

LIVSLÄNGD OCH INTEGRITET HOS SVETSAR UNDER KRYP

RAPPORT 2016:314



BRÄNSLEBASERAD EL-
OCH VÄRMEPRODUKTION



Livslängd och integritet hos svetsar under kryp

HENRIK C.M. ANDERSSON-ÖSTLING, RUI WU, JAN STORESUND, RIKARD NORLING

ISBN 978-91-7673-314-1 | © ENERGIFORSK april 2017

Energiforsk AB | Telefon: 08-677 25 30 | E-post: kontakt@energiforsk.se | www.energiforsk.se

Förord

Denna rapport är slutrapportering av projekt M12-214 Livslängd och integritet hos svetsar under krypbetingelser (Energimyndighetens projektnummer P 36996-1) som faller under teknikområde Material- och kemiteknik.

Svetsar hos komponenter i en kraftvärmeanläggning kan vara avgörande för livslängden eftersom krypsprickor ofta uppstår i dem. Projektets huvudsyfte är att öka förståelsen kring fenomenet LTCCG (lågtemperatur krypsprickstillväxt) i svetsar, samt att undersöka och utvärdera långsiktiga krypegenskaper hos svetsreparerade blandsvetsar.

Projektet har genomförts av Swerea KIMAB med Rikard Norling som huvudprojektledare.

Projektet har följts av en referensgrupp vars sammansättning varierat under projektets gång. Projektet slututvärderades av Conny Johansson, Stora Enso (sammanhållande för referensgruppen), Ulrika Farnebäck, Siemens Industrial Turbomachinery samt Anna Jonasson, E.ON Värme.

Värmeforsk har bedrivit värmeteknisk forskning inom det så kallade Basprogrammet sedan starten 1968. All forskningsverksamhet som bedrevs inom Värmeforsk ingår sedan den 1 januari 2015 i Energiforsk. Därför ges denna rapport ut som en Energiforskrapport.

Programmets övergripande mål är att bidra till långsiktig utveckling av effektiva miljövänliga energisystemlösningar. Syftet är att medverka till framtagning av flexibla bränslebaserade anläggningar som kan anpassas till framtida behov och krav. Programmet är indelat i fyra teknikområden: anläggnings- och förbränningsteknik, processtyrning, material- och kemiteknik samt systemteknik.

Helena Sellerholm
Områdesansvarig
Bränslebaserad el- och värmeproduktion, Energiforsk AB

Här redovisas resultat och slutsatser från ett projekt inom ett forskningsprogram som drivs av Energiforsk. Det är rapportförfattaren/-författarna som ansvarar för innehållet och publiceringen innebär inte att Energiforsk har tagit ställning till innehållet.

Sammanfattning

I den här rapporten har krypegenskaperna hos två olika driftutsatta svetsar studerats. En svets var av materialet 13 CrMo 4 4 och den krypprovades vid den låga temperaturen 450 °C.

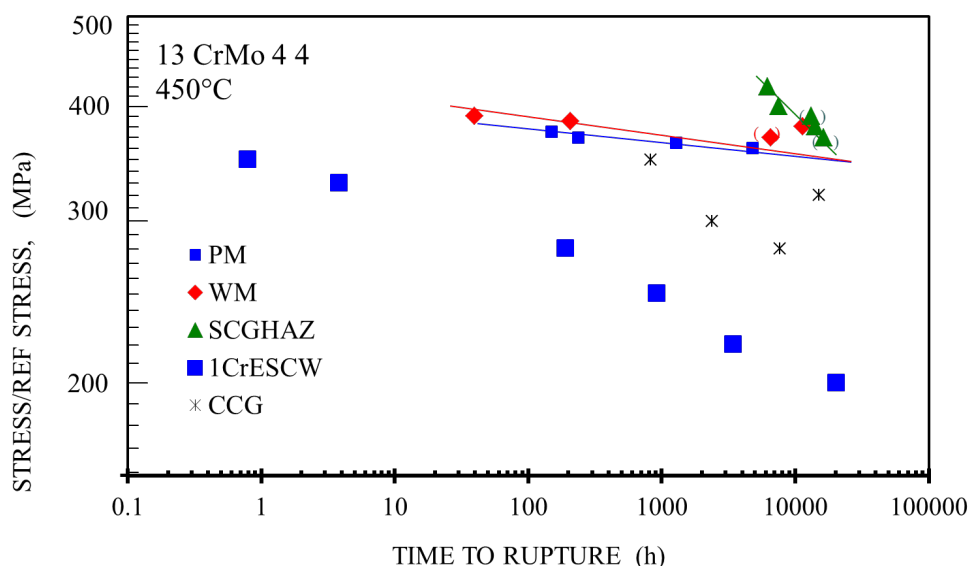
Resultaten visar att materialet kryper även vid den här temperaturen och krysprickpropageringsprovning visar att mekanismerna är samma som vid högre temperaturer. Den andra svetsen var en blandsvetsskarv mellan ett 2.25% Cr-stål och ett 12% Cr-stål.

Här provades både en ren driftutsatt svets och en svetsreparerad svets. Tillsatsmaterialet i den reparerade svetsen var av ett 5% Cr-stål. Svetsen krypprovades vid 550 °C. Resultaten visar att båda svetsarna har liknande egenskaper i kryp och att krypbrotten går i typ IV och typ IIIa position i den låglegerade värmepåverkade zonen (HAZ), med preferens för typ IIIa position vid lägre spänningar. Lägre spänningar är mest likt de spänningar som är aktuella i drift i verkliga anläggningar. Provning med specialutformade HAZ-provstavar visar också att svetsgodset av 5% Cr-stål har lika bra, eller bättre, krypegenskaper än hela den driftutsatta svetsen.

Simuleringar av kryp i blandsvetsskarvar har också utförts med indata från en tidigare provning med likande provstavar. Modelleringen visar att spänningstillståndet i en blandsvetsskarv med avkolad zon är komplicerat och att spänningarna i den avkolade zonen har ett stort inslag av inspänningseffekter som är svåra att modellera. Det är sannolikt också dessa inspänningar som skapar de skador som ger det slutliga brottet.

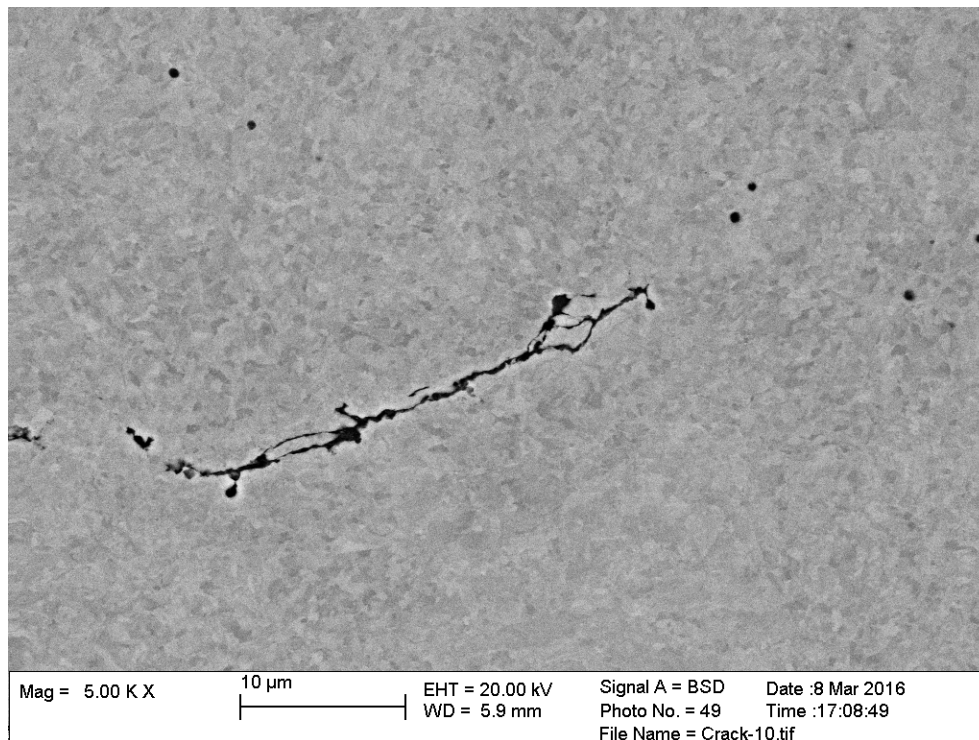
Summary

In this report creep studies on service exposed welds are reported. The creep tests were performed at two different temperatures, 450 and 550 °C. At the lower temperature cross-weld and creep crack propagation testpieces from a 13 CrMo 4 4 weld were tested. The results are given in Figur 1. The Norton exponent for the cross-weld specimens was 18.9 which mean that the material is in the power-law breakdown area. Metallography after test shows that the damage mechanism is consistent with normal creep consisting of cavity formation and subsequent linking of cavities to form microcracks, even at this low temperature that is usually deemed too low for creep activation. The creep crack propagations studies further emphasises on this and post-test metallography has even yielded an image where a cavity is in the process of being linked to a propagating crack, Figur 2.



Figur 1 Tid till brott mot pålagd spänning respektive referensspänning för LTCCG-provningen. PM, WM och SCGHAZ är från referens [6]

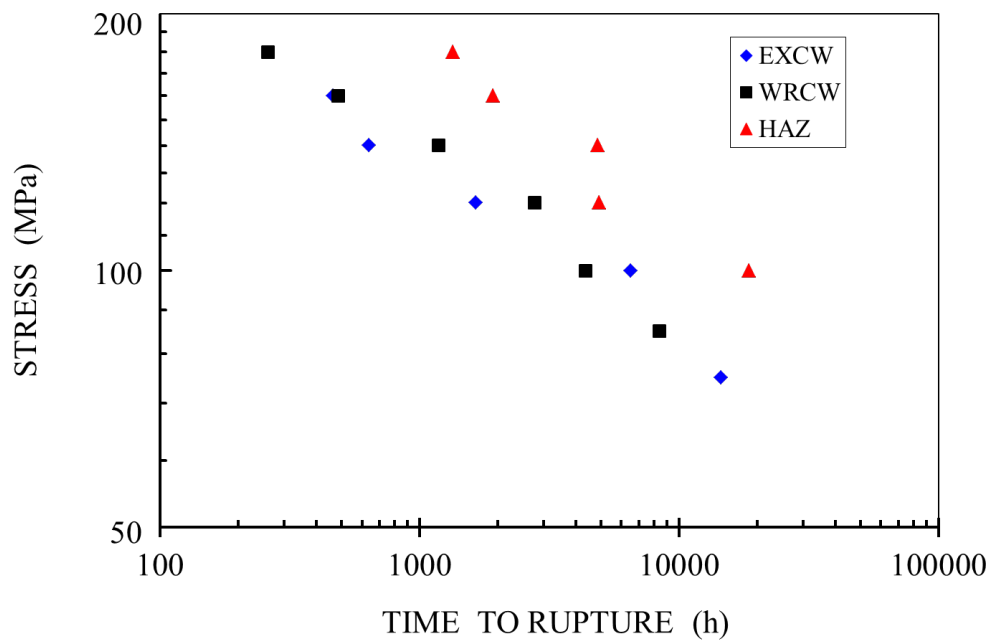
Figure 1 Time to rupture versus applied stress and reference stress respectively for the LTCCG testing. PM, WM and SCGHAZ from reference [6]



Figur 2 Större förstoring på sprickspetsen. Notera att man i främre delen av sprickan kan se hur en kavitet just har länkats in i sprickan

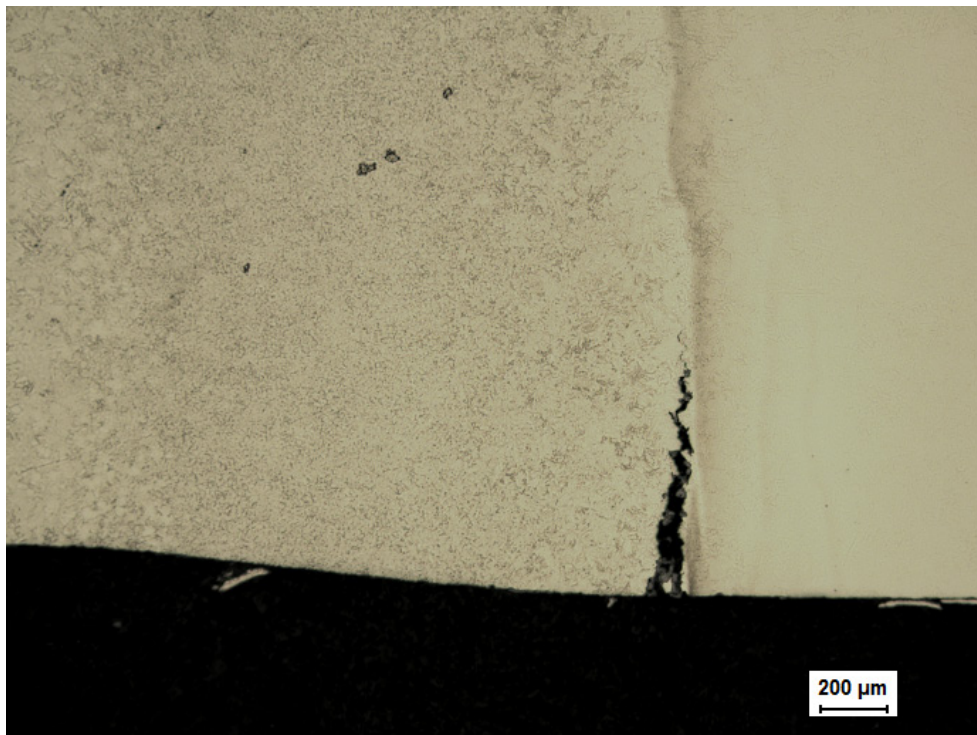
Figure 2 Even larger magnification of the crack tip. Note that at the vey tip of the crack a cavity has just been linked to the crack

At 550 °C two service exposed welds were studied. Both were dissimilar metal weld made from joining a 2.25% Cr-steel and a 12% Cr-steel, but one was tested in as exposed condition and the other in weld repaired condition. The weld repair was performed by cutting out the whole old weld and HAZ and making a new weld using a 5% Cr-steel filler material. The results are given in Figur 3. The results show similar creep properties from the two welds and metallography shows that the final ruptures for low stress specimens are located in the low alloyed heat affected zone in Type IIIa or Type IV positions, see Figur 4 and Figur 5. The conclusion from the creep testing is that even after weld repair the heat affected zone is the weakest part of the weld and that the properties therefore is similar for the two test series. The conclusion applies to repair welds where the old weld has been fully removed before repair.



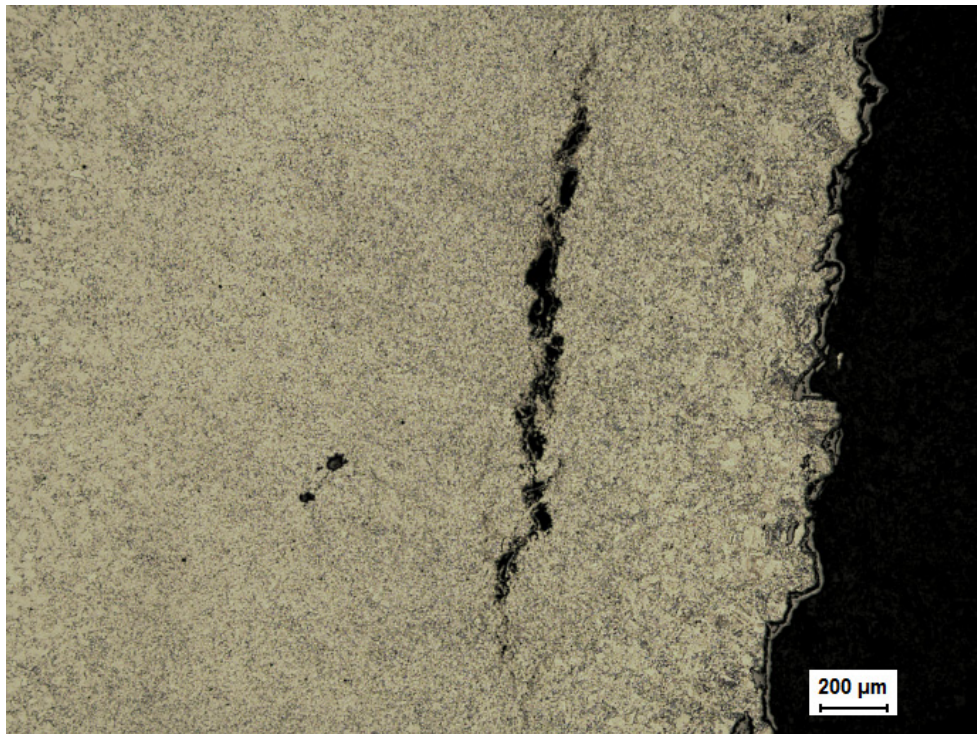
Figur 3 Tid till brott mot pålagd spänning för de driftutsatta och svetsreparerade blandsvets skarvarna

Figure 3 Time to rupture versus applied load for the service exposed and weld repaired dissimilar metal welds



Figur 4 Typ IIIa spricka i den grovkorniga HAZ hos provstaven WRCW180, LOM 50x

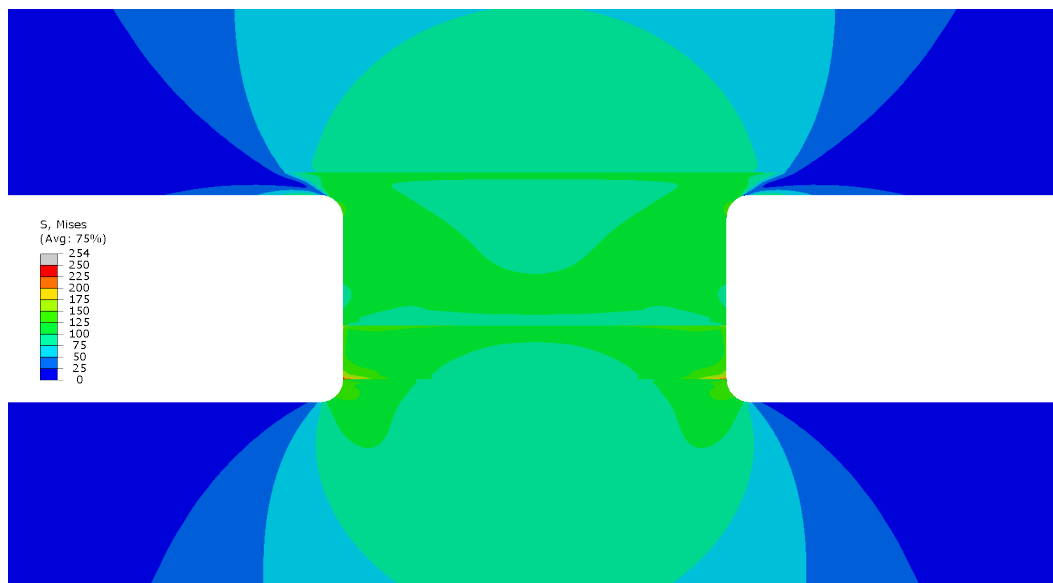
Figure 4 Type IIIa crack in the coarse grained HAZ from the specimen WRCW180, LOM 50x



Figur 5 Typ IV spricka i den interkritiska HAZ hos provstaven WRCW85, LOM 50x.

Figure 5 Type IV crack in the intercritical HAZ from the specimen WRCW85, LOM 50x

Simulation of the creep process in a dissimilar metal weld has also been performed using indata on the creep properties of the HAZ taken from specially made HAZ-specimens. A typical result is given in Figur 6. The results show that it is possible, but difficult to simulate the behaviour in the weld. Much of the results depend upon the properties of the decarburised zone that develops in dissimilar metal welds with a significant carbon gradient. In this zone the constraint effects from the surrounding non decarburised material is vital to the result. More studies are needed to fully understand the behaviour and the implications on the use of dissimilar metal welds in power plants.



Figur 6 Spänningsfördelning efter 100 timmar, provstav C

Figure 6 Stress distribution after 100 hours, specimen C

Innehåll

Förkortningar	11
1 Introduktion svetsar	12
2 Bakgrund och litteraturstudie	14
3 Ingående delar i studien	17
4 Lågtemperaturkryp av driftsutsatt material	18
4.1 Mål med studien	18
4.2 Experiment och material	18
4.3 Enaxlig krypprovning	20
4.4 Krysprickpropageringsprovning (LTCCG)	22
4.5 Resultat enaxlig provning och krysprickspropageringsprovning	22
4.6 Metallografi enaxlig provning lågtemperaturkryp	25
4.7 Metallografi krysprickpropagering lågtemperaturkryp	27
4.8 Diskussion lågtemperaturkryp	30
5 Kryp av driftsutsatta blandsvetsskarvar	31
5.1 Mål med studien	31
5.2 Experiment och material	31
5.3 Enaxlig krypprovning	33
5.4 Resultat krypprovning svetsreparerat och driftutsatt material	33
5.5 Metallografi före provning	36
5.6 Metallografi provstavar av driftutsatta svetsar	39
5.7 Metallografi provstavar av svetsreparerade driftutsatta svetsar	41
5.8 Provstavar i HAZ-position av driftutsatta svetsar	47
5.9 Diskussion krypprovning driftutsatta och svetsreparerade blandsvetsskarvar	48
6 Simulering av krypning i svetsar	52
6.1 Teoretisk bakgrund	52
6.2 Simulering av krypbeteende hos HAZ provstavar	55
6.3 Utvärdering av kryptöjningar hos HAZ-provstavar	56
6.4 Simulering av provstavsgeometrin	61
6.5 Modellerings av HAZ-provstav	62
6.6 Resultat av simuleringar	63
6.7 Diskussion modellering	68
7 Slutsatser	70
8 Samlad diskussion och rekommendationer om användning av resultaten samt fortsatt arbete	72
9 Referenser	74

Förkortningar

CCG	Creep Crack Growth, krypsprickpropagering
CGHAZ	Coarse Grained Heat Affected Zone, grovkornig värmepåverkad zon
CT	Compact Tension, beteckning på provstavstyp utan svenskt namn
DMW	Dissimilar Metal Weld, blandsvetsskarv
FB	Fusion Boundary, smältgräns
FGHAZ	Fine Grained Heat Affected Zone, finkornig värmepåverkad zon
HAZ	Heat Affected Zone, värmepåverkad zon
ICHAZ	InterCritical Heat Affected Zone, interkritisk värmepåverkad zon
LTCCG	Low Temperature Creep Crack Growth, lågtemperatur krypsprickpropagerang
PM	Parent metal, grundmaterial
PWHT	Post Weld Heat Treatment, värmebehandling efter svetsning
WM	Weld Metal, svetsgods

1 Introduktion svetsar

Svetsar har alltid varit en central fråga när det gäller viktiga komponenter som exempelvis ångpannor och överhettare, samt i rörledningar inom kraft- och massaindustrin. Svetsen är ofta avgörande för en komponents livslängd eftersom krypbrott ofta uppstår i dem.

Blandsvetsar

Dissimilar metal welds (DMW), blandsvetsar, är vanligt förekommande i de ovan nämnda komponenterna. Den vanligaste typen av blandsvets i Norden består av värmebeständiga låglegerade 2,25% Cr ferritiska CrMo(V)-stål och martensitiska 9-12%Cr-stål som används över gränstemperaturen för kryp för materialet. Allvarliga krypskador har med hjälp av magnetpulver- och replikprovning upptäckts ett flertal gånger i svenska kraftvärmeverk. I vissa fall slipades krypskadan endast bort och andra blandsvetsar reparerades genom svetsning efter att krypsprickor hade slipats bort. Svetsreparation är en effektiv och användbar metod för att öka livslängden om den görs på rätt sätt. Dock har inga detaljerade studier utförts på varken tester av svetsreparerade blandsvetsar eller på krypbeteende hos svetsreparerade blandsvetsar. Dåliga krypegenskaper hos svetsreparerade blandsvetsar är en risk för integriteten hos viktiga komponenter i kraftverk.

Många blandsvetsar avsedda för högttemperaturkomponenter som används inom kraft- och processindustrin har börjat närma sig, eller till och med överskridit, sin beräknade livslängd på ungefär 200 000 timmar. Det är därför brådskande och av allra största vikt att utvärdera återstående livslängd, samt att utöka den ekonomiska livslängden. En viktig och användbar metod för detta är tillämpning av svetsreparation, vilket har varit en klassisk metod för driftutsatta högttemperaturkomponenter. Avsikten är att kostnadsreducera, att minska utsläpp av växthusgaser, samt att tillhandahålla högsta driftsäkerhet.

Lågtemperaturkryp

För några år sedan inträffade några oväntade och allvarliga olyckor i massaindustrin. Exempelvis havererade en komponent under drift i en ångledning. Komponenten bestod av 13 CrMo 4 4 (1% Cr) stål och haveriet skedde redan vid 450 °C, vilket är 30°C under krypgränsen för detta stål. Metallografiundersökningar samt haverianalys visade på fenomenet krypsprickpropagering strax under gränstemperaturen för krypning, LTCCG. (Low Temperature Creep Crack Growth). Krypsprickorna startade vid redan existerande svetsdefekter och växte in i de grovkorniga värmepåverkade zonerna (HAZ – Heat Affected Zone). Grov kornstorlek och därigenom låg krypduktilitet gynnar krypspricktillväxt, vilket kan få katastrofala följder. Tyvärr saknas det fortfarande, både nationellt och internationellt, omfattande och kompletta LTCCG-studier på 13 CrMo 4 4 stål, som är ett av de vanligaste i Sverige hos rörledningar med drifttemperaturer strax under gränstemperaturen. En orsak kan vara att LTCCG är ett ganska nytt fenomen och komponenter som uppvisar LTCCG-problem endast har designats med avseende på sträckgräns.

Forskningsbehovet

Några gemensamma nämnare att arbeta efter, vad gäller studier på både svetsreparerade DMW och LTCCG är att driftsäkerheten måste säkras, de höga ersättningskostnaderna måste minska, samt att den ekonomiska livslängden ska förlängas. Kritiska komponenter där blandsvetsar förekommer och komponenter i ångledningar som är utsatta för LTCCG är fortfarande i drift efter många år. Exempelvis har ett flertal blandsvetskomponenter varit i drift i mer än 30 år. Det överskrider den designade livslängden. Noggrannheten och tillförlitligheten av numeriska simuleringar kan förbättras med hjälp av data från kryptester med kontrollerad mikrostruktur vid en given förutsättning. De kan sedan utgöra en säkrare grund för beräkning av den återstående livslängden samt för att designa nya anläggningar.

Bättre förståelse av krypegenskaper hos svetsreparerade blandsvetsar samt kunskap inom området LTCCG i kombination med mätningar på martensitiska blandsvetsar och 13 CrMo 4 4 stål som är i drift kommer på kort sikt minska risken för olyckor och i förlängningen även oplanerade driftavbrott och reparationer. På lång sikt är det möjligt att minimera kostnader samt förlänga driftslivslängden och även öka anläggningarnas effektivitet. Allt detta gynnar industrins ekonomi samt minskar onödig energiförbrukning.

Eliminering av olyckor samt ökad tillgänglighet kommer att förbättra anläggningarnas tillgänglighet, kapacitet, effektivitet och säkerhet. Allt detta kommer att gynna kraftvärme- och massa-anläggningarnas ägare och operatörer samt även materialtillverkare och slutanvändare.

Väldefinierade och genomtänkta val av testmaterial, framtagning av pålitliga kryp- och LTCCG-data, undersökningar och karaktärisering av krypskadeutveckling samt noggrann analys och prediktion av kryplivslängden är av allra största vikt för industriella tillämpningar. Kraftvärme- och massaindustrin kan dra nytta av resultaten för riskbedömning, för att åtgärda komponenter eller för att minimera och slutligen eliminera ett haveri på en svetsreparerad DMW och LTCCG.

Projektets resultat kan användas för att maximera livslängder hos driftutsatta komponenter och för att utveckla nya mer hållfasta material. Förbrukningen av material kommer att minska och effektiviteten öka. Detta reducerar farliga utsläpp och växthusgaser från både materialtillverkning och industriproduktion.

Genom användning av en driftutsatt blandsvets av 2.25Cr1Mo/12%CrMoV är målet att etablera svetsreparationsprocedur, fastställa krypegenskaper, simulera och bestämma krypbeteende hos fullskaliga komponenter och att ge rekommendationer till kraftvärmeindustrin för att undvika oväntade haverier.

2 Bakgrund och litteraturstudie

En blandsvets för högtemperaturtillämpningar innebär att två, eller fler, material med signifikant skillnad i sammansättning sammanfogas. Blandsvetsar används ofta i kritiska komponenter som exempelvis ångpannor, överhettare samt ångledningar i kraftvärmeverk. I Norden används ofta värmebeständiga låglegerade ferritiska CrMo(V) stål och martensitiska 12%CrMoV stål. [1]

De senaste åren har allvarliga krypsprickor återkommande upptäckts i driftutsatta blandsvetsar i svenska kraftvärmeverk. I en del fall hade krypsprickorna trängt in flera millimeter i den värmepåverkade zonen (HAZ) i svetsen. För att möjliggöra fortsatt drift slipades sprickorna bort och området svetsreparerades.

