

## Utveckling av en experimentell uppsättning för nitridering av nyutvecklade FeCrAl legeringar

Examensarbete inom kemiteknik

DARON SADON & GABRIELLA QAROUSHAH

EXAMENSARBETE 2023

**Utveckling av en experimentell uppsättning för nitridering av nyutvecklade  
FeCrAl legeringar**

DARON SADON & GABRIELLA QAROUSHAH



**CHALMERS**

INSTITUTIONEN FÖR KEMI OCH KEMITEKNIK

Avdelningen För Energi Och Material  
CHALMERS TEKNISKA HÖGSKOLA

Göteborg, Sverige 2023

Utveckling av en experimentell uppsättning för nitridering av nyutvecklade FeCrAl legeringar  
DARON SADON & GABRIELLA QAROUSHAH

© DARON SADON & GABRIELLA QAROUSHAH, 2023

Handledare: Hampus Lindmark, doktorand, Institutionen för Kemi och Kemiteknik  
Examinator: Jesper Liske, Docent, Institutionen för Kemi och Kemiteknik

Kandidatarbete 2023  
Institutionen för Kemi och Kemiteknik  
Avdelningen För Energi Och Material  
Chalmers Tekniska Högskola  
SE-412 96 Göteborg

Omslag: Illustration av experimentets uppställning för nitridering av nyutvecklade FeCrAl legeringar.

Göteborg, Sverige 2023

Utveckling av en experimentell uppsättning för nitridering av nyutvecklade FeCrAl legeringar  
DARON SADON & GABRIELLA QAROUSHAH  
Institutionen för Kemi och Kemiteknik  
Chalmers Tekniska Högskola

## Sammanfattning

Ökad användning av fossila bränslen har resulterat i ett ökat utsläpp av växthusgaser, såsom koldioxid. Detta har orsakat en ökad medeltemperatur på planeten och resulterat i extrema väderförhållanden. Biomassa upptar koldioxid i atmosfären och vid förbränning frigörs samma mängd koldioxid som biomassan upptagit vilket kallas koldioxidneutralitet. Vid förbränning av exempelvis biomassa ökar korrosiva kemiska ämnen med rökgasen som kan kondensera på pannutrustning och leda till en kraftig korrosion och minskade värmeöverföringsegenskaper. I dagsläget används låglegerade stål samt rostfritt stål som material för överhettare i bioavfallspannor, men här sker lätt en utbrytande oxidation. Tidigare studier har visat att FeCrAl legering kan vara en möjlig substituent som ett material för överhettare i kraftvärmeverk. Vid användning av FeCrAl som material kan Al-nitridering förekomma men det är idag okänd hur korrosionshastigheten av materialet påverkas. Därför är syftet med examensarbetet att utveckla en experimentmatris som tillåter studier av hur formationen av Al-nitrat påverkar de skyddande korrosionsegenskaperna av en utvald FeCrAl legering. För undersökning av korrosionsmekanismer, eventuell nitridering och egenskaperna hos oxiden används instrumenten XRD, SEM och BIB. Slutsatsen som dras är att den experimentella uppställningen inte var tillfredsställande för ändamålet, men är på god väg att bli det.

Nyckelord: FeCrAl legeringar, Sandlåsöverhettare, Bioavfallspanna, Kraftvärmeverk, Korrosion

## **Tacksägelse**

Vi vill främst innerligt tacka vår handledare, Hampus Lindmark, för hans oändliga stöd och motivering. Hampus har bidragit med värdefulla idéer och feedback som har varit till stor hjälp. Tack vare hans konstruktiva kommentarer och granskning har kvaliteten på rapporten förbättrats, utan honom hade examensarbetet inte varit detsamma. Vi vill även tacka vår examinator, Jesper Liske, för att han gav oss möjligheten att utföra detta examensarbete och för all uppmuntran vi har fått. Till sist vill vi tacka samtliga medarbetare på högtemperaturkorrosion för deras varma välkomnande och all hjälp. Vi önskar er alla en stor lycka till i framtiden.

Daron Sadon & Gabriella Qaroushah, Göteborg, Juni 2023

# Förkortningslista

AlN – Aluminiumnitrid

BCC – Body centered cubic

BIB – Broad ion-beam

BSE – Back-scattered electron

EDX – Elektrondispersiv röntgenspektroskopi

HTK – Högtemperaturkorrosion

SE – Sekundär elektron

SEM – Svepelektron mikroskopi

XRD – Röntgendiffraktion

# Innehållsförteckning

1. Introduktion.....	1
1.1 Syfte.....	2
1.2 Begränsningar.....	2
2. Bakgrund.....	3
2.1 Kraftvärmeverk.....	4
2.2 Nitridering.....	6
2.2.1 FeCrAl legeringar.....	6
2.3 Korrosion.....	7
2.3.1 Högtemperaturkorrosion och dess termodynamik.....	7
2.4 Oxidtillverkning.....	8
2.4.1 Vanliga oxider.....	8
2.4.2 Skikt av $\alpha$ -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .....	9
2.5 Instrument.....	9
2.5.1 Svepelektron mikroskopi, SEM.....	9
2.5.2 Energidispersiv röntgenspektroskopi, EDX.....	10
2.5.3 Röntgendiffraktion, XRD.....	10
2.5.4 Broad Ion-Beam, BIB.....	11
3. Metod.....	12
3.1 Förberedning av prov.....	12
3.2 Experimentell uppställning.....	12
3.3 Analys av prov.....	14
4. Resultat och diskussion.....	16
4.1 Observation av viktskillnad.....	16
4.2 Resultat från XRD analys och tvärsnittsanalys med SEM.....	18
5. Slutsats.....	22
6. Vidare forskning.....	23
7. Referenser.....	24

# 1. Introduktion

Ökad användning av fossila bränslen har resulterat i ett ökat utsläpp av växthusgaser, såsom koldioxid. Högre koldioxidhalter har orsakat en ökad medeltemperatur på planeten och resulterat i extrema väderförhållanden, såsom torka. I ett försök att minska utsläppen har hållbara bränslen från exempelvis biomassa och avfall utkonkurrerat fossilt kol; som tidigare varit ett föredraget bränsle för kraftvärmeverk i skandinaviska länder. Fördelen med användning av hållbara bränslen är obestridligen en påtaglig minskning av nettoutsläpp av koldioxids till atmosfären. Biomassa, såsom växter och träd upptar koldioxid i atmosfären och vid förbränning frigörs samma mängd koldioxid som biomassan upptagit vilket kallas koldioxidneutralitet [1]. Vid förbränning av förnybart bränsle införs en påtaglig ökning av korrosiva kemiska ämnen med rökgasen som kan kondensera på pannutrustning och leda till en kraftig korrosion och minskade värmeöverföringsegenskaper. [2]

I dagsläget används låglegerade stål samt rostfritt stål som material för överhettare i bioavfallspannor på grund av deras goda mekaniska egenskaper.

Rostfritt stål innehåller minst 12 % Cr och vid exponering för  $O_2$  eller fukt i atmosfären genomgår Cr en oxidationsreaktion och bildar en Cr-rik oxid. Problemet är att Cr-oxiden senare bryts ned på grund av höga halter av alkalialter och vattenånga genom antingen Cr avdunstning, bildning av kromat eller klorinducerad korrosion. I samband med nedbrytning av Cr-oxiden bildas en Fe-rik oxid och detta kallas för en utbrytande oxidation. En Fe-rik oxid har sämre skyddande egenskaper jämfört med en Cr-rik oxid och detta på grund av att Fe-rika oxiden innehåver fler defekter. Detta innebär att korrosiva ämnen, såsom vatten och  $O_2$  lättare genomtränger och försvagar oxiden. [3]

Förutom Cr används även Ni som legeringselement för rostfritt stål. Fördelen med Ni är dess höga korrosionsbeständighet men nackdelen är dess höga kostnad. Tidigare studier har visat att FeCrAl legering kan vara en möjlig substituent som ett legeringsmaterial för överhettare i kraftvärmeverk. Fördelen med denna legering är att den är billigare än metallegeringar som innehåller Ni samtidigt som den bidrar till bra skyddande egenskaper. [2]

