026, July 2018. Available at <https://www.epri.com/#/pages/product/000000003002013026/?lang=en>.

Appendix A. Tillväxtkurvor för spänningskorrosion från ASME XI, App. C (2017) och det som hittills använts för svenska kärnkraftverk (Inspecta Nuclear, TIK 2:6, Rev. 7, 2015)

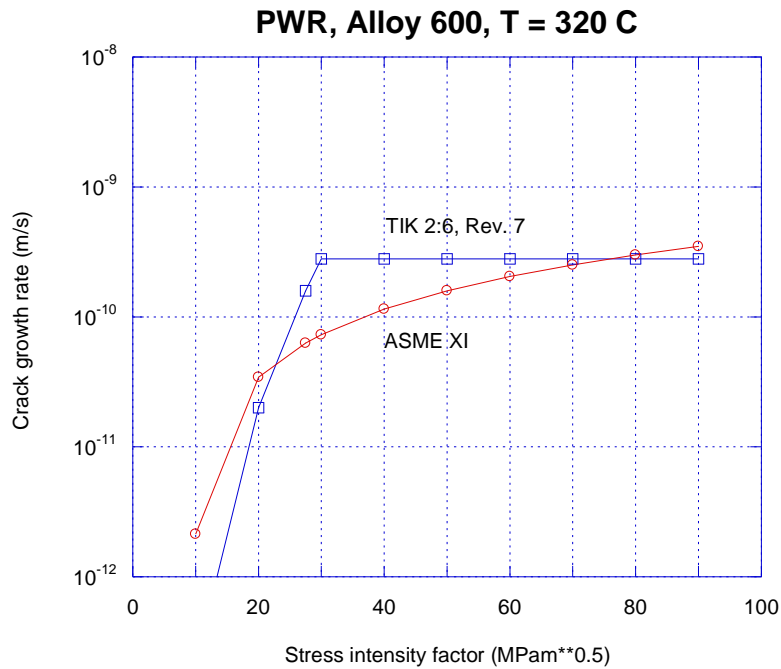


Fig. A1. SCC crack growth curves for Alloy 600, PWR, T = 320 °C.

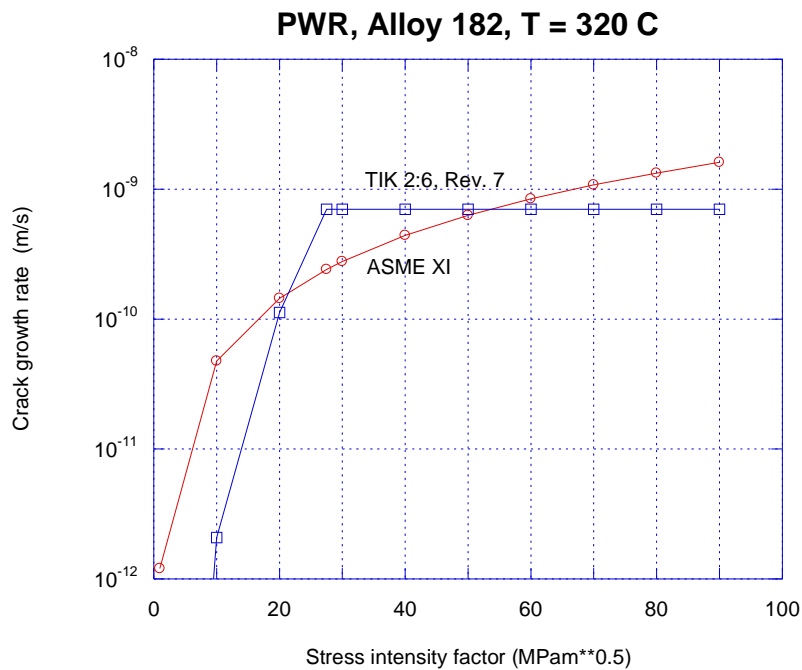


Fig. A2. SCC crack growth curves for Alloy 182, PWR, T = 320 °C.