Det har endast gjorts begränsade studier [2], [3] på krypbeteende hos ferritiska/martensitiska blandsvetsar. Resultat från [2] och [3] visade dels att "cross weld"-prover hade mycket kortare kryplivslängd jämfört med både grundmaterial och svetsgods och dels att brottet alltid påträffades i den värmepåverkade zonen hos 2.25Cr1Mo. En avkolad zon utvecklades och den generella brottförlängningen var mycket låg, endast några få procent, även om den lokala deformationen i den värmepåverkade zonen var stor.

Två litteraturstudier, en från Värmeforsk [1], samt förstudier av driftutsatta ferritiska/martensitiska blandsvetsar [4] har visat att 1) krypning var den dominerande mekanismen, 2) krypskador var vanliga i blandsvetsar, 3) tillsatsmaterial till svetsar, värmebehandling efter svetsning (PWHT) samt geometri hos svetsfog spelade alla en viktig roll i krypbeteendet, även om de systematiska studierna var otillräckliga, 4) avkolade zoner minskade kryplivslängden avsevärt hos enaxliga krypprovstavar, 5) termodynamiska simuleringar var användbara för att karaktärisera karboniserade och icke karboniserade zoner.

Koldiffusion är avgörande vid krypdeformation hos blandsvetsar [5]. Den drivande kraften för koldiffusion är de olika legeringarnas skillnad i kolaktivitet. Det är i huvudsak Cr som styr kolaktiviteten. Martensitiskt stål med högre aktivitet drar kol från det låglegerade stålet med lägre aktivitet. Detta resulterar i en kolanrikad och en kolfattig zon intill den värmepåverkade zonen hos det höglegerade respektive låglegerade stålet.

Lokala krypegenskaper i en värmepåverkad zon som har kontakt med en avkolad zon är viktiga för integriteten hos komponenter eller ledningar bestående av blandsvetsar. Nyligen studerades krypegenskaperna i den värmepåverkade zonen [6] hos ett HAZ prov. Resultaten har varit till nytta och tillämpats vid simulering av krypskadeutveckling och krypningens deformationsutveckling i rörledningarnas vägg tjocklek och i utvärderingen av kryplivslängden.

Enligt vad som idag är känt har väldigt lite arbete avsatts till studier rörande reparation av blandsvetsar och till de relaterade högtemperaturkrypegenskaperna på driftutsatta komponenter. I en studie [7] måste krypdata för oanvänt material samt många antaganden göras för att försöka utvärdera krypegenskaper hos svetsreparationer på driftutsatta komponenter. Följden av otillräckliga studier och

brist på krypdata hos svetsar kommer att resultera i att det görs felaktiga antaganden vad gäller uppträdandet hos svetsreparerade blandsvetsar.

Utöver de krypskadade blandsvetsarna så skedde det ett par oväntade och allvarliga olyckor för inte så många år sedan i ångsystem med komponenter tillverkade av 13 CrMo 4 4 (1Cr0.5Mo) stål i massaindustrin [8].

Metallografiundersökningar och haverianalys visade att haverimekanismerna var creep crack growth (CCG), alltså krypspricktillväxt. Krypsprickan initierades i existerande svetsdefekter och propagerade i den grovkorniga värmepåverkade zonen. Detta ledde till haverier, varav ett var katastrofalt. Haverierna var överraskande eftersom temperaturen hos dessa komponenter var 450 °C, vilket är 30°C under gränstemperaturen. Detta fenomen är ett typiskt lågtemperatur-CCG.

Incidenterna skickar en varningssignal till många andra anläggningar med liknande material och drifthistoria. I Svenska industrier är 13 CrMo 4 4 stålet det mest använda i ångledningar utsatta för temperaturer i intervallet 430°C-480°C. Ytterligare inspektioner, en del gjorda för första gången, avslöjade krypsprickor och kaviteter i flera T-stycken [8].

För att erhålla bättre förståelse och förklara fenomenet LTCCG gjordes analyser av hur krypsprickorna propagerar samt parametriska beräkningar av spricktillväxt hos T-stycken. Analyserna visade att lokal spänningsförhöjning, där systemspänningar kan ha stor inverkan, var av betydande vikt vid propageringen av krypsprickan. Livslängden, med avseende på propagering av krypsprickorna, bestod av lång inkubationstid och kort propageringstid. Materialdata som användes för analysen [8] var dock tabellerade data för grundmaterial vid 450 °C. Genom att testa HAZ och svetsmikrostruktur skulle den ingående analysen av spricktillväxten i svetsen vara mer precis. Exempelvis beror spricktillväxten till stor del på duktiliteten, vilken kan vara mycket lägre för CGHAZ jämfört med grundmaterial.

Haverier genom LTCCG har rapporterats från andra delar av världen för olika material som använts i kraftvärmeverk [9], [10], [11]. Problem med fenomenet LTCCG påträffades i C-Mn stål vid 360°C i England på 1980-talet [12]. I Sverige, i början av 1990 talet, påträffades problem i en ASTM A508 tryckbehållare med låglegerat stål vid 320°C [13]. På senare tid har en CCG-studie på en ASTM A508 låglegerad tryckbehållare vid 360°C-420°C [14] rapporterat att 1) CCG inträffade vid temperaturer ner till 360°C, 2) kortare livslängd påträffades i CCG-tester jämfört med enaxliga tester, 3) livslängden för CCG-test för simulerade CGHAZ var kortare jämfört med grundmaterial, 4) intergranulära (spröda) sprickor dominerade i de simulerade CGHAZ (coarse grain HAZ).

Ett förbrukat T-stycke av 13 CrMo 4 4 stål gjorde det nyligen möjligt att studera LTCCG. Genom att använda ett ändrat och rekonstruerat CT-prov visade de första resultaten att lågtemperaturkryp och LTCCG faktiskt sker i 13 Mo 4 4 stål och dess svetsar. Sprickor propagerar genom krypning och leder slutligen till haveri. CGHAZ är känslig för initiering av krypsprickor och tillväxt. Simulering av CCG med en finita elementmodell av ett T-stycke med en nominell vägg tjocklek indikerar att för tidigt haveri kan ske med relativt små systemspänningar. CCG kan också inträffa inom T-styckets vanliga livstid med en vägg tjocklek som är det

dubbla mot den nominella om det är hög systemspänning. Det är dock svårt att dra en säker slutsats för livslängden hos LTCCG om kryp- och CCG-resultaten är otillräckliga.

Det finns ett påtagligt starkt och brådskande behov av att 1) undersöka och utvärdera långsiktiga krypegenskaper hos blandsvetsar, 2) Ta fram ytterligare CCG-resultat för att öka förståelsen kring fenomenet LTCCG samt att kunna undvika oväntade förtida haverier.

3 Ingående delar i studien

Den föreliggande studien kan delas in i tre delar. En studie av lågtemperaturkryp av driftsutsatt material, en studie av driftsutsatta och svetsreparerade blandsvetsskarvar och slutligen en studie där krypprocessen i en blandsvetsskarv har simulerats och modellerats. Arbetet har utförts parallellt men eftersom benämningarna är så likalydande i de tre delarna har rapporten delats upp i tre delar för att undvika förvirring hos läsaren. Rapporten avslutas sedan med ett sammanfattande kapitel där implikationerna för anläggningsägare diskuteras och rekommendationer för fortsatt arbete ges.

I rapporten klassificeras sprickor i svetsskarvar som Typ III, Typ IV eller typ IIIa. Klassificeringen är enligt den terminologi som föreslagits av Steve Brett [ex.vis 15], och som har använts i vetenskapliga rapporter sedan 1980-talet. I korthet kan sägas att Typ III-sprickor går i den grovkorniga zonen intill smältgränsen, Typ IV sprickor i den interkritiska zonen närmast grundmaterialet och Typ IIIa sprickor precis intill smältgränsen i den grovkorniga delen av den värmepåverkade zonen. Typ IIIa-sprickor är alltid kopplade till att det finns inspänningseffekter i en avkolad zon i en blandsvetsskarv, medan typ III inte behöver vara i en avkolad zon.

4 Lågtemperaturkryp av driftutsatt material

4.1 MÅL MED STUDIEN

Genom användning av ett driftutsatt 13 CrMo 4 4 T-stycke är målet med LTCCG-studien att öka förståelsen för detta fenomen, karaktärisera hur CCG påverkas av mikrostrukturen i de värmepåverkade zonerna samt att ge rekommendationer till industrin angående LTCCG.

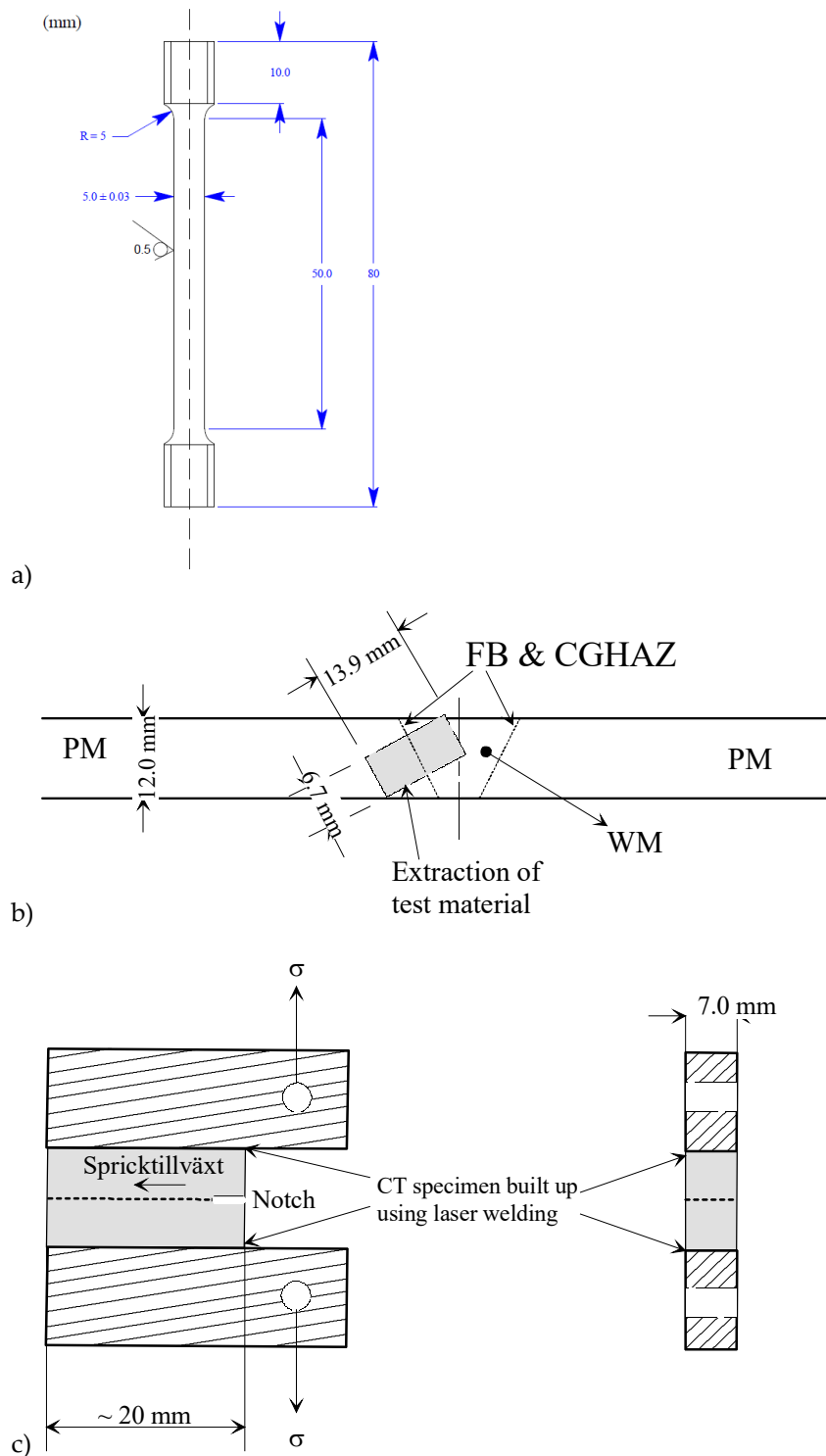
Projektets långsiktiga mål

1. Säker drift för att fastställa integritet av kritiska komponenter och anslutningssystem, samt att tillhandahålla löpande och stabil produktivitet. Säker drift är även viktigt för att förhindra förlust av egendom och människoliv.
2. Förlängning av den ekonomiska livslängden för befintliga anläggningar. Det är inte ovanligt att överkonservativa dimensioneringsregler används för gamla anläggningar. Under kontrollerade former kommer en maximering av förlängningen av anläggningarnas liv att vara till fördel för anläggningarnas ekonomi, minskad materialanvändning samt minskad miljöpåverkan.
3. Kostnadsreduktion för underhåll. Kunskap om blandsvetsar och LTCCG ökar möjligheten att i god tid planera framtida inspektioner, reparationer och eventuella byten.
4. Tillförlitliga simuleringar och kryputvärderingar. Ändamålsenliga kryp- och CCG-tester där speciellt designade prover används kommer att ge tillförlitliga data vilket är avgörande för simulering och estimering av krypbeteendet hos nyckelkomponenter.
5. Utveckling av nya och starkare material och design för nya anläggningar. Resultat från projektet ger en djupare insikt om krypning i svetsar och är användbara för utveckling av mer hållfasta material och nya anläggningar.

4.2 EXPERIMENT OCH MATERIAL

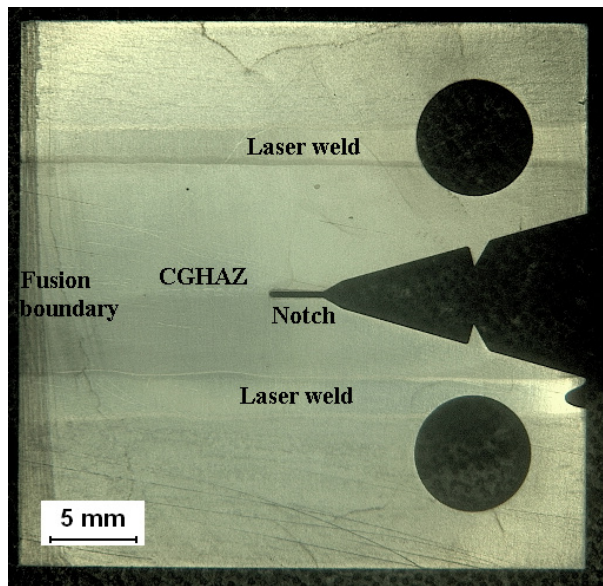
I arbetet har använts ett T-stycke från Södra Cell Värö som varit i drift vid 450 °C och 60 bar i omkring 250 000 timmar. T-stycket innehåller fyra svetsar och två av dessa har replikundersökts och skadeklass 1 eller 2a har noterats. Svetsarna är sannolikt tillverkade med manuell metallbågsvetsning, eventuellt har rotsträngen TIG-svetsats. Både T-stycket och tillsatsmaterialet är 13 CrMo 4 4 (SS 2216).

Ur materialet tillverkades både runda krypprovstavar av 5K50-typ och krypsprickpropageringsstavar av CT25 typ, Figur 7. 5K50-staven är uttagen i cross-weld position, det vill säga att provstavens mätlängd innehåller grundmaterial från båda sidorna av svetsen med svetsgods och värmepåverkade zoner däremellan. Provstavstypen kallas härfter **1CrESCW-XX** där XX står för spänningen provet utsatts för. CT-staven är uppbyggd kring en kärna av material taget ur svetsen och den värmepåverkade zonen. Till denna kärna har ytterligare lastbärande delar lasersvetsats för att fylla ut volymen och tillåta att en full CT-25 stav tillverkats. Dessa lasersvetsar har inte påverkat sprickpropageringsplanet och dess egenskaper, Figur 8. Provstavstypen kallas härfter **CCG-XXX**.



Figur 7 Provtavsdesign LTCCG. a) 5K50 krypprovstav, b) Uttagsposition för CT-25stav, c) CT25 sprickpropageringsstav med påsvetsade dubbleringsbitar för att möjliggöra tillverkning av en standardprovstav av tunt material

Figure 7 Specimendesign LTCCG. a) 5K50 creep specimen, b) extraction position of a CT25 specimen, c) crack propagation specimen with welded extension pieces to make the manufacture of standard CT25 specimens possible



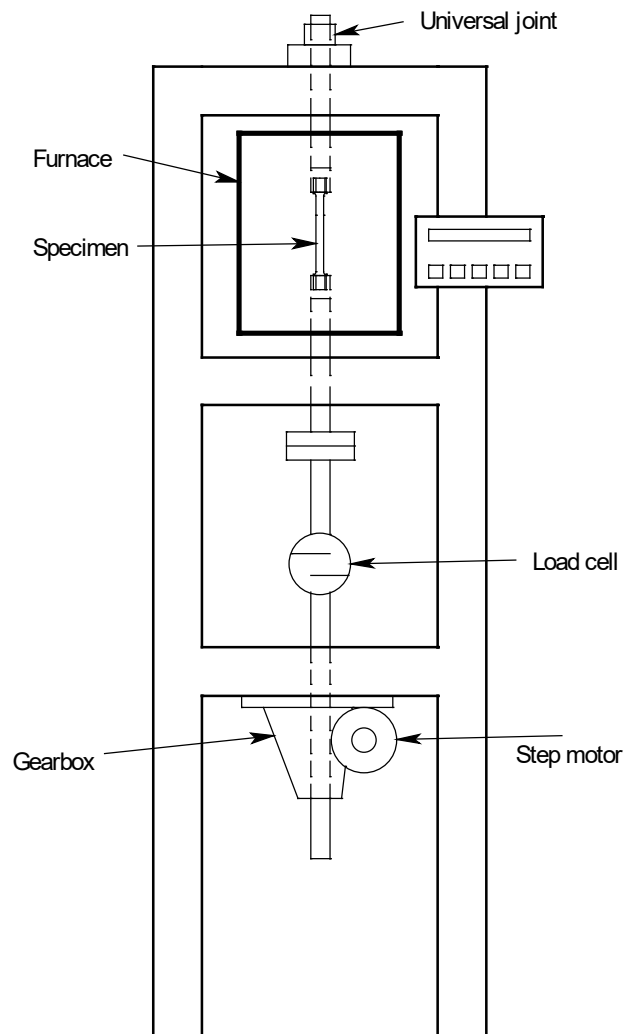
Figur 8 Exempel på tvärsnitt i en CT-25 CCG provstav innan provning

Figure 8 Example of a cross section through a CT-25 CCG specimen before testing

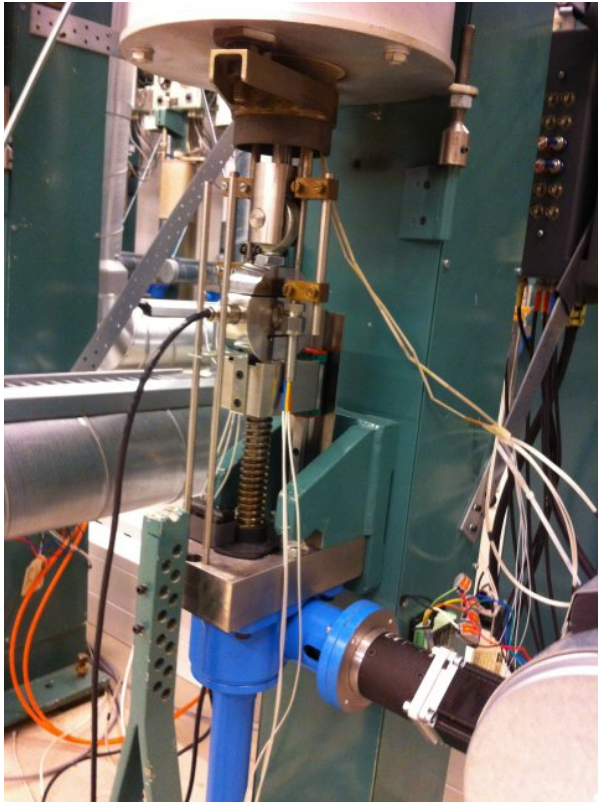
4.3 ENAXLIG KRYPPROVNING

Krypprovningen i det här projektet utfördes i konstantlastmaskiner med en återkopplad lastsignal. En schematisk bild av uppsättningen finns i Figur 9 och i Figur 10 finns en närbild på mekaniken i de riggar som använts för provningen i det här projektet. Provstaven placeras i en ugn och temperaturen hålls inom ± 1 °C både i axiell gradient och över hela provtiden. Lasten kontrolleras till ± 5 N vilket gör att kravet i standard på maximalt 1% lastvariation upprätthålls med lätthet. På provstaven monteras också en extensometer med två kapacitiva lägesgivare. Dessa har en noggrannhet på $0,1 \mu\text{m}$ och signalen från termoelementen och lägesgivarna loggas automatiskt med regelbundna intervall, dock aldrig mer sällan än en gång per timme. Lasten på provet loggas också regelbundet med motsvarande intervall.

HAZ-proverna provades på samma sätt som de runda proverna men förlängningssignalen har här mindre inverkan eftersom den mäts mellan greppen och inte direkt vid midjan.



Figur 9 En schematisk bild av en kryptestrigg med återkopplad lastsignal och styrd pålastning
Figure 9 A schematic drawing of the type of creep test rig used with controlled loading



Figur 10 Bild på mekaniken i de riggar som använts för provningen i det här projektet

Figure 10 An image of the mechanism in the controlled loading creep test rigs

4.4 KRYSPRICKPROPAGERINGSPROVNING (LTCCG)

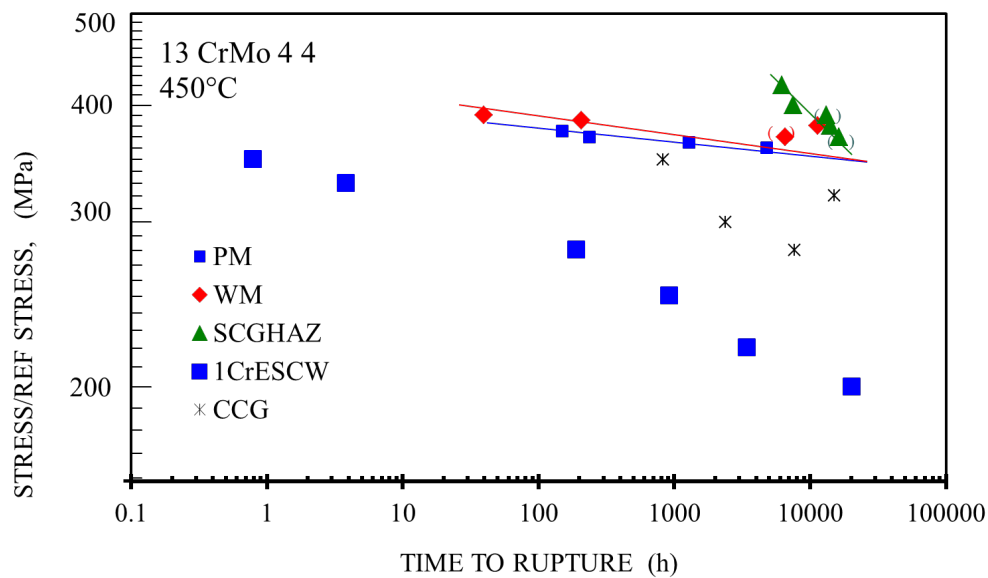
Krysprickpropageringsprovningen utfördes på i stort sett samma sätt som den enaxliga provningen, men här har även trådar för att mäta potentialvariationer svetsats fast på provet. När sedan en ström med 20A leds genom provet kommer potentialen att variera med tvärsnittsarean som minskar samtidigt som en kryspricka växer. En referenspotential loggas också automatiskt och i den slutliga databehandlingen används referensen för att ta bort yttre variationer i potentialsignalen. Potentialen mäts samtidigt som temperaturen och förlängningen loggas. Förlängningen i lastlinjen mäts mellan kniveggarna på provet, se Figur 8.

4.5 RESULTAT ENAXLIG PROVNING OCH KRYSPRICKSPROPAGERINGSPROVNING

Provningsen av materialet från T-stycket utfördes vid 450 °C. Resultatet är sammanfattat i Tabell 4. En grafisk representation av resultatet finns i Figur 11 och motsvarande Nortonplot finns i Figur 12. Nortonexponenten för den enaxliga serien ges i Tabell 1 och den är hög, 18,9 vilket visar att provningen är inne i power-law breakdown-området. Krypcurvorna för samtliga enaxliga prov visas i Figur 13.

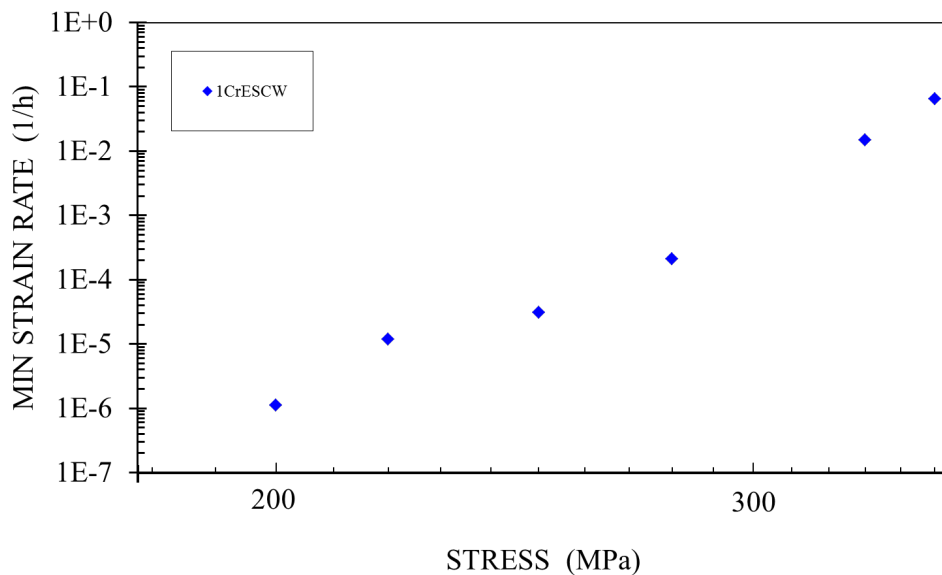
Krysprickpropageringsproven visas i Figur 14. Alla prov har gått till brott utom ett, prov CCG-320 som avbröts innan slutligt brott. Sprickutbredningskurvan för

det provet finns i Figur 15 och visar stadierna sprickinkubationsfas och propageringsfas tydligt. Just det provet sektionerades och studerades sedan i svepelektronmikroskop.



Figur 11 Tid till brott mot pålagd spänning respektive referensspänning för LTCCG-provningen. PM, WM och SCGHAZ är från referens [6]

Figure 11 Time to rupture versus applied stress and reference stress respectively for the LTCCG testing. PM, WM and SCGHAZ from reference [6]



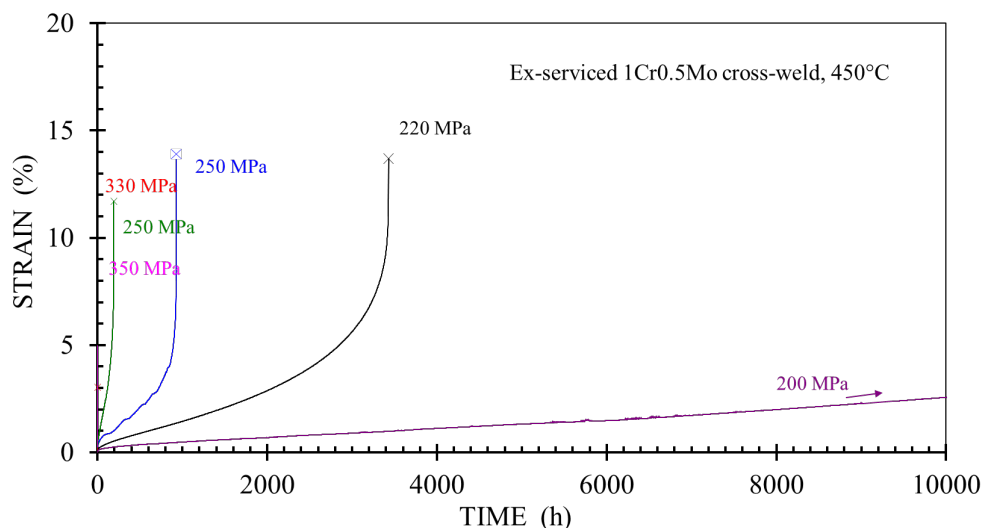
Figur 12 Nortonplot för samma material som i Figur 11.

