



DokumentID
1371851

Ärende

Strålsäkerhetsmyndigheten
Att: Ansi Gerhardsson
171 16 Stockholm

Handläggare
Jan Sarnet
Er referens
SSM2011-2426-60
Kvalitetssäkrad av
Jan Eckerlid
Helene Åhsberg
Godkänd av
Martin Sjölund
Kommentar
Granskning, se SKBdoc 1387259

Sida
1(23)
Datum
2014-02-05
Ert datum
2012-09-11
Kvalitetssäkrad datum
2014-02-05
2014-02-05
Godkänd datum
2014-02-05

Svar till SSM på begäran om komplettering rörande tillverkningsaspekter för ingående delar i kapseln

Strålsäkerhetsmyndigheten, SSM, har i sin skrivelse till Svensk Kärnbränslehantering AB, SKB, daterad 2012-09-11, begärt komplettering av ansökan om slutförvaring av använt kärnbränsle angående tillverkningsaspekter för ingående delar i kapseln.

Nedanstående svar från SKB är en uppdatering av det svar som gavs i december 2013. Svar på fråga 8 har tillkommit i denna version. Svar på övriga frågor är i sak oförändrade. SKB anser nu att samtliga frågor i kompletteringen är besvarade.

1. Redovisning av hur variationer i kemisk sammansättning för ingående koppardelar i kapseln motsvaras av tänkta provpunkter samt hur variationer i kemisk sammansättning kan påverka kopparens materialegenskaper.

SKB:s svar (svar lämnat i december 2013)

En historisk översikt över sammansättningen hos tillverkade göt återfinns i ”Tillverkning av kapselkomponenter” (SKBdoc 1175208). Vid leverans rapporteras den kemiska sammansättningen från götets båda ändtytor. Dessa leveranskontroller har visat att gjutprocesserna kan reproducerbart producera koppar som uppfyller de ställda kraven (SKB 2010). För att verifiera homogeniteten i kopparmaterialet har SKB låtit undersöka två göt avsedda för rörtillverkning respektive locktillverkning.

Götet avsett för rörtillverkning kapades upp i tre olika sektioner; toppen, mitten samt botten. 11 prover från varje sektion togs ut så nära radiellt genom centrum av gjutstrukturen som möjligt (SKBdoc 1411243). Generellt sett är de uppmätta halternas variation liten över tvärsnittet. Den största variationen finns mellan botten och topp/mitten. Halterna av Co, As, Sn, Bi och Te är något högre i topp/mitten, 1 till 2 wt ppm, än i botten. I botten är Zn och O något högre, 5 respektive 2 wt-ppm. Den uppmätta fosforhalten varierar mellan 53 och 56 wt-ppm, vilket är jämförbart med osäkerheten för mätningen, 3 wt-ppm. I götets topp finns en punkt med förhöjda halter av Ni (7 wt-ppm) och Cr (5 wt-ppm) jämfört med basnivån 1 ppm. I botten finns två punkter med förhöjda halter av Fe (9 wt-ppm respektive 5 wt-ppm) jämfört med basnivån 1 wt-ppm.

Svensk Kärnbränslehantering AB
Box 250, 101 24 Stockholm
Besöksadress Blekholmstorget 30
Telefon 08-459 84 00 Fax 08-579 386 10
www.skb.se
556175-2014 Säte Stockholm

Standarden C10100 för Cu-OFE (ASM International 2008) tillåter Fe- och Ni-halter upp till 10 wt-ppm. Det bör noteras att förbättringar för att bland annat minska syrehalten i göten har utförts i gjutprocessen efter det att det undersökta götet tillverkades år 1998.

Från ett nytillverkat göt avsett för ett lock togs tre prover från olika radiella positioner ut för att ge exempel på den radiella variationen (SKBdoc 1406929). Den största variationen uppvisades av fosfor på 2 ppm mellan centrum och kanten. Silver uppvisade en variation på 1 ppm och de övriga legeringselementen (Fe, S, Ni, Pb, Bi, As, Zn, Cr, Co, Cd, Se och Mn) gav identiska resultat. Erfarenhetsmässigt varierar halten av fosfor i götets mer i längdled än i radiell led. Den största variationen mellan 41 och 67 wt-ppm har redovisats från ett göt som användes till 12 smidesämnen, charge E174 som redovisas på sidan 85 i ”Tillverkning av kapselkomponenter” (SKBdoc 1175208).

De provpunkter som har använts för att studera den kemiska homogeniteten hos göten för de senast tillverkade rören är lokaliserade på approximativt halva radien hos det färdiga götet. Två prover har tagits från varje göt för SKB:s räkning, ett från botten och ett från toppen av götet. Dessa provpunkter valdes eftersom skillnaden i den kemiska sammansättningen förväntas att vara störst mellan det först stelnade området och det sist stelnade området i centrum av götet (Fredriksson och Åkerlind 2006, s 185). Centrumdelen kommer dock att avlägsnas vid hållningen som utförs innan extrudering (SKBdoc 1175208). Därför valdes en punkt en bit från götets centrum som med stor sannolikhet även återfinns i den färdiga komponenten.

De göt som används vid tillverkning av lock är standardprodukter från leverantören och tillverkas genom stränggjutning. De ämnen som används vid locktillverkning är kapade från de stränggjutna göten. Eftersom dessa har mindre diameter är de lättare att gjuta än de större göten som används till rören, se avsnitt 3.1 i ”Tillverkning av kapselkomponenter” (SKBdoc 1175208) eller SKB (2010) för fler detaljer angående tillverkningen.

I rapporten ” Main study – copper tube extrusion” (bilaga 1) simuleras materialflödet under varmformningen av rören. Detta ger en möjlighet att studera provpunkternas placering i den färdiga komponenten. Både provpunkten placerad i botten av götet och den i toppen av götet kommer att hamna i den nedre delen av det färdiga röret.

I rapporten ” Main study – Simulation of copper lid manufacturing” (bilaga 3) simuleras smidning av lock. Detta ger information om materialflödet och propageringen av eventuella variationer i sammansättning från götet fram till färdig komponent. Förenklat kan det sägas att variationer i sammansättning i längdled hos götet kommer att komprimeras och framträda främst i axiell led för det färdiga locket.

Som redovisas ovan är de makroskopiska variationerna i sammansättning hos koppargöt små och inom tillverkningsspecifikationerna (SKB 2010). Fosforhalten ligger med marginal inom intervallet 30–100 ppm vilket har visats ha liten inverkan på krypegenskaperna (Andersson-Östling och Sandström 2009). Slutsatsen är baserad på krypprover med varierande fosforhalt som ingår i utvärderingen gjord med Sandströms och Anderssons (2008) kryppmodell. Den största variationen i fosforhalt som har uppmätts i ett göt (avsett för flera smidesämnen) för locktillverkning ligger inom detta intervall. Uppmätta syrehalter är lägre än vad som krävs ur korrosionssynpunkt, se Tabell 3-1 i TR-09-22 (SKB 2009). Detta krav uppfylls om göten uppfyller

tillverkningsspecifikationerna (SKB 2010). Följaktligen har SKB bedömt att gjutprocesserna producerar koppar enligt specifikation och med små kemiska variationer som inte påverkar kapselns långsiktiga integritet.

2. Risk för att tillverkningsdefekter orsakade av att tillverkningen av koppardetaljer i kapsel sker i närvaro av luft bör beskrivas ytterligare liksom de kontroller som planeras för att detektera eventuella defekter.

SKB:s svar (svar lämnat i december 2013)

Vid gjutning och varmformning av koppar bildas oxidskikt på götets yta och på arbetsstyckets yta. SKB:s koncept för att tillverka dessa komponenter bygger på att dessa ytoxidmaskinbearbetas bort före, mellan, och efter varmformningens olika steg vilket säkerställer att oxidinneslutningar och andra ytdefekter kan undvikas. Det är endast de ytbrytande defekterna i göten som utsätts för luftens syre och därmed oxideras. SKB har i Figur 5-8 och Figur 5-16 i SKB (2010) översiktligt redovisat hur inspektionen vid tillverkningen av kopparrör respektive lock och botten ska ske. Kvarvarande oxidskikt betraktas som en lokal reduktion av korrosionsbarriären och den maximalt tillåtna reduktionen är mindre än 10 mm (SKB 2010, Tabell 7-3).

SKB planerar att genomföra ytinspektion av de koppargöt som ska varmformas till rör och lock för att på så sätt kontrollera vilka oxidinneslutningar eller sprickor som kan föras vidare i den efterföljande varmformningen. Vid rörtillverkningen har SKB dessutom för avsikt att genomföra en mellanliggande kontroll i processkedjan av arbetsstycket som kallas blocker efter maskinbearbetningen. Den översiktliga kontrollen av defekter vid rörtillverkning visas i Tabell 1.

Tabell 1. Översikt av när kontroll av defekter ska ske vid rörtillverkningen.