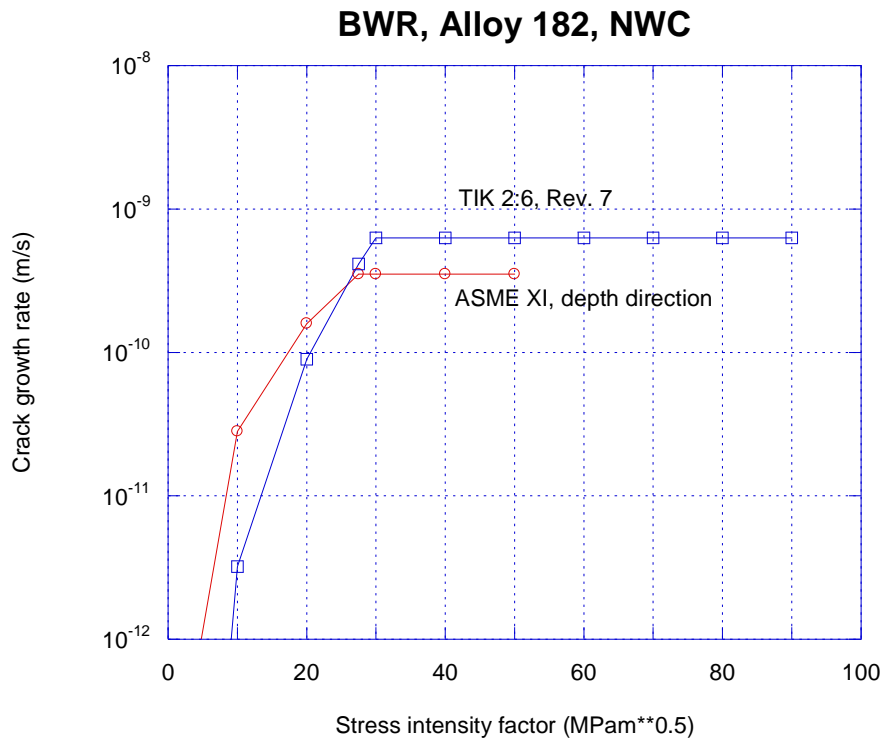


Fig. A3. SCC crack growth curves for Alloy 182, BWR, NWC.

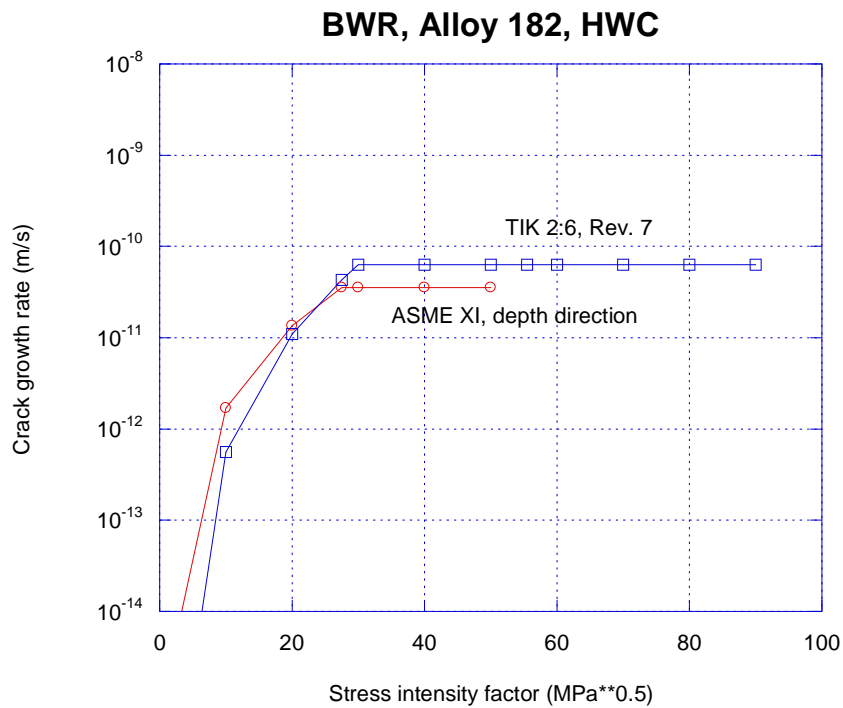


Fig. A4. SCC crack growth curves for Alloy 182, BWR, HWC.

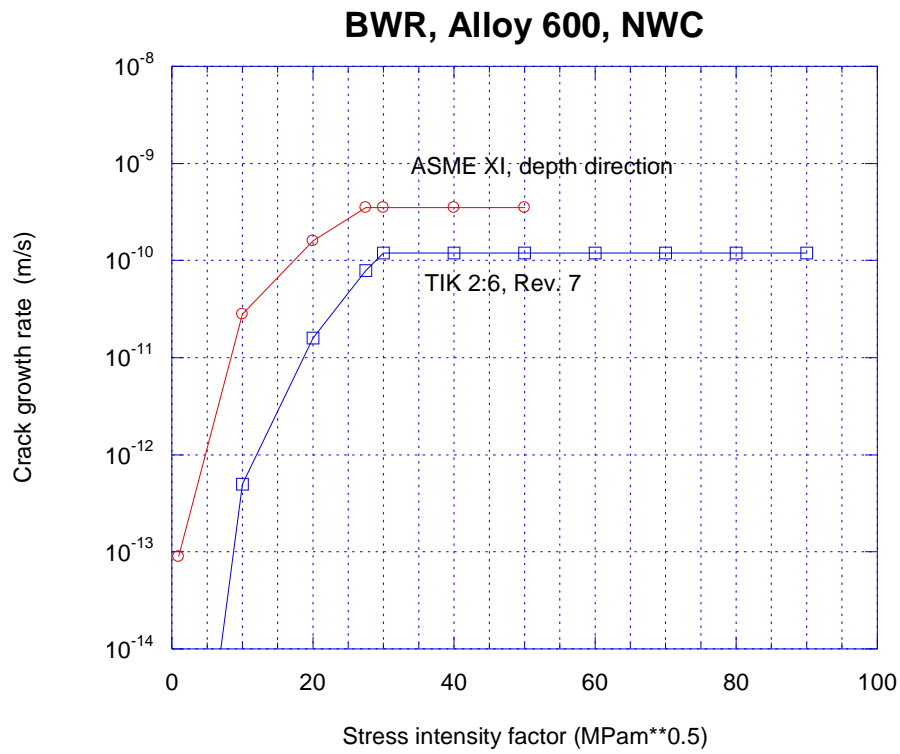


Fig. A5. SCC crack growth curves for Alloy 600, BWR, NWC.