Figure 12 Nortonplot for the same material as in Figure 11

Tabell 1 Norton-koefficienter för de enaxliga proven i LTCCG-provningen

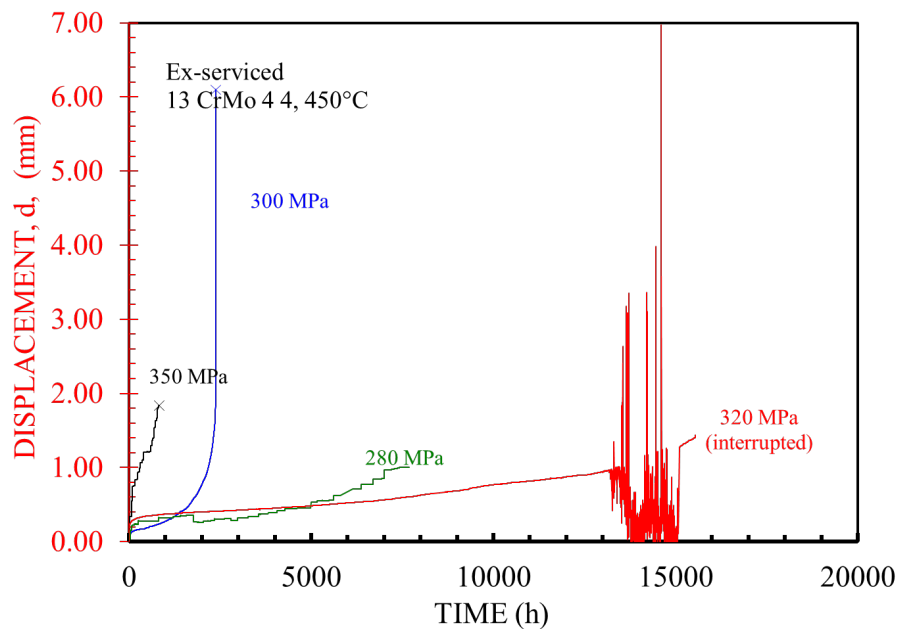
Table 1 Norton coefficients for the uniaxial tests in the LTCCG testing

Material	Norton-koefficient
1CrESCW	18,9



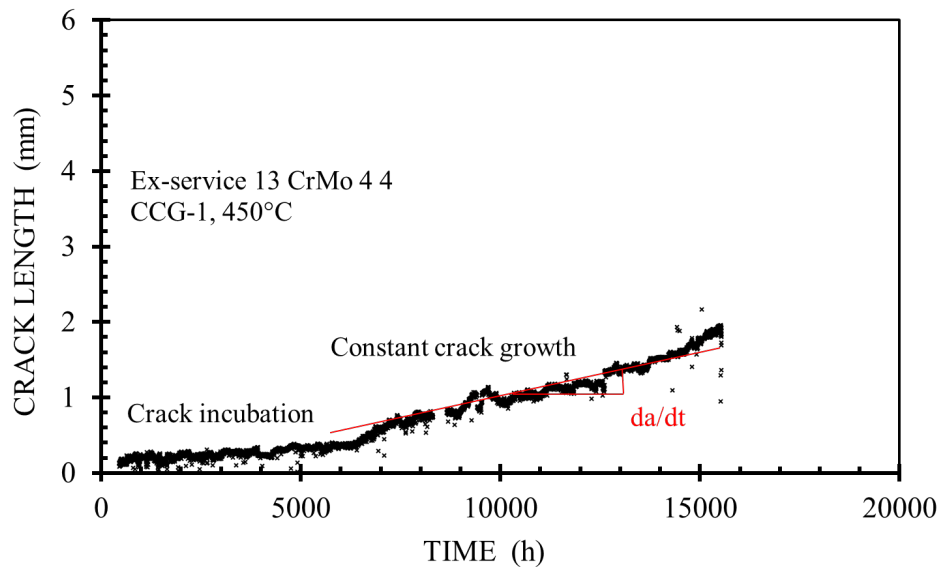
Figur 13 Krypkurvor för provserie 1CrESCW

Figure 13 Creep curves for test series 1CrESCW



Figur 14 Lastlinjeförskjutning för krypsprickpropageringsproven. Alla prov har gått till brott utom prov CCG-320 som avbröts innan slutligt brott. Bruset i signalen för prov CCG-320 mellan 14 000 och 15 000 timmar orsakades av ett dataloggningsproblem. Provet löpte under tiden normalt och när loggningsproblemet var åtgärdat blev signalen normal igen

Figure 14 Load line displacement for the creep crack propagation testing. All specimens have ruptured except CCG-320 which was interrupted before final fracture. The noise in the signal for CCG-320 between 14000 and 15000 hours was caused by a data logging problem. The mechanical testing was not affected and once the logging problem was corrected the signal returned to normal

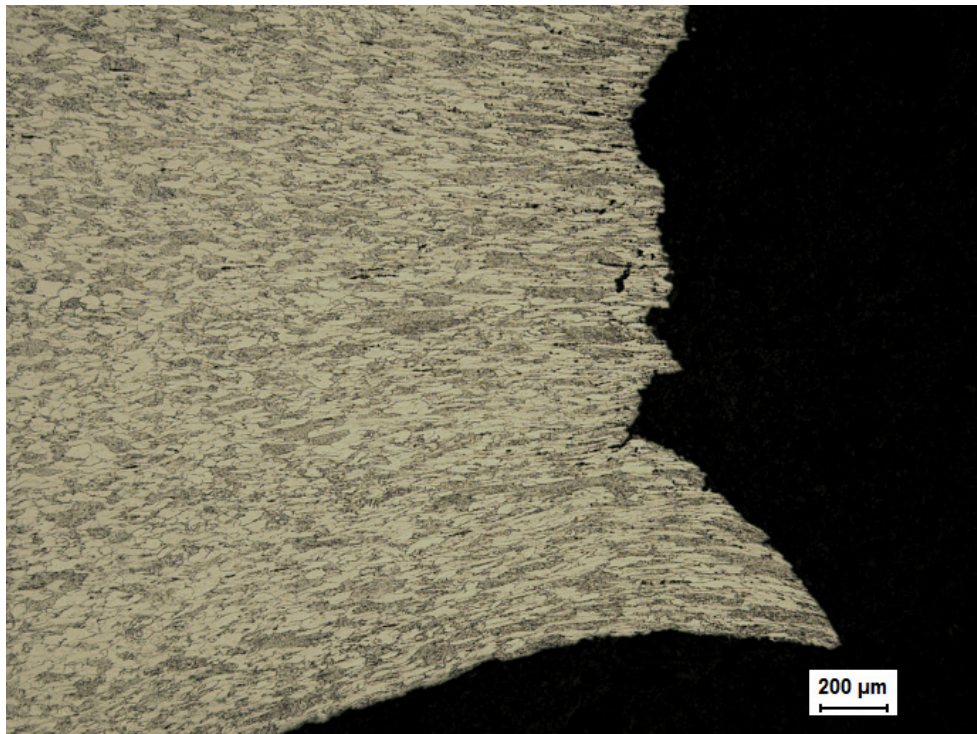


Figur 15 Sprickutbredningskurvan för prov CCG-320

Figure 15 Crack extension curve for test CCG-320

4.6 METALLOGRAFI ENAXLIG PROVNING LÅGTEMPERATURKRYP

För samtliga prover gick brottet i grundmaterialet en bit ifrån svetsen. Det kan i sammanhanget noteras att svetsgodset är kryphårdare än grundmaterialet eftersom tvärkontraktionen är större i grundmaterialet än i svetsgodset över en cross-weld provstav. Bilder på strukturen nära brottet i de enaxliga proven efter provning finns i Figur 16 och Figur 17. Strukturen är väldigt deformerad och resterna av kaviteter och mikrosprickor kan ses i strukturen. En bild av strukturen en bit ifrån det slutliga brottet finns i Figur 18 och visar att kaviteter till en grad av 2a enligt Nordtest finns där. Brottet är tydligt relaterat till kavitetsbildning och krypskada även vid den här låga provningstemperaturen.



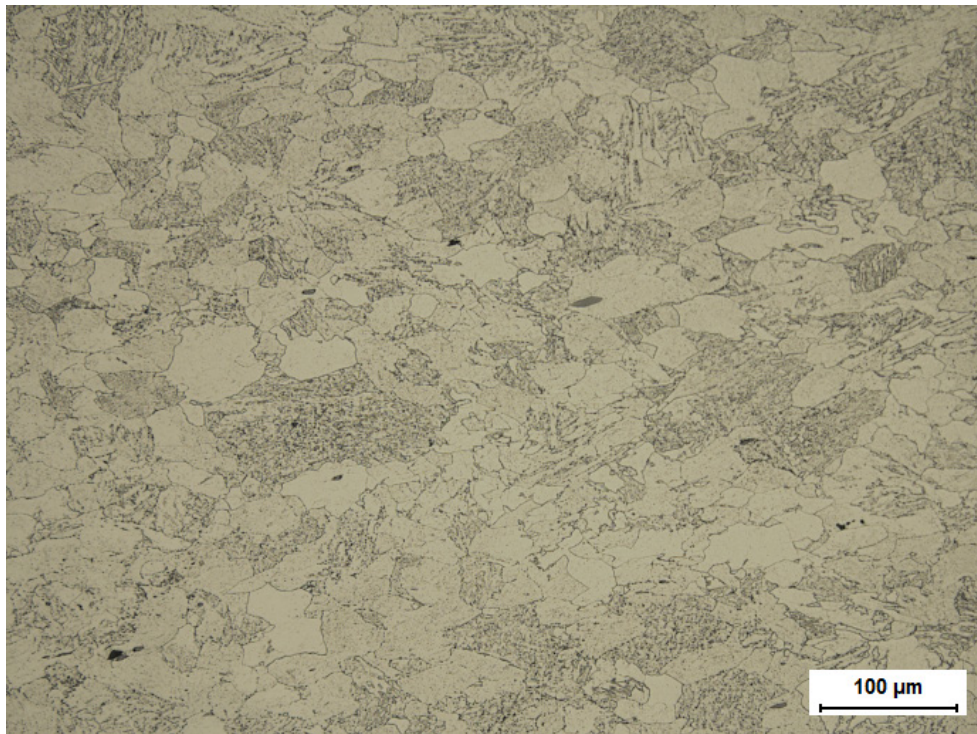
Figur 16 Mikrostrukturen nära brottet i prov 1CrESCW-3, LOM 50x

Figure 16 The microstructure close to the fracture in the specimen 1CrESCW-3, LOM 50x



Figur 17 Mikrostrukturen nära brottet i prov 1CrESCW-6, LOM 50x

Figure 17 The microstructure close to the fracture in the specimen 1CrESCW-6, LOM 50x

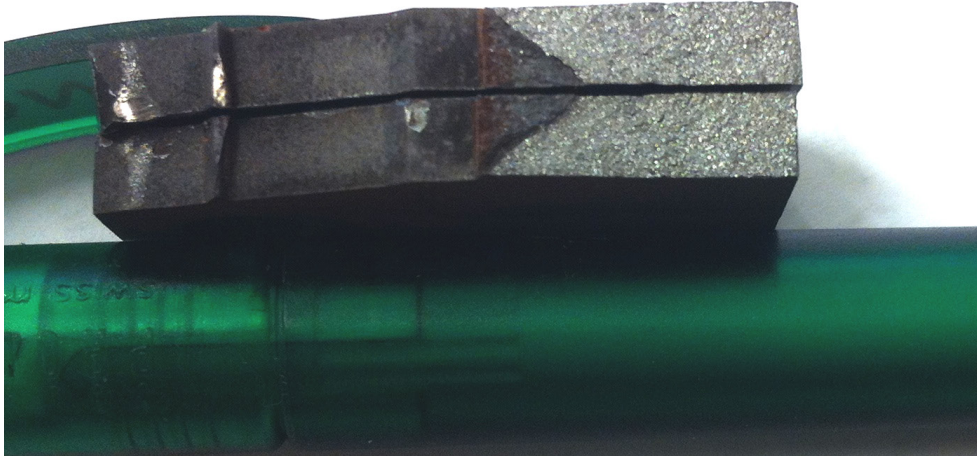


Figur 18 Enstaka kaviteter (som mörka fläckar) i grundmaterialet cirka 5 mm från brottet i prov 1CrESCW-6, LOM 200x

Figure 18 Separate cavities (as dark spots) in the parent metal about 5 mm away from the fracture in the specimen 1CrESCW-6, LOM 200x

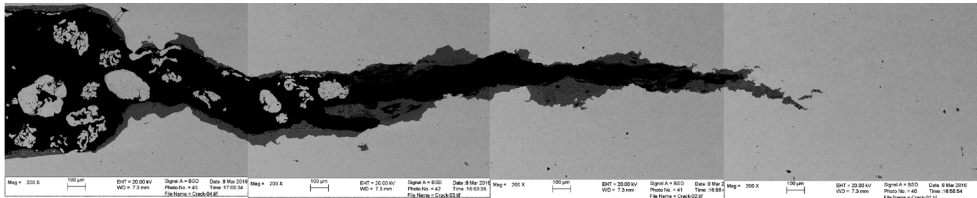
4.7 METALLOGRAFI KRYSPRICKPROPAGERING LÅGTEMPERATURKRYP

Det avbrutna krypsprickpropageringsprovet kapades upp i två halvor. Den ena halvan slipades, polerades och studerades i svepelektronmikroskop. Den andra bröts upp i flytande kväve och brottytan studerades ovanifrån, Figur 19. Sprickan finns i Figur 20 och förstoringar av sprickspetsen i Figur 21 och Figur 22. Notera att sprickan, även vid den här låga temperaturen, har växt med bildning av kaviteter och länkning av desamma till mikrosprickor. Detta visar att även inne i power-law break-down området har krypmekanismen varit samma som vid högre temperatur, samt att det går att provocera fram krypsprickor även vid den här temperaturen.



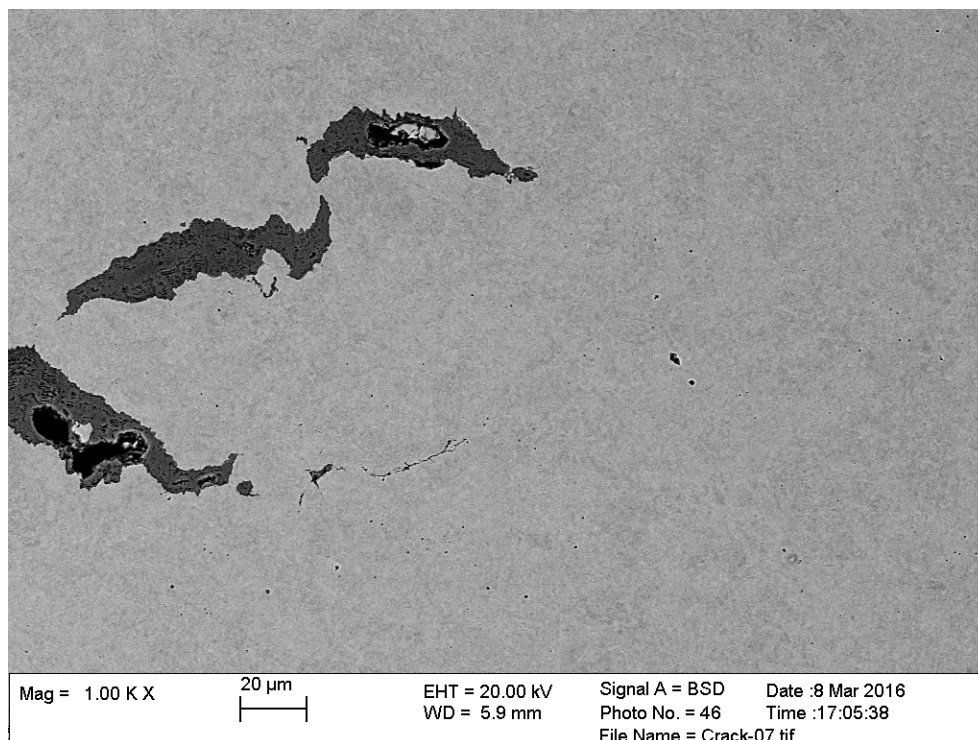
Figur 19 De två brutna halvorna av prov CCG-320. Notera att halvorna är fotograferade med utsidan utåt. Sprickan har alltså växt mycket mer i centrum av provstaven än vid ytan, vilket är som förväntat eftersom provet inte har någon "side-groove" eller sidospår på svenska

Figure 19 The two halves of specimen CCG-320 cracked open after testing. Note that the halves are photographed with the outside towards the outside. The crack has propagated much further towards the center of the specimen than at the surface, which is to be expected since the specimen was not equipped with side grooves



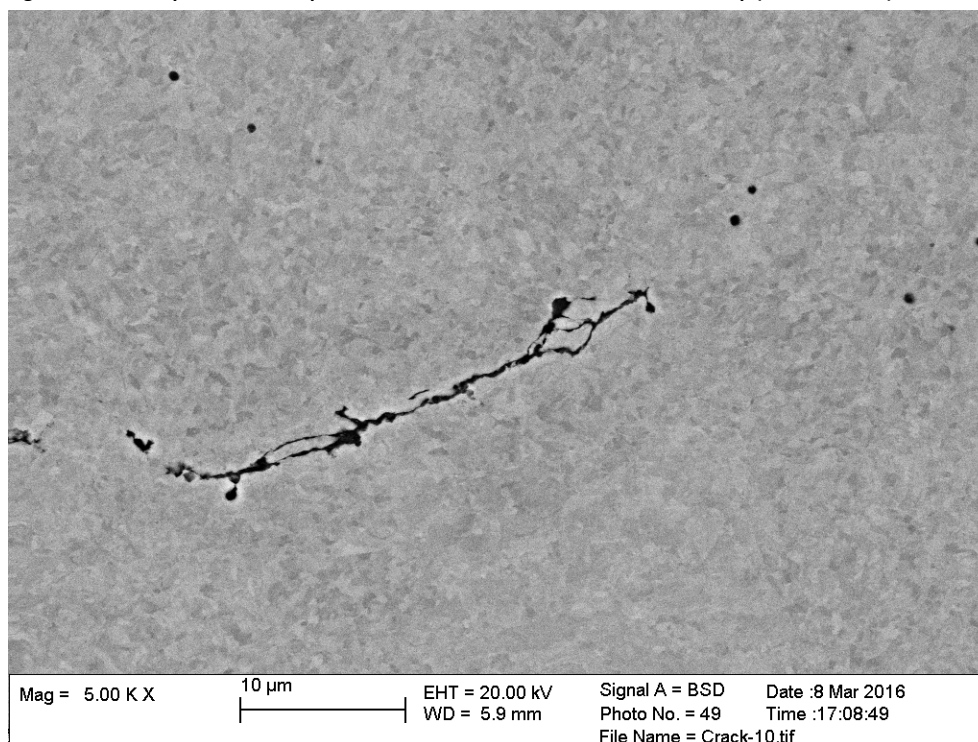
Figur 20 Sprickan i CCG-320 sedd från sidan. Totala längden av sprickan är ca 5 mm

Figure 20 The crack in specimen CCG-320 from the side. The total length of the crack is approximately 5 mm



Figur 21 Närbild på yttersta sprickspetsen. Notera att framför sprickspetsen är ett flertal kaviteter synliga (de svarta prickarna)

Figure 21 Close-up of the crack tip. Note the visible cavities in front of the crack tip (the black dots)



Figur 22 Större förstoring på sprickspetsen. Notera att man i främre delen av sprickan kan se hur en kavitet just har länkats in i sprickan

Figure 22 Even larger magnification of the crack tip. Note that at the very tip of the crack a cavity has just been linked to the crack

4.8 DISKUSSION LÅGTEMPERATURKRYP

Den enaxliga krypprovningen av 13 CrMo 4 4 vid 450 °C visar att stålet är inne i power-law break-down området eftersom Nortonexponenten är så hög som 18,9. Trots detta har provstavarna samma utseende som motsvarande krypprover av samma material vid högre temperaturer. Brottet har gått i grundmaterialet en bit bort från svetsen. Själva brottet har föregåtts av omfattande kavitetsbildning innan makrodeformationen midjebildningen medför inträder. Själva brottet är sedan väldigt duktilt i utseende. Krypskademekanismen kan alltså ses vara samma vid den här temperaturen. Detta visas ytterligare av CCG-provningen vid samma temperatur. Sprickan har här visat sig propagera genom klassisk kavitetsbildning och påföljande länkning av kaviteter till mikrosprickor. Det är notabelt att detta har hänt vid den här låga temperaturen, och inga rapporter om detta har återfunnits i publicerad litteratur. Om detta är möjligt även vid ännu lägre temperaturer behövs mer forskning avseende.

Krypskador kan noteras på upp till 300 µm från sprickspetsen vilket är i linje med publicerade data på skadebubblan framför sprickspetsen vid krypsprickpropageringsprovning (Andersson, Sandström 2001).

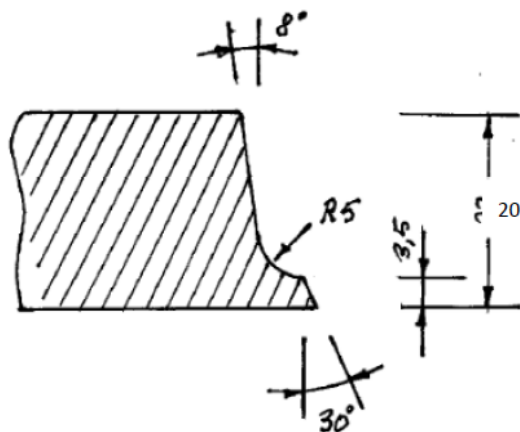
5 Kryp av driftutsatta blandsvetsskarvar

5.1 MÅL MED STUDIEN

Målet med studien är att prova driftutsatta svetsar och svetsreparerade svetsar tillverkade av driftutsatt material, samt att jämföra resultaten. En serie med provstavar plockade ur den värmepåverkade zonen provas också och resultaten ska sedan ligga till grund för simulering och modellering av beteendet i en driftutsatt svets. Ur resultaten ska till sist rekommendationer kunna dras för driften av befintliga anläggningar.

5.2 EXPERIMENT OCH MATERIAL

Provmaterialet för studien om svetsreparationer och blandsvetsskarvar kommer från en befintlig driftutsatt svets mellan ett 12% Cr-stål och ett 2,25% Cr-stål. Svetsen var utförd med ett 5% Cr tillsatsmaterial. De exakta driftdata för materialet är okänd. I samma driftutsatta material tillverkades också en ny svets med nytt 5% Cr tillsatsmaterial. Hela den gamla svetsen slipades bort och en ny svets tillverkades. Fogberedning och svetsdata framgår av Figur 23. Dessa två svetsar, varav en driftutsatt användes sedan för att ta fram provstavar.



Förvärmningstemperatur: 250°C

Arbetstemperatur: 250-300°C

Sträng	Rotsträng	Uppfyllning
Svetsmetod	TIG	MMA
Svetstillätsmaterial, fabrikat	Metrode	Metrode
Beteckning	5CrMo	CHROMET 5
DIN-beteckning	SG CrMo 5	E CrMo5 B 26
Diameter, mm	2,4	3,2
Ström, amp	70-110	90-120
Polaritet	(-)	(+)
Spänning, V	12-15	23-25
Skyddsgas, Ar 99,99 %; l/min	8-12	
Bakgas, Ar 99,99 %; l/min	10-15	
Avsmältningshastighet, cm/min		18-24
Pendlingsbredd		Max 3 x d
Stäckenergi, kJ/mm		1,3-1,9

Värmebehandling direkt efter att svetsningen är färdig:

1. Avkylning till 100-120°C, hålltid 2 h

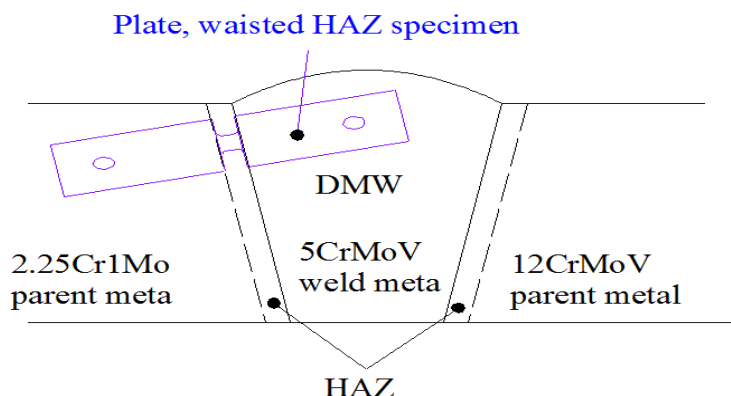
Därefter direkt till:

2. Avspänningsglödning: 710°C, 2 h
 - Uppvärmningshastighet: <250°C/h
 - Svalningshastighet: stillastående luft

Figur 23 Fogberedning och svetsdata för den svetsreparerade svetsen

Figure 23 Weld joint preparation and welding data for the weld repaired weld

Ur svetsarna togs tre typer av provstavar. Dels provstavar i en cross-weld position (härefter benämnda **EXCW-XXX**), dels provstavar med en midja placerad precis i smältgränsen mellan 2,25% Cr-stålets värmepåverkade zon och det 5% Cr-stålet i svetsgodset (härefter benämnda **HAZ-XXX**), se Figur 24. Båda dessa typer togs ur den driftsutsatta svetsen. Ur den svetsreparerade svetsen togs också svetsar i cross-weld position, (härefter benämnda **WRCW-XXX**).



Figur 24 Schematisk bild av placeringen av ett HAZ-prov. Av misstag i tillverkningen hamnade midjan i HAZ mellan 12% och 5% stålet

Figure 24 Schematic drawing of the position of a HAZ creep test specimen. A mistake in the manufacturing process meant that the gauge length ended up in the HAZ between the 12% and the 5% Cr steel

När svetsen som HAZ-stavarna plockades ur tillverkades användes en avsiktligt skev fogberedning för att den värmepåverkade zonen som skulle användas skulle bli så vinkelrät mot röret som möjligt. Detta för att det skulle vara möjligt att ta så stora provstavar så möjligt ur svetsen och ändå ha lastriktningen vinkelrät mot smältgränsen. Tyvärr gick någonting fel i tillverkningen av svetsen och det var fel HAZ som blev vinkelrät och ur den plockades sedan provstavarna utan att det då noterades att det blivit fel. Det felet upptäcktes först under de metallografiska studierna efter provningen, då det var för sent att göra någonting åt det. Istället användes HAZ-provstavar från ett tidigare projekt som indata till simuleringarna i den sista delen av arbetet.

5.3 ENAXLIG KRYPPROVNING

Den enaxliga krypprovningen utfördes på samma sätt som i den tidigare beskrivna studien av lågtemperaturkryp, se 4.3. Ingen krypsprickspropageringsprovning utfördes i den här studien.

5.4 RESULTAT KRYPPROVNING SVETSREPARERAT OCH DRIFTUTSATT MATERIAL

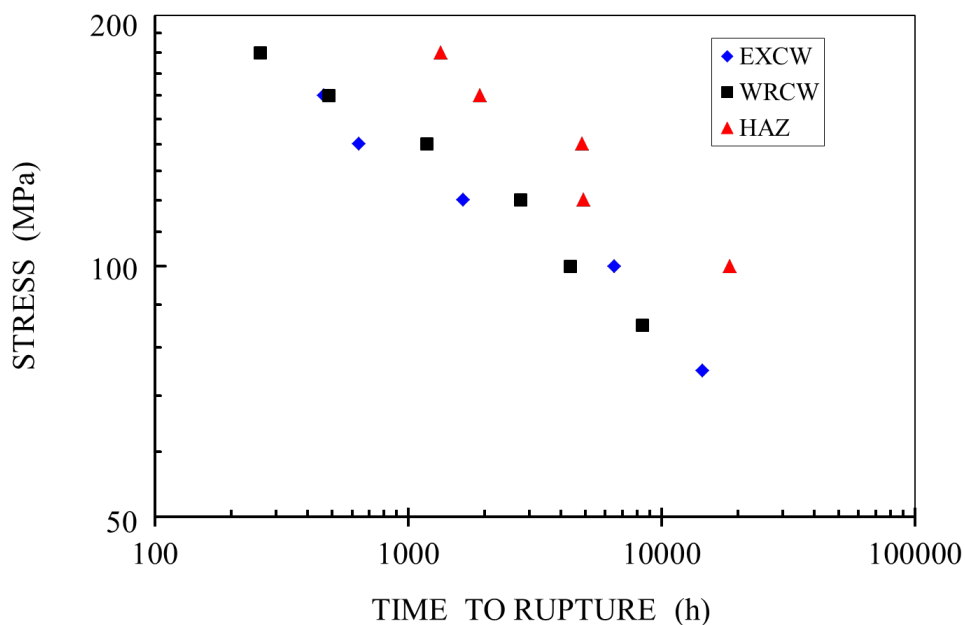
Provningsen av de tre serierna av driftutsatt och svetsreparerat material utfördes i 550 °C. Resultatet är sammanfattat i Tabell 3. En grafisk representation av resultatet finns i Figur 25 och motsvarande Nortonplot finns i Figur 26. Den pålagda spänningen för HAZ-proverna har beräknats på tvärsnittsarean i midjans inskränning. Nortonkoefficienten är definierad enligt Eq 1.

$$\frac{d\epsilon_{min}}{dt} = Ae^n \quad \text{Eq. 1}$$

Där ϵ_{min} är minsta kryphastigheten, t tiden, A en koefficient och n är Nortonexponenten.