En sandlåsregion finns endast i en recirkulerande fluidiserat bioavfallspanna. Här avskiljs varmbäddspartiklar från rökgaser, bäddpartiklarna kyls därefter ned i en sandlåsöverhettare innan återgång till ugnen. I dagsläget är konventionella överhettare placerade efter cyklonen och konceptet att placera ut överhettare i sandlåsöverhettaren är relativt nytt. Anledningen till installation av överhettare i den nya placeringen beror på att miljön är mindre korrosivt än positionen för en konventionell överhettare. Orsaken till detta är att rökgasen och fluidiserade bäddmaterialet är åtskilda vilket möjliggör en temperaturökning på ångan som går in i turbinen. I samband med temperaturökningen uppnås bättre ångdata således kan mer elektricitet genereras. Ny forskning föreslår att överhettare positionerade i sandlåsöverhettaren av en cirkulerande fluidiserad bädd bildar en svår nitridering i form av Al-nitrid. Utifrån en korrosions aspekt är inte nitrideringen önskvärt på grund av att det hindrar diffusion av Al till oxid, vilket förhindrar bildningen av ett skyddande Al-rik oxid. Idag är det inte helt förstått hur bildningen av Al-nitrat påverkar korrosionshastigheten och behöver därför studeras i en kontrollerad miljö. [2] [4]

FeCrAl legeringar består av grundämnena järn (Fe), krom (Cr) samt aluminium (Al) och tillhör gruppen högttemperaturlegeringar men är också kända under namnet superlegeringar. Namnet gavs på grund av dess innehavande egenskaper såsom hög värmetålighet, oxidationsbeständighet och utmärkande korrosionsbeständighet vid höga temperaturer. [5]

Vid temperaturer från 900 °C till 1300 °C bildar FeCrAl-legeringar  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> vilket är en termodynamiskt stabil aluminiumoxid som har goda skyddande egenskaper mot korrosion. Vid temperaturer under 900 °C bildas en aluminiumoxid med mindre korrosiva skyddande egenskaper än  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, vilket vanligtvis är övergående  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. [2]

## 1.1 Syfte

Syftet med examensarbetet är att utveckla en experimentmatris som tillåter studier av hur formationen av Al-nitrat påverkar de skyddande korrosionsegenskaperna av en utvald FeCrAl legering.

## 1.2 Begränsningar

Projektet kan delas in i två delar där del A är att framställa en fungerande experimentell uppställning för ändamålet och del B består av att testa hur nitridering påverkar korrosionsmekanismer. Med anledning av begränsad tid är syftet med examensarbetet att lyckas med del A. För att undersöka korrosionsmekanismerna och egenskaperna hos oxiden används instrumenten Röntgendiffraktion (XRD), Svepelektronmikroskopi (SEM) i förbindelse med Elektrondispersiv röntgenspektroskopi (EDX) samt Broad Ion-Beam (BIB).

## 2. Bakgrund

Hållbarhet innebär att tillgodose aktuella nödvändigheter utan att påverka framtida generationers förmåga att tillgodose sina egna behov. [6] Det finns olika aspekter och verktyg för att nå en mer hållbar värld; ett av de mest viktiga verktygen är avfallstrappan. Avfallstrappan är ett EU-direktiv som beskriver hur avfall ska hanteras på ett hållbart sätt och består av fem olika nivåer:

### I. Minimera

Denna nivå syftar på att minimera avfallsproduktionen genom att förbruka de tillgängliga resurserna på ett hållbart vis och en ansvarsfull konsumtion av färdiga produkter. Dessa beteenden främjar hållbarheten och bidrar till resursbehållning. [7]

### II. Återanvända

Ett essentiellt sätt att minska avfallen är återanvändning av objekt som inte längre uppfyller dess syfte. Återanvändningen sker på olika sätt såsom försäljning, donering eller återbrukning. [7]

### III. Återvinna

Vid omöjlig återanvändning av produkter är återvinning den bästa potentiella åtgärden för att minska avfallsproduktionen och bidra till en global hållbarhet. En huvudsaklig del av återvinningen är producentansvaret, vilket innebär att producenterna har fullt ansvar för insamling och hantering av förbrukade produkter. [7]

### IV. Utvinna energi

Utvinning innebär att el och värme genereras genom avfallsförbränning i ett kraftverk vid tillfällen där återvinning ej är genomförbart. [7]

### V. Deponera

Deponeringen är den minst önskvärda åtgärden i avfallstrappan. Åtgärden innebär att avfall läggs på en hänvisad plats, även kallad en deponi, som därefter täcks med jord. [7]

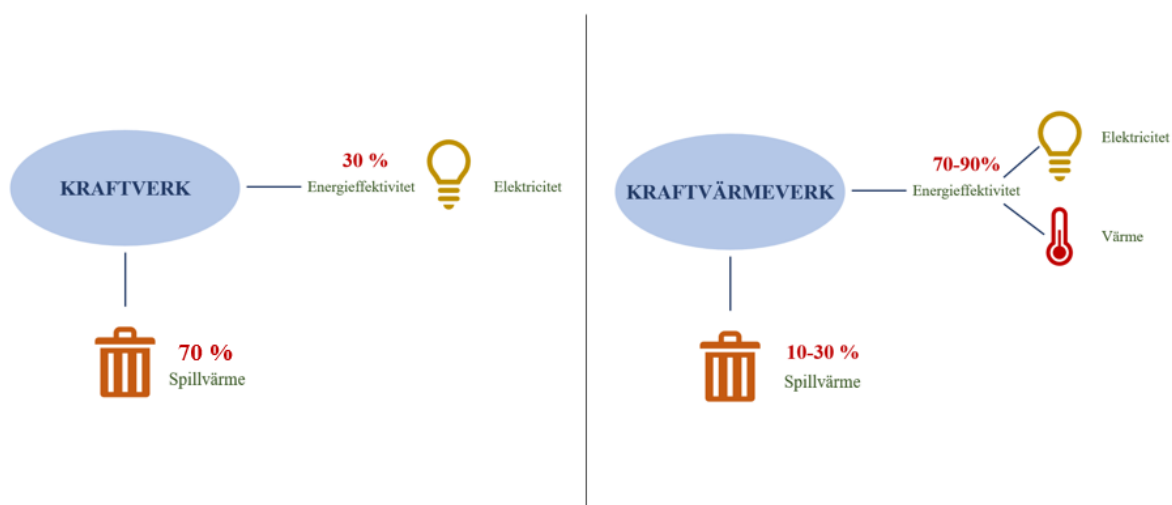
I detta arbete kommer fokuseringen ligga på att utvinna energi.



Figur 1. En illustration av avfallstrappan där de olika nivåerna kan ses

## 2.1 Kraftvärmeverk

Ett kraftvärmeverk är en anläggning som använder endast en energikälla för att generera både elektricitet och fjärrvärme. En fördel med denna anläggning i jämförelse med en kraftverk anläggning är att den producerade värmeenergin inte förloras utan återvinns och återanvänds. Elektriciteten produceras genom att först upphetta vatten till överhettad ånga, och sedan föra den igenom en turbin som driver en generator vilket resulterar i elproduktion. [8]

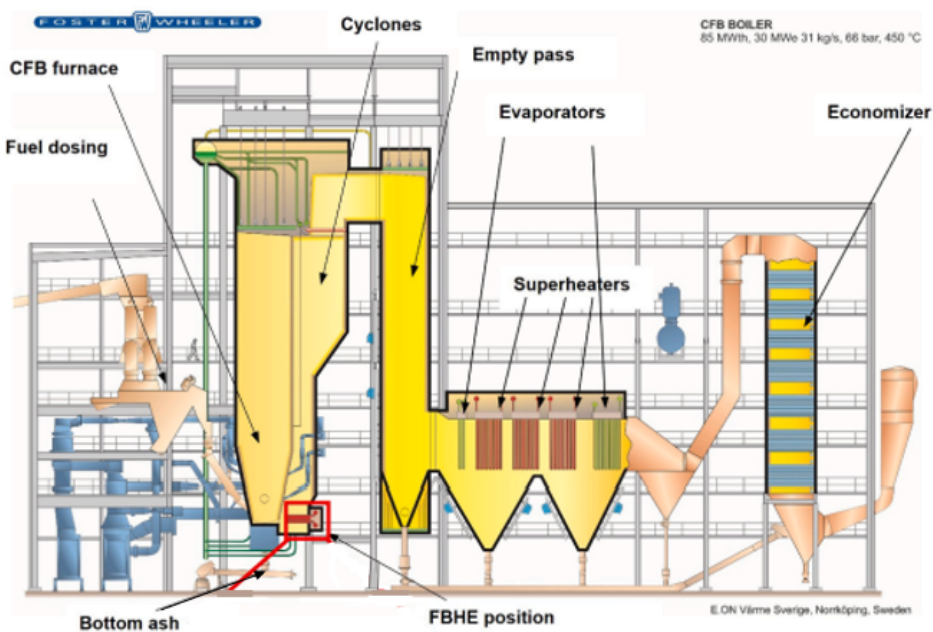


Figur 2. Jämförelse mellan kraftverk och kraftvärmeverk

Överhettare befinner sig inuti pannan i ett kraftvärmeverk med uppgiften att producera överhettad ånga. Förångningen sker med hjälp av förbränning av bränsle tills dess att ångan inuti överhettaren hamnat långt ovanför mättnadspunkten. Flaskhalsen för att öka ångtemperaturen och därav ångdatan är att överhettaren är exponerad till en korrosiv miljö och för att motverka korrosion har lösningen varit att minska ångtemperaturen. Vid en lägre ångtemperatur minskar materialtemperaturen som i sin tur leder till mindre korrosion och resulterar även i att ångan ut ur pannan har mindre andel inre energi än innan vilket leder till att mindre el kan genereras. [3]