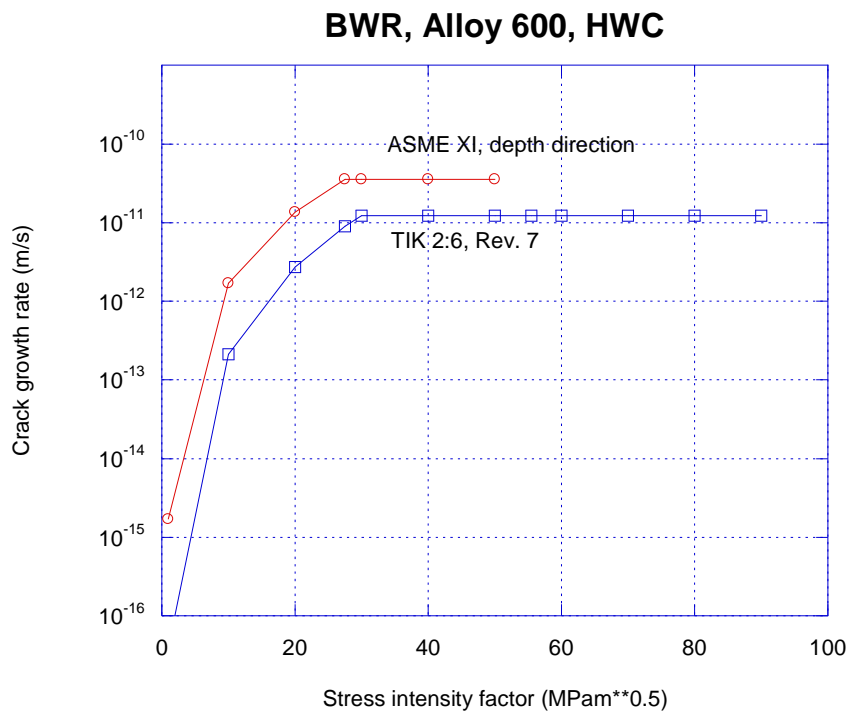


Fig. A6. SCC crack growth curves for Alloy 600, BWR, HWC.

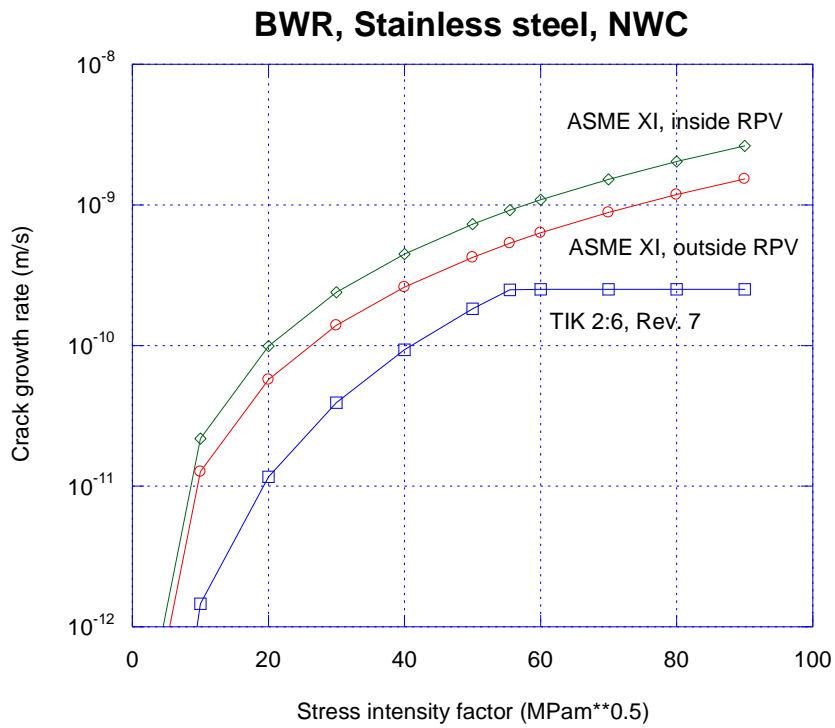


Fig. A7. SCC crack growth curves for Stainless steel, BWR, NWC.