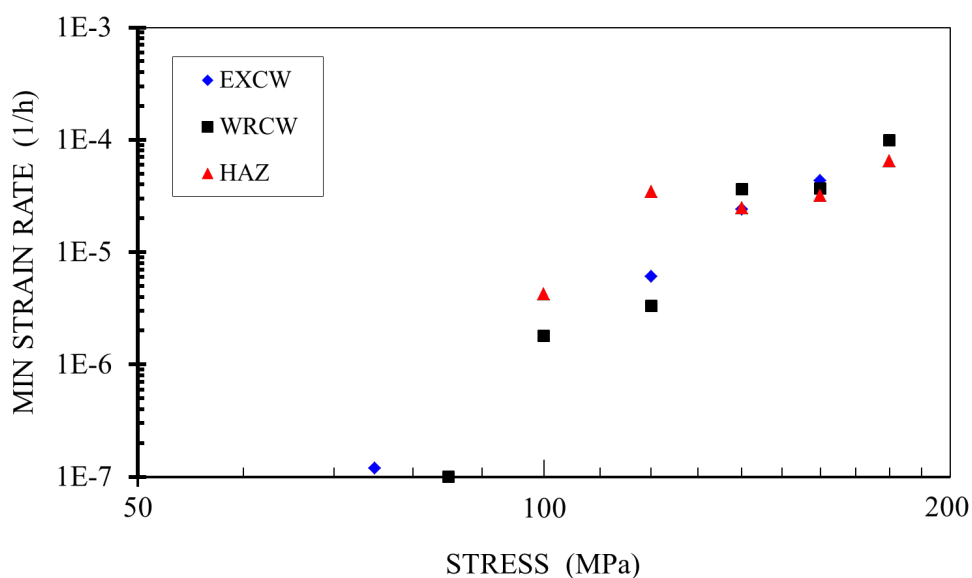
Det kan observeras att skillnaden mellan de två krypserierna EXCW och WRCW är försumbar samt att Nortonexponenten för samma serier är mellan 8 och 9 vilket är normalt för de här stählen vid de här temperaturerna, Tabell 2.

Krypkurvorna för samtliga prov visas i Figur 27, Figur 28 och Figur 29.



Figur 25 Tid till brott mot pålagd spänning för de driftutsatta och svetsreparerade blandsvetsskarvarna

Figure 25 Time to rupture versus applied load for the service exposed and weld repaired dissimilar metal welds



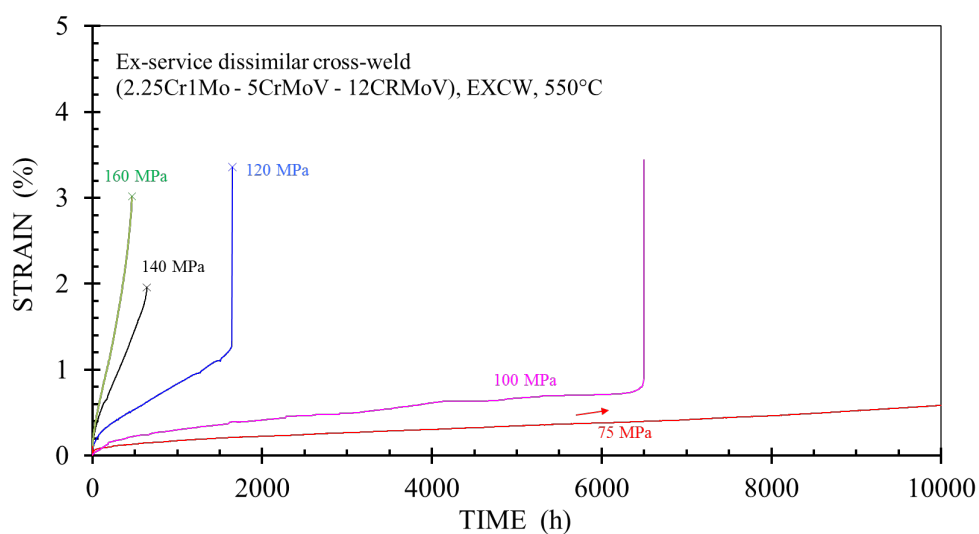
Figur 26 Nortonplot för samma material som i Figur 25

Figure 26 Norton plot for the same material as in Figure 25

Tabell 2 Norton-koefficienter för de driftsatta och svetsreparerade blandsvetsskarvarna

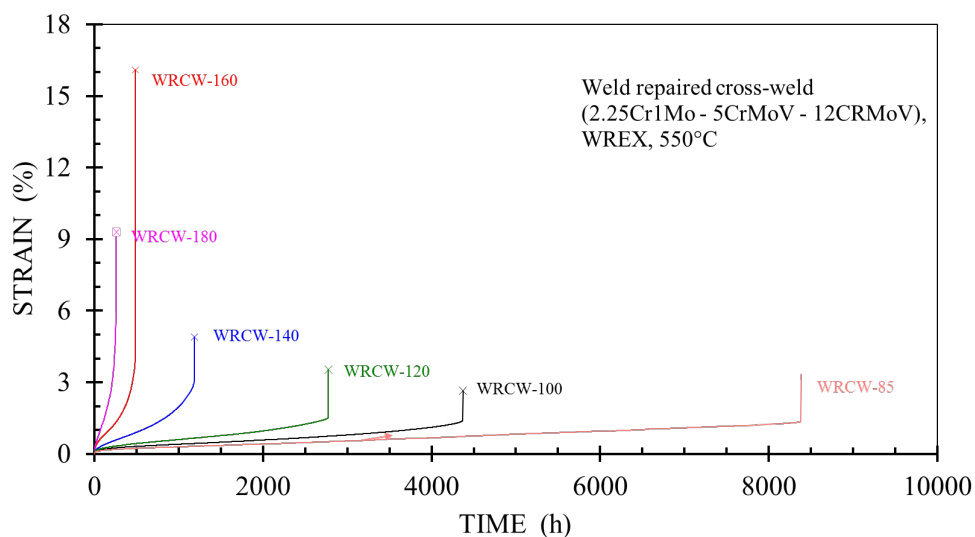
Table 2 Norton coefficients for the service exposed and weld repaired dissimilar metal welds

Material	Norton-koefficient
EXCW	9,1
WRCW	8,7
HAZ	3,8



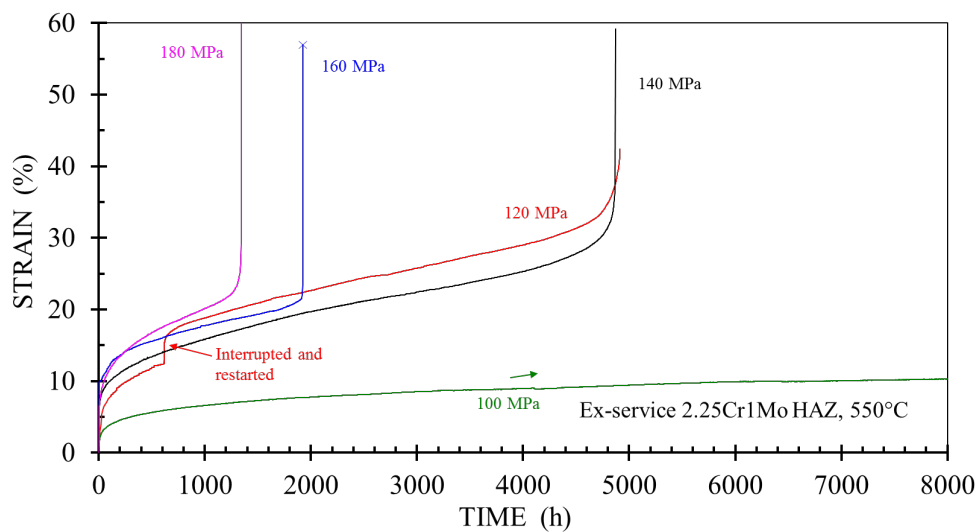
Figur 27 Krypkurvor för provserie EXCW

Figure 27 Creep curves for the test series EXCW



Figur 28 Krypkurvor för provserie WRCW

Figure 28 Creep curves for the test series WRCW

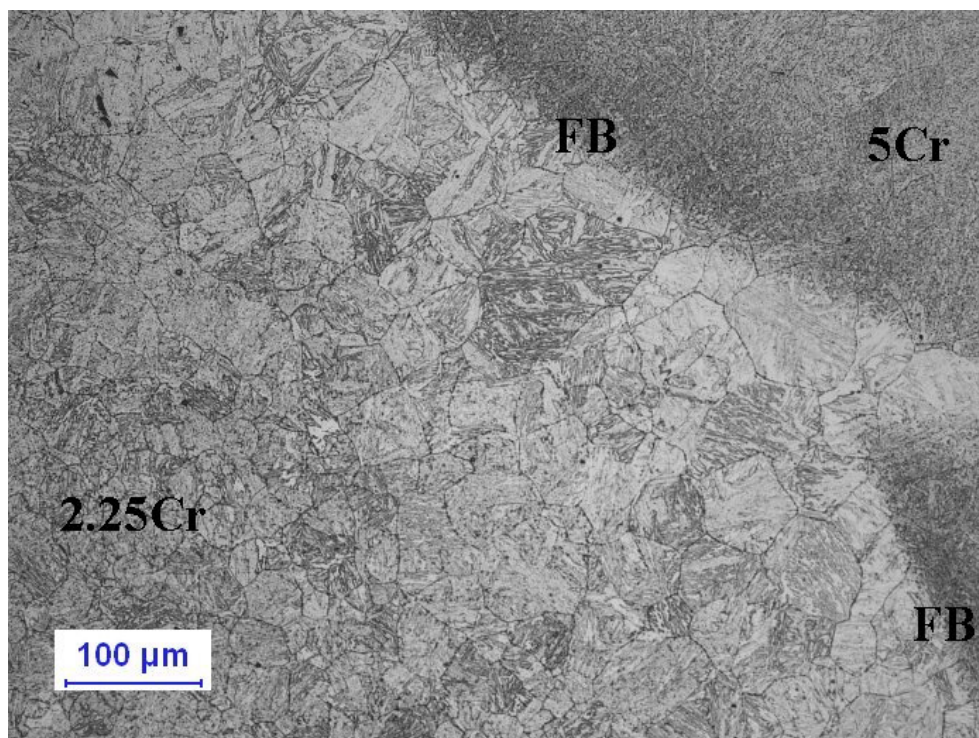


Figur 29 Krypcurvor för provserie HAZ

Figure 29 Creep curves for the test series HAZ

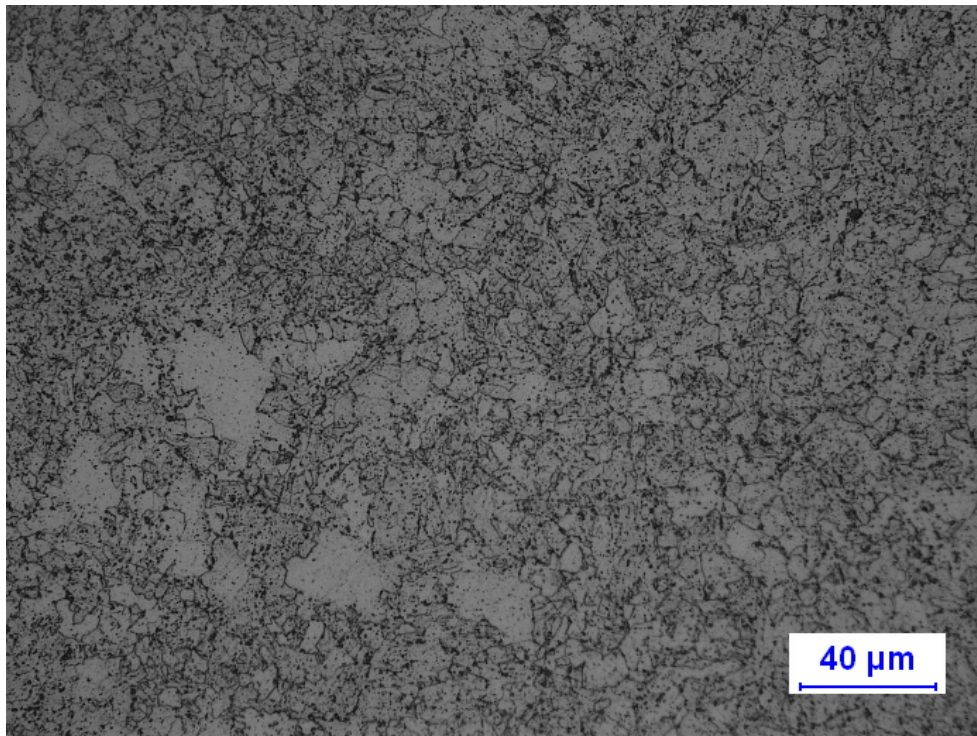
5.5 METALLOGRAFI FÖRE PROVNING

Metallografiska studier av svetsarna före provning visar på en begränsad förekomst av kaviteter i den grovkorniga värmepåverkade zonen av 2,25% Cr-stålet. Både svetsgodset och det 12% Cr-stålet saknade synliga krypskador, Figur 30 till Figur 34. Klassificeringen av krypskador var enligt Nordtest [16]



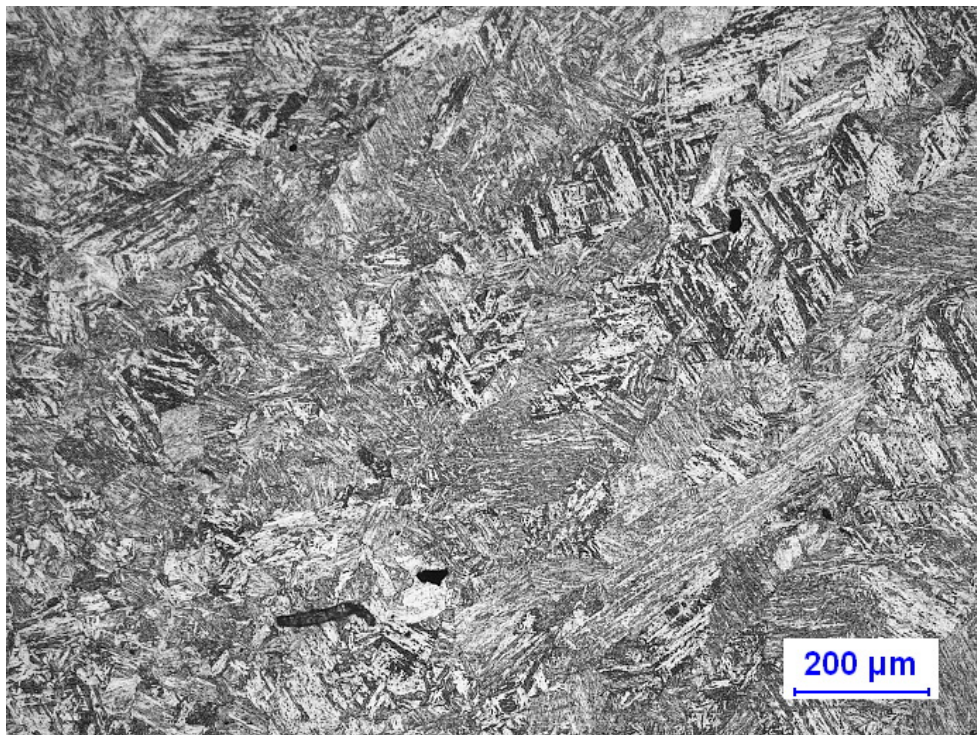
Figur 30 Den värmepåverkade zonen i 2.25% Cr-stålet. Svetsgodset av 5% Cr-stål syns till höger

Figure 30 The heat affected zone (HAZ) in the 2.25% Cr steel. The weld metal from 12% Cr steel to the right



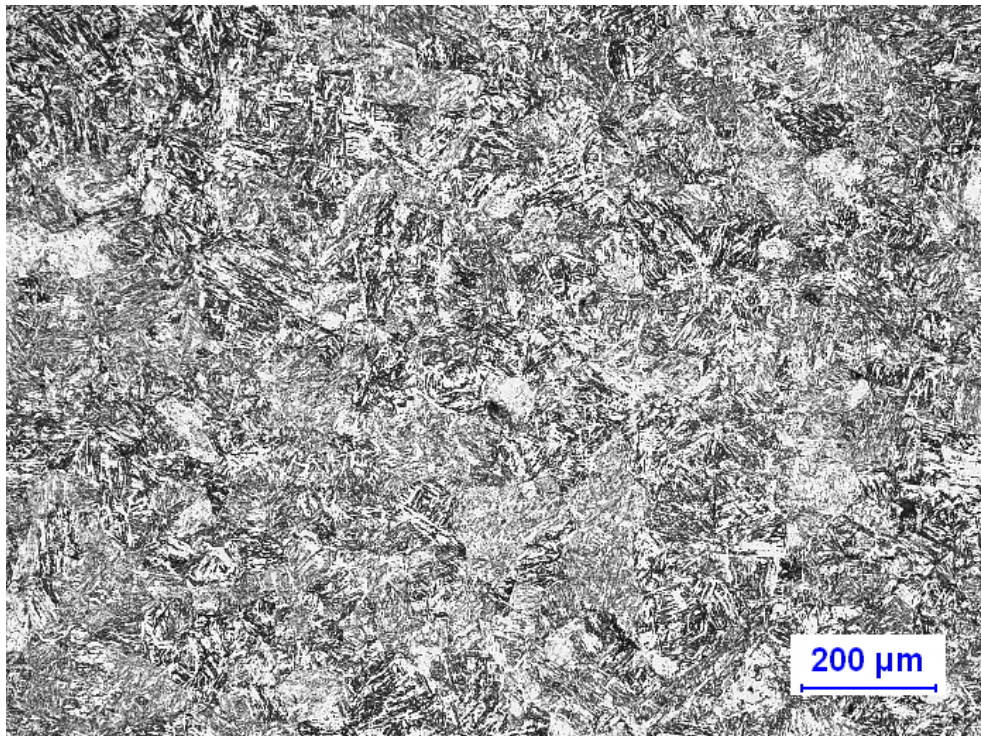
Figur 31 Kaviteter (som mörka fläckar) av klass 2a eller 2b i 2,25% Cr-stål grundmaterial

Figure 31 Cavities (as dark spots) of class 2a or 2b in the 2.25% Cr steel parent metal



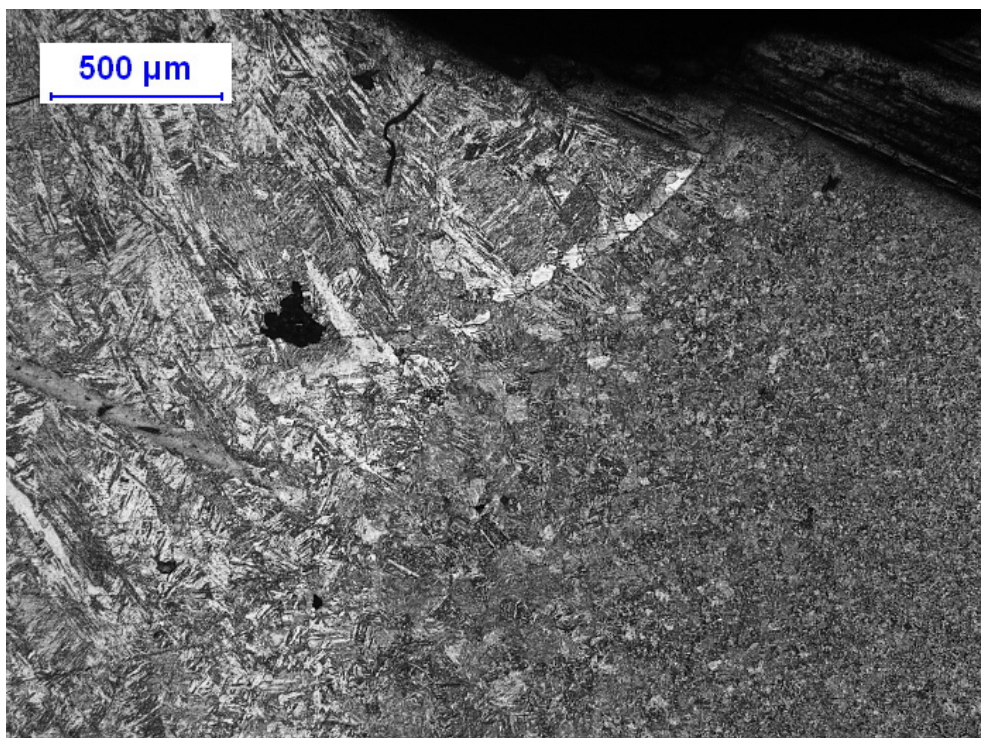
Figur 32 Mikrostrukturen i svetsgodset av 5% Cr-stål. Inga Synliga krypskador

Figure 32 The microstructure in the 5% Cr steel weld metal. No visible creep damage



Figur 33 Mikrostrukturen i grundmaterialet av 12% Cr-stål. Inga Synliga krypskador

Figure 33 The microstructure in the 12% Cr steel parent metal. No visible creep damage

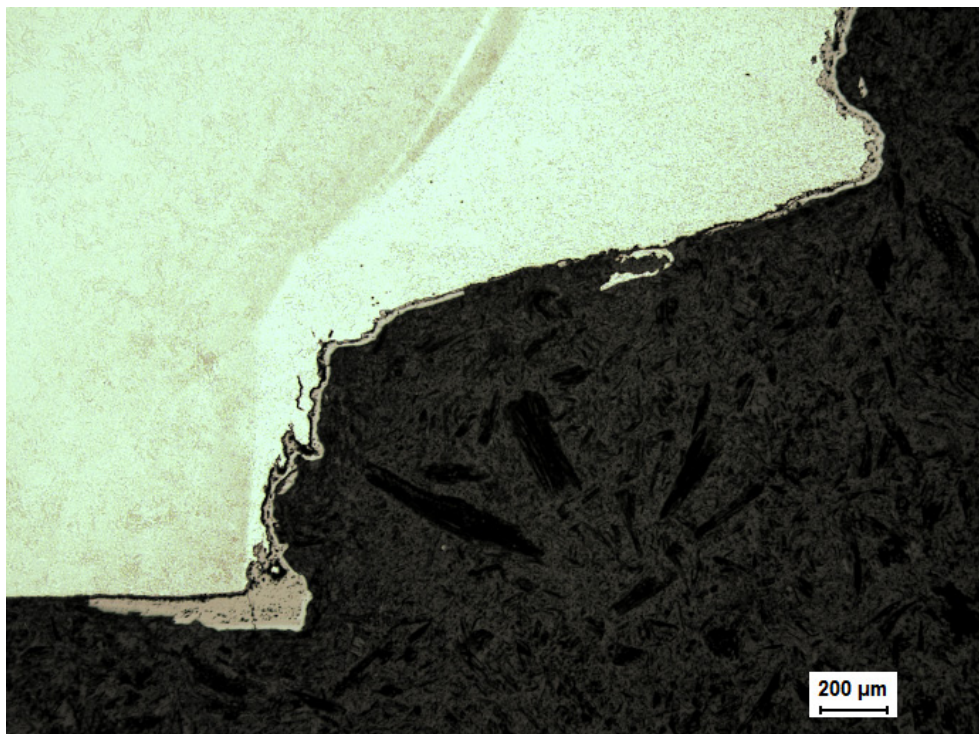


Figur 34 Smältgränsen mellan 5% och 12% Cr-stål. 5% till vänster

Figure 34 The fusion line between the 5% and the 12% Cr steel. 5% Cr steel to the left

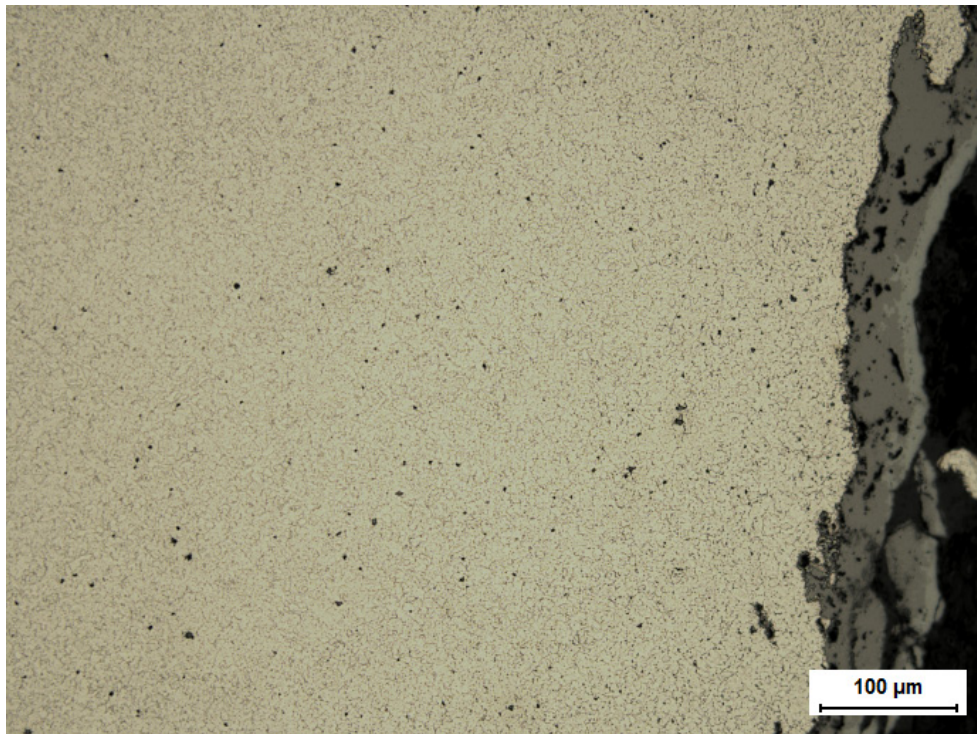
5.6 METALLOGRAFI PROVSTAVAR AV DRIFTUTSATT SVETSAR

För de enbart driftsutsatta provstavarna studerades endast en provstav metallografiskt, den som hade gått vid lägst pålagd spänning (75 MPa). Resultaten visar att slutbrottet gått i typ IIIa position med en stor mängd kaviteter och stråk av kaviteter i HAZ, Figur 35 till Figur 37. Grundmaterialet uppvisade också kaviteter men det är svårt att avgöra om de är pre-existerande eller uppkomna genom krypprovningen, Figur 38.