Processteg efter vilket inspektion sker:	Gjutning	Blocking	Extrusion	Maskinbearbetning
Typ av defekter	intryckning av främmande partiklar	exogena slaggar	lokala plasticeringar och slagskador från felaktig hantering efter extrusion och intryckning av främmande partiklar	lokala plasticeringar och slagskador från felaktig hantering efter maskinbearbetning och intryckning av främmande partiklar
	lokala plasticeringar och slagskador från felaktig hantering	oxidstråk på grund av ytbrytande defekter på götet		oxidstråk från avskador på extrusionsmatrisen vid varmformning
	sprickor på mantelytan	lokala plasticeringar och slagskador från felaktig hantering		
	kallflytningar	Intryckning av främmande partiklar		
	spider cracks			

Den översiktliga kontrollen av defekter vid tillverkningen av lock och botten visas i Tabell 2.

Tabell 2. Översikt av när kontroll av defekter ska ske vid tillverkning av lock och bottnar.

Processteg efter vilket inspektion sker:	Gjutning	Maskinbearbetning
Typ av defekter	Intryckning av främmande partiklar	Slagginneslutning
	Sprickor på mantelytan	Oxidstråk på grund av hanteringsskador på arbetsstycke i samband med varmformning
	Lokala plasticeringar och slagskador från felaktig hantering	Smidesveck
	Kallflytningar	Lokala plasticeringar och slagskador från felaktig hantering efter smidning och intryckning av främmande partiklar

I bilagorna 1 till 3 anges vilka marginaler som finns med avseende på defekters storlek på göten för rörtillverkningen respektive locktillverkningen.

För tillverkningen av extruderade kopparrör har SKB låtit genomföra en utredning med avseende på hur postulerade defekter förs vidare under varmformningen. Extrusionsprocessens steg beskrivs ingående i rapporten ” Process simulation of large copper tube extrusions” (SKBdoc 1351636).

I en efterföljande studie, bilaga 1, har det ansatts olika halvelliptiska ytsprickor med djupet 10 mm och längden 60 mm på götets mantelyta samt sprickor med längden 100 mm på götets bottenände respektive toppände. Utredningen visar att de postulerade sprickorna på mantelytan försvinner successivt under tillverkningens olika steg. Då röret maskinbearbetats efter avslutad varmformning finns inga rester kvar av dessa postulerade defekter då det bortses från extrudatets eventuella orundhet och krokighet. De sprickor som är lokaliserade till ändytorna försvinner vid hålningssteget under varmformningen.

I samma utredning har det även undersökts hur hanteringsskador på götets yta förs vidare under produktionen. Resultatet visar att ett intryck med djupet 25 mm i götet kommer att deformeras och sträckas ut, vilket innebär att det maskinbearbetas bort då den så kallade blockern skapas och cirka 5 mm avverkas på blockerns radie.

Defekter på blockern kommer att deformeras i extrusionssteget så att defekternas djup minskar med en faktor 3,6. Till exempel kommer en 5 mm djup oxiderad ytdefekt på blockern att uppträda som en 1,4 mm djup defekt efter extrusionen. I studien har det kunnat visas att en hanteringsskada med djupet 18 mm på blockerns mantelyta till sist får djupet cirka 5 mm efter att rörets extruderats.

I första bearbetningssteget avlägsnas nominellt 6 mm på den yttre radien och närmare 8 mm nominellt på den inre radien. I det andra steget tas ytterligare 5 mm bort på den yttre radien, se bilaga 1. SKB:s slutsats från denna studie är att maskinbearbetningarna mellan processtegen ger marginaler mot ytbrytande defekter i slutprodukten.

SKB har även låtit genomföra en utredning med avseende på hur postulerade defekter i form av sprickor och hanteringskador förs vidare under tillverkningsprocessens steg av smidda kopparlock och bottnar. Smidesprocessen beskrivs ingående i bilaga 2 "Simulation of forging of lids with different upper tools". Om det antas att det behövs 10 mm arbetsmån på den plana undersidan av locket efter avslutad smidning som sedan blir lockets ovansida efter montering, så finns det 6,5 mm arbetsmån kvar vid flänsen. Det kritiska området framgår av Figur 3-6 och 3-7 i bilaga 3. I detta antagande finns 16 mm arbetsmån på den smidda ovansidan vilket kan anses skäligt. Ur detta följer att tillåtet defektdjup på hela götets yta är 6,5 mm.

SKB planerar att använda de metoder för kontroll av kopparkomponenterna som beskrivs i "Oförstörande provning av kapselkomponenter och svetsar" (SKBdoc 1179633). SKB kommer att ställa krav på leverantörerna avseende hanteringsprocesser och de lyftverktyg som används för att förhindra icke acceptabla skador. Detta kommer att verifieras vid kvalificering av de olika varmformningsprocesserna.

3. Belägg för att koppar med en syrehalt på några tiotals ppm uppfyller materialkrav på exempelvis krypduktilitet.

SKB:s svar (svar lämnat i december 2013)

De materialegenskaper som har relaterats till syrehalten i designförutsättningarna (SKB 2009) är korrosionsmotstånd och krypduktilitet. De framgår av rapporten att allt ingående material, förutom provade svetsar, som använts i den mekaniska provningen har en syrehalt mindre än 5 ppm samt att en syrehalt på några tiotals ppm kan tolereras ur korrosionssynpunkt (SKB 2009, Tabell 3-1).

Den provning som har utförts med avseende på krypduktilitet fram till och med 2009 är sammanfattande av Andersson-Östling och Sandström (2009). Det i undersökningarna ingående kopparmaterialet uppfyller SKB:s specifikation för koppar (SKB 2010, s 81) som säger att syrehalten ska vara mindre än 5 ppm. De prov som tagits ur friktionsomrörningssvetsat (FSW) material har högre syrehalt eftersom alla dessa svetsar är utförda i luft. Vid en senare analys av krypprovat material som enbart består av svetsen uppmättes en maximal syrehalt på 23 ppm (SKBdoc 1391374). Samtliga de FSW-prover som ingår i Andersson-Östling och Sandströms rapportering uppfyller dock referensutformningens krav på krypduktilitet större än 15 % (SKB 2010, s 32). Det bör noteras att prover från svetsen även uppfyller de andra materialkraven i referensutformningen (SKB 2010, Tabell 5-12 och 5-13).

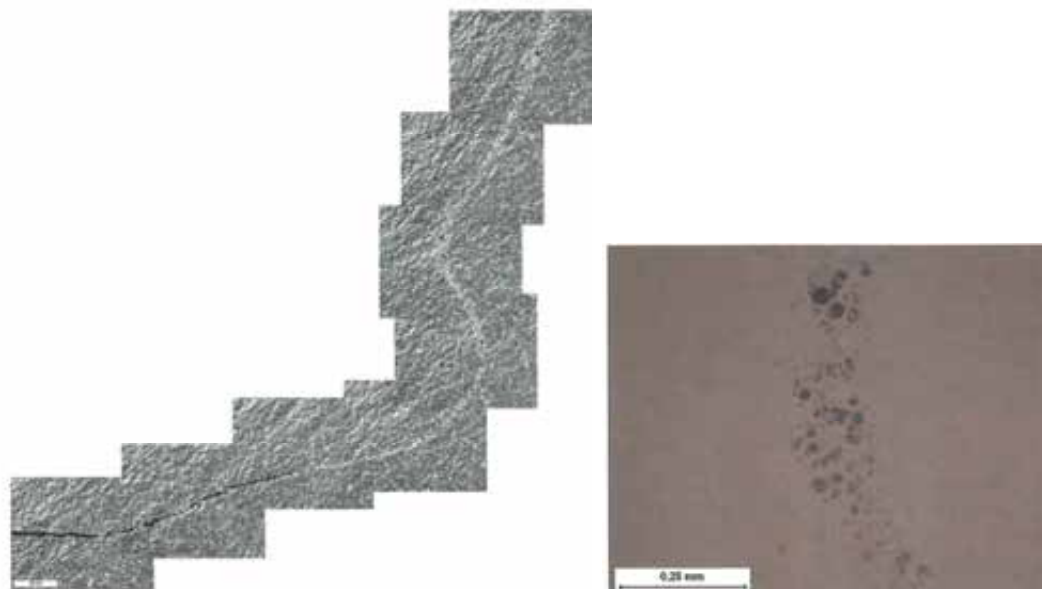
Slutsatsen är att data visar att svetsat material med en uppmätt syrehalt upp till 23 ppm uppfyller kraven på krypduktilitet. För i kopparhöljet ingående material, lock och rör, finns endast krypprovsdata för det av SKB specificerade kopparmaterialet (SKB 2010, s 81) med en syrehalt mindre än 5 ppm. SKB avser att i samband med PSAR förtydliga kravet i referensutformningen så att det framgår att kravet på materialet i kapselns kopparkomponenter är maximalt 5 ppm syre. Eftersom fördelningen av syre i svetsen är kraftigt inhomogen, se svar till fråga 4, så är inte samma krav på syrehalten som för basmaterialet lämplig. För ytterligare detaljer se svar till fråga 4.

4. Inverkan av oxidinneslutningar som bildas vid FSW svetsning på kopparhöljets mekaniska integritet inklusive krypegenskaper bör beskrivas ytterligare.