Huvudorsaken till ökad korrosionshastighet i avfallspannor är de korrosiva komponenter som produceras vid förbränningen, såsom vattenånga, alkali och klorinnehållande substanser som finns i högre koncentration i jämförelse med kolkraftverk. Dessa komponenter bildar en avlagring på värmeöverföringsytorna efter att de har kondenserat på överhettaren i konvektivkanalen i pannan. [2]

I en konventionell positionerad överhettare existerar idag stora problem av materialnedbrytning på grund av den korrosiva rökgasen. Detta projekt har fokuserat på överhettare positionerad i sandlåsregionen av en avfallspanna som kallas för sandlåsöverhettare. I regionen är rökgasen separerad från fluidiserat bäddmaterial som vanligvis består av sand. Därför borde miljön här vara teoretiskt mindre korrosiv än miljön i en konventionell överhettare. Ur ett korrosionsperspektiv är sandlåsregionen en bättre position för en överhettare däremot blir påföljden eventuell nitridering och erosion av FeCrAl-materialen. Vid höga temperaturer bildas friktion mellan sandpartiklar och sandlåsöverhettarens yta som leder till erosion samt korrosion, vilket bidrar till nedbrytning av överhettarens material. Enligt [2], beror materialnedbrytningen främst på korrosion och inte erosion. [2]



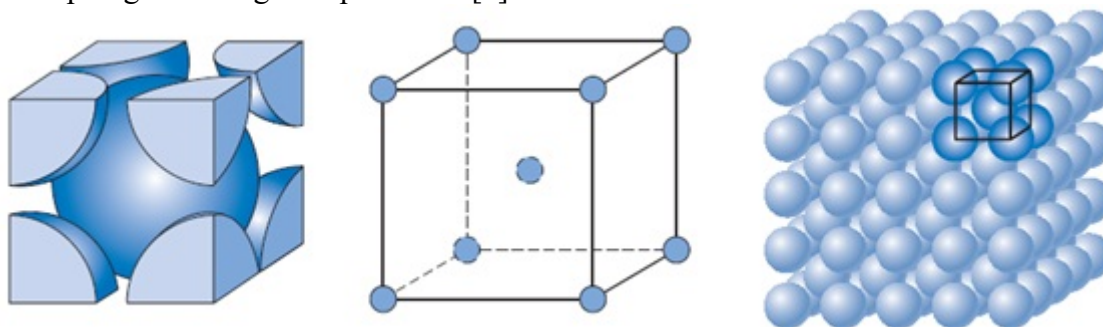
Figur 3. För att illustrera en modern bioavfallspanna används en figur från [2]. Den rödmarkerade delen av figuren visar sandlåsregionen

## 2.2 Nitridering

Vid introduktion av kväve till en legering sammanbinds kvävet tillsammans med legeringens beståndsdelar som exempelvis järn eller krom. Ytan blir härdad och till följd bildas en kraftig nitridering. Nitridering sker i temperaturer över 500 °C där kväve måste vara närvarande i atmosfären, exempelvis kan nitridering ske i en reducerad miljö med hög halt av  $N_2$ . Exponeringstiden är beroende av efterfrågad diffusionsdjup för kvävet. Under dessa omständigheter adsorberas samt dissocieras kvävgasen vilket därpå dispergeras in i metallen och resulterar i nitridering av legeringen. Vanliga nitriden som bildas är Al-nitriden samt Cr-nitriden. Nitridering av Al initieras genom att Al reagerar med  $N_2$  och bildar exempelvis AlN, på samma sätt reagerar Cr med  $N_2$  för bildning av Cr-nitriden såsom CrN. Andra substituenten eller komplement till gas-nitridering är jon-nitridering eller plasma-nitridering, där legeringen under en elektrisk laddning bombarderas med kvävejoner i vakuum. [9]

### 2.2.1 FeCrAl legeringar

FeCrAl legeringar består av mestadels Fe, ungefär 20 vikt% av legeringen består av Cr och Al representerar upp till 5 vikt%. Legeringen är ferritisk och är således en BCC struktur, se figur 4 nedan. Vid mild oxiderad miljö kan FeCrAl bilda en skyddande oxid  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  inom tillämpningar vid höga temperaturer. [3]



Det här fotot av Okänd författare licensieras enligt [CC BY-SA-NC](https://creativecommons.org/licenses/by-sa/4.0/)

Figur 4. En illustration av BCC struktur ur olika synvinklar

En FeAl legering saknar Cr men kan bilda samma skyddande oxid, men inre oxidering och nitridering uppstår eftersom Al aktiviteten är svag. Följden av låg Al aktivitet påverkar de mekaniska egenskaperna negativt, såsom minskad hållfasthet inom höga temperaturer. En FeCrAl behöver mindre Al än FeAl för skapandet av  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  och det blir således svårare för legeringen att bilda inre nitridering eller oxidering. [3]

När tuffa miljöer och medelhöga temperaturer råder skapar FeCrAl legeringen hastigt en Ferrit oxid till följd av att Al-oxiden bryts ned. Detta sker när miljön reagerar med och minskar Cr/Al i oxidskiktet, således skyddas inte legeringen längre och en mindre skyddad oxid bildas i stället. Utfallet blir en utbrytande korrosion och nitridering i legeringen vilket resulterar i ökade driftskostnader. Vid nitridering bildas en nitridfällning tillsammans med element i legeringen, såsom Cr och Al, därmed minskar livscykeln hos legeringen. [3] [10]

I en atmosfär med  $H_2$  och  $N_2$  är det lättare för nitridering att ske eftersom syrets partialtryck är lågt. Detta innebär att låga halter av syre råder och det blir svårt att läka oxiden med en ny oxidering. Följaktligen hinner  $N_2$  att dissocieras samt diffundera in i materialet och bilda Al-nitrat. [3]

## 2.3 Korrosion

Korrosion beskrivs som en redox reaktion mellan en metall och sin omgivande miljö; vilket resulterar till försämrat material och dess egenskaper. Korrosionsbeteende för ett material styrs av miljön som det befinner sig i och på samma sätt har materialet vid exponering en påverkan på miljöns korrosivitet. [11]

Tidigare forskning har visat att nitridering kan även ske i oxiderande miljöer samt att Al-nitrider inte har en betydande effekt på korrosionshastigheten. Korrosionsmekanismerna är idag okända därav är syftet av examensarbetet att utveckla ett system för att studera effekten av Al-nitridering. [3]

### 2.3.1 Högtemperaturkorrosion och dess termodynamik

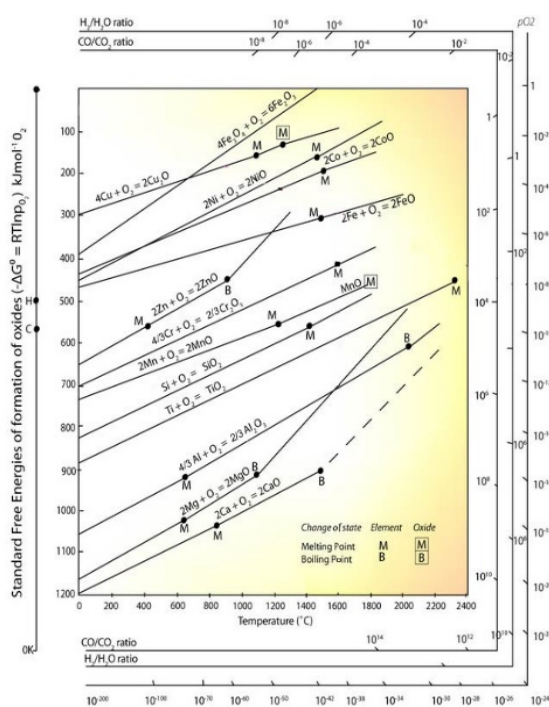
Högtemperaturkorrosion är ett av energi- och kraftindustrins största problem som förekommer vid höga temperaturer när ett gasformigt oxidationsmedel angriper en metall. HTK uppstår främst i högtemperaturmiljöer såsom raffinaderier, gasturbiner samt kraftvärmeverk. [12]