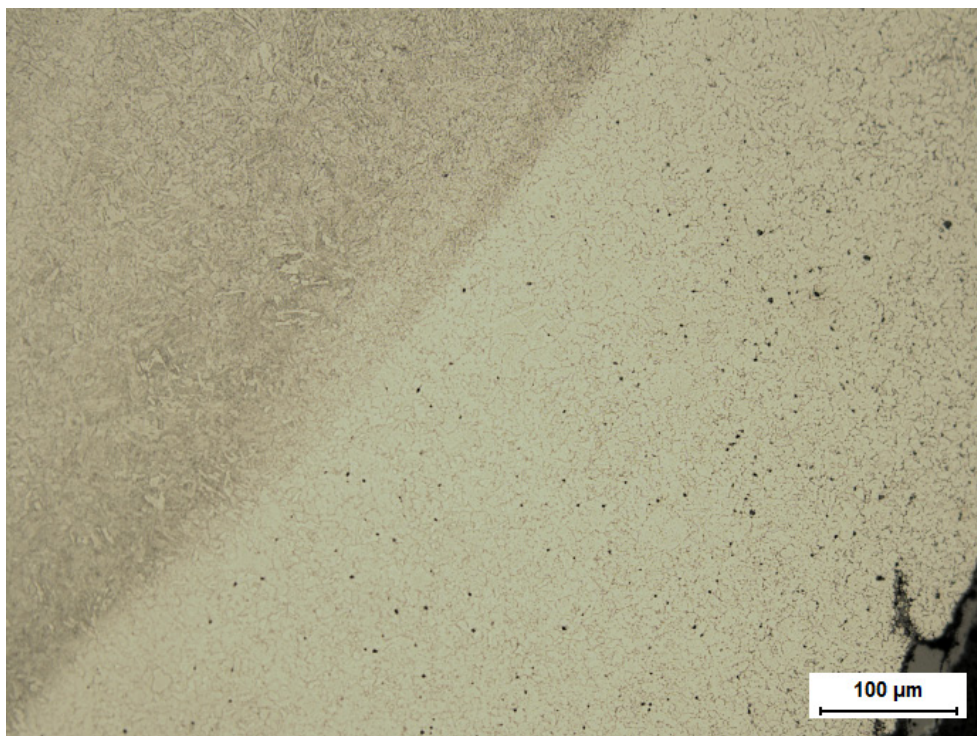
Figur 35 Typ IIIa spricka i den grovkorniga HAZ hos provstaven EXCW75, LOM 50x

Figure 35 Type IIIa crack in the coarse grained HAZ from the specimen EXCW75, LOM 50x



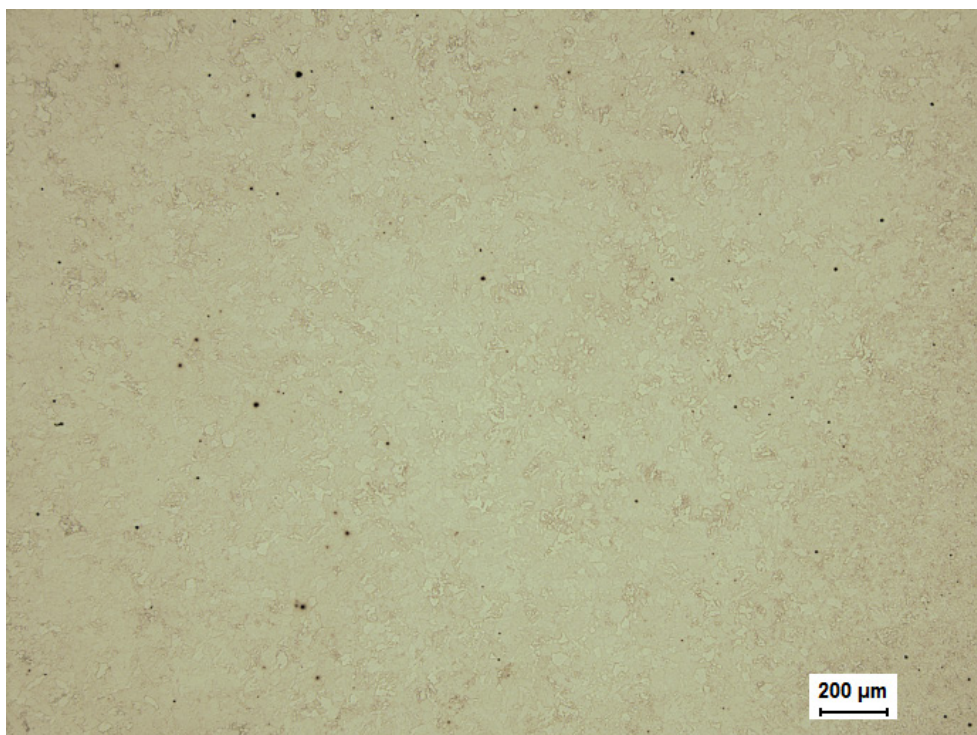
Figur 36 Mängder av kaviteter i den finkorniga HAZ hos provstaven EXCW75, LOM 200x

Figure 36 High density of cavities in the fine grained HAZ from the specimen EXCW75, LOM 200x



Figur 37 Kaviteter och stråk av kaviteter i den grovkorniga HAZ hos provstaven EXCW75, LOM 200x

Figure 37 Cavities and strings of cavities in the coarse grained HAZ from the specimen EXCW75, LOM 200x



Figur 38 Kaviteter, pre-existerande och uppkomna under krypprovning i grundmaterialet hos provstaven EXCW75, LOM 50x

Figure 38 Cavities, pre-existing and newly formed during the creep testing in the parent metal from the specimen EXCW75, LOM 50x

5.7 METALLOGRAFI PROVSTAVAR AV SVETSREPARERADE DRIFTUTSATTA SVETSAR

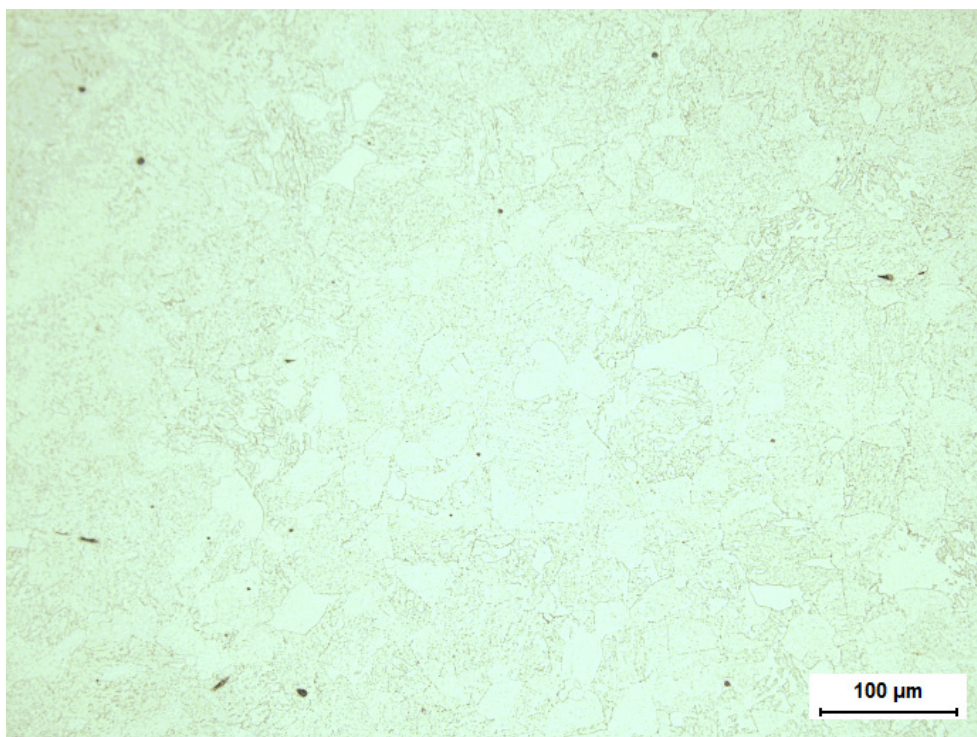
Efter provning sektionerades prov från krypprovningen och krypskadorna studerades igen. Av den svetsreparerade svetsen studerades två prov metallografiskt, det som gått vid högst last (180 MPa) och det som gått vid lägst last (85 MPa). I båda proverna kan man efter krypning finna enstaka kaviteter i grundmaterialet i liten utsträckning enligt Nordtest, klass 2a, Figur 39. Om de är pre-existerande eller inte är omöjligt att avgöra, det finns ingen ökad densitet av kaviteter ju närmare svetsen man kommer utan de verkar vara jämnt fördelade. I svetsgodsen är densiteten olika. För provet med den höga lasten är det en hög densitet av kaviteter i svetsgodset, kanske uppemot klass 2b, Figur 40. Ingenstans kan dock mikrosprickor eller stråk av kaviteter noteras, vilket gör att det är svårt att vara helt säker på att det verkligen är kaviteter och inte något annat som till exempel utrivna karbider efter poleringen. Men eftersom det här provet har haft en stor kryptöjning är det sannolikt att det faktiskt är kaviteter och att avsaknaden av stråk är beroende på svetsgodsstrukturens inverkan. För provet med den lägre lasten är mängden kaviteter i svetsgodset ungefär lika stor som i grundmaterialet.

Båda proven har gått till brott i HAZ mot 2.25% Cr stålsidan. Det finns en skillnad i var sprickan har gått. I provet med den högre pålagda lasten har brottet gått i svetsgodset, Figur 41. Men det finns även en spricka precis intill smältgränsen i den grovkorniga HAZ (CGHAZ), Figur 42 och Figur 43. Den här sprickan ligger i typ IIIa position precis intill den uppkolade zonen i svetsgodset. Typ IIIa sprickor

uppkommer genom att det i gränsskiktet mellan det hårdare svetsgodset och den relativt sett mjukare grovkorniga HAZ uppkommer en spänningskoncentration som leder till sprickbildning. Detta har noterats tidigare [3] i svetsar mellan 12% och 2.25% Cr-stål men är alltså också en brottmekanism i svetsar mellan 2.25% och 5% Cr-stål.

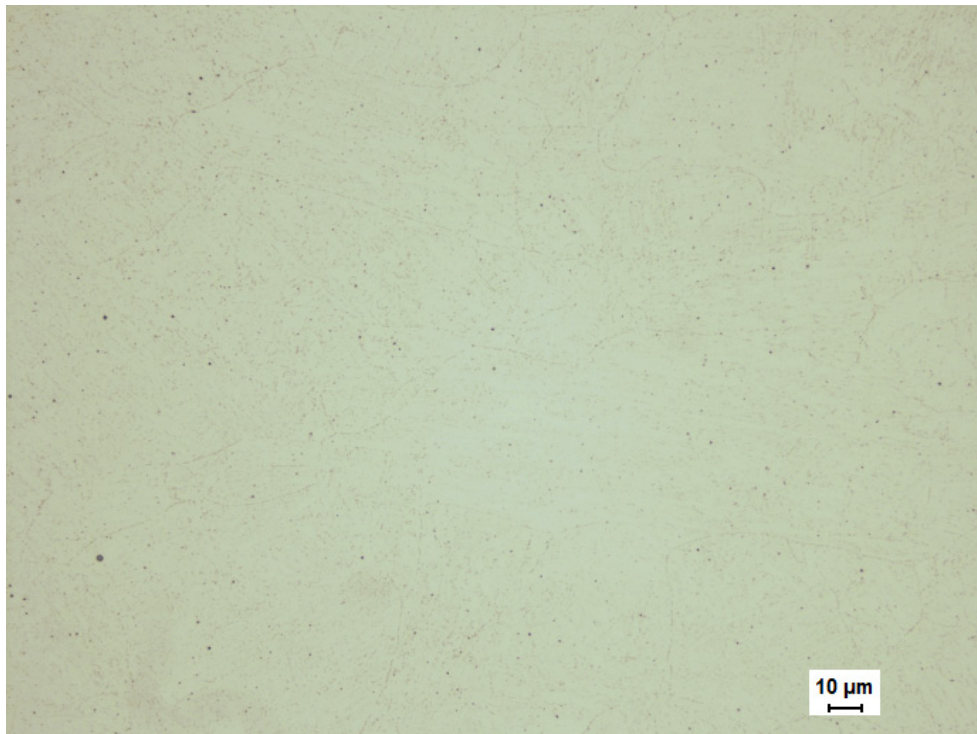
I provstaven som gått vid den lägre lasten var slutbrottet i typ IIIa-position och ingen tendens till brott i svetsgodset kunde noteras, Figur 44. Kring den här sprickan finns även ett moln med stråk av kaviteter och mikrosprickor, Figur 45. Man kan även observera att provstaven har en icke fullgången spricka i typ IV-position i den interkritiska delen av HAZ, Figur 46 och Figur 47.

Av resultaten står det klart att krypbrottet i en provstav belastad med hög last går i det svetsreparerade svetsgodset. Om lasten sänks, vilket är mer relevant för verkliga driftsförhållanden, så går brottet i HAZ antingen i typ IIIa eller i typ IV-position. Detta är förhållandet även i en ny svets [3], och det gäller alltså även för svetsreparerade driftutsatta svetsar.



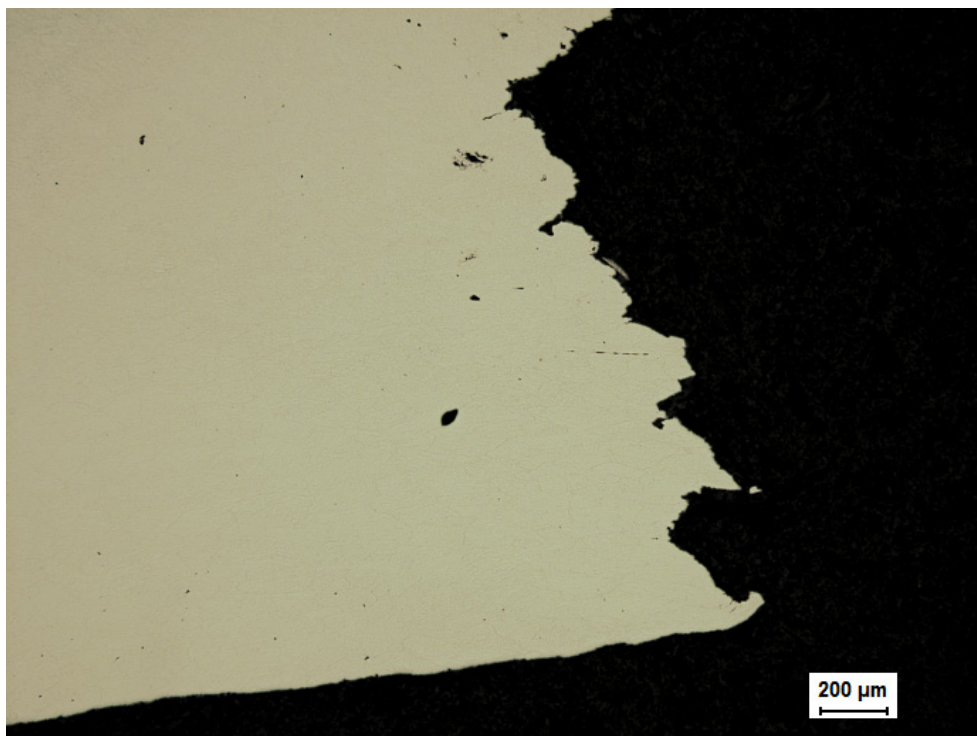
Figur 39 Enstaka kaviteter i grundmaterialet hos provstaven WRCW180. LOM 500x

Figure 39 Separate cavities in the parent metal from the specimen WRCW180, LOM 500x



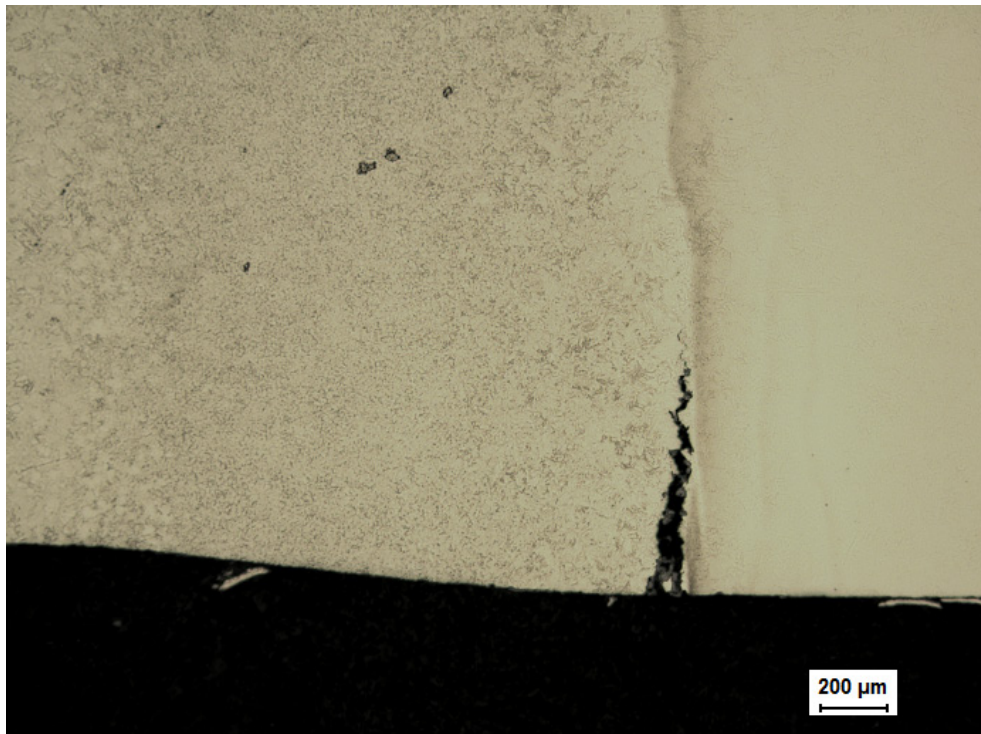
Figur 40 Hög densitet av enstaka kaviteter i svetsgodset hos provstaven WRCW180. LOM 500x

Figure 40 High cavity density in the weld metal from the specimen WRCW180, LOM 500x



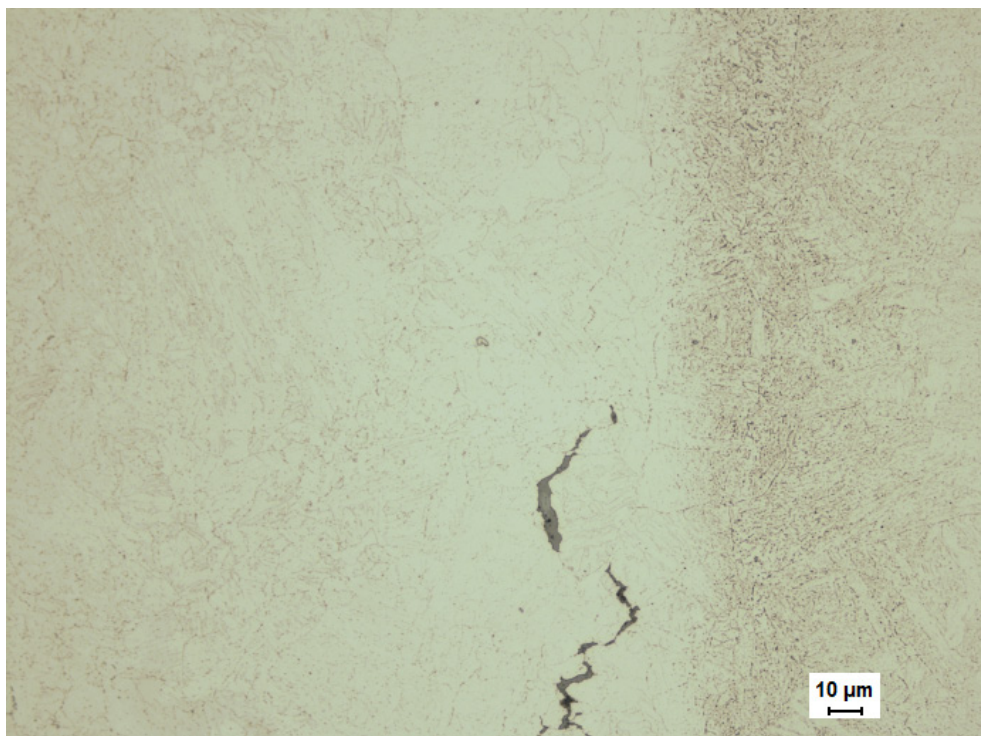
Figur 41 Brott i svetsgodset hos provstaven WRCW180, LOM 50X.

Figure 41 Fracture in the weld metal from the specimen WRCW180, LOM 50x



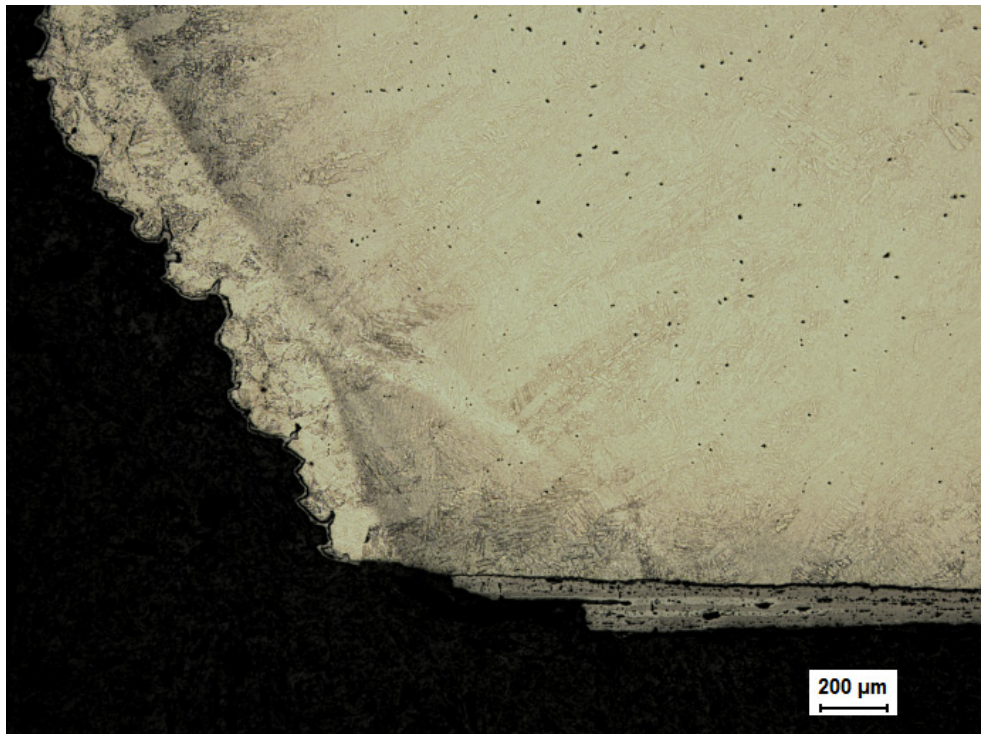
Figur 42 Typ IIIa spricka i den grovkorniga HAZ hos provstaven WRCW180, LOM 50x

Figure 42 Type IIIa crack in the coarse grained HAZ from the specimen WRCW180, LOM 50x



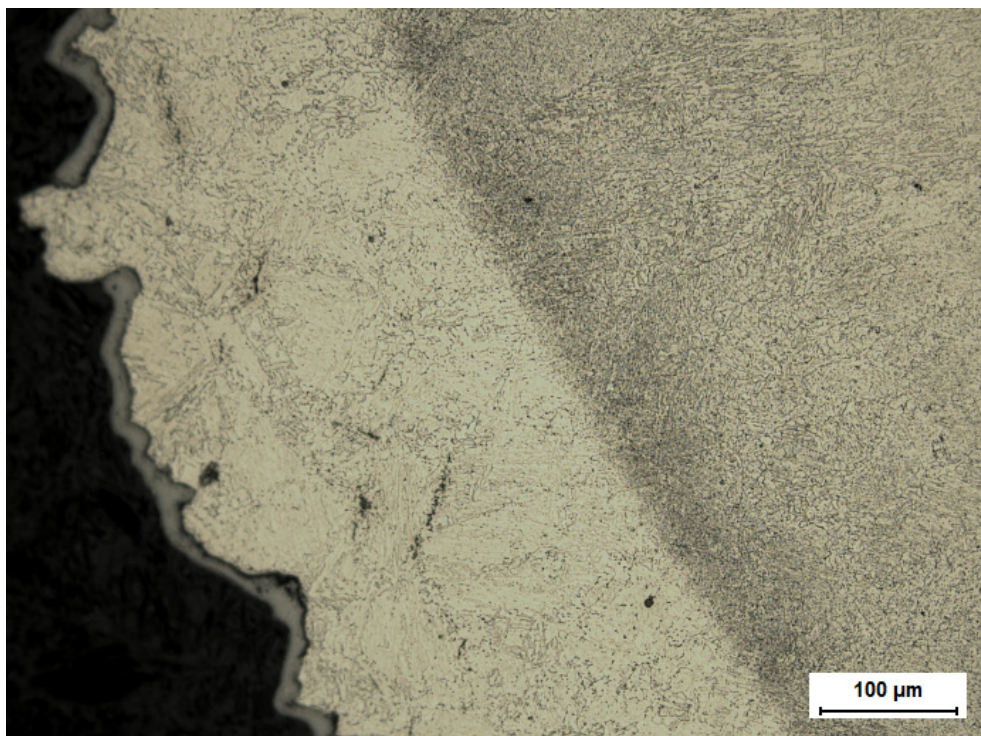
Figur 43 Uppförstoring av sprickspetsen i Figur 42. LOM 500x

Figure 43 Enlargement of the crack tip in Figure 42, LOM 500x



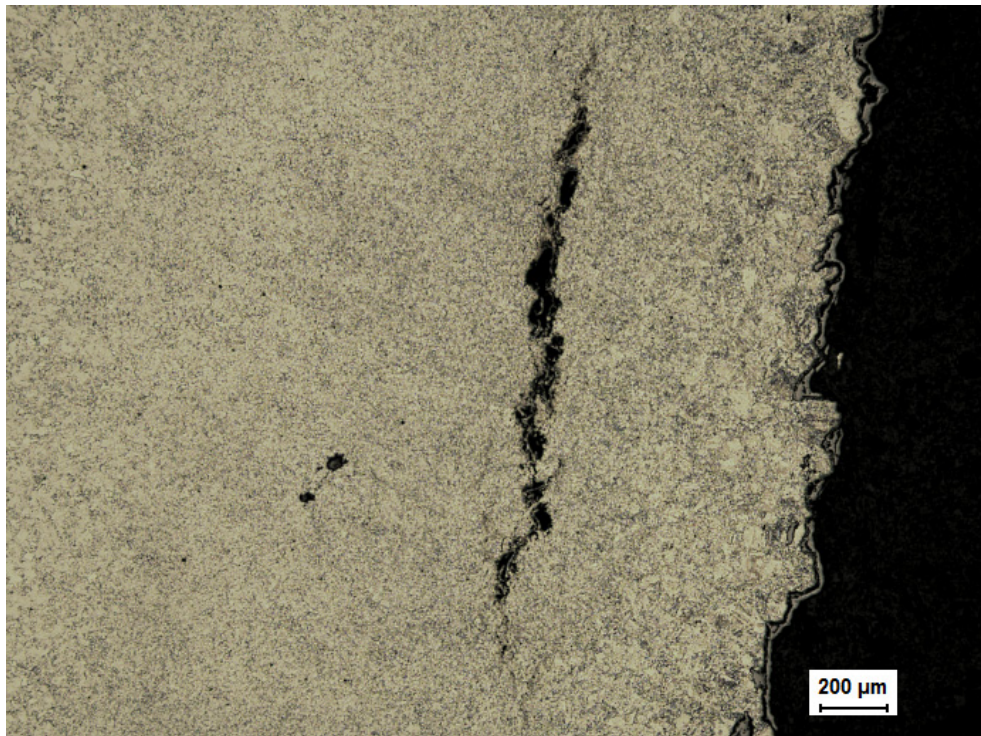
Figur 44 Slutbrott i typ IIIa position i grovkorniga HAZ hos provstaven WRCW85, LOM 50x

Figure 44 Final type IIIa fracture in the coarse grained HAZ from the specimen WRCW85, LOM 50x



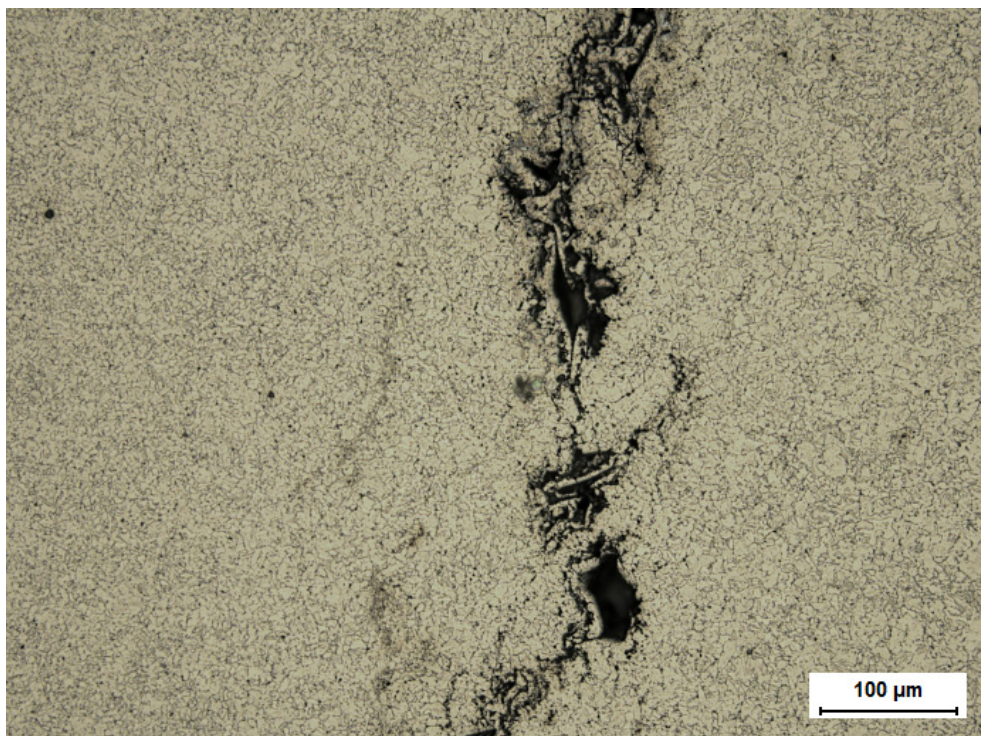
Figur 45 Stråk av kaviteter och mikrosprickor i grovkorniga HAZ hos provstaven WRCW85, LOM 200x

Figure 45 Strings of cavities and microcracks in the coarse grained HAZ from the specimen WRCW85, LOM 200x



Figur 46 Typ IV spricka i den interkritiska HAZ hos provstaven WRCW85, LOM 50x

Figure 46 Type IV crack in the intercritical HAZ from the specimen WRCW85, LOM 50x

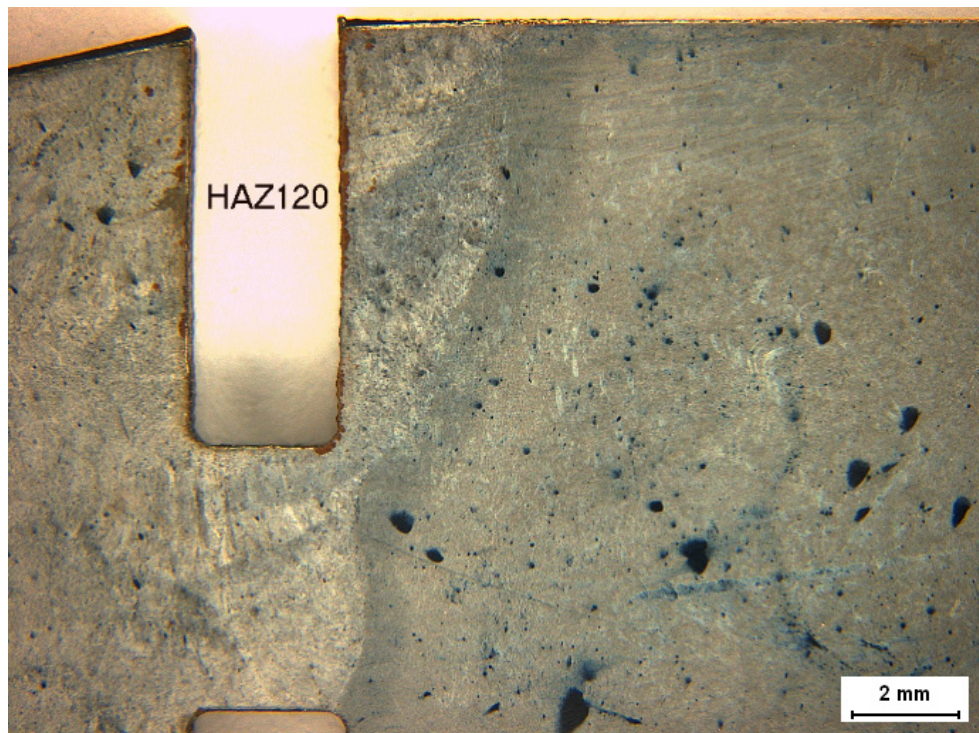


Figur 47 Uppförstoring av typ IV-sprickan i Figur 46, LOM 200x

Figure 47 Enlargement of the crack in Figure 46, LOM 200x

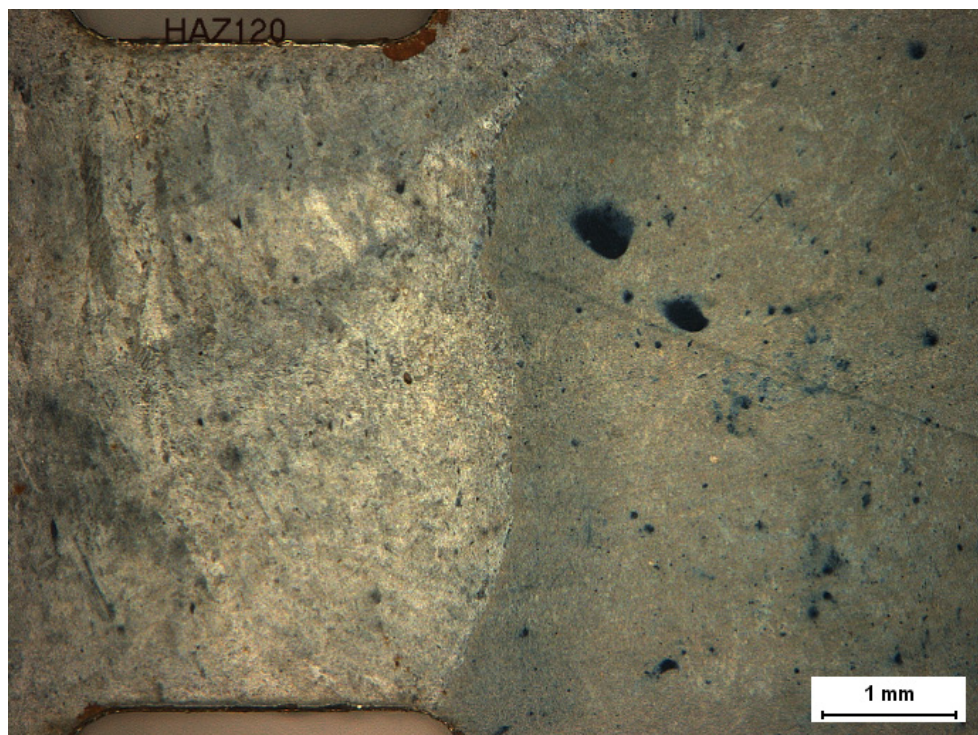
5.8 PROVSTAVAR I HAZ-POSITION AV DRIFTUTSATTA SVETSAR

Provstavar från HAZ-serien var tänkta att hamna med den lilla midjan i den grovkorniga HAZ mellan 2,25% och 5% Cr-stålen. Genom ett misstag i svetsningen hamnade de fel och blev istället uttagna ur den andra HAZ, mellan 5% och 12% Cr-stålen. Den grundläggande orsaken var troligen att fogberedningen blev fel. För att möjliggöra att ta ut provstavar ur så tunt gods som svetsen var i gjordes fogberedningen assymetrisk med en fogyta nästan vinkelrät mot godset och en med större lutning. Tanken var att 2,25% Cr-stålet skulle vara vinkelrät men genom ett missförstånd blev det 12% Cr-stålet som blev vinkelrät. Provstavar togs sedan ut från den delen av svetsen och därmed hamnade midjan fel. Exempel på hur svetsen och midjan ser ut finns i Figur 48 och Figur 49. Intressant att notera är att i samtliga fall har midjan råkat hamna nästan helt inom svetsgodset, och provserien kan därmed ses som en provning av svetsgods av 5% Cr-stål vid 550 °C.