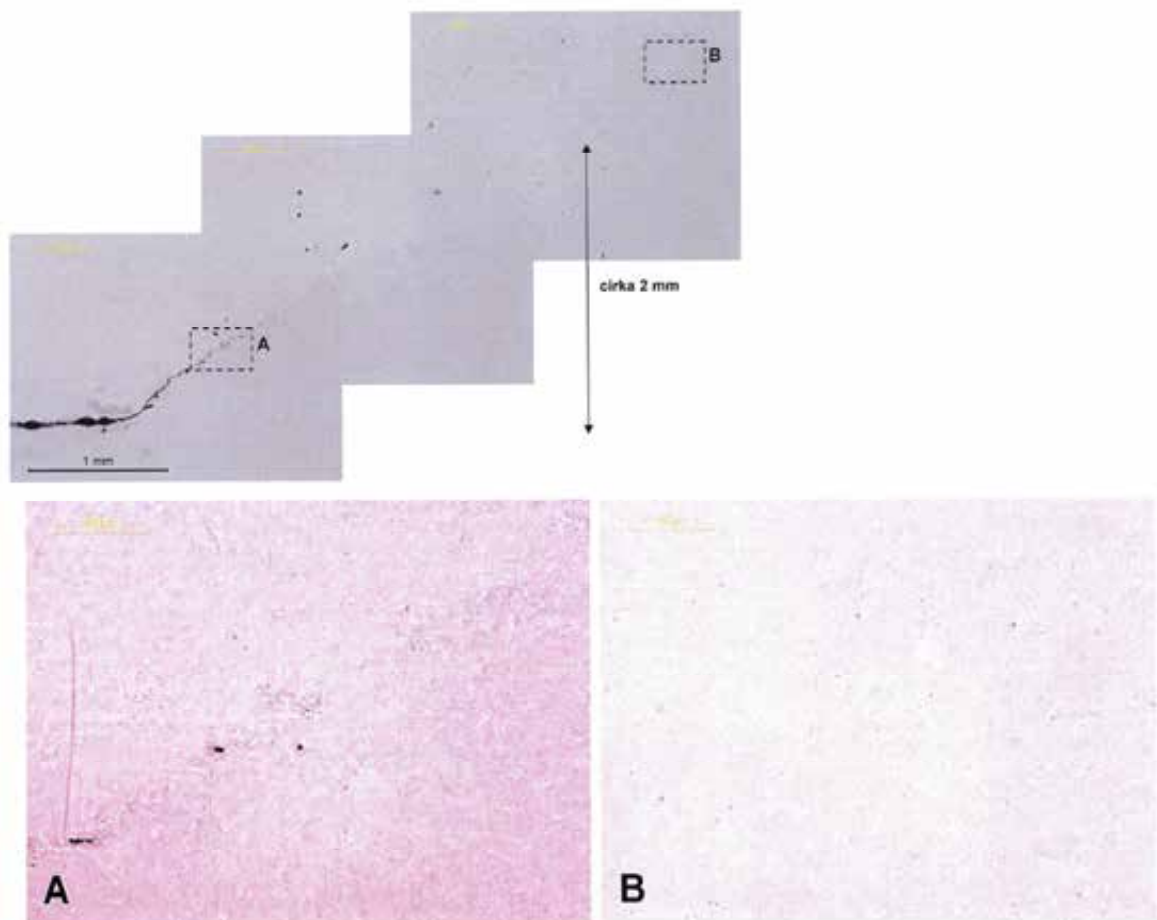
SKB:s svar (svar lämnat i december 2013)

Oxidpartiklar i svets

Oxid bildas på kopparytor vid rumstemperatur i luftatmosfär. Det innebär att alla fogytor har ett oxidskikt innan svetsning. Genom rengöring före svetsning kan oxidskiktets tjocklek begränsas. Uppbyggnad av oxidskiktet accelererar med ökande temperatur. Vid FSW-svetsning i luft sker den allra mest omfattande oxidbildningen under svetsningen då svetsområdet framför svetsverktyget hettas upp och oxideras. Vid svetsning i luft är den initiala oxidtjockleken på fogytorna ungefär två storleksordningar mindre än den som förväntas uppstå under processen. Materialflödet vid svetsning medför att oxider vilka bildas på fogytorna och bildar ett pärlband av små oxidpartiklar, distribueras som ett stråk, vilket kan ses i Figur 1.



Figur 1. Översiktsbild (vänstra bilden) av rotområdet i en svets utförd i luft, skalstrecket motsvarar 0,5 mm. Den högra bilden visar en förstoring av oxidpartiklar, skalstrecket är 0,25 mm. Den avbildade svetsen är FSW75, position 136–138° (SKBdoc 1275007). Uppåt i figuren motsvarar yttre sidan av kaspeln och nedre sidan rotområdet, insidan. Högra sidan är locksidan.



Figur 2. Översiktsbild (övre) av rotområdet för svets FSW84. De två nedre bilderna är förstoringar för de markerade områdena i den övre figuren. I region B har inga oxidpartiklar identifierats. Skalstreckets i de undre figurerna motsvarar 0,1 mm.

Under 2011 har ett nytt yttre gasskydd provats för att reducera oxidmängden i svetsen. En översiktsbild av gasskyddet visas i Figur 3. Det består av ett gasskydd för området runt verktyget och fyra separata delar som täcker in resterande del av foglinjen. Skyddsgasen som används är argon. Figur 1 visar en metallografisk bild över rotområdet hos en svets, FSW75, utförd i luft, d v s utan gasskydd. Oxidpartiklarnas utsträckning för denna svets var genom hela det preparerade området upp till 22 mm från svetsroten (SKBdoc 1275007). Det bör noteras att den elektrolytiska poleringen, som ingår i provberedningen, kan överdriva storleken av oxidpartiklarna. Om svetsning istället sker under skyddsgas så kan utsträckningen och mängden oxidpartiklar reduceras. Detta exemplifieras i Figur 2 som visar en metallografisk bild av svets FSW84 vilken utfördes med det nya yttre gasskyddet. Även om kontrasten i de metallografiska bilderna skiljer mellan studierna så kan slutsatsen dras att utsträckningen av oxidpartiklarna i svets FSW84 är kraftigt reducerade (utsträckning cirka 2 mm) i jämförelse med den svets som är utförd i luft. Krypprover utförda med material från svetsarna FSW75 och FSW84 visar ingen signifikant skillnad i krypegenskaper (Sandström et al. 2013).



Figur 3. En skiss av det nyutvecklade (2011) gasskyddet som har använts hittills under svetsning.

Det område i svetsen som även efter införande av skyddande atmosfär har större oxidstråk är runt svetsen under starthålet och vid överlappszonen, se Figur 4. Detta beror på två faktorer; dels att temperaturen är förhöjd vid dessa zoner under längre tid än övriga foglinjen och dels att det är det område där det är tekniskt svårt, med nuvarande konstruktion av gasskyddet, att få tillräckligt låg syrehalt under startsekvensen.



Figur 4. En bild av start-, överlapp- och stoppområdet av svets FSW75. Det är dessa områden som också uppvisar störst ansamling av oxidpartiklar.

Rengöring av fogytor

För att säkerställa att fogytor som ska svetsas är fria från oxid, fett, smuts, samt eventuella skärvätskor så rengörs dessa ytor med sliptrissa och efterföljande avtorkning med etanol. På vissa svetsar har även ett extra rengöringssteg med 10 % svavelsyra provats innan avtvättningen med sprit. Under 2012 har slutbearbetning av fogytor innan svetsning utförts med torrbearbetning för att reducera rester av skärvätskor. Som ett steg i detta har följande fogberedningsmetoder undersökts på provbitar (SKBdoc 1407846):

- enbart torrbearbetad,
- slipad och avsköljd med etanol,
- slipad och etsad med 10 % H_2SO_4 och sköljning med avjoniserat vatten,
- endast etsad med 10 % H_2SO_4 och sköljning med avjoniserat vatten samt
- etsning i HNO_3 och sköljning i avjoniserat vatten.

Dessa rengöringsmetoder utvärderades med optisk emissionsspektroskopi. Oxid tjockleken bestämdes till att vara 10 ± 2 nanometer för alla provade metoder. De metoder som i

dagsläget bedöms bäst lämpade är enbart torrbearbetning samt den som därutöver även innefattar slipning och sköljning med etanol.