Oxidering av en metall sker på grund av en minskning i Gibbs fria energi. En reaktions spontanitet är beroende på temperaturen och syre aktivitet. För att alla reaktioner ska ske spontant, med oxidationsreaktioner inkluderat, måste Gibbs fria energi ( $\Delta G$ ) vara negativt. Vid konstant temperatur och tryck anges Gibbs fria energi med ekvation 1 nedan. [10]

$$\Delta G = \Delta H - T \cdot \Delta S \quad \text{ekv.1}$$

Där G är Gibbs fria energi, H är entalpi, T är temperatur och S är entropi. [10]

Ett Ellingham-diagram skissar oxidationsreaktionen av olika metaller under olika förhållanden, och är en av industrins värdefulla hjälpmedel för att motverka korrosion. [13]



Det här fotot av Okänd författare licensieras enligt CC BY-SA

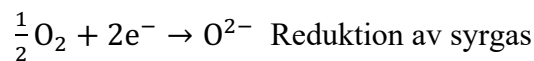
Figur 5. Ett Ellingham-diagram skissar en metalls stabilitet i avseende av oxidering vid olika temperaturer mot dess standard Gibbs fria energi

Jämvikten mellan oxid och metall uttrycks av linjerna i Ellingham-diagrammet; där standard förändringen i entropi för oxidationen karaktäriseras av linjernas positiva lutning [14]. På toppen av Ellingham-diagrammet hittas oxidationsreaktioner för mer stabila metaller, av den anledningen att deras oxider är instabila, jämfört med i botten av diagrammet där mer reaktiva metaller hittas på grund av deras stabila oxider. En metall och dess metalloxid uppnår jämvikt vid ett visst partialtryck av syre  $pO_2$ , över detta partialtryck utsätts metallen för oxidation och under detta partialtryck utsätts metallen för reduktion. [13]

## 2.4 Oxidtillverkning

Syftet med oxidtillverkningen är att skydda legeringen och öka dess livslängd. Tillverkningen av det initiala oxidskiktet på en metall kan beskrivas som en process med tre steg. I första steget adsorberas  $O_2$  molekyler på metallytan som gradvist reduceras till  $O^{2-}$  joner. I nästa steg bildas en oxidkärnbildning genom en reaktion mellan oxiderade metallatomer och  $O^{2-}$  joner, vilket orsakar en oxidtillväxt på metallytan. I sista steget bildas oxidskiktet, som kan beskrivas enligt Wagners teori. Enligt Wagner bildas oxiden inåt genom yttre oxidskiktets diffundering av  $O^{2-}$  joner och utåt genom oxiderade metallatomer. När oxidskiktet existerar är metallen skyddad och har inte kontakt med atmosfären längre [3] [10] [15].

Reaktionen för oxidtillväxten kan beskrivas enligt:



### 2.4.1 Vanliga oxider

Låglegerat stål med mindre än 10 % Cr bildar Fe-oxider som visats vara mindre skyddande än oxider som  $Cr_2O_3$  och  $Al_2O_3$ . Fe-oxiderna som bildas är Wustit, magnetit samt hematit och vid 570 °C kan samtliga oxider bildas.

Vid mer Cr närvarande i en legering bildas ett Cr-oxid snarare än ett Fe-oxid. Cr oxidbildningen sker långsammare än bildningen av en Fe-oxid. Rostfritt stål samt FeCrAl legeringar bildar innan korrosionsfasen en skyddande oxid, vilket ger skyddande egenskaper mot korrosion till dess att det skadas. Den mest stökiometriska oxiden av alla nämnda ovan är  $Al_2O_3$ , vilket innebär att denna oxid har minst defekter och är därför mest skyddande. [10] [14]

Tabell 1. Vanliga legeringar, dess motsvarande oxider samt högsta temperaturen till dess att oxiden kan bildas

Moder legering	Dominerade oxid	Temperaturgräns
Låglegerat stål, < 10 % Cr innehåll	$FeO, Fe_2O_3, Fe_3O_4$	Upp till 500 °C
Rostfritt stål, > 10 % Cr innehåll	$Cr_2O_3$	Upp till 650 °C
Rostfritt stål med tillägg av Nickel	$Cr_2O_3$	Upp till 850 °C
FeCrAl-legeringar	$Al_2O_3$	Upp till 1100 °C

## 2.4.2 Skikt av $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$

Al-oxidskiktet har påvisat ett skydd mot nitridering. Tidigare forskning har visat att nitridering bildas vid defekter i Al-oxidskiktet av Al-oxidbildande legeringar, trots att skiktet är tät. Det har genom första principers beräkningar upptäckts att ytor av  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  är svaga katalysatorer för dissociation av kvävgas. Trots detta har Al stark affinitet med kvävgas och kan således i höga temperaturer bilda kraftig nitridering om kvävet når fram till legeringens defekter. [10]

## 2.5 Instrument

Under denna rubrik beskrivs samtliga instrument som används under studien.

### 2.5.1 Svepelektron mikroskopi, SEM

För materialanalys av ett prov används SEM där kunskap fås om hela ytan eller en lokal yta, komposition samt defekter i massmaterial i provet. Instrumentet har möjliggjort att upptäcka materialegenskaper på nanonivå. I SEM finns en uppvärmd glödtråd, även kallad elektronkälla, som tillsammans med elektromagnetiska fält vägleder elektronerna mot provet vilket sedan reflekteras mot antingen en back-scattering elektron eller en sekundär elektrondetektor. De rörliga elektronerna använder elektromagneter för att reglera strålens färdbanor och det för att elektronerna kan skapa egna magnetfält. [16] [17]

Elektronkällan med primära elektroner skannar provytan och vid den tidpunkten kan elektroner reflekteras eller penetreras in i provet. När penetration sker puttats elektroner i provet ut från elektronskalet och bildar sekundära elektroner med lägre energi än primära elektroner. SE diffunderar vidare ut från provet och registreras av en SE-detektor därav alstras en bild av provet. Elektroner reflekteras när det råder större vinkel än  $90^\circ$  mellan strålen och ytan vilket orsakar att dessa elektroner måste hitta ny alternativ utväg ur provet från provytan. Dessa elektroner kallas för sekundära elektroner och registreras av en SE-detektor som alstrar en bild av provets topografi. [16] [17]

SEM alstrar en bild av provet med olika kontraster vilket identifierar olika atomer i periodiska systemet, där atomer av olika vikt. Ett område på ett prov med hög atommassa producerar många BSE vilket resulterar i starka signaler som tas upp av detektorn och ljusa områden kan ses i en SEM-bild. På samma sätt producerar atomer med lägre atommassa få BSE och dessa områden är mörkare på SEM-bilden. [16]