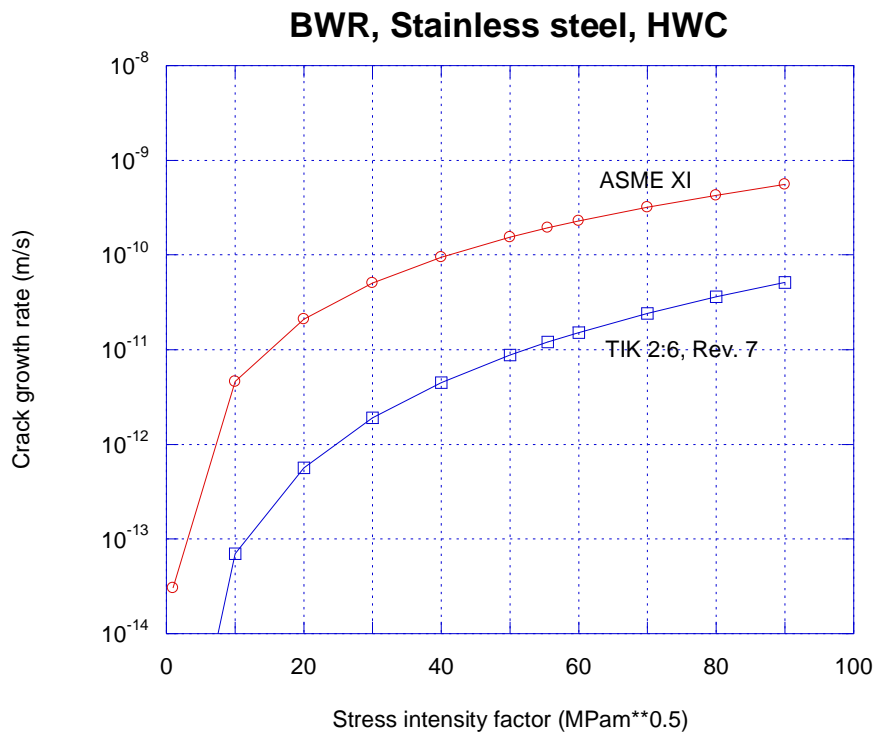


Fig. A8. SCC crack growth curves for Stainless steel, BWR, HWC.

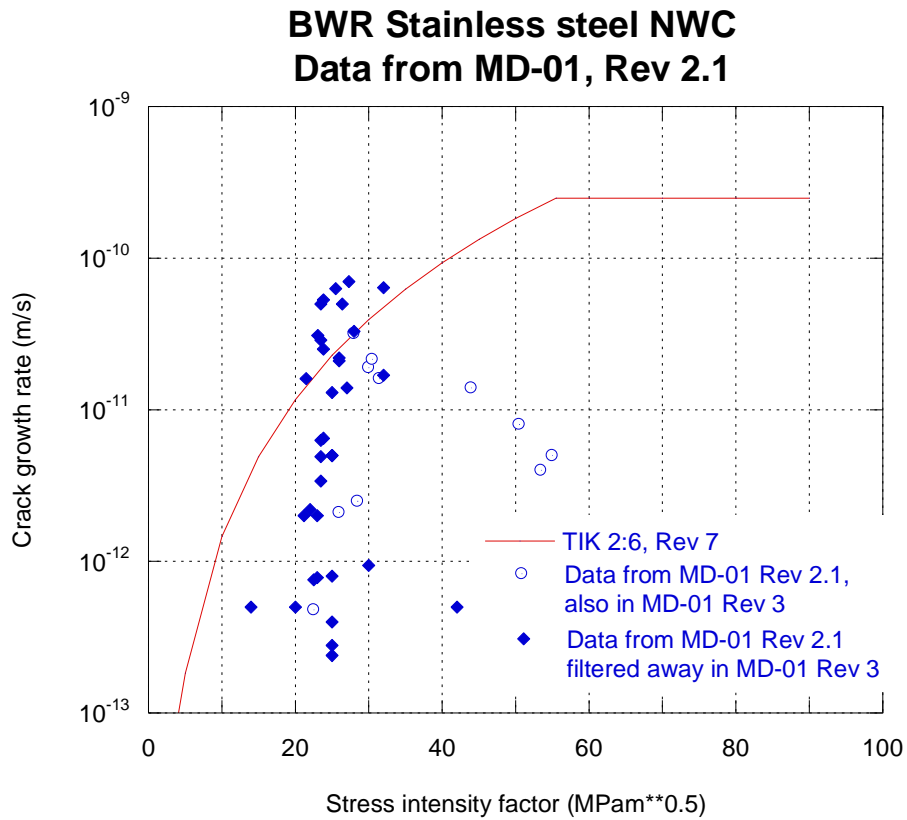


Fig. A9. SCC crack growth for Stainless steel, BWR, data from MD-01, Rev 2.1.

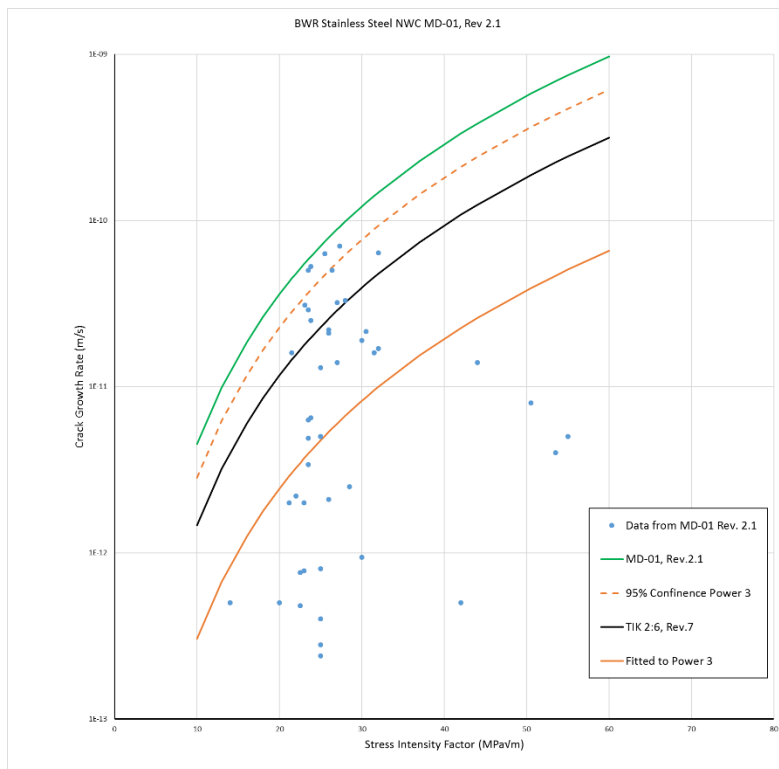


Fig. A10. SCC crack growth for Stainless steel, BWR, data from MD-01, Rev 2.1 with fitted curves.