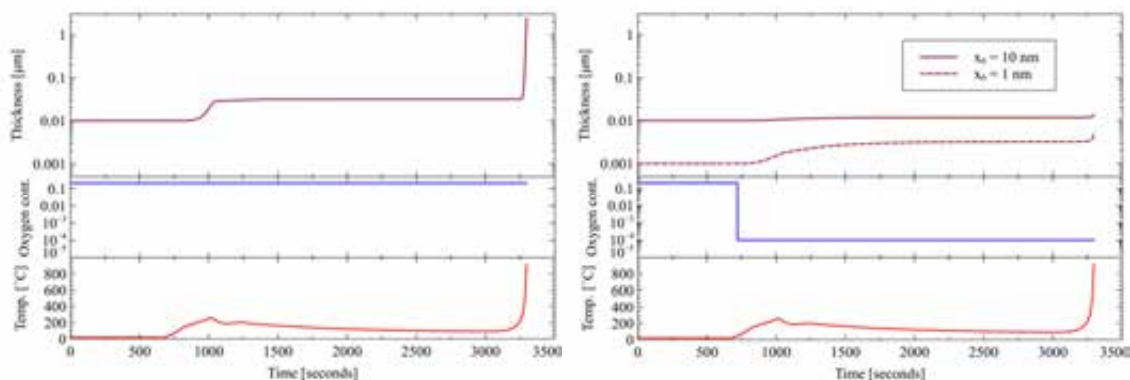
Status gasskydd hösten 2013

Under 2012 och 2013 har nya syresensorer (mätområde mellan 1 ppm och 21 % syrgashalt) anskaffats till svetsens gasskydd för att kunna mäta syrehalterna under svetssekvensen. För närvarande mäts endast syrehalten i gasskyddet runt verktyget men hårdvara har anskaffats och håller på att installeras för att även samla in data för resterande fyra gasskydd. För att kunna karakterisera gasskyddet ytterligare har en redan svetsad ring och ett lock utrustats med ett samplingshål som en syresensor kan kopplas till för att karakterisera gasskyddet under olika delar av svetssekvensen.

Dessa karakteriseringar av gasskyddet har lett till ytterligare finjusteringar av den första designen med ytterligare stöd för gasskydden, spridare för gasen samt optimering av gasflödet. En karakterisering av gasskyddet såsom det var konfigurerat för svets FSW84 visade att runt svetshuvudet var syrehalten ungefär 100 ppm och i de övriga gasskydden var syrehalten upp till 1000 ppm. Efter justeringen kan en syrehalt på under 100 ppm i alla gasskydd uppnås. Dock kan det fortfarande uppstå förhöjda syrehalter i skarven mellan gasskyddet för svetshuvudet och de omgivande gasskydden som orsakar tillfälligt förhöjda syrgasnivåer. De högsta nivåerna som har observerats är en syrgashalt på 2 %.

Kunskapsläge om oxidbildning

SKB har utfört en litteraturstudie med avseende på oxidbildning av kopparytor vid förhöjda temperaturer samt tagit fram en modell för oxidbildningen vid reducerade syrehalter (bilaga 4). Modellen kalibrerades även mot experimentella data i studien. Det bör noteras att studien utfördes för fria ytor i ett gasflöde och de geometriska aspekterna av foggeometrin (en tunn spalt) har inte tagits i beaktande. Tillsammans med karakteriseringen av gasskyddet beskrivet ovan och mätningar av temperaturerna nära fogytorna under svetsning (SKBdoc 1371191) kan mängden oxid nu uppskattas för olika syrehaltsscenarier.



Figur 5. Beräkningar av mängden oxid (övre diagram) som bildas vid två olika scenarier med en syrehalt på 21 % (vänstra figuren) och 100 ppm (högra figuren). Syrehalten som funktion av tid visas i de mittersta diagrammen och temperaturen visas i de nedre diagrammen. Notera att beräkningar avser en yta, vid fogen kommer oxid att bildas på två ytor.

Figur 5 visar den beräknade utvecklingen av kopparoxid som funktion av tid vid en punkt på foglinjen lokaliserad under ingångshålet. Temperaturen vid denna punkt stiger under uppvärmningsperioden tills verktygen börjar röra sig framåt (vid tiden 1000 s). Som kan ses i den vänstra delen av Figur 5 produceras det mesta av oxiden, med en total tjocklek på 2,5 mikrometer, precis innan fogen bildas om syrehalten är densamma som i luft. Om syrgashalten minskas till 100 ppm så visar den högra figuren att oxidtillväxten reduceras kraftigt. Tillväxten av oxidtjockleken har i det här fallet reducerats 3 storleksordningar. Dock kan ses att oxidtillväxten relativt sett blir högre på den del som exponerats för lägre temperatur. I diagrammet syns också två beräkningar för olika initiala oxidtjocklekar; dels 10 nanometer som har uppmätts och dels 1 nanometer som kan betraktas som ett undre värde för en kopparyta som har exponerats för luft (bilaga 4). Som kan ses i Figur 5 så är oxiden på den ursprungliga ytan en signifikant del av den totala oxidbildningen om en syrehalt på 100 ppm ansätts.

All mekanisk provning av svetsar som redovisas i ansökan, t ex SKB (2010) och i ”Svetsning vid tillverkning och förslutning” (SKBdoc 1175162) är utförda i luft och innehåller följaktligen alla i någon grad oxidpartiklar i svetsen. De mekaniska proverna visar att svetsen uppfyller ställda mekaniska krav med en krypduktilitet större än 15 % och en förlängning till brott större än 40 % vid dragprovning (SKB 2010). Brott skedde i den värmepåverkade zonen utanför svetsområdet (Andersson-Östling och Sandström 2009).

Följaktligen har ingen signifikant negativ påverkan av oxidpartiklar identifierats i den forskning SKB har utfört, förutom den defekt som i kompletteringarna benämns förflyttad vertikal fog. Denna fogrest har benämnts som oxidinneslutningar i vissa rapporter (Auekari et al. 2009). Eftersom den vertikala fogresten uppkommer när svetsen tränger in förbi den vertikala skarven kan förekomst av effekten styras med processparametrarna under svetsning. De processparametrar som påverkar denna typ av defekt är längd på svetsstappen samt verktygsdjup, se svar till fråga 5. Denna defekt påverkar krypegenskaperna hos svetsen negativt när den belastas med en dragspänning radiellt. Det bör också påpekas att Savolainen (2012) har dragit slutsatsen att dragprov på svetsar utförda av SKB gick till brott vid en flödeslinje nära oxidpartikelstråket i svetsen eller direkt på dessa.

SKB kommer att fortsätta undersökningarna med avseende på kravställning för acceptabel syrgashalt under svetsning samt med fortsatt utveckling av en acceptabel teknisk lösning.

Eftersom homogen blandning på mikroskopisk nivå inte uppstår vid FSW kan fogningen snarare beskrivas som en vällning. Detta gör, som det har visats ovan, att oxidpartiklar från foglinjen kan samlas i stråk. Det i sin tur gör att syrehalten i svetsen kommer att variera kraftigt från prov till prov. Följaktligen gör detta att ett acceptanskriterium på en viss syrehalt i svetsen är svårt att verifiera. Ett reproducerbart sätt att säkerställa syrehalten är att relatera egenskaperna till metallografiska undersökningar av mängden oxidpartiklar. Från ovanstående resonemang kan slutsatsen dras att den förhöjda syrehalten i svetsar snarare kan betraktas som ett resultat av stråk av oxidpartiklar, än en ändring i materialegenskaperna syrehalt eftersom ansamlingen av dessa partiklar har begränsad utsträckning rumsligt.

Ingen direkt förändring av krypegenskaperna har setts vid svetsning i luft eller under skyddsgas för prov uttagna vinkelrätt mot den ursprungliga foglinjen. Detta medför att det

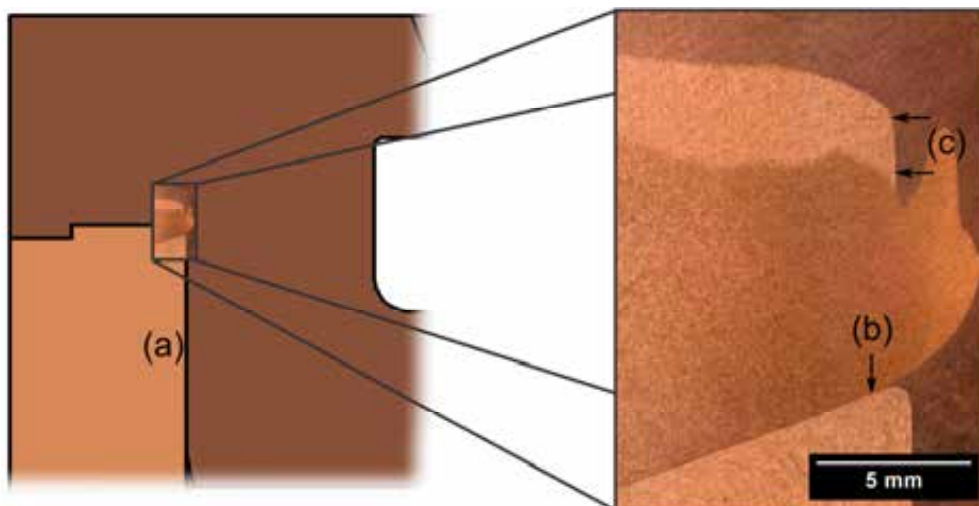
ur denna aspekt inte är meningsfullt att fastställa ett processfönster med avseende på tillåten mängd oxidpartiklar.

5. Samband mellan foglinjeböjningens radiella utbredning och bildandet av oxidinneslutningar vid FSW svetsning som funktion av processparametrar som skulderdjup.