1																	18					
1	<b>H</b> hydrogen 1.008																	2	<b>He</b> helium 4.0026			
2	<b>Li</b> lithium 6.94	<b>Be</b> beryllium 9.0122															<b>B</b> boron 10.81	<b>C</b> carbon 12.011	<b>N</b> nitrogen 14.007	<b>O</b> oxygen 15.999	<b>F</b> fluorine 18.998	<b>Ne</b> neon 20.180
3	<b>Na</b> sodium 22.990	<b>Mg</b> magnesium 24.305											<b>Al</b> aluminium 26.982	<b>Si</b> silicon 28.085	<b>P</b> phosphorus 30.974	<b>S</b> sulfur 32.06	<b>Cl</b> chlorine 35.45	<b>Ar</b> argon 39.948				
4	<b>K</b> potassium 39.098	<b>Ca</b> calcium 40.078	<b>Sc</b> scandium 44.956	<b>Ti</b> titanium 47.867	<b>V</b> vanadium 50.942	<b>Cr</b> chromium 51.996	<b>Mn</b> manganese 54.938	<b>Fe</b> iron 55.845	<b>Co</b> cobalt 58.933	<b>Ni</b> nickel 58.693	<b>Cu</b> copper 63.546	<b>Zn</b> zinc 65.38	<b>Ga</b> gallium 69.723	<b>Ge</b> germanium 72.630	<b>As</b> arsenic 74.922	<b>Se</b> selenium 78.971	<b>Br</b> bromine 79.904	<b>Kr</b> krypton 83.798				
5	<b>Rb</b> rubidium 85.468	<b>Sr</b> strontium 87.62	<b>Y</b> yttrium 88.906	<b>Zr</b> zirconium 91.224	<b>Nb</b> niobium 92.906	<b>Mo</b> molybdenum 95.95	<b>Tc</b> technetium	<b>Ru</b> ruthenium 101.07	<b>Rh</b> rhodium 102.91	<b>Pd</b> palladium 106.42	<b>Ag</b> silver 107.87	<b>Cd</b> cadmium 112.41	<b>In</b> indium 114.82	<b>Sn</b> tin 118.71	<b>Sb</b> antimony 121.76	<b>Te</b> tellurium 127.60	<b>I</b> iodine 126.90	<b>Xe</b> xenon 131.29				
6	<b>Cs</b> caesium 132.91	<b>Ba</b> barium 137.33	lanthanoids		<b>Hf</b> hafnium 178.49	<b>Ta</b> tantalum 180.95	<b>W</b> tungsten 183.84	<b>Re</b> rhenium 186.21	<b>Os</b> osmium 190.23	<b>Ir</b> iridium 192.22	<b>Pt</b> platinum 195.08	<b>Au</b> gold 196.97	<b>Hg</b> mercury 200.59	<b>Tl</b> thallium 204.38	<b>Pb</b> lead 207.2	<b>Bi</b> bismuth 208.98	<b>Po</b> polonium	<b>At</b> astatine	<b>Rn</b> radon			
7	<b>Fr</b> francium	<b>Ra</b> radium	actinoids			<b>Rf</b> rutherfordium	<b>Db</b> dubnium	<b>Sg</b> seaborgium	<b>Bh</b> bohrium	<b>Hs</b> hassium	<b>Mt</b> meitnerium	<b>Ds</b> darmstadtium	<b>Rg</b> roentgenium	<b>Cn</b> copernicium	<b>Nh</b> nihonium	<b>Fl</b> flerovium	<b>Mc</b> moscovium	<b>Lv</b> livermorium	<b>Ts</b> tennessine	<b>Og</b> oganesson		
	<b>57 La</b> lanthanum 138.91	<b>58 Ce</b> cerium 140.12	<b>59 Pr</b> praseodymium 140.91	<b>60 Nd</b> neodymium 144.24	<b>61 Pm</b> promethium	<b>62 Sm</b> samarium 150.36	<b>63 Eu</b> europium 151.96	<b>64 Gd</b> gadolinium 157.25	<b>65 Tb</b> terbium 158.93	<b>66 Dy</b> dysprosium 162.50	<b>67 Ho</b> holmium 164.93	<b>68 Er</b> erbium 167.26	<b>69 Tm</b> thulium 168.93	<b>70 Yb</b> ytterbium 173.05	<b>71 Lu</b> lutetium 174.97							
	<b>89 Ac</b> actinium	<b>90 Th</b> thorium 232.04	<b>91 Pa</b> protactinium 231.04	<b>92 U</b> uranium 238.03	<b>93 Np</b> neptunium	<b>94 Pu</b> plutonium	<b>95 Am</b> americium	<b>96 Cm</b> curium	<b>97 Bk</b> berkelium	<b>98 Cf</b> californium	<b>99 Es</b> einsteinium	<b>100 Fm</b> fermium	<b>101 Md</b> mendelevium	<b>102 No</b> nobelium	<b>103 Lr</b> lawrencium							

Det här fotot av Okänd författare licensieras enligt [CC BY-NC](https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/)

Figur 6. Bild på periodiska systemet

## 2.5.2 Energidispersiv röntgenspektroskopi, EDX

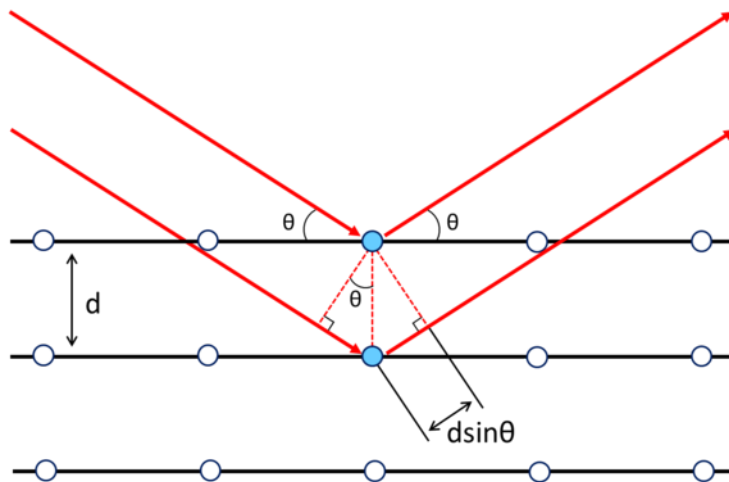
Till ett SEM är oftast ett EDX-instrument kopplat med uppgiften att mäta och identifiera röntgenstrålarnas energi som sänds ut från ett exciterat prov. Inledningsvis exponeras provet för en elektronstråle från SEM-instrumentet som kolliderar med atomer i provet och resulterar i att energi från strålen överförs till atomer. I samband med detta exciteras atomens inre elektroner till en högre nivå vilket medför att elektroner med ett yttre skal relaxerar och fyller exciterade elektroners platser. I anknypning med relaxeringen bildas en energiskillnad som medför en energifrigöring i form av röntgenstrålning. Genom en EDX-detektor emitteras röntgenstrålarna och den unika energin visas i ett spektrum, där topparna identifierar vilka element som är i provet. [14] [18]

## 2.5.3 Röntgendiffraktion, XRD

För identifikation av kompositionen i ett material används XRD, där instrumentet gör det möjligt att bestämma samtliga kristallina faser i provet. Med XRD undersöks ett kristallint prov med en röntgenstrålning där frekvensen är känd och gör det möjligt att mäta diffraktionsvågorna från ytans kristallgitter. Den konstruktiva interferensen mellan diffraktionsvågor och kristallstrukturen i provet utgör den drivande kraften bakom XRD. Diffraktion av vågor i olika riktningar leder till konstruktiv interferens vid specifika vinklar, vilket möjliggör en analys av kristallstrukturen i provet. Sambandet går att beskriva med hjälp av Braggs lag, se ekvation 2 nedan. [19]

$$n\lambda = 2d \sin \theta$$

ekv.2



[Det här fotot](#) av Okänd författare licensieras enligt [CC BY-SA](#)

Figur 7. En illustration av Braggs lag. Här visas även gitterplanen och dess diffraktion. De röda strålarna representerar röntgenstrålar

I ekvation 2 representerar  $n$  ett heltal,  $\lambda$  betecknar strålningens våglängd,  $d$  representerar avståndet mellan gitterplanen där topparna inträffar och  $\sin \theta$  är vinkeln mellan gitterplanen och infallande stråle. Efter mätning av vinkeln och diffraktionernas intensiteter jämförs resultaten med en referensdatabas där förekomsten av specifika föreningar fastställs. Innan en analys är det viktigt att ha kännedom om vilka grundämnen som förekommer på ytan eftersom signaler mellan föreningar kan överlappa. Det är ännu en anledning till att XRD och EDX är utmärkta kompletterande metoder. [19]

## 2.5.4 Broad Ion-Beam, BIB

För högpolering av en provyta används BIB. Instrumentet bildar en mer homogen provyta jämfört med en mekaniskt polerad provyta, för att sedan undersöka provet i SEM. Poleringen sker genom bombardering av en provyta med tre jonstrålar som kolliderar och följaktligen bortförs ytatomer. Jonkanoner, ofta argonbaserade, är källan för strålarna som accelereras mot en exponerad provyta. I samband med kollisionen uppstår atomfrigörelser och en energiöverföring. [20]

## 3. Metod

Under denna rubrik beskrivs samtliga steg som pågick under experimentet; hur provförberedning gick till, hur uppställningen såg ut samt hur analyseringen genomfördes.

### 3.1 Förberedning av prov

Proverna som användes i exponeringen var EF101 och APMT. Provförberedning skedde genom att först polera kanterna och sedan ytorna med kiselkarbidpapper SiC med en partikelstorlek uttryckt som 1000# respektive 800#, där målet var att polera bort ytliga repor. För att få spegelliknande provytor utfördes ytterligare en polering i tre steg med olika poleringsskivor, som har kornstorlek 9  $\mu\text{m}$ , 4  $\mu\text{m}$  och 1  $\mu\text{m}$ , tillsammans med en diamantsuspension. Efter poleringen tvättades proverna i aceton med ultraljudsomröring och sedan placerades i en exsickator. Innan exponering vägdes samtliga prover och dess dimensioner mättes.