Figur 48 Makrobild av provstav HAZ-12. Notera att i det här fallet finns hela midjan inom svetsgodset av 5% Cr-stål

Figure 48 Macroimage of specimen HAZ-12. Note that in this specimen the whole of the gauge length is contained within the 5% Cr steel weld metal



Figur 49 Samma provstav som i Figur 48 i större förstoring

Figure 49 The same specimen as in Figure 49 in greater magnification

5.9 DISKUSSION KRYPPROVNING DRIFTUTSATTA OCH SVETSREPARERADE BLANDSVETSSKARVAR

Krypprovningen av de driftutsatta och svetsreparerade blandsvetsskarvarna visar att egenskaperna i den nya och den driftutsatta svetsen är likvärdiga. Studier av krypskadan innan provning visar att den var tydlig i grundmaterialet av 2,25% Cr-stål, men i princip omöjlig att detektera i antingen svetsgodset av 5% eller grundmaterialet av 12% Cr-stål. Krypskador i form av kaviteter efter provning har varit massiv i den värmepåverkade zonen (HAZ) men ingen större höjning av krypskadenivån i vare sig grundmaterialet eller svetsgodset kunde noteras vid de lägre provade spänningarna. Inga skillnader kunde noteras mellan den driftutsatta och den svetsreparerade svetsen i kryplivslängd eller duktilitet. Krypbröten har vid de lägre spänningarna som är mest relevanta för verkliga förhållanden gått i typ IIIa position med tendenser för brott i typ IV position. Detta får anses vara den svagaste delen av svetsen i kryp och den överskuggar driftskadorna som uppkommit i de övriga delarna av svetsen eller grundmaterialen. Att det därmed inte är någon skillnad i livslängd mellan ny och driftutsatt svets är inte förvånande. Den grovkorniga HAZ överskuggar i båda fallen de övriga ingående komponenterna i svetsen.

Noterbart i sammanhangen är att i det studerade fallet hade hela den driftutsatta svetsen kapats bort och ny svets lagts in. Det betyder att ingenstans i provningen har nytt och driftutsatt material provats i samma provstav. Ett exempel där det är önskvärt är om en svets har reparerats genom att ett dike har slipats i svetsen tills inga skador syns i botten av gropen och gropen fylls sedan med ny svets. Om en

sådan reparation belastas i samma riktning som smältgränsen kommer den gamla svetsen att svara med att utbilda sprickor och den nya svetsen genom att deformeras utan sprickbildning. De nya sprickorna som bildas kommer alltså att vara helt dolda av det nya svetsgodset. Denna typ av problem med svetsreparationer belyses inte av den provstavsgeometri som använts i det här projektet, och är en ide till fortsatt arbete med reparationssvetsar.

För HAZ-proverna som utförts går det inte att säga någonting slutgiltigt om den grovkorniga HAZ. Eftersom midjan hamnade i fel värmepåverkad zon, mellan 12 och 5% Cr-stålen, visar de inte det önskade resultatet. De kan dock ses som krypprovning av 5% Cr-stålets svetsgods, eftersom det var där midjan hamnade, och det visar sig då vara starkare än cross-weld proverna, Figur 25. På detta sätt blir det en bekräftelse av slutsatserna från krypprovningen av driftsutsatta och svetsreparerade cross-weld provstavar.

Tabell 3 Resultat krypprovning av driftutsatt och svetsreparerade blandsvetsskarvar vid 550 °C**Table 3** Results from the creep testing of service exposed and weld repaired dissimilar metal welds at 550 °C

		Spänning (MPa)	Tid (h)	Pålastnings- töjning (%)	Kryptöjning (%)	Kryp- förlängning* (%)	Tvär- kontraktion (%)	Minsta kryphastighet (%/h)	Noteringar
Ex-service dissimilar cross weld 12%Cr- 5%Cr-2.25%Cr	EXCW-75	75	14536	0.104	2.686	2.79	11.7	1.19E-07	Ruptured
	EXCW-100	100	6499	0.036	3.404	3.44		9.03E-08	Ruptured
	EXCW-120	120	1647	0.167	3.343	3.51	4.5	6.04E-06	Ruptured
	EXCW-140	140	640	0.158	1.802	1.96	4.34	2.39E-05	Ruptured
	EXCW-160	160	466	0.202	2.808	3.01	2.85	4.32E-05	Ruptured
Weld repaired cross weld 12%Cr-5%Cr- 2.25%Cr	WRCW-85	85	8382	0.11	3.19	3.3	3	1.00E-07	Ruptured
	WRCW-100	100	4373	0.18	-0.18			1.79E-06	Ruptured
	WRCW-120	120	2776	0.19	3.81	4	2.3	3.32E-06	Ruptured
	WRCW-140	140	1185	0.41	4.49	4.9	6.8	3.66E-05	Ruptured
	WRCW-160	160	485	0.85	5.15	6	16.3	3.69E-05	Ruptured
	WRCW-180	180	261	0.26	9.04	9.3	51.9	9.97E-05	Ruptured
Ex service HAZ specimens taken from 2.25%CrMo side	HAZ-100	100	18574	6.1	9.6	15.7		1.40E-06	Ruptured
	HAZ-120	120	4916	3.6	38.4	42	48.6	3.43E-05	Ruptured
	HAZ-140	140	4870	9.3	49.7	59	58.9	2.46E-05	Ruptured
	HAZ-160	160	1925	17.2	33.8	51	65.7	3.17E-05	Ruptured
	HAZ-180	180	1347	9.8	62.2	72	56.6	6.43E-05	Ruptured

* Krypörlängningen för serie HAZ är beräknad enbart efter midjans höjd och inte hela provstavens längd.

Tabell 4 Resultat krypprovning av driftutsatt material i LTCCG vid 450 °C

Table 4 Results from the creep testing of service exposed material at LTCCG temperatures. 450 °C

		Spänning (MPa)	Tid (h)	Pålastnings- töjning (%)	Kryptöjning (%)	Kryp- förlängning (%)	Tvär- kontraktion (%)	Minsta kryphastighet (%/h)	Noteringar
Ex-service 1Cr0.5Mo Cross weld	1CrESCW1	200	19606	0.27	11.93	12.2		1.12E-06	Ruptured
	1CrESCW6	220	3430	0.28	13.42	13.7	80.9	1.18E-05	Ruptured
	1CrESCW5	250	929	0.37	13.53	13.9	77	3.06E-05	Ruptured
	1CrESCW4	280	192	0.59	11.11	11.7	73	2.11E-04	Ruptured
	1CrESCW2	330	3.85	2.01	11.19	13.2	66.2	1.50E-02	Ruptured
	1CrESCW3	350	0.8	2.48	10.12	12.6	60.7	6.42E-02	Ruptured
Ex service 1Cr0.5Mo creep crack growth	CCG-280	280	7686						Ruptured
	CCG-300	300	2383						Ruptured
	CCG-320	320	15047						Interrupted
	CCG-350	350	829						Ruptured

6 Simulering av krypning i svetsar

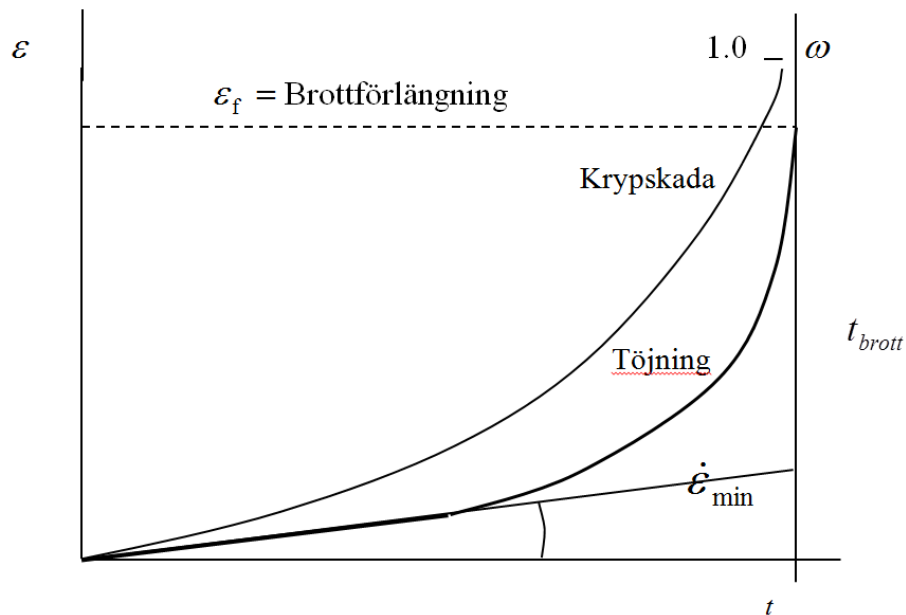
6.1 TEORETISK BAKGRUND

Vid design av tryckkärl med avseende på krypning används mycket förenklade metoder vilka återfinns i gällande standarder (Design by formulae – DBF). Anledningen till att förenklade metoder används är att rådande krypegenskaper och fleraxliga spänningstillstånd leder till mycket komplicerade samband. Detta leder till att krypdimensioneringen inte blir precis och noggrann uppföljning av krypskadeutveckling, inte minst hos svetsar, är därför av största vikt. Genom att beräkningsmodeller och kraftfulla datorer utvecklats är det numera möjligt att studera de komplicerade processer som krypning innebär (Design by Analysis – DBA). Det ger större möjligheter att förutsäga kryplivslängder hos kryppåkända system.

Figur 50 visar typisk kryptöjning som funktion av tid, en så kallad krypkurva. Den primära delen av krypprocessen finns inte med i figuren eftersom den är av underordnad betydelse hos stål dimensionerade för långa drifttider. Den sekundära delen uttrycks ofta som den minsta kryphastigheten, $\dot{\epsilon}_{\min}$. Hos system som är designade för långa drifttider utgörs den största delen av krypförloppet av sekundärkryp med konstant kryphastighet. Under den senare delen av kryplivslängden erhålls en accelererande kryphastighet, tertiär del av krypprocessen, tills brott uppstår. Brottöjningen är material-, spännings- och temperaturberoende. Det finns flera teoretiska modeller för krypprocesser. Den enklaste och den mest använda är Nortons kryplag som beskriver den del av krypförloppet som har en konstant kryphastighet, sekundärkryp:

$$\dot{\epsilon}_{\min} = B\sigma^n$$

, där σ är spänning och B samt n är materialkonstanter.



Figur 50 Typiskt resultat av långtidskrypprovning av metalliska material

Figure 50 Typical results of long term creep testing of metallic materials

För en beskrivning av hela krypprocessen är det nödvändigt att ta med minskningen i materialets styvhet, vilket resulterar i den accelererande kryptöjningen i tertiärområdet, i beräkningarna. En enkel kryppmodell enligt Kachanov-Rabotnov är:

$$\dot{\epsilon} = \frac{B\sigma^n}{(1-\omega)^\nu}$$

$$\dot{\omega} = \frac{B\sigma^\chi}{(1-\omega)^\phi}$$

Brott äger rum när skadeparametern ω når värdet 1.

Modellen är anpassad för enaxliga kryppkurvor och ger möjligheter till noggrann livslängdsbestämning. För tredimensionella strukturer behövs en mer generell beskrivning. En modifierad Kachanov-Rabotnov konstitutiv ekvation används [17]. Vid negligerande av plasticitet och primärkryp är den totala kryptöjningen:

$$\frac{d\epsilon_{ij}^{tot}}{dt} = \frac{d\epsilon_{ij}^{el}}{dt} + \frac{d\epsilon_{ij}^{cr}}{dt},$$

där

$$\frac{d\varepsilon_{ij}^{el}}{dt} = \frac{1+\nu}{E} \left[\left(\frac{d\sigma_{ij}}{dt} \right) - \frac{\nu}{1+\nu} \left(\frac{d\sigma_{kk}}{dt} \right) \delta_{ij} \right],$$

$$\frac{d\varepsilon_{ij}^{cr}}{dt} = \frac{3}{2} B \sigma_e^{n-1} s_{ij} [(1-\rho) + \rho(1-D)^{-n}],$$

och

$$\frac{dD}{dt} = g \frac{A}{\phi+1} \frac{[\alpha\sigma_I + (1-\alpha)\sigma_e]^v}{(1-D)^\phi},$$

$$D_{crit} = 1 - (1-g)^{1/(\phi+1)}.$$

I ekvationerna ovan är ε_{ij}^{tot} , ε_{ij}^{el} , ε_{ij}^{cr} , σ_{ij} och s_{ij} total töjning, elastisk töjning, kryptöjning, spänning och tensor för spänningsdeviator. σ_I och σ_e är maximal huvud- och von Mises-spänning, E och ν elasticitetsmodul och Poissons tal, D and D_{crit} är skadevariabel och kritisk skada. Materialets kryplivslängd antas vara förbrukad då D/D_{crit} når värdet 1. α är en materialkonstant som är relaterad till det multiaxiella brottkriteriet som varierar från noll till ett. B , n , A och ν är materialkonstanter relaterade till minsta kryphastigheten och brottbeteendet, g , ϕ och ρ är konstanter för inhomogenitet hos skadan där ρ representerar det volymetriska förhållandet av skadad fas.

Svetsar kan beskrivas som ett laminat av olika krypegenskaper. Det medför att krypning i svetsar är av särskild komplex natur. Med hjälp av finita element modellering av svetsar och krypanalyser är det möjligt att simulera krypbeteendet i de olika materialzonerna och hur de interagerar under krypning. Dessutom åskådliggörs effekten av svetsens geometri. Simuleringar av en så enkel geometri som axiell krypprovning av en rundprovstav som har tagits ut tvärs en stumsvets har visat att spännings- och töjningsfördelningen i provstaven är komplex och beroende av hur stort kryptöjningsmotståndet hos svetsgods, HAZ och grundmaterial är i förhållande till varandra [18].

I tidigare Värmeforsksprojekt har Kachanov-Rabotnovs modifierade modell använts för att simulera krypförlopp hos stumsvetsade rör och hos svetsreparationer av stumsvetsade rör. Det har framför allt rört sig om parameterstudier där effekten av olika kombinationer av krypegenskaper och brottvillkor hos de olika beståndsdelarna av en svets eller en svetsreparation har studerats. Det har gett väldigt mycket kunskap som kan förklara verkliga observationer av oväntat krypbeteende, t.ex. sprickbildning långt innan designlivslängdens slut och skadebildning vid positioner som har varit oförutsägbara. Svetsutförande som ger längst livslängd är ett annat exempel på lärdomar som har haft praktisk betydelse. Bara en sådan sak som att man inte ska använda svetsstillsatsmaterial som har högre kryphållfasthet än grundmaterialet är

ett viktigt resultat. Faktum är att ju högre kryphållfastheten är i svetsgodset desto lägre blir svetsens kryphållfasthet. Vad gäller reparationssvetsar av blandsvetsar mellan låglegerat stål och 9-12 % Cr-stål ger svetstillsatsmaterial av 5 % Cr den längsta livslängden.

6.2 SIMULERING AV KRYPBETEENDE HOS HAZ PROVSTAVAR

I ett tidigare Värmeforskprojekt M08-802 utformades och provades den så kallade HAZ provstaven [6]. Det är en platt provstav med en midja placerad så att den omfattar hela den värmepåverkade zonen hos en svets. I det projektet provades ett svetsat rårör av 10CrMo9-10 (2,25Cr1Mo) stål från en huvudångledning som hade varit i drift i 212 000 timmar vid 540 °C och 138 bar. Provningsen utfördes med mikrohårdhetsintryck längs midjan och med visuell övervakning av provstavens midja under provningen genom ett litet hål i ugnen. Några av proven fotograferades genom hålet med jämna mellanrum i syfte att kunna följa töjningsförloppet.

I föreliggande projekt var tanken att motsvarande provning skulle utföras på HAZ från en svetsreparation av en blandsvetsskarv av 10CrMo9-10 och X20CrMoV12-1 (12Cr1Mo) med X11CrMo5 (5Cr1Mo) som svetstillsatsmaterial vid reparationen. Hos en sådan reparation är det HAZ på den låglegerade sidan som är kritisk. Efter utförd provning upptäcktes det att HAZ provstavens midja hade placerats på fel sida av svetsen, dvs. i HAZ av 12Cr1Mo stål. Dessutom hade inte HAZ prickats in lika exakt som i det föregående projektet – i midjan förekom även material från svetsgodset och det var där som samtliga brott hade skett (5Cr stål kan förväntas ha lägre kryphållfasthet än HAZ hos 12Cr stål). Resultaten var alltså inte användbara som underlag till krypsimuleringar.

I det föregående projektet utfördes inga krypsimuleringar av själva provstaven. Det är av stor vikt att verifiera provstavgeometrins krypbeteende och även för att jämföra materialmodellen med verkliga resultat. Från det tidigare projektet finns de data som skulle kunna användas för modelleringen. De enda skillnaden är att det kan uppstå en avkolad zon i blandsvetsreparationen. Den avkolade zonen bildas som ett smalt band intill smältgränsen som en följd av koldiffusion från materialet med den lägre kromhalten till det med den högre i samband med avspänningsglödning av svetsen. Detta har studerats i detalj i [4] där värmebehandlingar i två timmar vid 650°C och 750°C gav ingen respektive en i genomsnitt 0,2 mm bred avkolad zon. Termodynamiska simuleringar visade att en avkolad zon inte kan förväntas bli bredare efter lång tids drift vid 540°C (vid 580°C är dock detta möjligt men så höga drifttemperaturer är inte aktuella för biobränsleeldade anläggningar). Den provade blandsvetsen avspänningsglödgades vid 710°C. Eftersom HAZ provstaven togs ut på fel sida av svetsen har bredden på eventuell avkolad zon inte kunnat mätas.

Ett modifierat program för krypsimuleringar som baseras på resultaten från [6] föreslogs och godkändes av projektets referensgrupp. Det omfattar fyra simuleringar av provstavar, se Tabell 5.

Tabell 5 Program för krypsimulering av HAZ-provstavar

Table 5 Programme for creep simulation of HAZ creep test specimens

Objekt	HAZ kryptöjning	Adderad axiell spänning	Bredd av avkolad zon	Antal simuleringar
M08-802 HAZ prov C och D	Mätt på provstav	0	0	2 (test data)
M12-814 HAZ provstav (M08-802 prov C och D med avkolad zon)	Mätt på provstav	0	0,2	2 (test data)

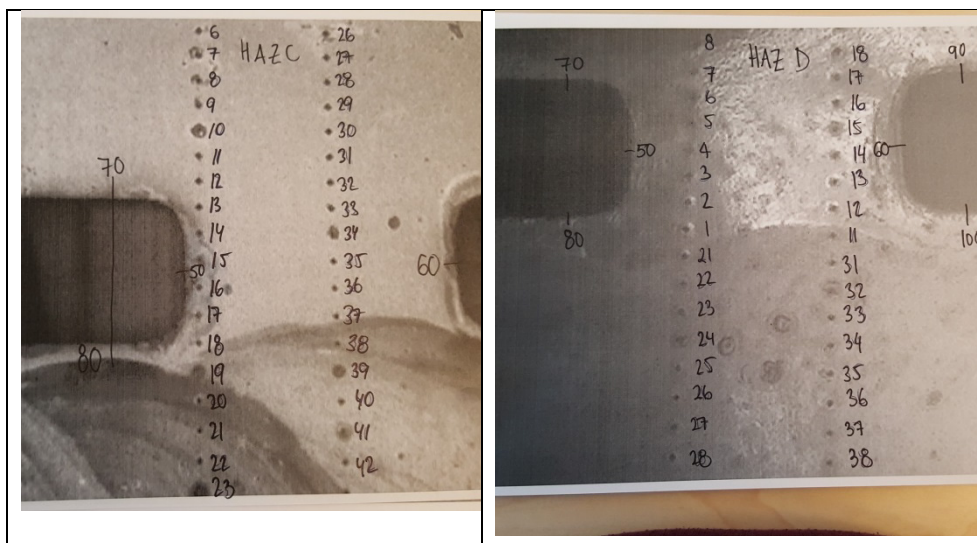
6.3 UTVÄRDERING AV KRYPTÖJNINGAR HOS HAZ-PROVSTAVAR

Hos två av HAZ-provstavarna i projekt M08-802 gjordes intermittenta avläsningar av töjningstillståndet under provningens gång på följande sätt: Två linjer med hårdhetsintryck hade utförts innan provningen som töjningsmarkörer. Avståndet mellan varje intryck var 0,5 mm. Provstaven förnicklades i syfte att skydda intrycken mot oxidation och öka möjligheten till att följa töjningarna så bra som möjligt. Studerade provstavar fotograferades intermittent genom ett titthål i ugnen som provstaven sitter i. Töjningsbeteendet i olika delar av HAZ skulle därefter kunna utvärderas genom att mäta på fotografierna hur avståndet mellan hårdhetsintrycken sinsemellan förändras över tid. I Värmeforskrappport 1204 redovisas töjningar i mellan markörer som närmast finns i grovkornig och interkritisk del av HAZ för en av provstavarna, provstav D. Som underlag till krypsimulering behöver till att börja med töjningen mellan samtliga hårdhetsintryck i HAZ utvärderas. Detta utfördes för båda provstavarna som övervakats under provningen, provstav C och D. Data för provstavarna ges i Tabell 6 och numrerade töjningsmarkörer (mikrohårdhetsintryck) i Figur 51. Hos båda provstavarna ses svetsgods i form av karaktäristiska svetssträngar och smältgränser frametsade i nederkant av provstavarnas midja. Hos provstav C ligger den ena mätlinjen nära centrum och den andra nära ytterkanten av midjan på den ena sidan av provstaven. Hos provstav D ligger mätlinjerna mer, men inte helt, symmetriskt en bit in från respektive ytterkant av midjan. Bilder tagna under provningen kan ses i [6].

Tabell 6 Data för utvärderade HAZ-provstavar krypprovade vid 540°C

Table 6 Data for evaluated HAZ specimens creep tested at 540 °C

Provstav	Spänning (MPa)	Brottid (h)
C	110	4187
D	140	475



Figur 51 Linjer med numererade töjningsmarkörer tvärs HAZ hos HAZ-provstav C och D

Figure 51 Lines with numbered strain markers across the HAZ in HAZ specimens C and D

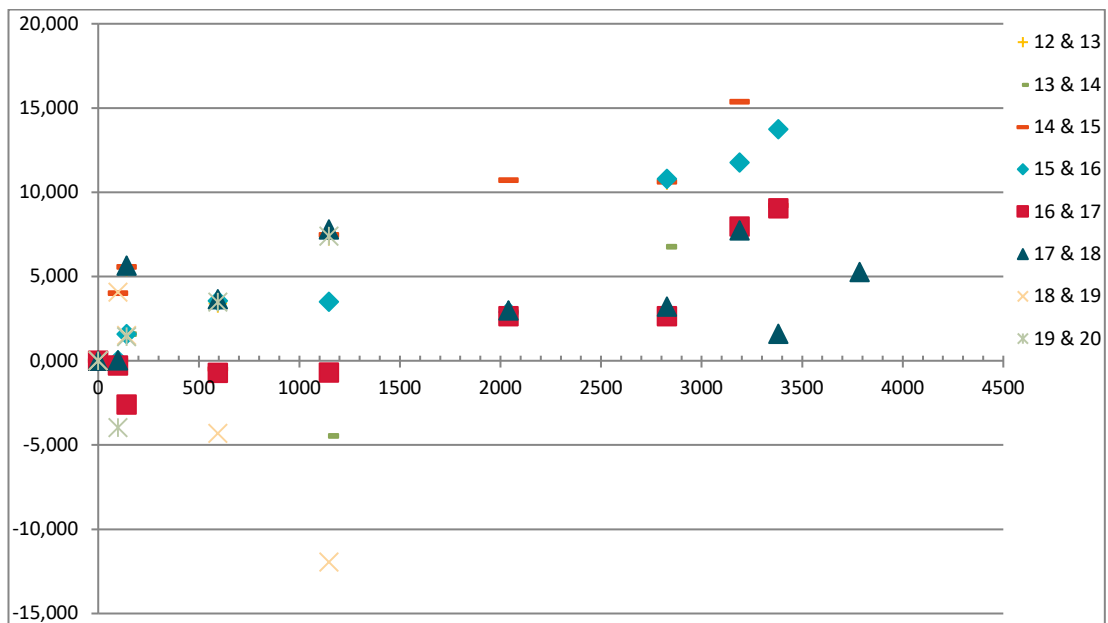
Nominella spänningar i provstavarna beräknades från mått enligt ritning och pålagda laster från krypprovningsprotokollen, se Tabell 7.

Tabell 7 Nominella spänningar hos provstav C och D

Table 7 Nominal stresses in specimen C and D

Provstav	Vikt	Spänning midja	Spänning ände
C	137,8 kg	108,0 MPa	27,0 MPa
D	181,0 kg	142,0 MPa	35,5 MPa

Ett exempel på utvärderingen av mätningarna ges i Figur 52, och sammanfattningar av de genomsnittliga töjningarna i Figur 53 och Figur 55.