SKB:s svar (svar lämnat i december 2013)

De parametrar som påverkar foglinjeböjningen är tappens längd, tappens relativa höjdläge mot foglinjen och svetsverktygets djup. Svetsverktygets djup går inte att variera mer än, cirka $\pm 0,5$ mm. Detta eftersom verktygsskuldrans konvexa form motverkar djupförändringar (Cederqvist 2011). Genom att hålla svetsverktyget vid ett konstant utprovat djup undviker man att producera så kallat skägg och/eller att störa processen. Vid genomförda svetsförsök har tappens längd och höjdläge relativt foglinjen varierats. Tappens längd har varierats mellan 48 mm och 52 mm med steg om 1 mm och höjdläget har varierats ± 4 mm från centrerat läge. Notera att positivt höjdläge betyder att tappen centreras ovanför foglinjen.

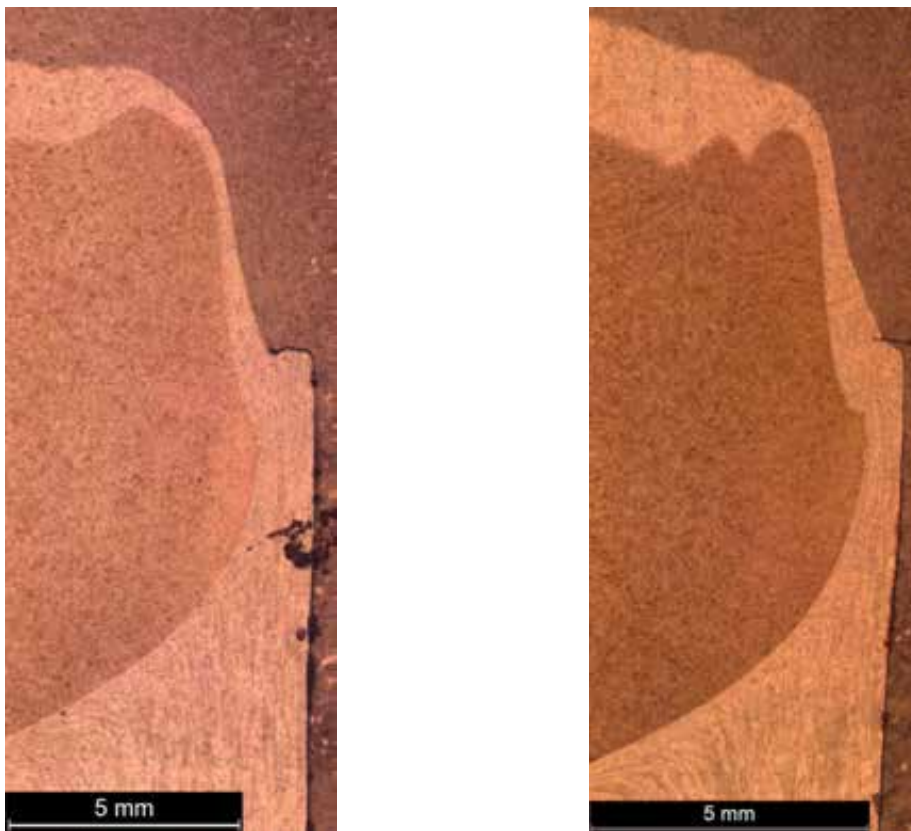
I Figur 6 visas resultat från svetsning med en tapp längd på 52 mm och centrerat höjdläge. Förutom en foglinjeböjning på 1 mm vid (b) i Figur 6 finns en del av den vertikala skarven mellan lock och rör, som kan innehålla oxidpartiklar. Vid svetsningen förflyttas denna del av skarven uppåt på grund av materialflödet runt verktygstappens spets. Förflyttningen illustreras av pilarna (c) i Figur 6. Foglinjeböjningen reducerar (precis som kvarvarande fog) kapselns korrosionsbarriär medan den förflyttade skarven inte medför någon reduktion av barriären, eftersom den som mest kan förflyttas ett avstånd som motsvarar tappspetsens diameter (7 mm) i vertikal led och kan därför inte reducera korrosionsbarriären (på 48,5 mm).



Figur 6. Vertikal skarv (a), foglinjeböjning (b) och förflyttad vertikal skarv (c). Bilden visar foglinjeböjning och förflyttad skarv med 52 mm tapp.

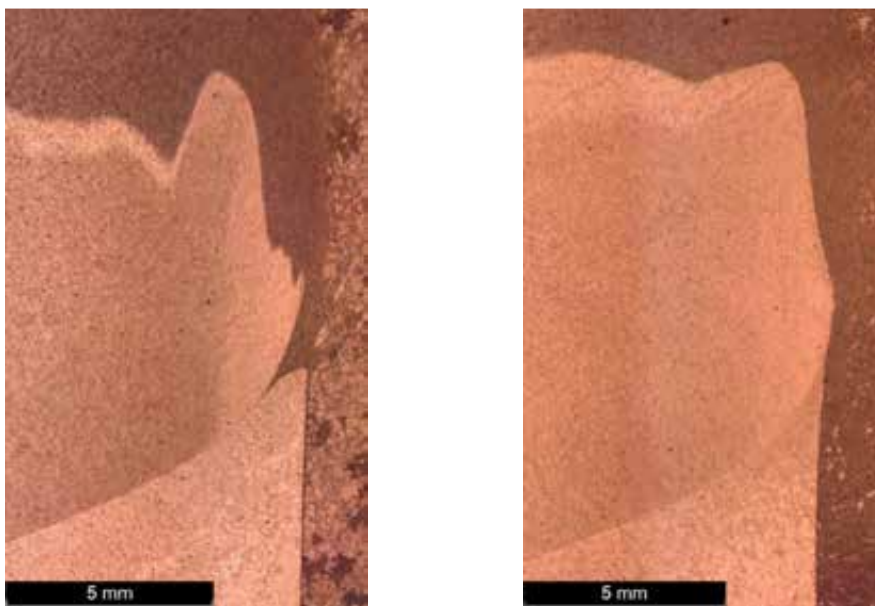
Figur 7a visar 1 mm kvarvarande fog vid svetsning med 48 mm tapp. Ifall den kvarvarande fogen är större än 1 mm så har dess ursprungliga horisontella position inte ändrats. Figur 7b visar resultatet med 49 mm tapp, där den horisontella delen av (kvarvarande)

fogen är i princip obefintlig. Vinkeln på den böjda fogen kan variera beroende på tappspetsens position relativt den vertikala skarven.



Figur 7. a; kvarvarande fog med 48 mm tapp, b; böjd kvarvarande fog med 49 mm tapp (sliprepa i närheten av böjda fogens slut).

Beträffande höjdläge så visade det sig att den maximala variationen, ± 4 mm, innebar att nedersta delen (cirka 1 mm) av foglinjen missades av tappen, se Figur 8a. Eftersom tappspetsens diameter är 7 mm så är detta resultat rimligt. Figur 8b visar resultatet vid höjdläge på +2 mm (samma tappplängd, 50 mm). Med hänsyn till resultatet med +2 mm, ingen foglinjeböjning utan bara deformerad vertikal skarv, så används detta höjdläge numera i svetsproceduren.



Figur 8. a; Höjdläge på +4 mm

b; Höjdläge på +2 mm.

Eftersom tappspetsens position relativt den vertikala skarven mellan lock och rör (a i Figur 6) varierar under en svets, bland annat på grund av termisk expansion av kapseln, så kommer med största sannolikhet alltid foglinjeböjning och/eller kvarvarande fog förekomma. Eftersom tappens längd och höjdläge relativt fogen har optimerats så har dock foglinjeböjningen minimerats till maximalt 2 mm och kvarvarande fog till maximalt 1 mm.

Trots att svetsdjupet oftast inte varierar mer än 1 mm så har en regulator utvecklats för att reglera svetsdjupet genom att ändra kraften som verktyget trycker mot kapseln med. Denna djupregulator har använts vid många kortare svetsar men endast vid en fullvarvsvets. Fler fullvarvsvetsar med samma tappplängd och höjdläge behövs för att undersöka hur mycket foglinjeböjningen (och/eller kvarvarande fog) kan variera trots att djupet regleras.

6. Redovisning av mekaniska egenskaper inklusive krypegenskaper och defektfördelning i provresultat från områden med hög dämpning vid ultraljudprovning.

SKB:s svar (svar lämnat i december 2013)

Genomförda undersökningar med avseende på områden med hög signalförsvagning vid ultraljudprovning har visat att materialet uppfyller kraven på kornstorlek respektive brottförlängning (SKBdoc 1175208). Områden med hög dämpning av signalen vid ultraljudprovning från två stycken extruderade rör, T53 respektive T58, har undersökts med avseende på mekaniska egenskaper (inklusive krypegenskaper), kemisk sammansättning och defektförekomst.

Rör T53

Direkt efter tillverkning av T53 kapades två testringar loss, en från vardera änden, för att användas som utgångsmaterial för dragprovning för fastställande av sträckgränsen $R_{p0,2}$, brottgränsen R_m , brottförlängningen A_5 och kontraktionen Z .

Röret delades i tre delar innan bearbetning, som betecknades T53-1, T53-2 respektive T53-3. Efter bearbetning och ultraljudprovning av mittdelen T53-2 upptäcktes indikationer på att det i röret fanns ett långsgående stråk med påtagligt grövre kornstorlek.