BWR Stainless steel NWC Data from MD-01, Rev 3

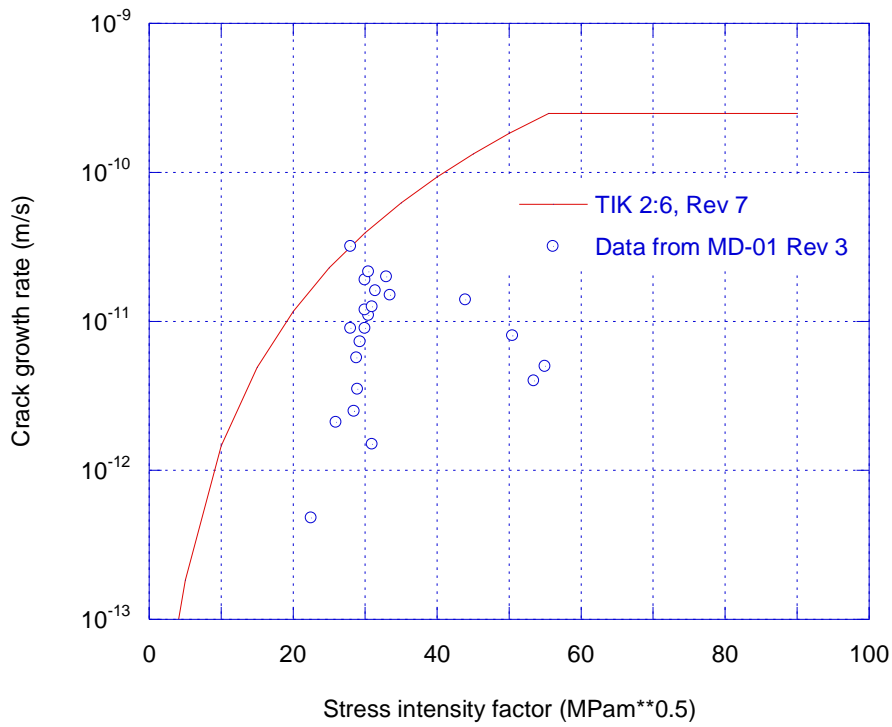


Fig. A11. SCC crack growth for Stainless steel, BWR, data from MD-01, Rev 3.

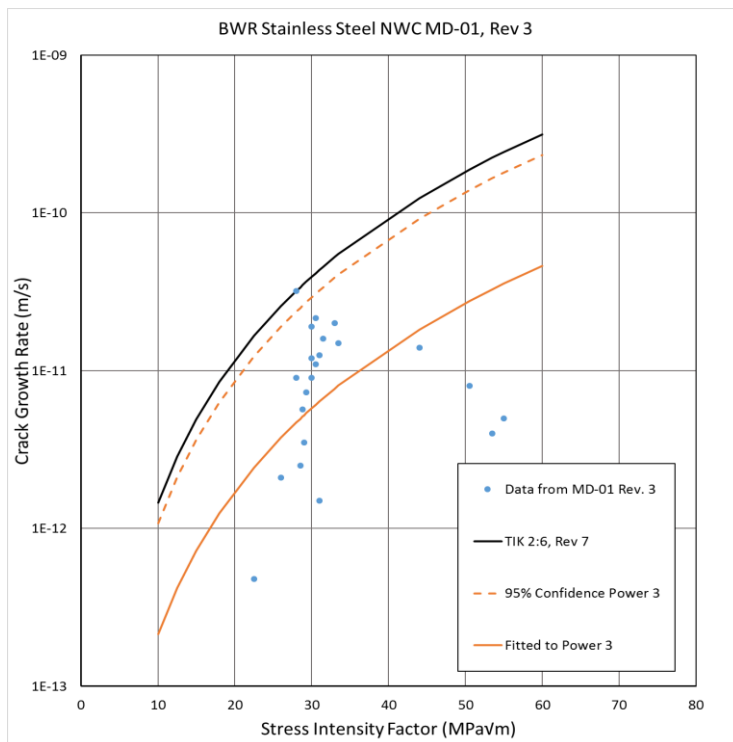


Fig. A12. SCC crack growth for Stainless steel, BWR, data from MD-01, Rev 3 with fitted curves.