Tabell 2. Legeringarnas kemiska sammansättning (vikt %)

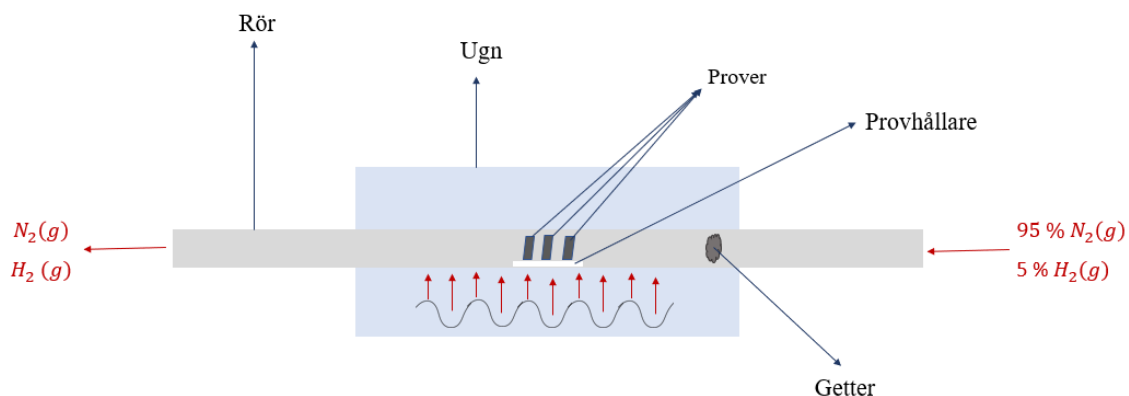
Legering	Cr	Al	C	Si	Mn	N	Fe	Övrigt
EF101	12.4	3.7	0.02	1.25	0.10	0.01	Bal	RE
APMT	21.3	4.9	0.03	0.4	0.2	0.06	Bal	Mo, RE

### 3.2 Experimentell uppställning

Den experimentella uppställningen i detta projekt är baserat på [10].

Prover i en provhållare placerades inuti ett horisontellt rör i en ugn som värms upp av tre zoner. Innan exponering, rensades atmosfären i systemet med den inerta gasen  $N_2$  i rumstemperatur under 24 timmar. Efter rensningen slogs ugnen på och önskad temperatur erhöles efter omkring 2 timmar. Under experiment 1 och 2 var det totala gasflödet i ugnen 200 ml/min sammansatt av 190 ml/min  $N_2$  och 10 ml/min  $H_2$ . Det totala gasflödet under experiment 3 var 40 ml/min bestående av 38 ml/min  $N_2$  och 2 ml/min  $H_2$ .

Gassammansättningen i samtliga experiment var 95 %  $N_2$  och 5 %  $H_2$ . Daggpunkten mättes till instrumentets lägsta maxgräns,  $-65\text{ }^\circ\text{C}$ , vilket indikerade en extremt låg vattenhalt i systemet och bekräftade att minimal  $O_2$  läckage fanns. Vid varje exponeringstillfälle användes endast en getter med syftet att hindra proven från att oxidera genom upptagning av  $O_2$  läckaget. Gettern var antingen gjord av APMT eller Ti och placerades i zon 3 av ugnen. Efter exponering, när proverna svalnat vägdes samtliga prover med syftet att granska massförändringen.



Figur 8. Illustration av experimentets uppställning

Tre experiment med olika parametrar genomfördes; parametrarna beskrivs detaljerade i tabell 3.

Tabell 3. Parametrar för samtliga experiment

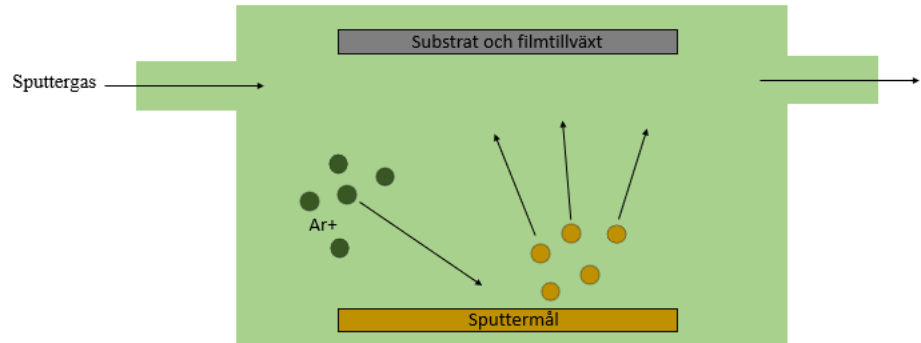
Parametrar	Experiment 1	Experiment 2	Experiment 3
<b>Exponeringstid</b>	3 h	168 h	168 h
<b>Getter</b>	APMT	APMT	Ti
<b>Prov 1</b>	EF101 #1	EF101 #14	EF101 #7
<b>Prov 2</b>	EF101 #13	EF101 #15	APMT #4
<b>Prov 3</b>			EF101 #8
<b>Temperatur Zon 1</b>	1100 °C	1100 °C	1100 °C
<b>Temperatur Zon 2</b>	1100 °C	1100 °C	1100 °C
<b>Temperatur Zon 3</b>	1100 °C	1100 °C	800 °C

### 3.3 Analys av prov

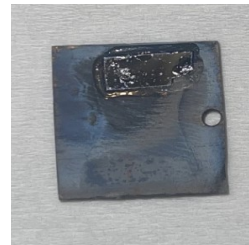
Innan analysering förbereddes samtliga prover i fem steg enligt tabell 3 nedan.

Tabell 4. Förberedning av prov inför analys

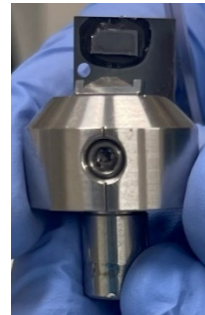
I första steget guldsputtrades provet, vilket innebär att provet bombarderas med hög guldjoner för att öka konduktiviteten av provet samt ge provet kontraster under SEM analys.



I andra steget limmades en kiselwafer på provytan med hjälp av superlim.



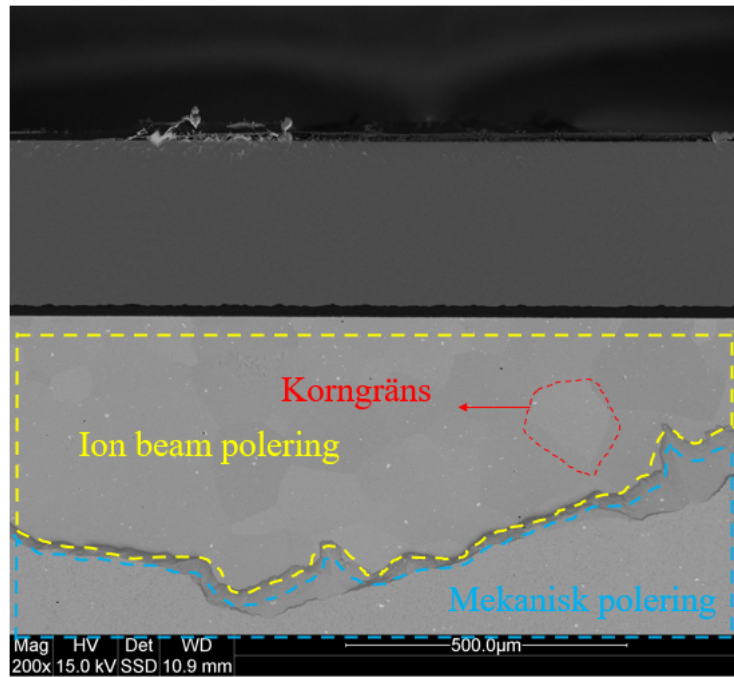
I tredje steget lades provet in i instrumentet LEICA EM TXP med wafern mot sågen med syftet att beskära provet.



I steg fyra användes samma instrument som i föregående steg för manuell polering av skurna provytan. Poleringen gjordes med slippapper av tre olika kornstorlekar, först med 9  $\mu\text{m}$ , sedan 2  $\mu\text{m}$  och till sist 0,5  $\mu\text{m}$ .



I det sista steget polerades provytan med kiselfwafern i ett BIB instrument vid namn LEICA EM TIC 3X under 6 timmar, med inställningarna 8 kV och 3,0 mA. I bilden till höger ses en BIB polerat yta samt en mekanisk polerad yta, i den förstnämnda ytan kan korngränser observeras.