En sammanfattning av dragproven från teststringarna i ändarna på röret har gjorts där även en sammanställning över uppmätta kornstorlekar finns i Tabell 4-1 i rapport "TI-07-09: Manufacturing of copper tube (T53), with created defects, by extrusion." (SKBdoc 1093658). Proverna med tillägg –A kommer från den ände av röret som kommer ut först ur pressen vid tillverkningen, medan tillägg –B anger den ände av röret som kom sist ut ur pressen. Samtliga värden är godkända med hänsyn till de krav som finns uppsatta enligt kapselns referensutformning. Ett av godkända förlängningsvärdena hade en liten marginal till kraven och det gjordes därför ett omprov för att kontrollera om det verkligen var materialets egenskaper som var orsaken eller om det snarare berodde på den enskilda provstaven. Förlängningsresultatet från omprovet var klart bättre, vilket framgår ur tabellen i ovan nämnda rapport. Kornstorleksproverna togs i fyra olika punkter med 90° delning runt provringen.

För att fastställa hur strukturen såg ut i området med hög ljuddämpning samt om strukturen påverkar de mekaniska egenskaperna negativt, togs ytterligare prover ut från dels området med misstänkt grövre struktur samt från närliggande område med finare struktur. Resultatet visar att det finns enskilda större korn blandade med finare korn. I det grovkorniga området uppmättes cirka 150 µm kornstorlek medan kornen i det finkorniga området låg kring 100 µm. Kornstorleksskillnaden verkar inte ge upphov till några skillnader i materialegenskaper gällande duktilitet eller hållfasthet som riskerar att medföra att röret inte uppfyller ställda krav. En viss påverkan av framförallt brottförlängningen kan dock påvisas, se Figur 4-2 i "TI-07-09: Manufacturing of copper tube (T53), with created defects, by extrusion." (SKBdoc 1093658).

Inga defekter har hittats i T53 förutom de artificiella defekter som skapades för detta rör enligt "Tillverkning av kapselkomponenter" (SKBdoc 1175208).

Den kemiska analysen för de delar av T53 som använts för krypprovning överensstämmer väl med den kemiska analysen för det göt 06-130-2-1 som användes för tillverkning av T53, enligt Tabell 5-5 i SKB (2010). Det har gjorts en jämförelse som finns presenterad i Tabell 3.

Tabell 3. Kemisk analys från göt 06-130-2-1 samt material från T53 med hög dämpning, (SKB 2010), "Measurements of hardness and P, S and O levels in copper" (SKBdoc 1409401)

Kemisk analys för göt 06-130-2-1				Rör T53
	Enligt KTS001 rev 10.0	Botten	Topp	Material med hög dämpning
Cu (%)	99,99	99,992	99,991	--
Ag (ppm)	25	14,1	13,9	--
As (ppm)	5	0,78	0,78	--
Bi (ppm)	1	0,18	0,19	--
Cd (ppm)	1	<0,003	<0,003	--
Fe (ppm)	10	0,7	0,6	--
H (ppm)	<0,6	0,6	0,4	--
Mn (ppm)	0,5	<0,1	<0,1	--
Ni (ppm)	10	0,8	0,7	--
O (ppm)	<5	1,8	1,0	2,3
P (ppm)	30–100	60	73	72
Pb (ppm)	5	0,32	0,32	--
S (ppm)	<8	5,7	5,3	5
Sb (ppm)	4	0,11	0,11	--
Se (ppm)	3	0,3	0,3	--
Sn (ppm)	2	0,09	0,09	--
Te (ppm)	2	0,06	0,06	--
Zn (ppm)	1	<0,1	<0,1	--

Rör T58

Från det extruderade röret T58 har det kapats av två ringar, en ring från botten och en ring från toppen av röret. Kornstorleksproverna togs i fyra olika punkter med 90° delning runt provringen (SKBdoc 1207533). Proverna med tillägg –A kommer från den ände av röret som kommer ut först ur pressen vid tillverkningen, medan tillägg –B anger den ände av röret som kom sist ut ur pressen. Det visade sig att T58 hade ett område med hög dämpning (SKBdoc 1175208).

Ytterligare studier av rör T58 har utförts för att undersöka kornstorlek och mekaniska egenskaper i själva stråket med hög dämpning jämfört med röret i övrigt (SKBdoc 1175208, Tabell 4-5). Brottförlängningen var 57 % i området med normal dämpning (medelvärde av de två sista raderna i Tabell 4-5) respektive 54 % i området med hög dämpning (medelvärde av de tre första raderna i Tabell 4-5). På motsvarande sätt var medelkornstorleken mellan 125 och 177 µm i området med normal dämpning medan området med hög dämpning hade medelkornstorlek mellan 150 och 250 µm. Stråket med hög dämpning i rör T58 har alltså högre medelkornstorlek och något lägre brottförlängning, men ligger ändå inom kraven i den tekniska specifikationen på 360 µm respektive 40 %, se "Tillverkning av kapselkomponenter" (SKBdoc 1175208) samt "Fördelning av kornstorlek" (SKBdoc 1185259). Den kemiska sammansättningen för götet 05-230-3-1 som användes till rör T58 anges i Tabell 4 nedan. Det ska jämföras med den kemiska sammansättning som mätts upp på material med hög dämpning och som använts för att tillverka krypprovstavar (SKBdoc 1409401).

Tabell 4. Kemisk analys från göt 05-230-3-1, botten, mitten och toppen av rör T58 samt material från T58 med hög dämpning, (SKB 2010), "SKB T58 tube structure evaluation" (SKBdoc 1207533), "Measurements of hardness and P, S and O levels in copper" (SKBdoc 1409401)

	Kemisk analys för göt 05-230-3-1,			T58, extruderat rör			T58, extruderat rör
	Specifikation enligt KTS001 rev 10.0	Botten	Topp	Botten, 0°	Mitt, 0°	Topp, 0°	Material från T58 med hög dämpning
Cu (%)	99,99	99,992	99,992	99,992	99,992	99,991	--
Ag (ppm)	25	13,2	13,2	13,4	13,4	13,7	--
As (ppm)	5	0,87	0,85	0,9	0,6	1	--
Bi (ppm)	1	0,117	0,104	<0,2	<0,2	<0,2	--
Cd (ppm)	1	<0,003	<0,003	<0,4	<0,4	<0,4	--
Fe (ppm)	10	1,1	1,2	0,8	0,9	1	--
H (ppm)	<0,6	<0,1	<0,1	0,4	0,4	0,5	--
Mn (ppm)	0,5	<0,1	<0,1	<0,1	<0,1	<0,1	--
Ni (ppm)	10	1,1	1,2	1,1	1,1	1,1	--
O (ppm)	<5	2,4	1,6	2,4	3,3	3,3	3,2
P (ppm)	30–100	56	54	58	58	60	54
Pb (ppm)	5	0,29	0,26	<0,6	<0,6	<0,6	--
S (ppm)	<8	5,6	5,3	5,3	5	5,9	5
Sb (ppm)	4	0,06	0,06	<0,9	<0,9	<0,9	--
Se (ppm)	3	0,2	0,1	<0,7	<0,7	<0,7	--
Sn (ppm)	2	0,18	0,19	<0,7	<0,7	0,9	--
Te (ppm)	2	0,05	0,05	<3	<3	<3	--
Zn (ppm)	1	<0,1	<0,1	<1	<1	<1	--

Det har inte hittats några invändiga defekter i rör T58 vid den utvärdering av röret som genomförts (SKBdoc 1175208).

Kryppprovning

Det har genomförts kryppprovning av material från områden med hög ljuddämpning från rören T53 och T58. Det har konstaterats att kornstorleken i områden med hög ljuddämpning är en blandning av större och mindre korn. Resultatet från undersökningen visar att ingen signifikant påverkan på krypegenskaperna kan påvisas vid kryppprovning av stavar från områden med hög ljuddämpning. Alla provstavar har påvisat likvärdig duktilitet som koppar med normal ljuddämpning, se bilaga 5 "Creep of copper with different NDT sound attenuation".

Samlad bedömning

Baserat på den presenterade informationen gällande områden i kopparrör med hög dämpning, drar SKB slutsatsen att dessa områden uppfyller kraven på kemisk sammansättning, mekaniska egenskaper inklusive krypegenskaper samt defekter. Genomförda undersökningar av områden med hög dämpning, har visat att kraven på kopparens mekaniska egenskaper enligt referensutformningen kan uppfyllas för dessa områden, såväl som för kopparrören i övrigt.

7. Redovisning av hur kallbearbetningsgraden i kopparlocken påverkar de mekaniska egenskaperna och hur graden av kallbearbetning planeras att styras och kontrolleras under produktion.

SKB:s svar (svar lämnat i december 2013)

SKB planerar att styra graden av kallbearbetning genom värmebehandling av de smidda kopparlocken under produktion av dessa kapselkomponenter och att använda hårdhetsmätning som kontrollmetod för att mäta graden av kallbearbetning.

SKB har uppgett att kopparens mekaniska egenskaper påverkas av kallbearbetning. Materialegenskaper som påverkas av kallbearbetning är krypning och hårdhet (Andersson-Östling och Sandström 2009). Hårdheten ökar och krypduktiliteten minskar med graden av kallbearbetning.