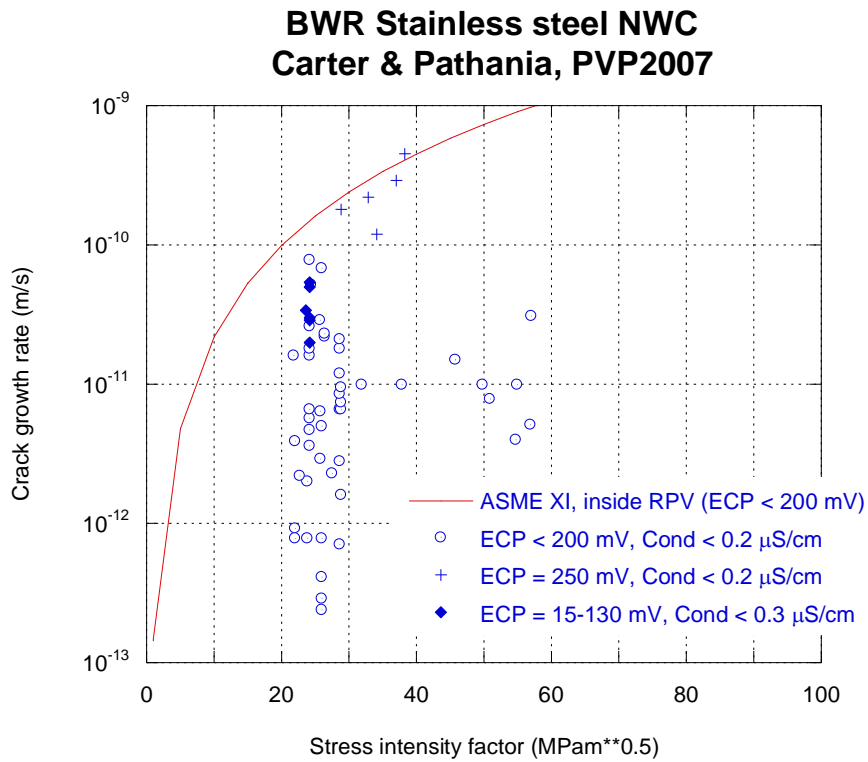


Fig. A13. SCC crack growth for Stainless steel, BWR, data from Carter and Pathania, [100].

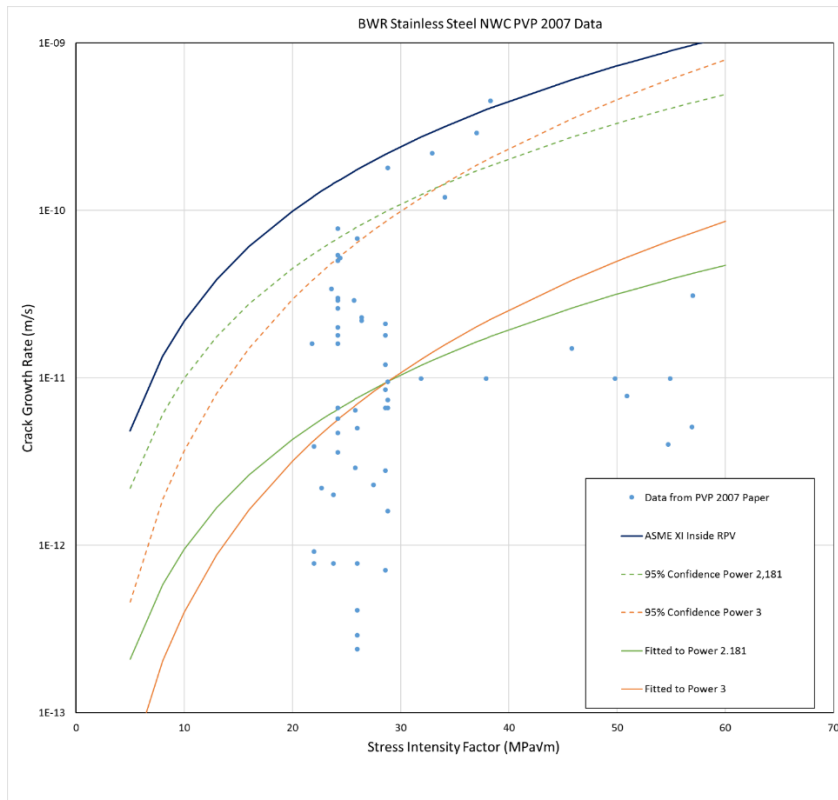


Fig. A14. SCC crack growth for Stainless steel, BWR, data from Carter and Pathania (PVP 2007) ref. [100], with fitted curves.