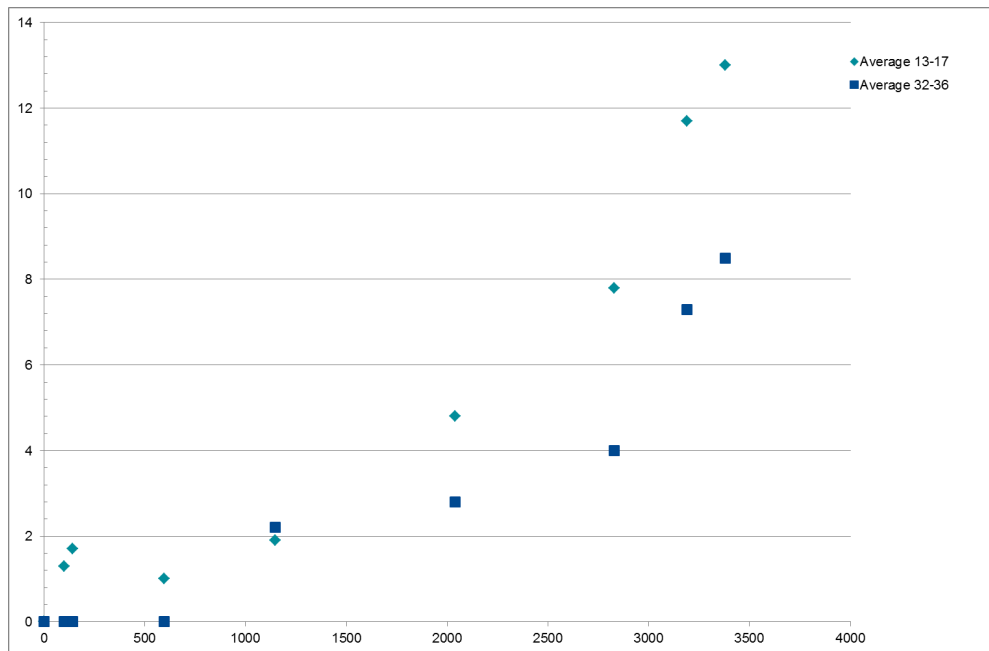
Figur 52 Töjning (%) som funktion av tid (h) mellan hårdhetsintryck 12-20 hos provstav C

Figure 52 Strain (%) as a function of time (h) between hardness indents 12-20 in specimen C

Mätningarna visar genomgående varierande grad av ökad töjning som funktion av tid från 0 % till över 30 % hos provstav D beroende på var i HAZ avståndet mellan två hårdhetsintryck befinner sig. Hos provstav C finns mätningar upp till ca 3 800. Därefter blev intrycken så oxiderade att det inte gick att lägesbestämma. Resultaten kännetecknas också av stora mätfel med många negativa mätvärden och avvikelser från förväntad form hos krypkurvor.

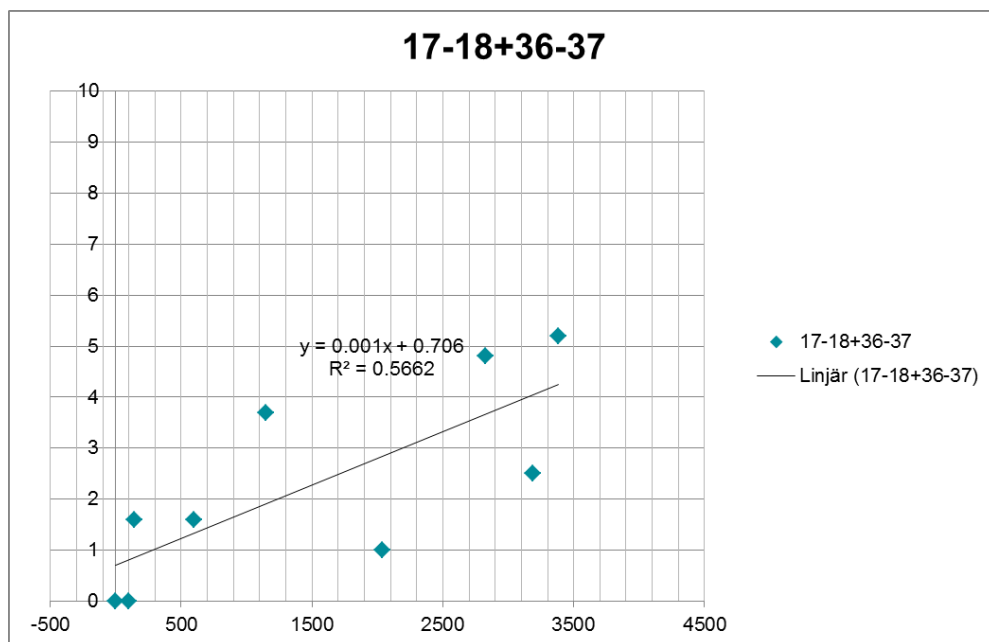
Mätningarna utfördes på originalfotografier från krypprovningen. Mätningarnas upplösning begränsades av fotografiernas pixlar. Det är ca 25 pixlar mellan varje intryck innan provning. Beaktar man pixelavstånd även i sidled blir mätfelet pga. bildernas upplösning ca 3 %, vilket åtminstone förklarar en del av mätfelen.

De flesta uppmätta negativa töjningarna kommer från mätområden som inte har haft någon eller en mycket liten töjningsutveckling. Två ytterligare kategorier av data är områden med liten töjningsutveckling motsvarande grovkornig del av HAZ samt områden med signifikant töjningsutveckling motsvarande finkornig och interkritisk del av HAZ. Genom att ta medelvärden av diskreta resultat från dessa områden samt ignorera negativa mätpunkter erhöles krypkurvor som kan användas för krypsimuleringar, se Figur 53 till Figur 56.



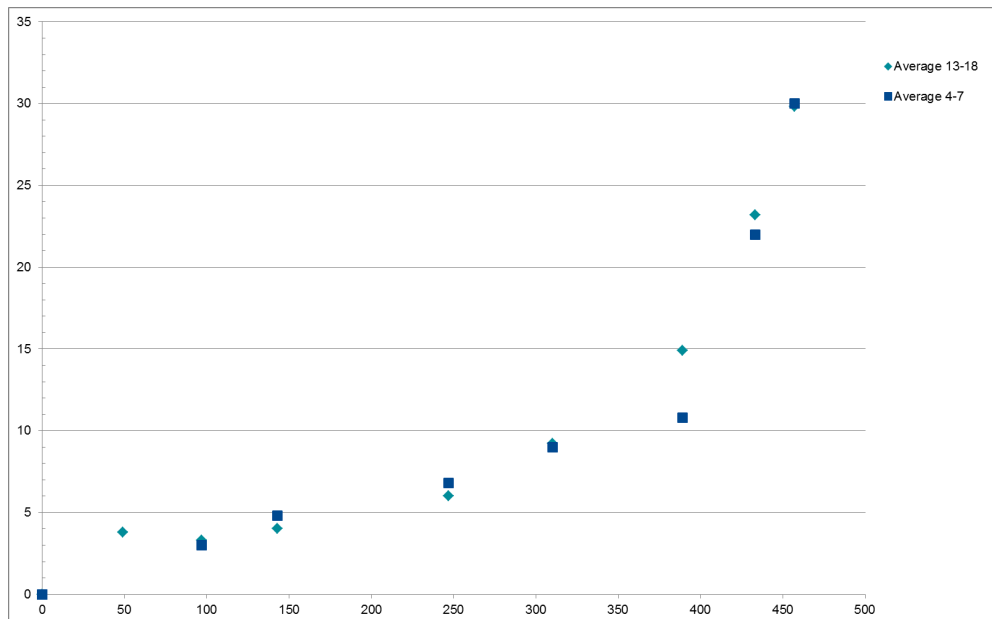
Figur 53 Genomsnittlig töjning (%) som funktion av tid (h) för hårdhetsintryck 13-17 och 32-36 hos provstav C

Figure 53 Average strain (%) as a function of time (h) between hardness indents 13-17 and 32-36 in specimen C



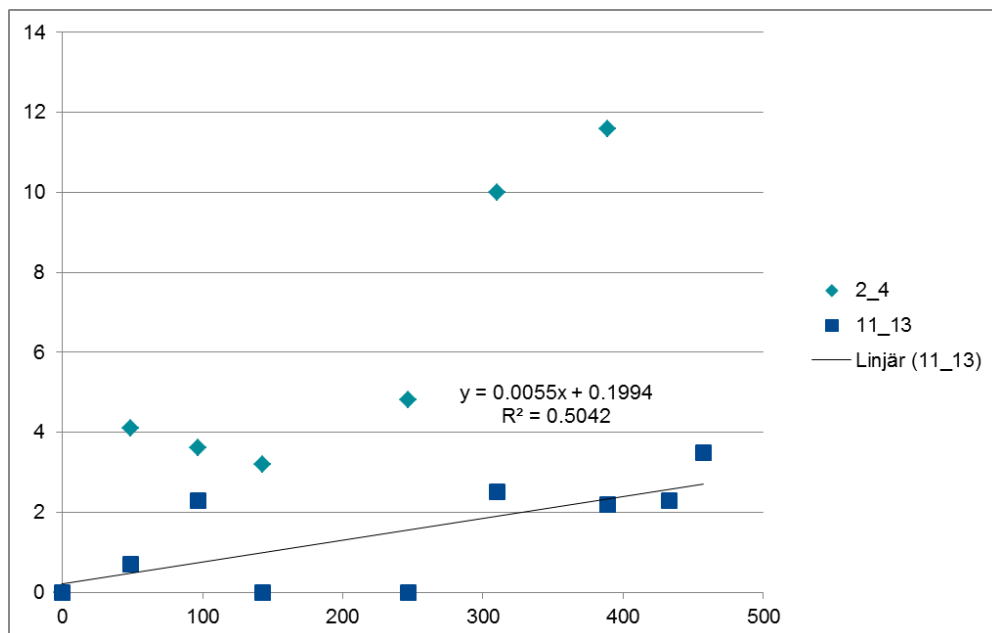
Figur 54 Genomsnittlig töjning (%) som funktion av tid (h) för hårdhetsintryck 17-18 +36-37 hos provstav C

Figure 54 Average strain (%) as a function of time (h) between hardness indents 17-18 + 36-37 in specimen C



Figur 55 Genomsnittlig töjning (%) som funktion av tid (h) för hårdhetsintryck 4-7 och 13-18 hos provstav D

Figure 55 Average strain (%) as a function of time (h) between hardness indents 4-7 and 13-18 in specimen D



Figur 56 Genomsnittlig töjning (%) som funktion av tid (h) för hårdhetsintryck 2-4 och 11-13 hos provstav D

Figure 56 Average strain (%) as a function of time (h) between hardness indents 2-4 and 11-13 in specimen D

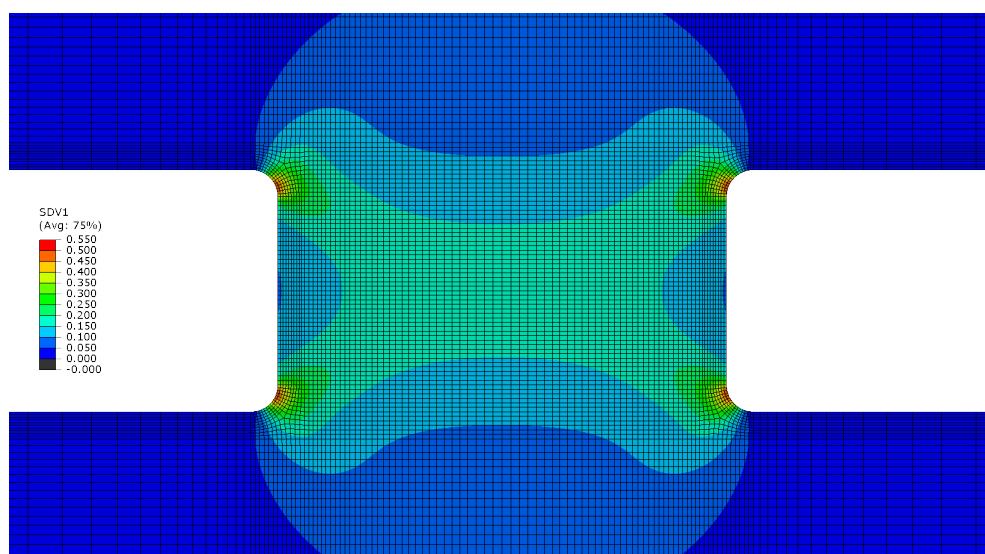
I Figur 53 ses en skillnad mellan krypkurvorna (provstav C). Mätningarna från provstavens kant har större töjningsutveckling än de från centrum av provstaven. Motsvarande kurvor hos provstav D, Figur 55, är resultaten av de två kurvorna ganska lika. Mätlinjerna är också relativt symmetriska.

De mätningar som utfördes i grovkornig HAZ präglas av små töjningar i ett begränsat område, vilket gör att mätfel ger ett relativt stort utslag. För provstav C

togs ett medelvärde för båda mätlinjerna för att få ut ett användbart resultat. Hos provstav D användes bara resultatet från mätlinjen med mindre töjningar och där töjningsförloppet endast består av sekundärkryp. Under den tid som provstaven töjs till brott i den finkorniga och den interkritiska delen av HAZ med deras relativt låga kryptöjningsmotstånd, så kan det förväntas att sekundärkryp står för den överväldigande delen av krypförloppet i den grovkorniga mikrostrukturen med dess relativt höga kryptöjningsmotstånd. Resultaten från mätlinjen med ganska stora töjningar i området närmast smältgränsen (område 2-4 i Figur 56) kan antas bero på att mikrostrukturen inte var grovkornig och togs därför inte med i modelleringen. I en flersträngssvets är delar av grovkornig HAZ värmebehandlade av intilliggande strängar resulterande i kornförfinad mikrostruktur.

6.4 SIMULERING AV PROVSTAVSGEOMETRIN

I ett första steg gjordes en 2D finita elementmodell av provstaven i syfte att simulera krypning av ett enda material i provstaven. Materialdata för endast grundmaterial för ett nytt 1Cr0,5Mo från [19] valdes för simuleringen. Spänning och temperatur är 110 MPa respektive 550 °C. Figur 57 visar hur grad av krypskada, D/D_{crit} , fördelar sig i provstaven efter 4187 timmar, vilket är lika med brottiden hos provstav C.



Figur 57 Fördelning av förbrukad kryplivslängd i HAZ-provstav utförd i endast ett material med data för grundmaterial

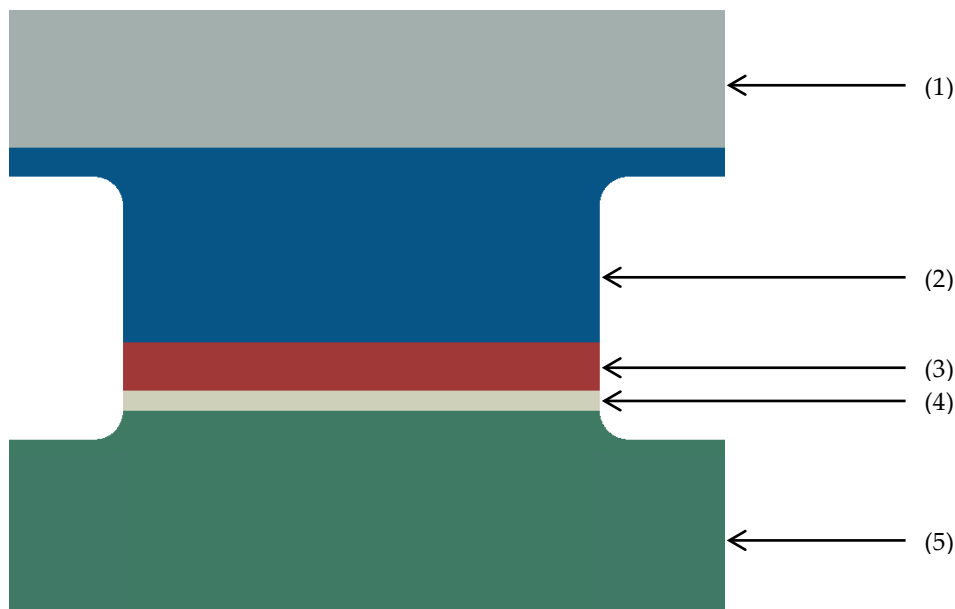
Figure 57 Distribution of creep life exhaustion in the HAZ specimen constituted of only one material with data for parent metal

Figuren visar en inhomogen krypskadeutveckling efter 4187 timmar. Vid radieövergångarna till provstavens midja finns spänningskoncentrationer som inte har relaxerat mer under krypningen än att en signifikant förhöjd del av kryplivslängden har förbrukats i dessa områden. Upp till 55 % har förbrukats i radieområden, vilket kan jämföras med upp till 20 % i mittendelen av provstavens liv. Resultaten pekar på att tolkningen av resultat från provning av HAZ, som består av en komposit av olika krypegenskaper i olika delar av HAZ, blir

komplexerad. De olika töjningsförlöppen som uppmättes i centrum och nära kanten hos provstav C kan förklaras av hur krypningen fördelas i Figur 57. Att inte mer än 55 % av livslängden förbrukas efter 4187 timmar, då provstaven gick till brott kan förklaras med att den inledande simuleringen genomfördes innan materialkonstanterna för HAZ provstaven hade räknats fram och därför valdes materialdata från litteraturen.

6.5 MODELLERING AV HAZ-PROVSTAV

Midjans längd, som enligt ursprunglig ritning i Värmeforskrappport 1204 kan variera mellan 2 och 3 mm, uppmättes från fotografier till ca 2,7 mm hos båda provstavarna C och D. FE-modellen av provstaven ges i Figur 58. Observationer från krypprovningen pekar på att det finns signifikant kryptöjning i en liten bit ovanför midjan, där det ska finnas grundmaterial. Det kan förklaras av förhöjda spänningar i området, se Figur 57, och av att den finkorniga och interkritiska delen av HAZ delvis sträcker sig en liten bit ovanför midjan hos provstav C och D (framgår av figur 7 i Värmeforskrappport 1204). I modellen finns grundmaterial (1) i provstavens övre del ned till en liten bit ovanför midjan, interkritisk och finkornig HAZ (2) sträcker sig 0,3 mm ovanför midjan och 2 mm ned på midjan, grovkornig HAZ (3) och avkolad zon nedanför är 0,5 mm respektive 0,2 mm breda [4]. I fall där det inte finns någon avkolad zon är grovkornig HAZ 0,7 mm bred, vilket också uppmättes på provstavarna. Svetsgodset sträcker sig i modellen upp 0,3 mm på midjan. Hos provstavarna är smältgränsen inte rak utan har böjd form från en eller två svetssträngar. Dessutom är det framför allt hos provstav C som svetsgodset sträcker sig upp en bit på midjan.



Figur 58 Modell av HAZ-provstav med 5 zoner: (1) grundmaterial, (2) interkritisk och finkornig HAZ, (3) grovkornig HAZ, (4) avkolad del av grovkornig HAZ (5) svetsgods

Figure 58 Model of HAZ-specimen with 5 zones: (1) parent metal, (2) intercritical and fine grained HAZ, (3) coarse grained HAZ, (4) carbon depleted part of coarse grained HAZ, (5) weld metal

Beräknade materialkonstanter med avseende på Nortons kryplag, B och n , tid till krypbrott som funktion av spänning, A och m samt konstanterna ρ , β , ϕ och g i Kachanov-Rabotnovs modifierad krypmodell hos respektive zon ges i Tabell 8. För grovkornig HAZ observerades endast sekundärkryp och för avkolad zon har samma värden som hos finkornig/interkritisk HAZ antagits med undantag av en fem gånger högre kryphastighet, dvs. att materialkonstanten B är 5 gånger större.

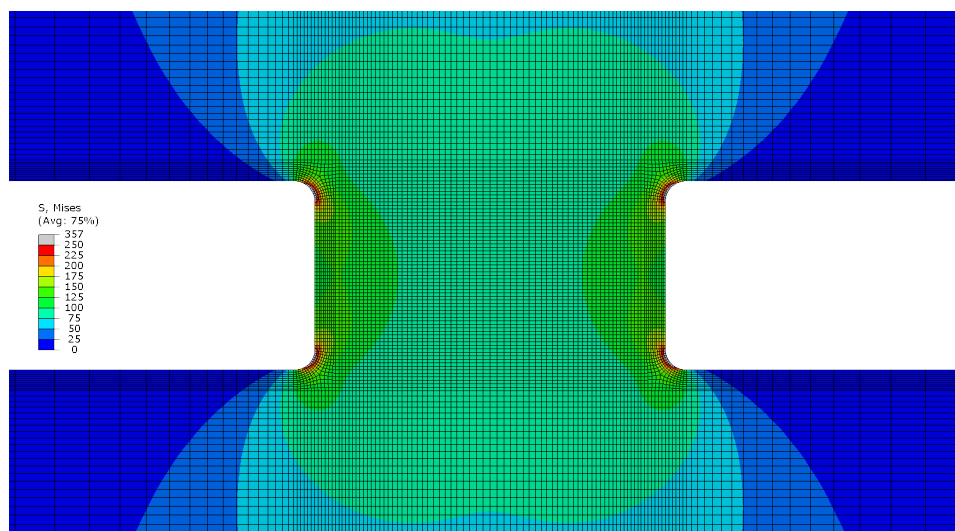
Tabell 8 Beräknade materialkonstanter

Table 8 Calculated material constants

Område	Material	B	n	A	m	ρ	β	ϕ	g
1	PM	6,883E-16	5,426751	7,98029E-18	6,804085	0,13	2,22	1,96	0,92
2	fHAZ	3,128E-24	10,18768	9,01691E-23	9,02474	0,04	10	1,39	0,5
3	gHAZ	2,633E-26	11,07127	9,01691E-23	9,02474	-	-	-	-
4	gHAZ (avkolad)	1,55E-23	11,07127	9,01691E-22	9,02474	0,04	10	1,39	0,5
5	WM	1,962E-25	9,226273	2,25391E-17	6,162092	0,12	1,75	4,50	0,78

6.6 RESULTAT AV SIMULERINGAR

Figur 59 visar fördelningen av von Mises effektivspänning efter belastning av provstaven innan krypning. Stora spänningskoncentrationer uppstår, framför allt vid midjans radieövergångar. Spänningsfördelningen är symmetrisk eftersom krypförloppet ännu inte har startat och det finns ännu ingen inverkan av de olika zonerna med olika krypegenskaper. Den högsta spänningen är 357 MPa, vilket kan jämföras med nominella 108 MPa. I midjans centrum är spänningen lägre än nominellt.

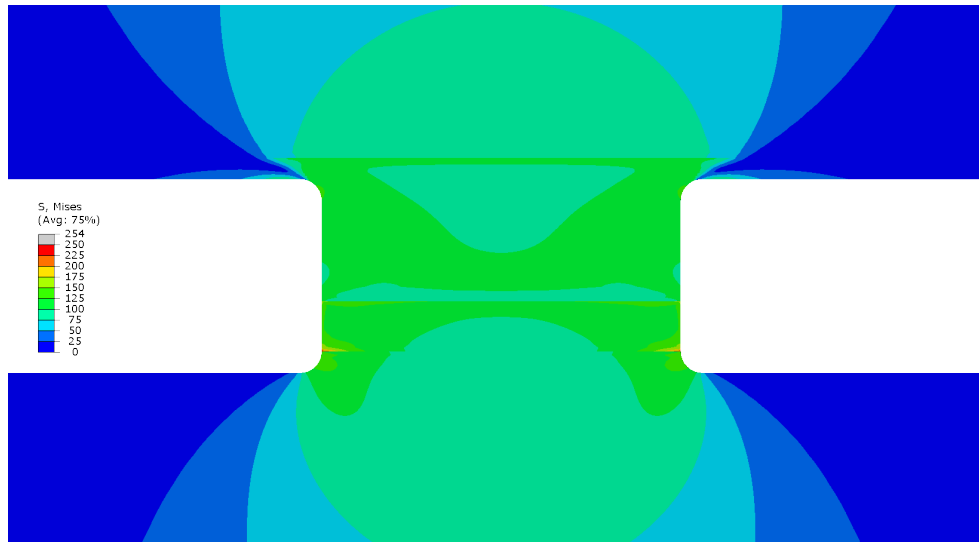


Figur 59 Spänningsfördelning i provstav C innan krypning

Figure 59 Stress distribution in specimen C before creep

Figur 60 visar spänningsfördelningen efter 100 timmars krypning hos provstav C.

Meshnätet har tagits bort för ökad synlighet. De största spänningskoncentrationerna har relaxerat och det har också skett en omfördelning av spänningarna. I gränsen mellan svetsgods och grovkornig HAZ finns på vardera sidan ett litet område med höga spänningskoncentrationer och maximalt 254 MPa.

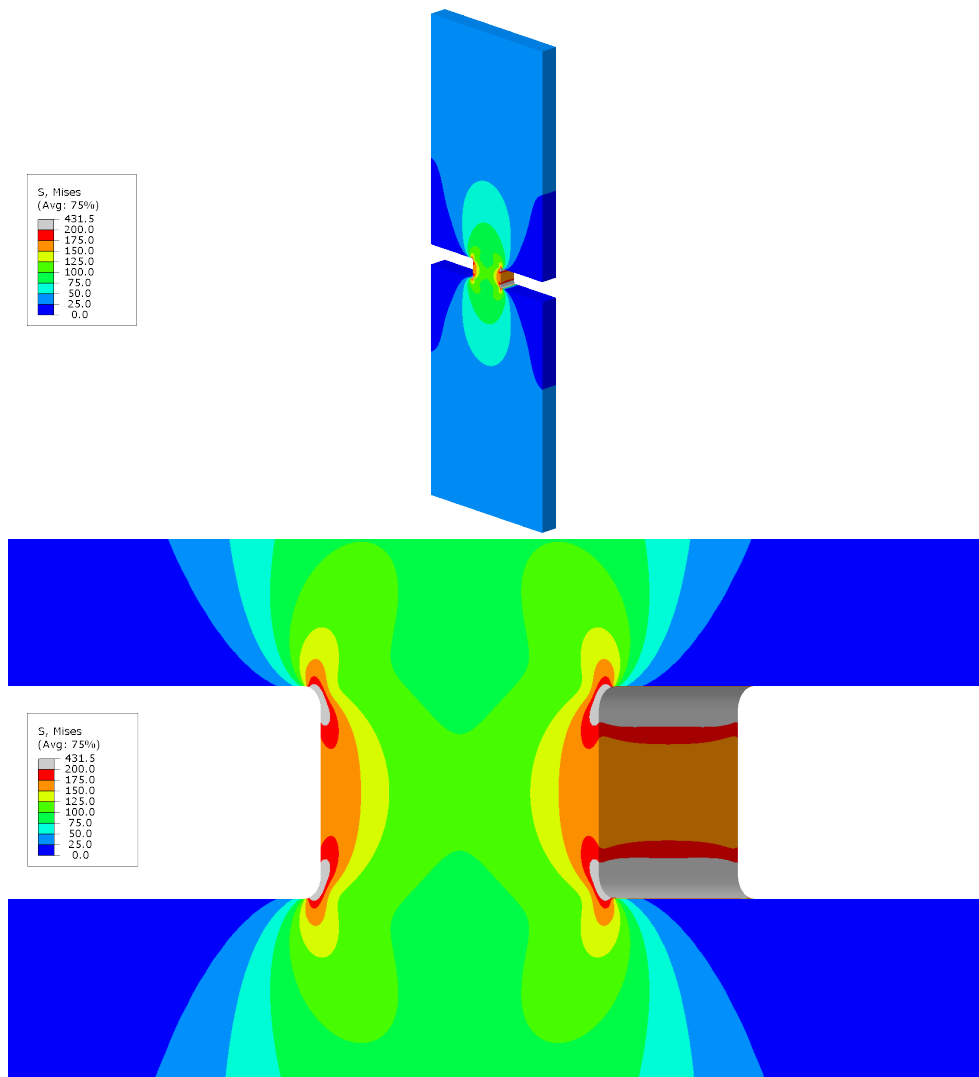


Figur 60 Spänningsfördelning efter 100 timmar, provstav C

Figure 60 Stress distribution after 100 hours, specimen C

Efter 106 timmar kraschar (avbryts oplanerat) simuleringen av oklar anledning. Trots omfattande arbete med att komma tillrätta med problemet kraschar analysen återkommande vid denna tidpunkt. Figur 61 visar spänningsfördelningen (von Mises) hos provstaven D efter pålastning men innan krypning. Här ges en tredimensionell bild av spänningsfördelningen. Spänningen är högre och mycket högre än nominellt värde längs sidorna respektive vid radieövergångarna. I de centrala delarna av midjan är spänningen lägre än nominellt. Även för denna provstav kraschar krypsimuleringen efter relativt kort tid.

Det kan konstateras att den subrutin till Abaqus som hanterar simulerad krypskadeutveckling enligt Kachanov-Rabotnovs modifierade modell i nuvarande form inte fungerar för 3D analyser av provstaven.