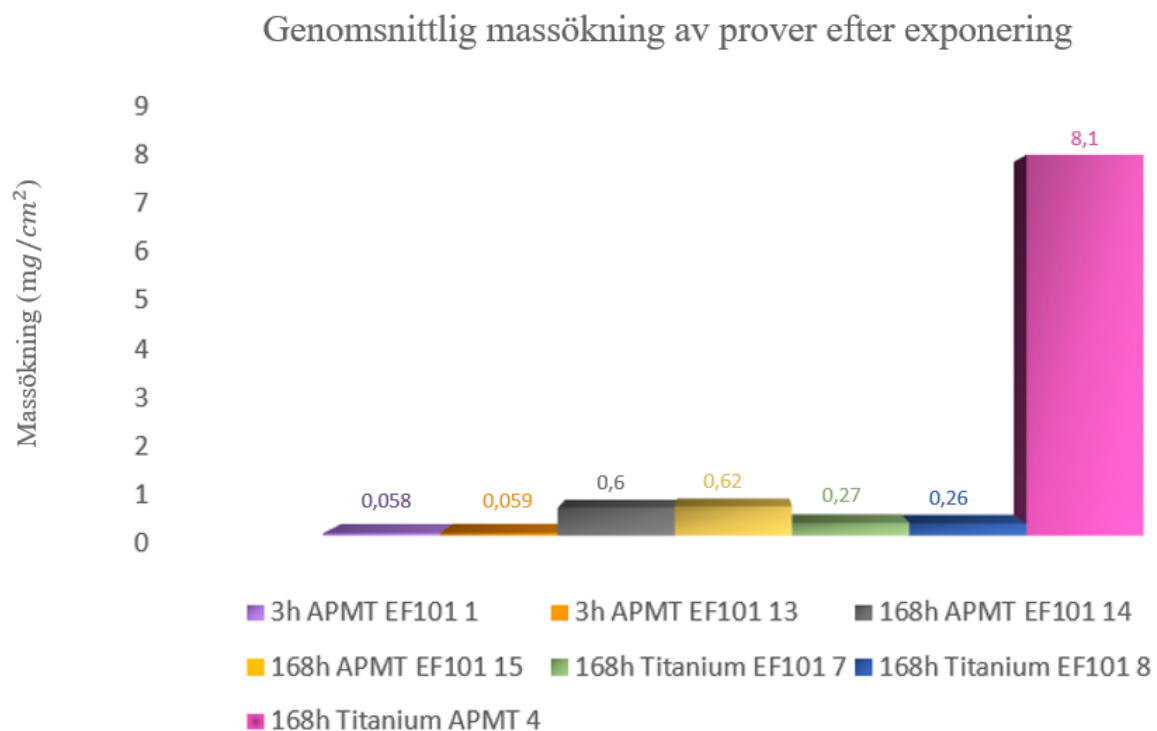
I ett XRD instrument vid namn D8 Discover analyserades provet efter exponering för granskning av närvarande föreningar och faser i provet. Erhållet resultat jämfördes med information i databaser för identifiering. Genom instrumenten FEI QUANTA 200 FEG ESEM kopplat till Oxford Inca (EDX), gjordes mikrostrukturanalyser. Detektorer av BSE användes där den accelererade elektronspänningen var 15 KeV. Till studiens nackdel funkade inte EDX-instrumentet och identifiering av provets innehåll var ogenomförbart.

## 4. Resultat och diskussion

Under denna rubrik redovisas resultat utifrån en viktskillnad, XRD analys samt tvärsnittsanalys från SEM. Samtliga resultat presenteras och diskussionen sammanställs genom tidigare forskning.

### 4.1 Observation av viktskillnad

Oavsett mängden viktskillnad är det en indikation på att något har skett med materialet, som exempelvis nitridering eller oxidering. Nedan visas viktskillnaden för samtliga prover före och efter exponering, se figur 9.



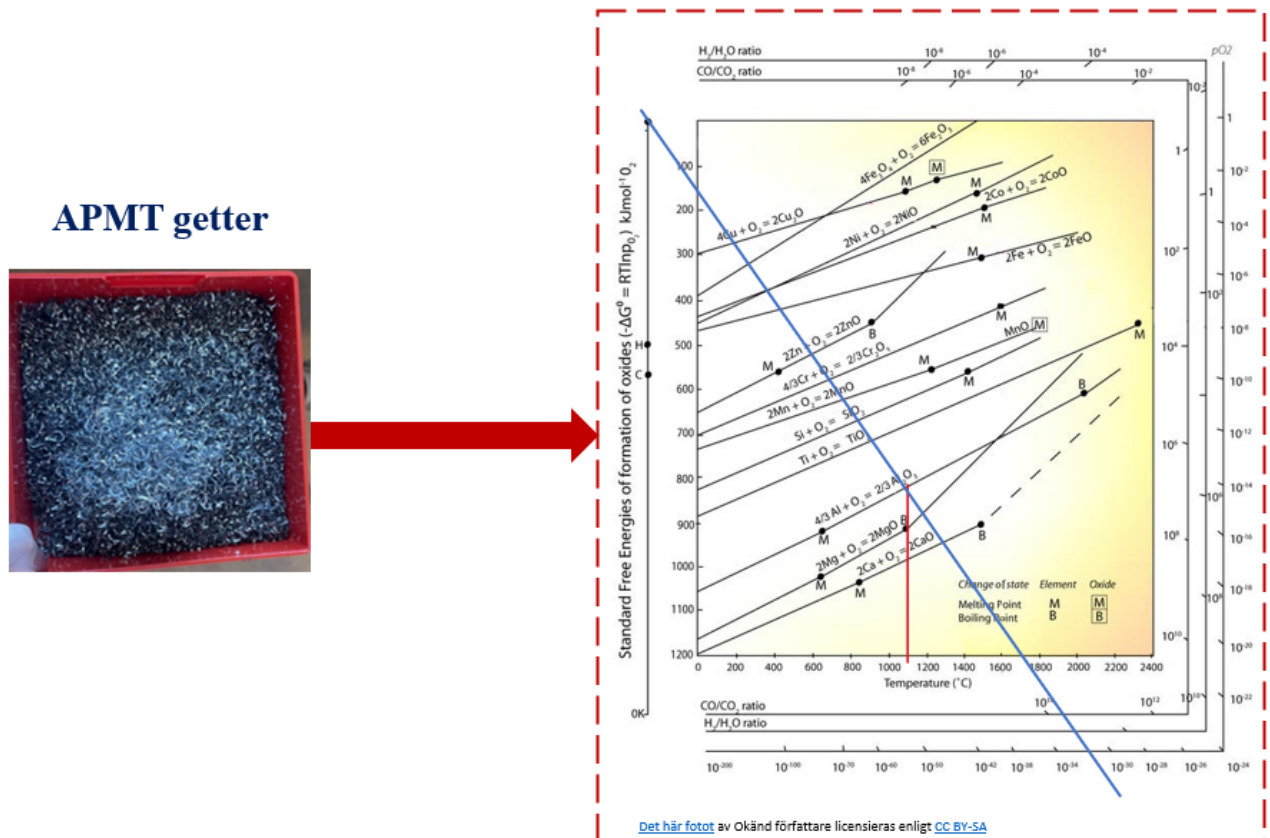
Figur 9. Genomsnittlig massökning av prover efter exponering

Figur 9 visar att samtliga prover har genomgått en massökning. Den minsta massökningen bland proverna i figuren ovan kan ses i EF101 1 och EF101 13 där en APMT getter användes. Detta kan bero på att exponeringstiden 3h inte var tillräckligt långt för att observera en stor förändring. EF101 14 och EF101 15 exponerades med samma parametrar som tidigare nämnda prover men till skillnad var exponeringstiden, 168h, längre och större massökning observerades.

EF101 7, EF101 8 samt APMT 4 hade alla exponerades under samma parametrar, där Ti getter var placerad i zon 3 med en lägre temperatur än proverna. Här observeras en kraftig massökning hos APMT 4 och enligt [10] borde teoretisk oxidering och nitridering skett. Detta

för att i [10] har APMT prov nitriderats under en liknande miljö som i experiment 3 av denna studie. Enligt samma artikel innehåller APMT mer reaktiva element än EF101, vilket innebär att APMT lättare kan nitridera.

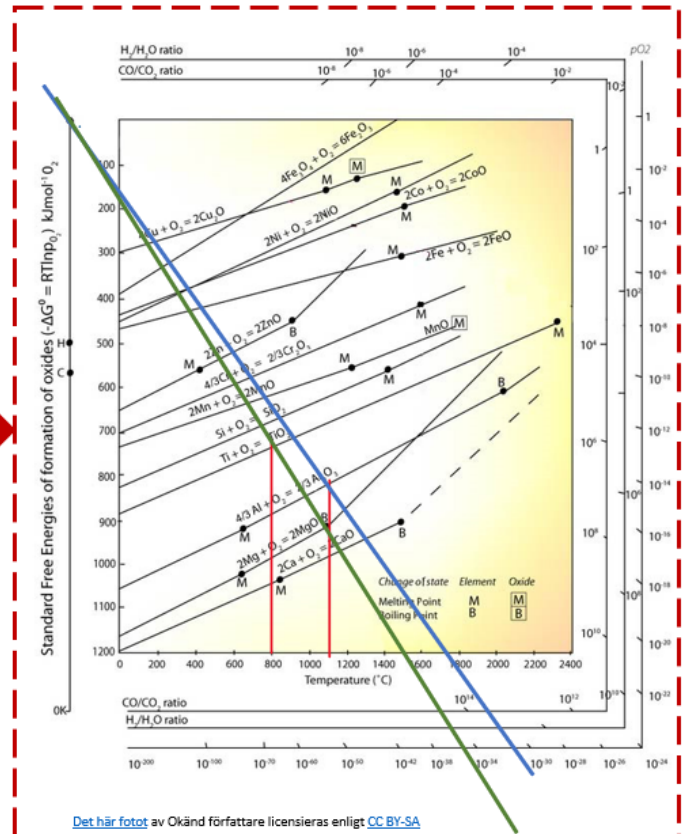
En annan iakttagelse som gjordes från massökningen var att EF101 7 och 8 hade mindre massökning än EF101 14 och 15. Detta kan bero på bytet av APMT getter till Ti getter samt temperatursänkningen i zonen där Ti getter var placerad, se tabell 3. I experiment 1 och 2 användes en APMT getter där proverna och gettern exponerades för samma temperaturer och därmed samma dissociationstryck för  $O_2$ . Problemet som uppstod var att både APMT och EF101 är FeCrAl legeringar och följaktligen genomgår samma oxidationsreaktion, se figur 10 nedan. Detta medför att Al-oxidation av provet blev utmanande att förhindra.