**BWR Stainless steel NWC,
Carter & Pathania and MD-01, Rev 2.1**

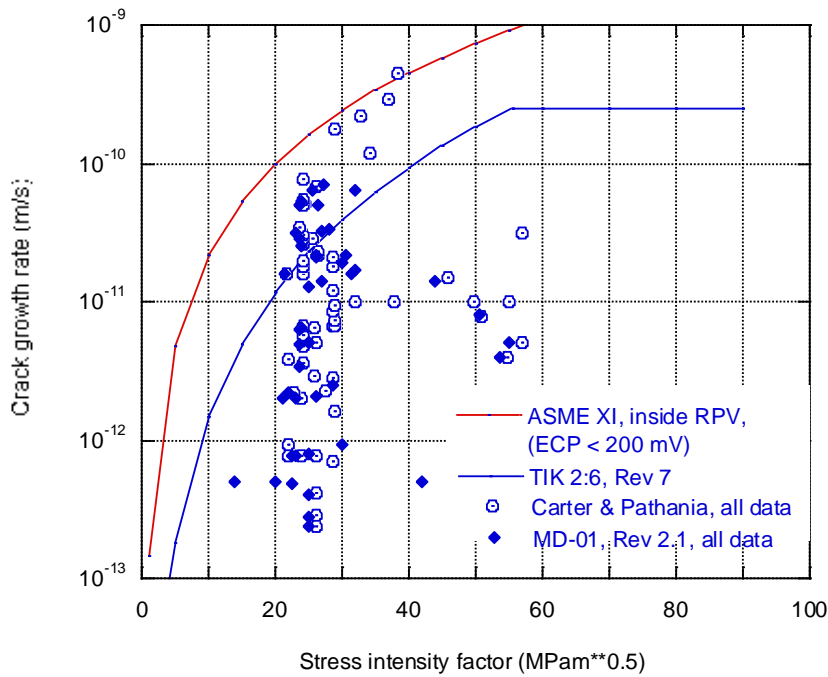


Fig. A15. SCC crack growth for Stainless steel, BWR, comparison of data from Carter and Pathania, ref. [100] and MD-01, Rev 2.1.

**BWR Stainless steel NWC,
Carter & Pathania and MD-01, Rev 3**

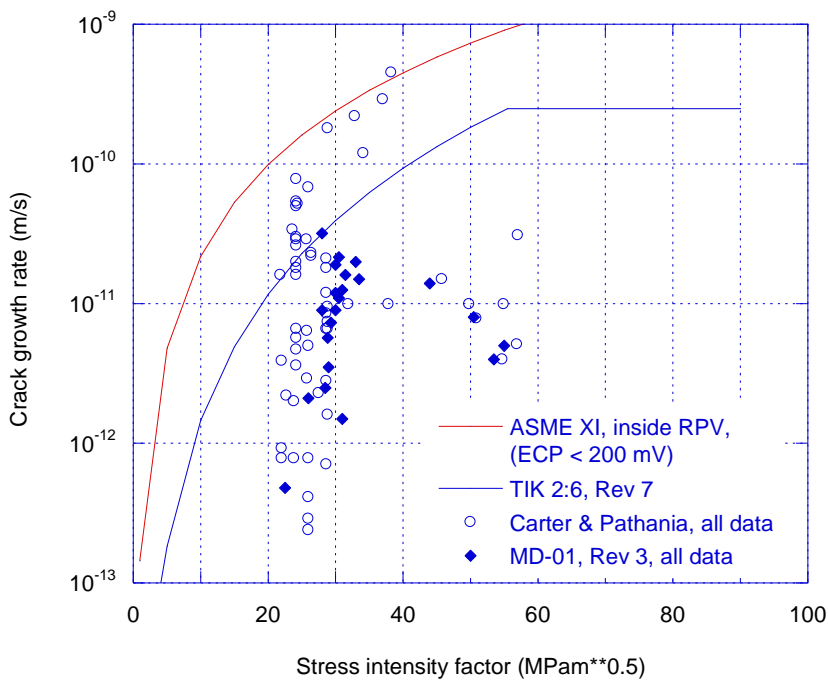


Fig. A16. SCC crack growth for Stainless steel, BWR, comparison of data from Carter and Pathania, ref. [100] and MD-01, Rev 3.

Appendix B. Tillväxtkurvor för utmattning från ASME XI, (2017) och från MD-02, (1995).

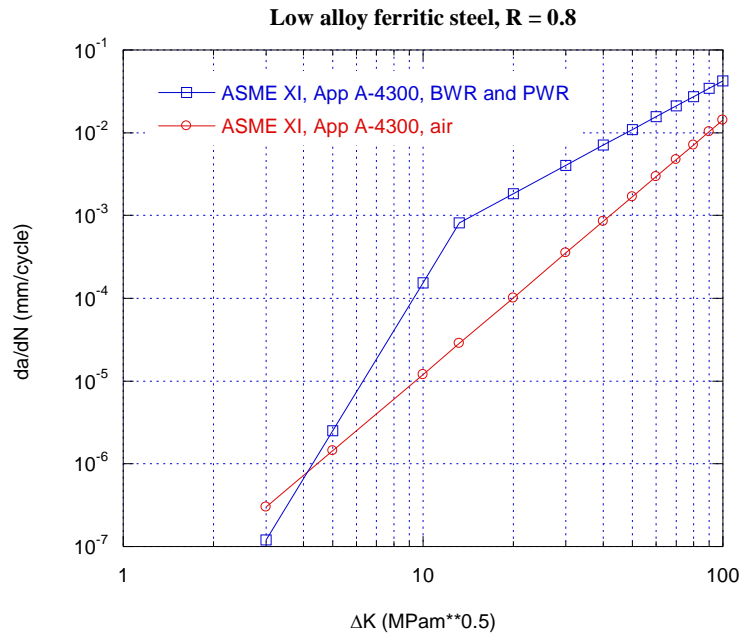


Fig. B1. Fatigue crack growth for Low alloy steel, air and BWR/PWR, data from ASME.