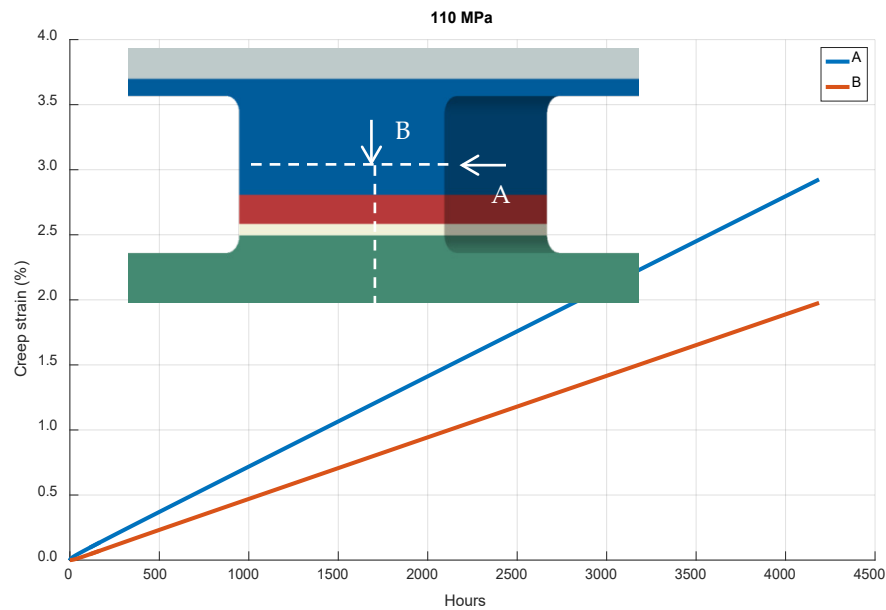


Figur 61 Spänningsfördelning i provstav D innan krypning

Figure 61 Stress distribution in specimen D before creep

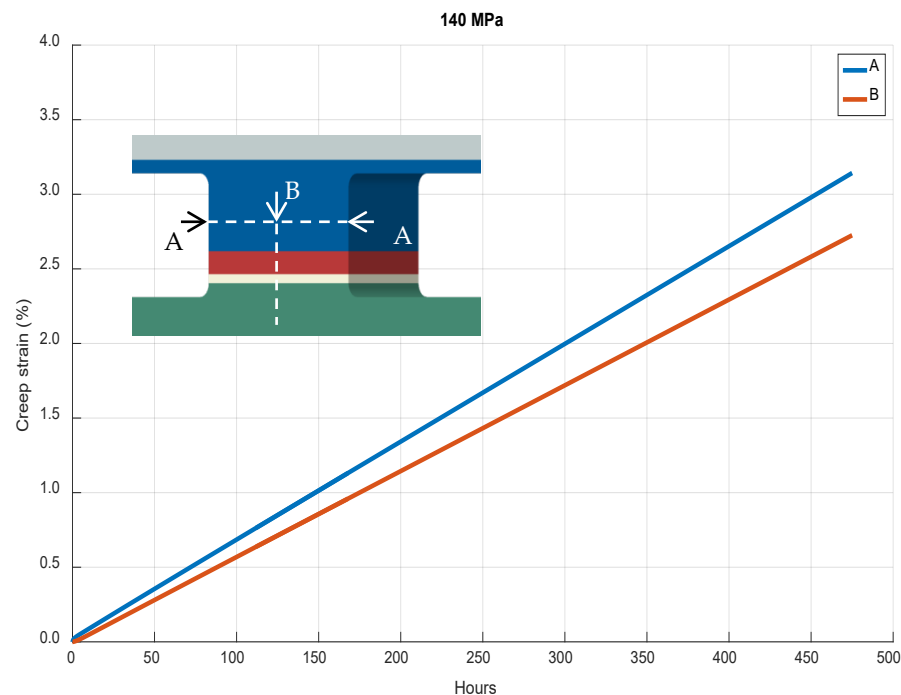
Därefter gjordes en simulering vid 110 MPa med endast grundmaterial i provstaven. Den kraschade efter 313 timmars simulerad kryptid där den förväntade brottiden är ca en faktor 10 högre. Realtiden för körningen var ca 70 timmar. Simulering av ett krypförlopp på 3000 timmar skulle med andra ord ta orealistiskt lång tid. Trots omfattande arbete med programkoden gick det inte att förbättra situationen.

Eftersom simuleringar av krypskada med hjälp av Kachanov-Rabotnovs modifierade krypmodell inte var möjliga att genomföra användes istället Nortons krypmodell som indata. Materialkonstanterna finns i Tabell 8. Figur 62 och Figur 63 visar kryptöjning som funktion av tid vid två punkter i finkornig HAZ hos provstav C respektive D.



Figur 62 Tid som funktion av kryptöjning under antagande av sekundärkryp (Nortonkryp) under hela livslängden i finkornig HAZ hos provstav C vid A) midjans kanter och B) centrum av midjan

Figure 62 Time as a function of creep strain under anticipation of secondary creep (Norton creep) over the entire life time in the fine grained HAZ in specimen C at A) the edges of the waist and B) the centre of the waist

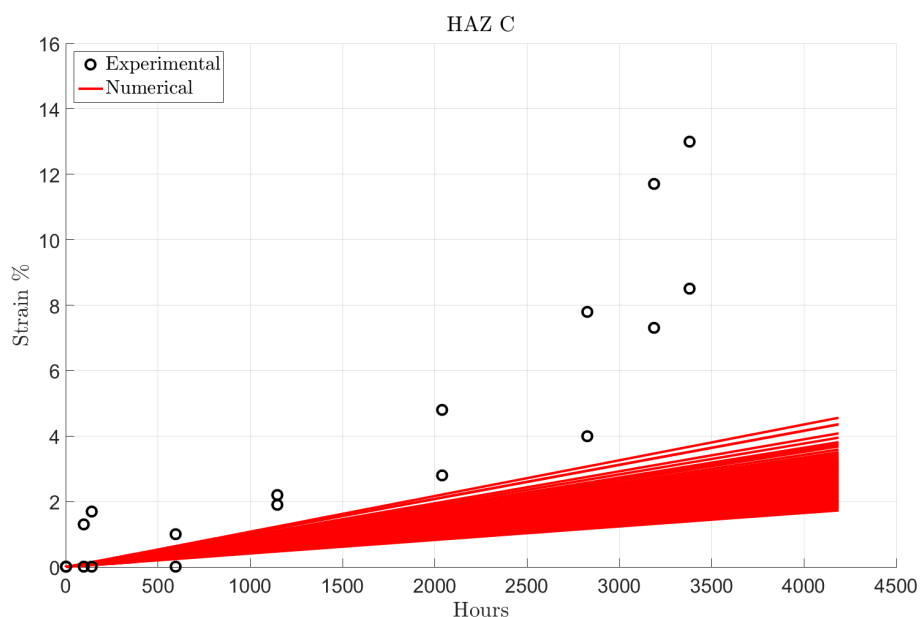


Figur 63 Tid som funktion av kryptöjning under antagande av sekundärkryp (Nortonkryp) under hela livslängden i finkornig HAZ hos provstav D vid A) midjans kanter och B) centrum av midjan

Figure 63 Time as a function of creep strain under anticipation of secondary creep (Norton creep) over the entire life time in the fine grained HAZ in specimen D at A) the edges of the waist and B) the centre of the waist

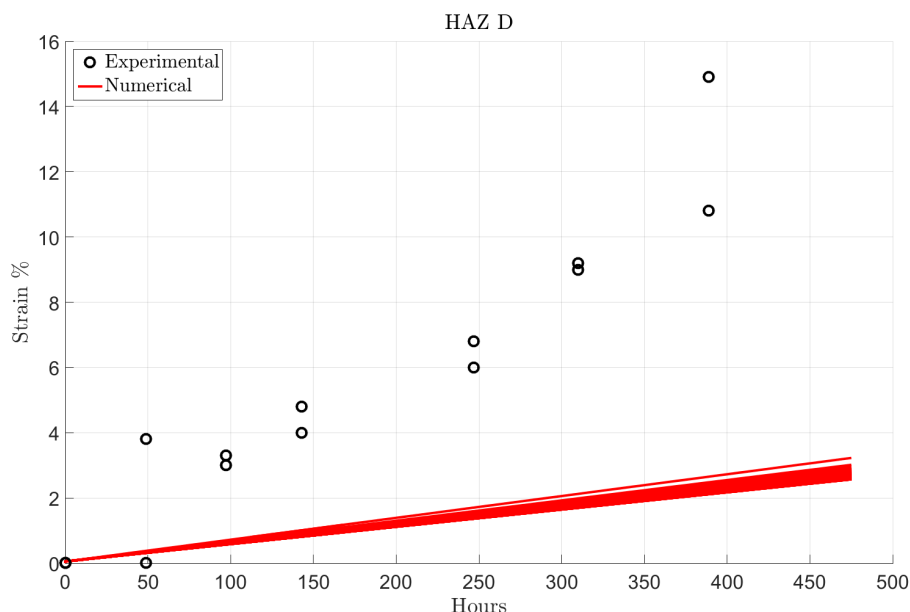
Från figurerna framgår det att det kryper långsammare i centrum av provstaven pga. lägre spänning och att skillnaden är större för krypprovet vid 110 MPa jämfört med det vid 140 MPa.

Om man, istället för att medelvärdesbilda kryptöjningen i de finkorniga och interkritiska delarna av HAZ, analyserar numeriskt individuella töjningar mellan två hårdhetsintryck och utvärderar separata sekundärkrypkurvor från dessa erhålls flera olika töjningshastigheter inom denna zon, se Figur 64 och Figur 65. Samtliga kurvor ligger i underkant av de töjningar som utvärderades manuellt från dataunderlaget. Det kan till stor del förklaras med att hos de manuellt utvärderade kurvorna har negativa töjningsmätvärden sorterats bort. Rådata, som i Figur 52, visar en betydligt större andel negativa mätvärden hos provstav D än hos provstav C, vilket också återspeglar sig i den numeriska utvärderingen. Resultaten pekar också på att inom det finkorniga och det interkritiska området av HAZ förekommer skillnader i töjningshastighet. Spridningen är större för provningen utförd vid 110 MPa (provstav C) än den utförd vid 140 MPa (provstav D).



Figur 64 Numeriskt utvärderade kryphastigheter i sekundärområdet från finkornig och interkritisk HAZ, provstav C, som har extrapolerats genom hela krypprovet. Medelvärdesbildade data (röda linjer) av positiva töjningsavläsningar finns med som jämförelse. Dessa är framtagna på motsvarande sätt som i Figur 62 och Figur 63

Figure 64 Numerically evaluated creep rates in the secondary regime from fine grained and intercritical HAZ of specimen C that has been extrapolated over the entire creep life. Averaged data (red lines) from positive strain readings are included for comparison. These have been calculated as in Figur 62 and Figur 63



Figur 65 Numeriskt utvärderade kryphastigheter i sekundärområdet från finkornig och interkritisk HAZ, provstav D, som har extrapolerats genom hela krypprovet. Medelvärdesbildade data (röda linjer) av positiva töjningsavläsningar finns med som jämförelse. Dessa är framtagna på motsvarande sätt som i Figur 62 och Figur 63

Figure 65 Numerically evaluated creep rates in the secondary regime from fine grained and intercritical HAZ of specimen D that has been extrapolated over the entire creep life. Averaged data (red lines) from positive strain readings are included for comparison. These have been calculated as in Figur 62 and Figur 63

6.7 DISKUSSION MODELLERING

Figur 53 och Figur 55 visar att tertiärkryp tar överhanden efter ca 60-70 % av den totala livslängden hos finkorniga och interkritiska delar av HAZ-provstavar. Simulering med Nortons kryplag bör alltså i de här fallen kunna ge fullt användbara resultat under en stor del av livslängden. En blandning av olika sekundärkryphastigheter medför att områden med lägre kryptöjningshastighet får förhöjd spänning. Förhöjd spänning medför i sin tur ett tidigare inträde i tertiärkrypområdet, och i ett senare skede, avlastning av området. En sådan växelverkan skulle kunna vara gynnsam för kryplivslängden i HAZ provstaven. Sådan växelverkan har observerats vid 2D simulering av stumsvetsade rör [19].

Jämför man resultaten mellan HAZ provstaven och enaxlig krypprovning av samma grundmaterial som finns i HAZ-provstaven ena breda del [20] finner man att brottiderna är ungefär desamma vid 140 och 120 MPa. Vid 110 MPa har dock grundmaterialet en brottid som bara är knappt 40 % HAZ-provstavens. Det som förväntades var att HAZ provstaven skulle ha reducerad livslängd i jämförelse med grundmaterialet.

Vid cross-weld krypprovning är det vanligast att provstavens brottposition är i grundmaterial vid höga provspänningar (och korta brottider). Vid lägre spänningar och längre tider, typiskt över 1000 h vid temperaturer omkring 550 °C, sker brottet i regel i HAZ. Brott i svetsgods förekommer. Det beror i så fall på att svetsgodset har lägst kryphållfasthet. I HAZ i sin tur är det vanligt med brott i den

interkritiska delen av HAZ eller i grovkorning del av HAZ, dvs. i något av gränsområdena mellan HAZ och intilliggande material. Finita element studier av cross-weld provstaven (i 2D) [18] har visat att det blir förhöjda spänningar i dessa gränsområden, vars storlek beror på hur kryptöjningsmotståndet hos provstavens olika beståndsdelar relaterar till varandra. Studierna visar också HAZ, som är smalare än provstavens bredd, erhåller inspänningseffekter, dvs. områden med lägst kryptöjningsmotstånd blir avlastade under betydande delar av krypprocessen. Det innebär att livslängden hos en cross-weld provstav med brottposition i HAZ blir kortare än hos det grundmaterial som har värmepåverkats men längre än om man skulle prova enbart den krypsvagaste beståndsdelen i HAZ.

Tanken med HAZ-provstaven var att man bättre skulle kunna få grepp över de "rena" krypegenskaperna i HAZ. Föreliggande analyser pekar dock på en hög grad av komplexitet även hos HAZ provstaven där inspännings-effekter kan antas. Den interkritiska delen av HAZ är betydligt smalare än midjans tjocklek, vilket är villkoret för inspänning [21]. I jämförelse med cross-weld provning av samma svets har HAZ-provstaven betydligt längre livslängd vid samtliga spänningsnivåer. Till skillnad från typisk cross-weld provning var brottpositionerna i grundmaterialet även vid mycket långa brottider, upp till 25 000 timmar [6]. Med tanke på inspännings-effekter i cross-weld provstaven och även i HAZ-provstaven kan det inte uteslutas att kryphållfastheten hos den svagaste beståndsdelen av HAZ "egentligen" ändå är lägre än hos grundmaterialet. Om så är fallet har inte gått att visa med föreliggande simuleringar. Det kan inte heller uteslutas att grundmaterialet hos just det här drift-påkända materialet har sämre kryphållfasthet än HAZ även vid långa brottider. Konsekvensen av detta blir, eftersom tillgängliga krypdata visar bättre kryphållfasthet i HAZ än i grundmaterial, att 2D simuleringar av rör-svetsen, vilket enligt det modifierade provningsprogrammet skulle göras med utvärderade data samt för ett fall där en avkolad zon också skulle ingå, inte är meningsfulla att genomföra. Livslängden utan avkolad zon kommer att bli lika med grundmaterialets och simulering med avkolad zon, som bara har antagna krypegenskaper, kommer tillsammans med föreliggande data för HAZ sannolikt inte att bli representativa för en typisk svetsreparation.

7 Slutsatser

Från den utförda provningen avseende lågtemperaturkrypning kan följande slutsatser dras:

- Enaxlig krypprovning av cross-weld prover från svetsar av 13 CrMo 4 4 stål utförda vid 450 °C visar att materialet här är inne i power-law break-down området.
- Krypbröten för dessa cross-weld provstavar går i grundmaterialet ett stycke från svets och HAZ.
- Nortonexponenten för de krypprovningarna mättes till 18,9.
- Krypsprickpropageringsprovningen av samma material vid samma temperatur visar på att sprickan följer smältgränsen och att skademekanismen är bildning av kaviteter och länkning av kaviteter till mikrosprickor.
- För provstavar uttagna i cross-weld position av driftutsatta stavar visar resultaten att materialet kan gå till brott efter runt 100 000 timmar vid relativt låga spänningar, vilket behöver beaktas för anläggningar med lång drifttid även om driften är under gränstemperaturen för krypning.

Från den utförda provningen avseende blandsvetsskarvar kan följande slutsatser dras:

- Driftutsatta respektive driftutsatta och svetsreparerade cross-weld provstavar från en svets mellan 2,25% och 12% Cr-stål med tillsatsmaterial av 5% Cr-stål visar inga skillnader i krypegenskaper vid 550 °C.
- Bröten vid de lägre spänningar som är mest relevanta för drift i verkliga komponenter går i typ IIIa position med tendenser för sprickor i typ IV-position.
- Nortonexponenterna för samma svetsar ligger på mellan 8 och 9, vilket är normalt vid temperaturen.
- Svetsgodsprover av 5% Cr-stål visar på en högre styrka än cross-weld proverna.

Från det utförda arbetet avseende modellering av kryp (baserat på provningsresultat från det tidigare Värmeforskprojektet M08-802 [6]) kan följande slutsatser dras:

- Töjningar mellan provstavarnas töjningsmarkörer utvärderades. Töjningen hade registrerats genom intermitterant fotografering av markörernas inbördes förskjutningar under krypprovning. Fotografiernas upplösning var relativt låg, vilket bidrog till stor spridning av mätresultaten.
- Två zoner av HAZ identifierades, den ena med relativt stora töjningar och den andra med små. Genom att medelvärdesbilda töjningen över dessa delar och bortse från uppenbara mätfel kunde krypkurvor konstrueras.
- Två provstavar studerades. De hade båda töjningsmarkörer i linje. Den ena hade töjningsmarkörer längs i) provstavens centrum och ii) intill midjans kant. I området med signifikant kryptöjning registrerades större töjningar längs kanten än längs centrum av provstaven. Den andra hade markörer i linje som

var ganska symmetriskt placerade i förhållande till centrumlinjen. Där var töjningarna för respektive linje lika varandra.

- Belastning av HAZ-provstaven innan krypning ger stora spänningskoncentrationer längs midjans sidor och framförallt vid midjans radieövergångar.
- En 2D krypsimulering av en provstav med samma geometri som HAZ-provstaven men bestående av endast grundmaterial visade kraftigt förhöjda krypskador vid radieövergångarna som avtar i ca 45° vinkel in mot centrum.
- De uppsättningar av materialkonstanter som behövs för simuleringarna utvärderades från framtagna krypkurvor. 3D simuleringar av HAZ-provstavarna med respektive materialdata för hela krypförloppet för de olika zonerna kraschade efter ca 10 % av den förväntade livslängden. Trots omfattande arbete med att köra hela körningar, eller åtminstone längre körningar, kan det konstateras att den subrutin till Abaqus som hanterar simulerad krypskadeutveckling enligt Kachanov-Rabotnovs modifierade modell i nuvarande form inte fungerar för 3D analyser av provstaven.
- Framkomna resultat visar på väsentlig spänningsomfördelning efter den första tiondelen av livslängden. Det är förväntat eftersom spänningen vid kryprelaxering avtar logaritmiskt. Spänningskoncentrationer observerades vid gränsen mellan grovkornig HAZ och svetsgods samt grovkornig HAZ och finkornig HAZ vid midjans båda sidor.
- 3D simulering enligt Nortons krypmodell (endast sekundärkryp) fungerar. Det ger relevanta resultat upp till 60-70 % av kryplivslängden då tertiärkryp observerades ta vid.
- 3D simulering enligt Nortons modell visar skillnad i kryphastighet mellan provstavens mitt och intill midjans kant som överensstämmer mycket väl med den observerade högre kryphastigheten vid kanten.
- Krypdata från både HAZ provstav och cross-weld provstavar visar högre kryphållfasthet hos de svagaste delarna av HAZ än hos grundmaterialet. Det är oväntat eftersom det omvända förhållandet är att förvänta.

8 Samlad diskussion och rekommendationer om användning av resultaten samt fortsatt arbete

Syftet med alla tre studierna var att ge data som kan ligga till grund för rekommendationer för drift av anläggningar och hur en upptäckt driftskada bör hanteras. För lågtemperaturkrypstudien av driftsatta material kan noteras att materialet kryper vid provningstemperaturen och att det finns anledning att förmoda att det också kan krypa vid ännu lägre temperaturer. Nortonkoefficienten är hög och kommer att vara än högre vid ännu lägre temperaturer vilket visar att det finns en undre gräns, men 450 °C är tillräckligt högt för att ge krypskador. För provstavar uttagna i cross-weld position av driftsatta stavar visar resultaten att materialet kan gå till brott efter runt 100 000 timmar vid relativt låga spänningar, vilket behöver beaktas för anläggningar med lång drifttid även om driften är under gränstemperaturen för krypning. **Vår rekommendation till användning** av resultaten är därför att ha kryp i beaktande även i delar av en anläggning med lite lägre temperatur. **Våra rekommendationer till fortsatt arbete** är att studera svetsar vid ytterligare lägre temperaturer, både enaxligt och i krypsprickpropagering. Det skall dock noteras att det sannolikt är nödvändigt att utgå från driftsatta material för att minska provtiden i lab.

För svetsreparerat material kan konstateras att om den driftsatta svetsen helt kapas bort är en ny svetsreparerad svets minst lika stark som grundmaterialet. Vi vet av erfarenhet att svetsar är ansamlingspunkter för krypskador. Det är utifrån våra resultat inte klart om en ny svetsreparerad svets i lång drift kommer att ansamla skador fortare än det redan driftsatta materialet och "gå om" i krypskada och mer studier behövs. **Våra rekommendationer till användning** är att man om skador upptäcks i en svets, helt kapar bort svetsen och hela HAZ samt tillverkar en ny svets. Våra resultat kan dock inte användas om den gamla svetsen inte helt tas bort. För det behövs annan provning och **våra rekommendationer för fortsatt arbete** är att först modellera fram en optimal provstav för en "sandwich" av ny svets och krypskadad svets och sedan prova denna både enaxligt och i CCG för att utröna hur sprickor som bildas djupt under den reparerade svetsen växer igenom densamma. Mer korrosiva bränslen i framtida anläggningar kommer även att göra att användningen av austenitiska stål ökar och studier av blandsvetsskarvar mellan austeniter och ferriter bör också studeras på samma sätt.

De HAZ-stavar som studerades kunde inte användas för sitt ursprungliga syfte, men eftersom de råkade innehålla enbart svetsgods av 5% Cr-stål kunde resultaten istället användas för att verifiera att det tillsatsmaterialet har bättre krypegenskaper än vad HAZ av både 2.25% och 12% Cr-stål har. Detta eftersom det visade sig att HAZ-stavarna hade bättre egenskaper än cross-weld-stavarna.

Simuleringarna visar att modellering av krypegenskaper i svetsar är en nödvändig komplettering av annat arbete vilket är **vår rekommendation till användning** av resultaten. Resultaten visar också att inspänningseffekterna i den grovkorniga HAZ i blandsvetsskarvar behöver studeras mer och för fler typer av svetsar och

rekommenderas för fortsatt arbete. Fleraxliga spänningstillstånd i blandsvetsskarvar, som av praktiska skäl är svåra att studera experimentellt, är också möjliga att studera simuleringsvägen och kan ge värdefulla data till användning för kraftanläggningar.

9 Referenser

- 1 Storesund J and Borggreen K.; Life time assessment and repair of dissimilar metal welds, Part 1, Värmeforsk report A4-403, (2004)
- 2 Andersson, H.; Creep of dissimilar welds between X20CrMoV12 1 and X10CrMo9 10, Swedish Institute for Metals Research, Report IM – 1999 – 051 (1999)
- 3 Andersson, H.; Creep testing of dissimilar metal welds between 12 % and 2,25 % Cr steels – Welds performed with modified welding procedures, Swedish Institute for Metals Research, report IM-2000-040, Stockholm Sept. 2000
- 4 Storesund J., Zang Weilin, Vinter Dahl K., Borggreen K. and Hald J.; Life time assessment and repair of dissimilar metal welds, Part 2, Värmeforsk report nr 1024, M06-602, (2006)
- 5 Parker J., High temperature failure of thick-section, low alloy steel to stainless steel transition welds, Materials at High Temperatures, vol. 12, no. 1, (1994), 25-33
- 6 Wu R., Storesund J. and Steingrimsdottir K; Long term and pilot study of HAZ creep behaviour and simulation of weld repaired low alloyed heat resistant steels, Värmeforsk report 1204, (2012)
- 7 Klenk A., Schemmel J. and Maile K.; Numerical modelling ferritic welds and repair welds, OMMI, Vol. 2, Issue 2, August, (2003)
- 8 Storesund J., Thunvik T, Zang W-L, Andersson-Frejd U, Eklund A., Bjurström H and Taflin A.; Creep failures in stem lines operating below limit temperatures for creep design, 2nd ECCC Creep Conference, 21-23 April 2009, Zurich, Switzerland, (2009), pp 702-715
- 9 Neate, G. J.; 'Creep crack growth in cold-formed C-Mn steel at 360°C', Mat. Sci. Tech., Vol. 3, No. 1, (1987), pp 14-22
- 10 Shibli, I. A.; 'Creep crack growth characteristics of prestrained C-Mn steels at 360°C', Mat. Sci. and Tech., Vol. 3, No. 2, (1987), pp 110-117
- 11 Lee, D. J. and Sivers, M. J.; Paper C98/78, Proc. Conf. Tolerance of flaws in pressurised components, Institution of Mechanical Engineers, London, (1978), 193-203
- 12 Sandström, R. and Östberg, G.; 'Creep failure below the limit temperature', Swedish Institute For Metals Research, IM-2517, (1989)
- 13 Storesund, J., Tada, N. and Sandström, R.; Notch sensitivity of creep failure below the limited temperature, Swedish Institute For Metals Research, IM-2961, (1992)
- 14 Wu R., Sandström R. and Seitisleam F.; Low temperature creep crack growth in low alloy reactor pressure vessel steel, Journal of Nuclear Materials, Vol. 336, Issues 2-3, February (2005), pp 279-290
- 15 Brett S.J., "Case study: Early Type IV cracking on two retrofit Grade 91 steel headers", OMNI, www.omni.co.uk, Vol 5, Iss 2 Aug (2008)

- 16 Auerkari P., Salonen J., Borggreen K.; Guidelines for evaluating in-service creep damage, Nordtest NT TR 302, www.nordtest.info (1995)
- 17 Y Liu, X F Sun and Q Gao; A micro-composite model of localisation in creep damage. Proceedings of Sixth Int. Conf. Material Mechanical Behaviour (ICM-6), Kyoto, Japan (eds. M. Jono and T. Ihone) Pergamon Press, Oxford,. 3: 859-864, (1991)
- 18 J Storesund , and S-T Tu; Geometrical effect on creep in cross weld specimens, Int, J Pres. Ves. & Piping 62 (1995) 179-193
- 19 J Storesund, P Andersson, L Å Samuelsson, and P Segle; Prediction of creep cracks in low alloy steel pipe welds by use of the continuum damage mechanics approach, Ageing of materials and methods for the assessment of life times of engineering plant, Cape'97, Penny (ed.) A.A. Balkema, Rotterdam, 1997.
- 20 Wu R, Storesund J., Borggreen K, Zang Weililn; Creep properties and simulation of weld repaired low alloy heat resistant CrMo and Mo steels at 540 °C , Värmeforskprojekt 980, M5-508 (2006)
- 21 S T Kimmins, N S Walker, D J Smith; Creep deformation and rupture of low alloy ferritic weldments under shear loading, Proceedings of an International Symposium on Materials Ageing and Component Life Extension organised by the Gruppo Italiano Frattura and CISE held in Milan, Italy, October 10-13, 1995 Editors: V. Bicego, A. Nitta and R. Viswanathan. ISBN 0 947817 83 2 (1995)

LIVSLÄNGD OCH INTEGRITET HOS SVETSAR UNDER KRYP

Det uppstår ofta krypbrott och sprickor i svetsar på viktiga komponenter som ångpannor och överhettare, men också i rörledningar inom kraft- och massa-industrin. Svetsarna kan därför vara avgörande för livslängden; att förstå hur och varför brott och sprickor uppstår är viktigt. Här har fenomenet lågtemperatur krypsprickstillväxt, så kallad LTCCG i svetsar undersökts och de långsiktiga krypegenskaperna hos reparerade blandsvetsar utvärderas.

För några år sedan inträffade några oväntade och allvarliga olyckor i massa-industrin. Exempelvis havererade en komponent i en ångledning under drift. En bättre förståelse av krypegenskaper hos reparerade blandsvetsar och kunskap inom området LTCCG i kombination med mätningar på svetsar och stål som är i drift kommer på kort sikt att minska risken för olyckor, oplanerade driftavbrott och reparationer. På lång sikt går det att minimera kostnaderna, förlänga driftlivslängden och samtidigt öka anläggningarnas effektivitet. Det blir både ekonomiskt fördelaktigt för energiföretagen och minskar energianvändningen.

Ett nytt steg i energiforskningen

Energiforsk är en forsknings- och kunskapsorganisation som samlar stora delar av svensk forskning och utveckling om energi. Målet är att öka effektivitet och nyttiggörande av resultat inför framtida utmaningar inom energiområdet. Vi verkar inom ett antal forskningsområden, och tar fram kunskap om resurseffektiv energi i ett helhetsperspektiv – från källan, via omvandling och överföring till användning av energin. www.energiforsk.se



Energiforsk