Enaxlig dragprovning av kopparen ger resultat i form av en spännings-töjningskurva från vilken sträckgränsen $R_{p0,2}$ bestäms. Det råder ett samband mellan en metalls kallbearbetningsgrad och sträckgränsen vid dragprovning av metallen (Stouffer och Dame 1996). Det finns också ett samband mellan koppars hårdhet och dess sträckgräns, vilket medför att det även finns ett samband mellan hårdhet och kallbearbetningsgrad. Detta samband är inte rätlinjigt för koppar när hårdheten understiger 110 Vickers, vilket motsvarar cirka 100 HB. Sambandet beskrivs överskådligt i Figur 1 i CDA (1998) och utförligare av Krishna et al. (2013). En av deras slutsatser är att sträckgränsen och brottgränsen för kopparlegeringar kan erhållas med rimligt god noggrannhet som funktion av hårdheten uttryckt i Vickers och enkla linjära samband, även om spridningen tilltar för lägre hårdhet. Enligt samma forskare, kan det därför ansättas att

$$R_{p0,2} = 1,97 \times V_{HN} \quad (1)$$

där V_{HN} = hårdheten uttryckt i Vickers. Kopparen i kapseln har med sin låga grad av kallbearbetning en sträckgräns $R_{p0,2}$ kring 70 MPa och en brottgräns över 150 MPa (Andersson-Östling och Sandström 2009) vilket motiverar användandet av ekvation (1).

Krypförsök har genomförts för lockmaterial i smitt tillstånd (med kallbearbetning) och i glödgat tillstånd (utan kallbearbetning). Vid 75 °C är kryphållfastheten omkring 5 MPa högre i smitt än i glödgat tillstånd. Den förväntade minskningen av krypduktiliteten för smitt material i jämförelse med glödgat material är så liten att dess storlek inte kan fastställas från försöken. För glödgad koppar från ett smitt lock och ett dornpressat rör så är krypbrottöjningen högre än 40 % (Andersson-Östling och Sandström 2009).

Det är känt att om koppar tillfogas en kallbearbetningsgrad om 12–24 % i drag eller 12–15 % i kompression så minskar krypduktiliteten, men cirka 10 % krypduktilitet eller mer kvarstår alltjämt i den kalldeformerade kopparen. Kallbearbetning på grund av dragning ger en ökning i krypbrottgränsen, medan kallbearbetning på grund av kompression inte leder till någon påverkan på krypbrottgränsen. Areareduktionen vid krypbrott påverkas dock inte av kallbearbetning. Hårdheten har mätts på provstavarna som tillverkades av denna kalldeformerade koppar i Andersson-Östling och Sandström (2009) och den uppmätta hårdheten presenteras utförligt i ”Measurements of hardness and P, S and O levels in copper” (SKBdoc 1409401). Hårdheten varierade mellan 84 och 96

Vickers i mätpunkter på stavarna som inte påverkats av krypprovningen. Ekvation (1) ger att sträckgränsen $R_{p0,2}$ varierar mellan 166 och 189 MPa i de aktuella mätpunkterna på provstavarna.

SKB har låtit genomföra hårdhetsmätning direkt på fem smidda kopparlock (SKBdoc 1372533). Resultatet visar att hårdheten varierar inom komponenterna både i ringled och i radiell led. Den uppmätta hårdheten varierade mellan 52 och 79 HB. Enligt Tabell 7 i standard ASTM E 140-02 (ASTM International 2002) motsvarar denna hårdhet 58–88 Vickers. Ekvation (1) ger att sträckgränsen $R_{p0,2}$ varierar mellan 114 och 170 MPa i de aktuella mätpunkterna på locken.

SKB har även utfört hårdhetsmätning och dragprovning på provmaterial från de tio smidda locken i demonstrationsserien (SKBdoc 1170267). Hårdheten varierade i denna undersökning mellan 43 och 63 HB, sträckgränsen $R_{p0,2}$ mellan 63 och 130 MPa, vilket sammanfaller godtagbart med beräknad sträckgräns 97–140 MPa enligt ekvation (1).

SKB bedömer att hårdhetsmätning kan användas som metod för kontroll av kallbearbetningsgraden under produktion av kopparlock. Det återstår dock att identifiera ett lämpligt mätsystem för hårdhetsmätning som kan användas vid serieproduktion av kopparlock.

SKB har uppgett att en viss kallbearbetningseffekt vid varmsmidprocessen för locktillverkningen inte kan uteslutas (SKB 2010). SKB har därför valt att utveckla en särskild värmebehandlingscykel för de smidda kopparlocken, med benämningen HT1. Värmebehandlingen startar genom att kopparlocket glödgas i kvävgasatmosfär i 450 °C under hålltiden tre timmar. Därefter sker svalning i kvävgasatmosfär i ugn till 100 °C och slutligen svalning i luft med öppen ugnslucka. Kopparlocken TX183 respektive TX214 har delats i stycken, varpå dessa stycken värmebehandlats med olika värmebehandlingscykler eller inte alls. Därefter har kopparlocksstyckena undersökts av flera laboratorier (SKBdoc 1323638, 1343829, 1343763, 1345772, 1372823). Dessa undersökningar visar att kopparen i lockets olika delar erhållit god jämnhet med avseende på sträckgräns, brottgräns, brottförlängning, hårdhet och kornstorlek.

8. SKB bör tydligt ange vilka materialkrav som gäller för de två typerna av gjutna insatser (BWR, PWR), för att den lastupptagande funktionen för kapseln ska upprätthållas.

SKB:s svar

SKB instämmer i SSM:s ståndpunkt att materialkraven för segjärninsatserna som angivits i SKB (2010), Raiko et al. (2010) och ”Tillverkning av kapselkomponenter” (SKBdoc 1175208) ger en sammantaget otydlig helhetsbild.

SKB har genomfört en designanalys för BWR som presenteras i rapport Raiko et al. (2010) där beräkningsförutsättningarna sammanfattas. De krav på BWR-insatsen som anges i Tabell 8-1 i Raiko et al. (2010) är härledda utifrån denna designanalys. I kapitlet 3.3.2 finns det en utförlig härledning av kravet på brottförlängning.

För PWR har motsvarande analyser gjorts i bilaga 6 "Analysis of PWR canister inserts using data acquired from PWR material" (SKBdoc 1288288). Därtill har det skapats ett dokument, bilaga 7 "Summary of important characteristic parameters for the insert, based on performed strength and damage tolerance analyses" (SKBdoc 1288292), vars syfte är att sammanfatta kraven som ställs på segjärnets mekaniska egenskaper med avseende på referensutformningen av kapseln.

De nämnda rapporterna har använts för att skapa en kravbild för materialegenskaperna vid tillverkning av segjärnsinsatserna. De egenskaper som det ställs krav på är följande:

- Sträckgräns
- Brottgräns
- Brott förlängning
- Brottseghet

SKB har med ledning av den tillgängliga informationen kommit fram till de krav på insatsmaterialet för BWR och PWR som redovisas i Tabell 5. Kraven för dessa respektive egenskaper har härletts så att de gäller oberoende av varandra. Kraven på referensutformningen har härletts utifrån de genomförda skadetålighetsanalyserna för BWR- och PWR-insatserna. Dessa krav anges som sann spänning med avseende på dragprov och tryckprov.

Kraven på tillverkning baserar sig i sin tur på kraven för referensutformningen men anges i teknisk töjning och spänning eftersom detta är standard vid mekanisk provning. Tillverkningskraven är utformade så att det ges möjlighet för ett omprov. Om en provstav inte klarar kravet kan det tas ut en stav för omprov i en position som motsvarar den underkända stavens läge i insatsen. Resultatet från omprovet ska användas i utvärderingen av resultatet.

Tabell 5. Materialkrav för BWR- och PWR-insatsen.

Materialegenskap	Krav referensutformning	Tillverkningskrav Inklusive eventuellt omprov
Brottseghet vid initiering av spricktillväxt K_{IC} vid 0–20 °C vid 90 % konfidensintervall	Minimum BWR 4,1 MPam ^{0,5} Minimum PWR 4,1 MPam ^{0,5}	--
Brottseghet vid initiering av spricktillväxt J_{IC} vid 0–20 °C vid 90 % konfidensintervall	Minimum BWR 33 kN/m Minimum PWR 27 kN/m	Minimum BWR 35 kN/m Minimum PWR 30 kN/m
Brottseghet vid 2 mm stabil spricktillväxt J_{2mm} vid 0–20 °C vid 90 % konfidensintervall	Minimum BWR 88 kN/m Minimum PWR 78 kN/m	Minimum BWR 90 kN/m Minimum PWR 80 kN/m
Sträckgräns i drag, sann spänning vid 20 °C	Minimum BWR 245 MPa Minimum PWR 245 MPa	--
Sträckgräns i drag, teknisk spänning vid 20 °C	--	Minimum BWR 245 MPa Minimum PWR 245 MPa
Sträckgräns i tryck, sann spänning vid 20 °C	Minimum BWR 245 MPa Minimum PWR 245 MPa	--
Sträckgräns i tryck, teknisk spänning vid 20 °C	--	Minimum BWR 245 MPa Minimum PWR 245 MPa
Brottgräns i drag, teknisk spänning vid 20 °C	--	Minimum BWR 373 MPa Minimum PWR 373 MPa
Brottförlängning A_5 vid 0–20 °C, teknisk töjning	>6,3 %	>7 %

Materialkraven kan vid tillverkning verifieras med provstavar som tas ut radiellt i toppen på BWR- och PWR-insatserna. Det framgår ur "Tillverkning av kapselkomponenter"

(SKBdoc 1175208) att toppskivan för BWR-insatserna I53–I57 representerar den mest pessimistiska delen av BWR-insatsen och att det därför är motiverat att använda detta förfarande vid uttag av material för mekanisk provning. För BWR-insatsen motsvarar toppen de sist stelnade området på insatsen. I det sist stelnade området uppstår de minst gynnsamma mekaniska egenskaperna hos segjärnet.