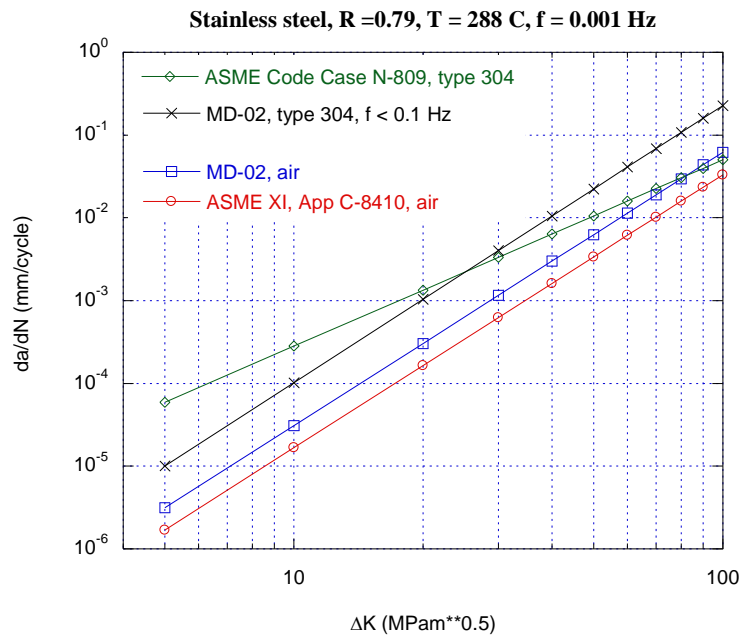


Fig. B2. Fatigue crack growth for Stainless steel, air and BWR/PWR, data from ASME and MD-02.

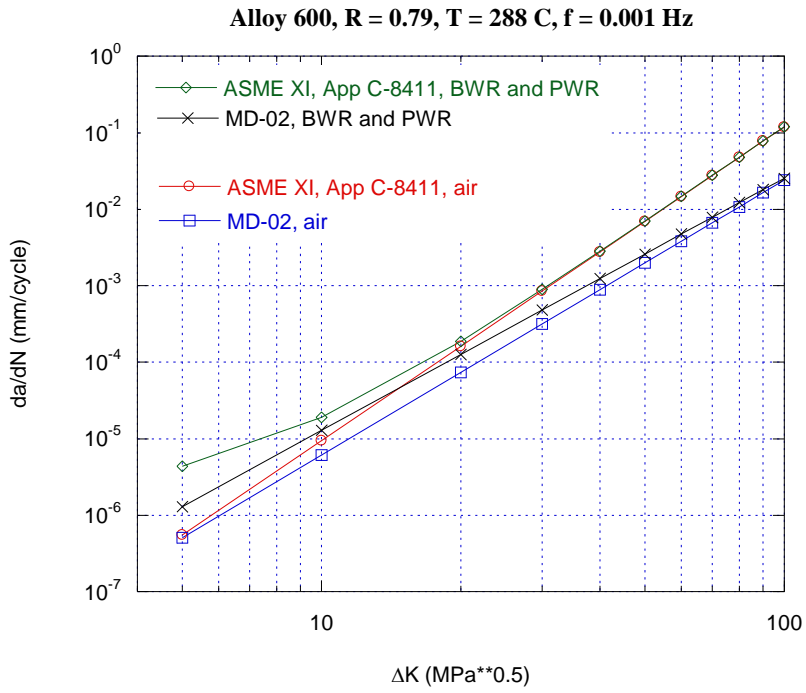


Fig. B3. Fatigue crack growth for Alloy 600, in air and BWR/PWR, data from ASME and MD-02.

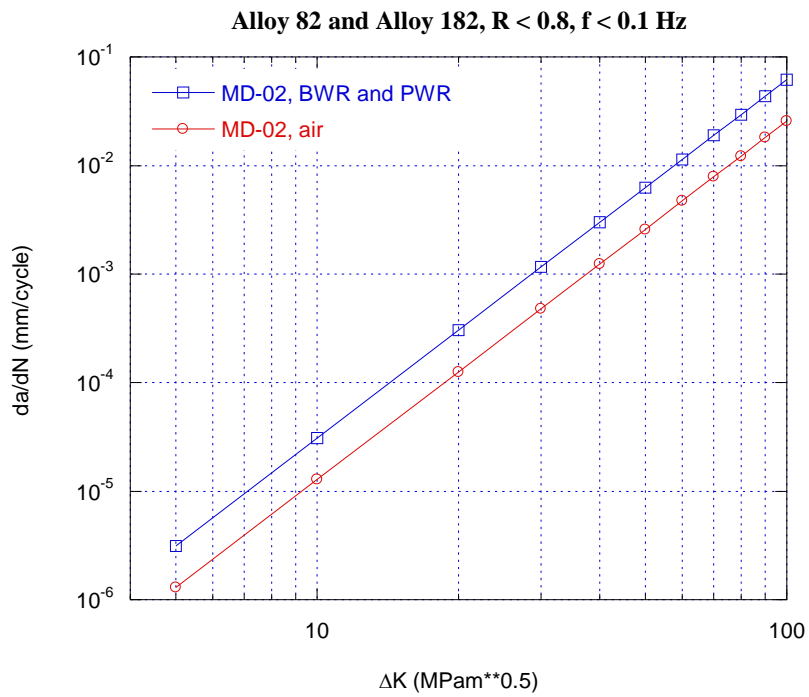


Fig. B4. Fatigue crack growth for Alloy 82/182, in air and BWR/PWR, data from MD-02.



2018:20

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
Solna strandväg 96

Tel: +46 8 799 40 00
Fax: +46 8 799 40 10

E-mail: registrator@ssm.se
Web: stralsakerhetsmyndigheten.se