För PWR har det i bilaga 8 ”Statistical data analysis of cast iron properties for PWR-inserts from tension, compression and fracture toughness testing” (SKBdoc 1414800) genomförts en dataanalys av de senaste gjutna PWR-insatserna IP23–IP25.

I denna analys har den variation i materialegenskaper som finns i PWR-insatserna värderats. Materialuttaget har gjorts från insatsens topp, mitt och botten. Det framgår att egenskaperna varierar måttligt i radiell och axiell led och att dragprovstavar från IP23–IP25 uppfyller kraven enligt Tabell 5 ovan.

SKB planerar att fortsätta ta ut provstavar för mekanisk provning i radiell led på PWR-insatsens toppskiva. På grund av PWR-insatsens geometriska utformning påverkas dock gjutprocessen på det sättet att det sist stelnade området inte uppstår i toppen på insatsen. Detta medför att toppskivan inte representerar det mest pessimistiska provuttaget från insatsen. SKB planerar dock att fortsätta tillverkningsutvecklingen för PWR-insatser. Bland annat finns planer på att optimera gjutprocessen så att ett riktat stelning åstadkoms med syftet att styra det sist stelnade område mot toppen, varpå de minst gynnsamma egenskaperna uppstår i toppen på PWR-insatsen i analogi med BWR.

Med vänlig hälsning

Svensk Kärnbränslehantering AB
Avdelning Kärnbränsleprogrammet

Helene Åhsberg
Projektledare Tillståndsprovning

Bilagor

1. Main study – Copper tube extrusion. SKBdoc 1377246 ver 2.0, MEFOS.
2. Simulation of forging of lids with different upper tools. SKBdoc 1392448 ver 1.0, MEFOS.
3. Main study – Simulation of copper lid manufacturing. SKBdoc 1399827 ver 1.0, MEFOS.
4. Oxidation kinetics of copper at reduced oxygen partial pressures. SKBdoc 1410172 ver 1.0, Svensk Kärnbränslehantering AB.
5. Creep of copper with different NDT sound attenuation. SKBdoc 1411196 ver 1.0, KIMAB.

6. Analysis of PWR canister inserts using data acquired from PWR material. SKBdoc 1288288 ver 2.0, Inspecta Technology.
7. Summary of important characteristic parameters for the insert, based on performed strength and damage tolerance analyses. SKBdoc 1288292 ver X.X, Svensk Kärnbränslehantering AB.
8. Statistical data analysis of cast iron properties for PWR-inserts from tension, compression and fracture toughness testing. SKBdoc 1414800 ver 1.0, Svensk Kärnbränslehantering AB.

Referenser

Dokument och referenser i ansökan

Andersson-Östling H C M, Sandström R, 2009. Survey of creep properties of copper intended for nuclear waste disposal. SKB TR-09-32, Svensk Kärnbränslehantering AB.

Raiko H, Sandström R, Rydén H, Johansson M, 2010. Design analysis report for the canister. SKB TR-10-28, Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKB, 2009. Design premises for a KBS-3V repository based on results from the safety assessment SR-Can and some subsequent analyses. SKB TR-09-22, Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKB, 2010. Design, production and initial state of the canister. SKB TR-10-14, Svensk Kärnbränslehantering AB.

Opublicerade dokument i ansökan

SKBdoc 1175162 ver 4.0. Svetsning vid tillverkning och förslutning. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1175208 ver 5.0. Tillverkning av kapselkomponenter. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1179633 ver 3.0. Oförstörande provning av kapselkomponenter och svetsar. Svensk Kärnbränslehantering AB.

Övriga referenser

ASM International, 2008. C10100 – Oxygen free electronic copper. Materials Park, OH: ASM International.

ASTM International, 2002. ASTM E 140-02: Standard hardness conversion tables for metals relationship among Brinell hardness, Vickers hardness, Rockwell hardness, superficial hardness, Knoop hardness, Scleroscope hardness, and Leeb hardness. West Conshohocken, PA: ASTM International.

Auerkari P, Rantala J, Salonen J, 2009. Effect of defects on low temperature creep of OFP copper. In Shibli I A, Holdsworth S R (eds). Creep and fracture in high temperature

components: proceedings of the 2nd ECCC Conference, Zurich, Switzerland, 21–23 April, 2009, 287–297.

CDA, 1998. High conductivity coppers for electrical engineering. Copper Development Association. (CDA Publication 122)

Cederqvist L, 2011. Friction stir welding of copper canisters using power and temperature control. PhD thesis. Lund University.

Fredriksson H, Åkerlind U, 2006. Materials processing during casting. Chichester: Wiley

Krishna C S, Gangwar N K, Jha A K, Pant B, 2013. On the prediction of strength from hardness for copper alloys. Journal of Materials 2013, 352578. doi:10.1155/2013/352578

Sandström R, Andersson H C M, 2008. Creep in phosphorus alloyed copper during power-law breakdown. Journal of Nuclear Materials 372, 76–88.

Sandström R, Ahmad S W, Pasupuleti K T, Shahri M M, 2013. Slow strain rate tensile testing of friction stir welded Cu-OFP. Constitutive equations for creep. SKB R-13-33, Svensk Kärnbränslehantering AB. (Publiceras under 2014).

Sandström R, Hallgren J, Burman G, 2009. Stress strain flow curves for Cu-OFP. SKB R-09-14, Svensk Kärnbränslehantering AB.

Savolainen K, 2012. Friction stir welding of copper and microstructure and properties of the welds. PhD thesis. Aalto University, Finland.

Stouffer D C, Dame L T, 1996. Inelastic deformation of metals: models, mechanical properties, and metallurgy. New York: Wiley.

Opublicerade dokument

SKBdoc 1093658 ver 1.0. TI-07-09: Manufacturing of copper tube (T53), with created defects, by extrusion. Project Number 006/06. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1170267 ver 1.0. Hållfasthetsprovning och kornstorleksbedömning av kopparlock TX207–TX216. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1185259 ver 1.0. Fördelning av kornstorlek. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1207533 ver 1.0. SKB T58 tube structure evaluation. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1275007 ver 2.0. Undersökning av inneslutningar i flödeslinjer (PLI): FSWL45 & FSLW75. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1323638 ver 1.0. Dragprovning, kornstorlek och hårdhet på tre värmebehandlade delar från kopparlock TX214. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1343763 ver 2.0. Characterisation of copper lid TX214. Supplement work. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1343829 ver 1.0. Dragprov av provstavar ur kopparblock SKB TX214. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1345772 ver 1.0. Characterisation of copper lid TX214. Tensile testing of strip samples. Supplement work 2. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1351636 ver 3.0. Process simulation of large copper tube extrusions. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1371191 ver 1.0. FSWL94 – Measurement of temperatures and surrounding oxygen levels during welding. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1372533 ver 1.0. Hårdhetsprovning av kopparlock. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1372823 ver 1.0. Dragprovning, kornstorlek och hårdhet på två värmebehandlade delar från kopparlock TX183. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1391374 ver 2.0. Determination of oxygen content in creep test specimens. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1406929 ver 1.0. Letter from Arubis regarding chemical sampling methods and homogeneity. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1407846 ver 1.0. Undersökning av rengöringsmetoder och oxidation av kopparytor i ädelgas med GD-OES. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1409401 ver 1.0. Measurements of hardness and P, S and O levels in copper. Svensk Kärnbränslehantering AB.

SKBdoc 1411243 ver 1.0. Kompositions- och syrehaltsmapping av göt. Svensk Kärnbränslehantering AB.

Revisionsförteckning

Version	Datum	Revideringen omfattar	Utförd av	Kvalitetssäkrad	Godkänd
3.0	Se sidhuvud	Fråga 8 besvaras samt bilagor 6-8 tillagda. Ett antal redaktionella ändringar har också utförts, figur 5 justerad.	Jan Sarnet	Se sidhuvud	Se sidhuvud
2.0	2013-12-20	Frågor 1-7 besvaras samt bilagor 1-5.	Jan Sarnet	Jan Eckerlid, Helene Åhsberg	Martin Sjölund
1.0	2013-06-26	Lägesrapport	Jan Eckerlid	Saida Engström, Olle Olsson	Anders Ström