Figur 10. Ellingham-diagram visar  $O_2$  dissociationstryck för Al-oxidering vid 1100 °C

Ett lösningsförslag för ovannämnda problem var att använda en Ti getter som substituent till APMT getter vid lägre temperatur än proverna. Fördelen med detta var att dissociationstrycket för  $O_2$  blev lägre än trycket som krävdes för proverna vid 1100 °C att genomgå en Al-oxidering, se figur 11. Detta innebär att syrehalten var otillräcklig för en oxidationsreaktion och teoretiskt borde nitridering ske. Några utmaningar med den experimentella uppsättningen var att uppnå så reducerad miljö för att inte bilda Al-oxid.

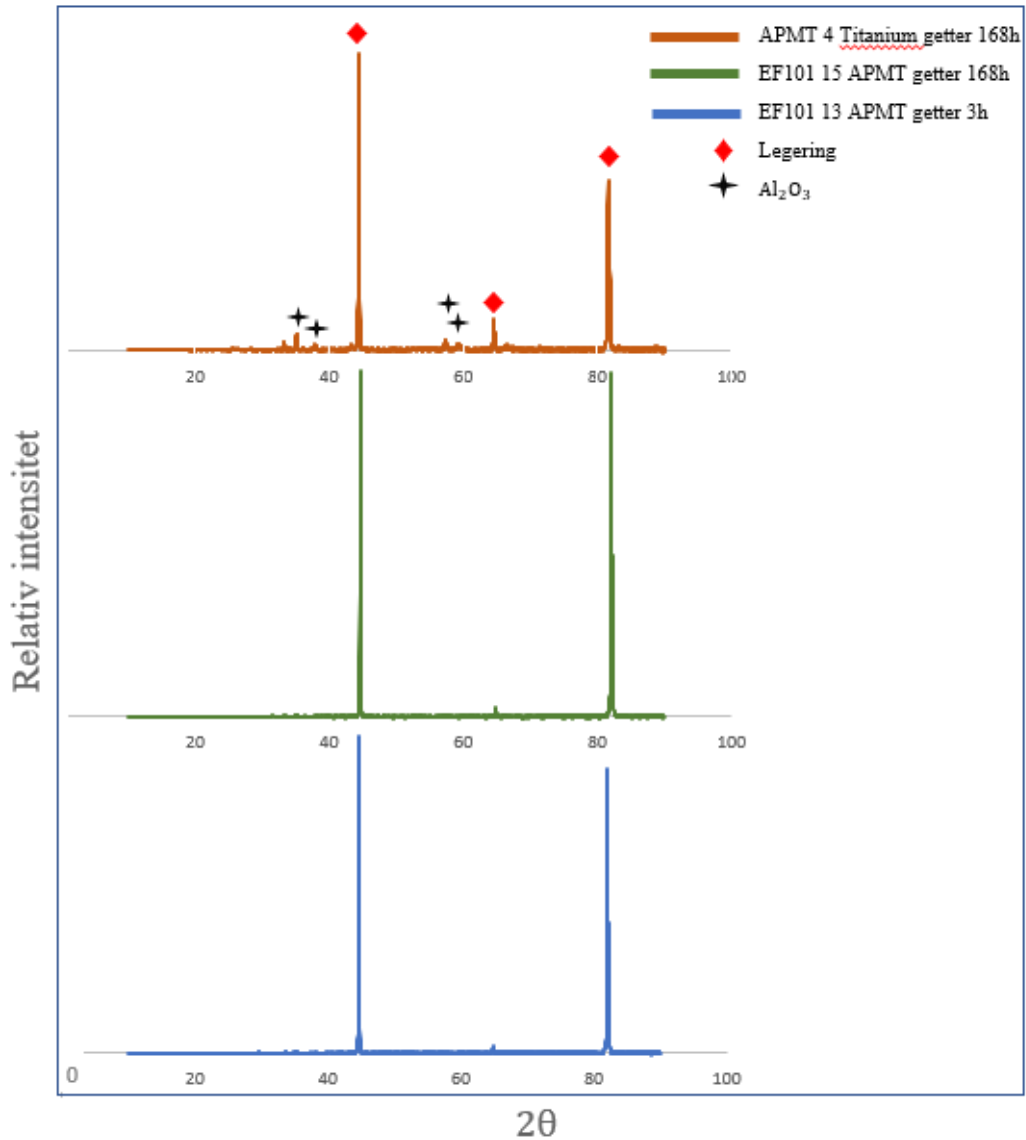
Titanium getter



Figur 11. Ellingham-diagram visar  $O_2$  dissociationstryck för Ti-oxidering vid 800 °C och Al-oxidering vid 1100 °C

## 4.2 Resultat från XRD analys och tvärsnittsanalys med SEM

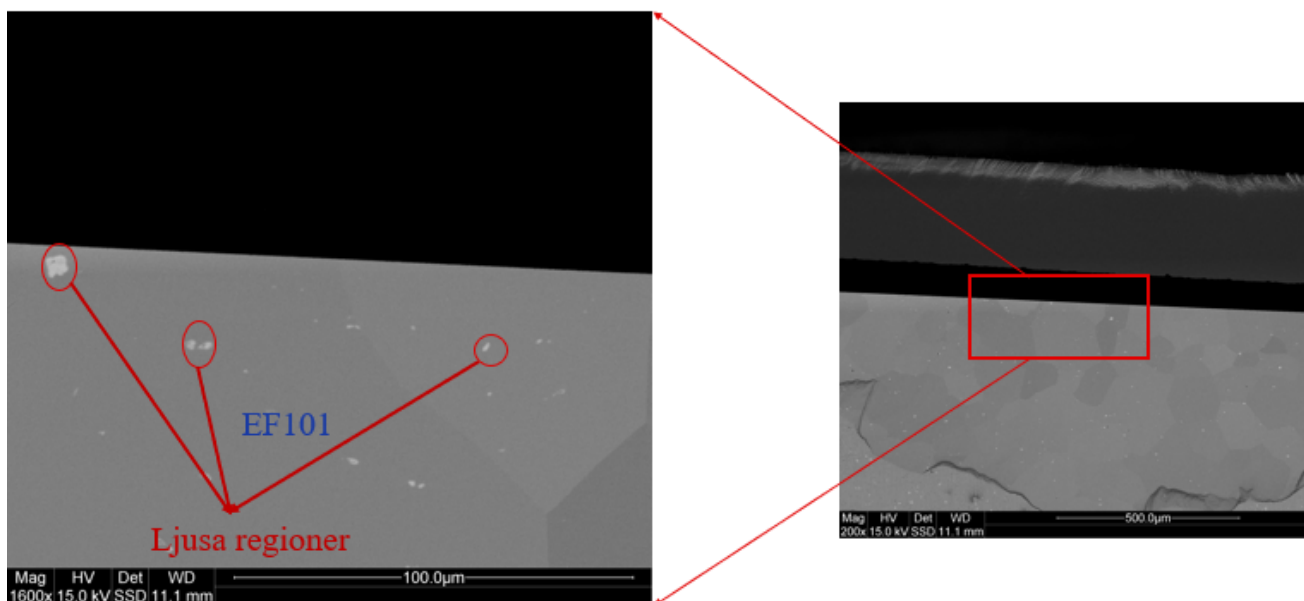
I samtliga XRD spektrum detekterades signaler från legeringen. I APMT 4 detekterades även signaler från  $Al_2O_3$ , vilket indikerar att provet har genomgått en oxidation, se figur 12. Detta stärker teorin under rubrik 4.1, att provet har genomgått en oxidering samt en eventuell nitridering.



Figur 12. Resultat från XRD analys av prover efter exponering

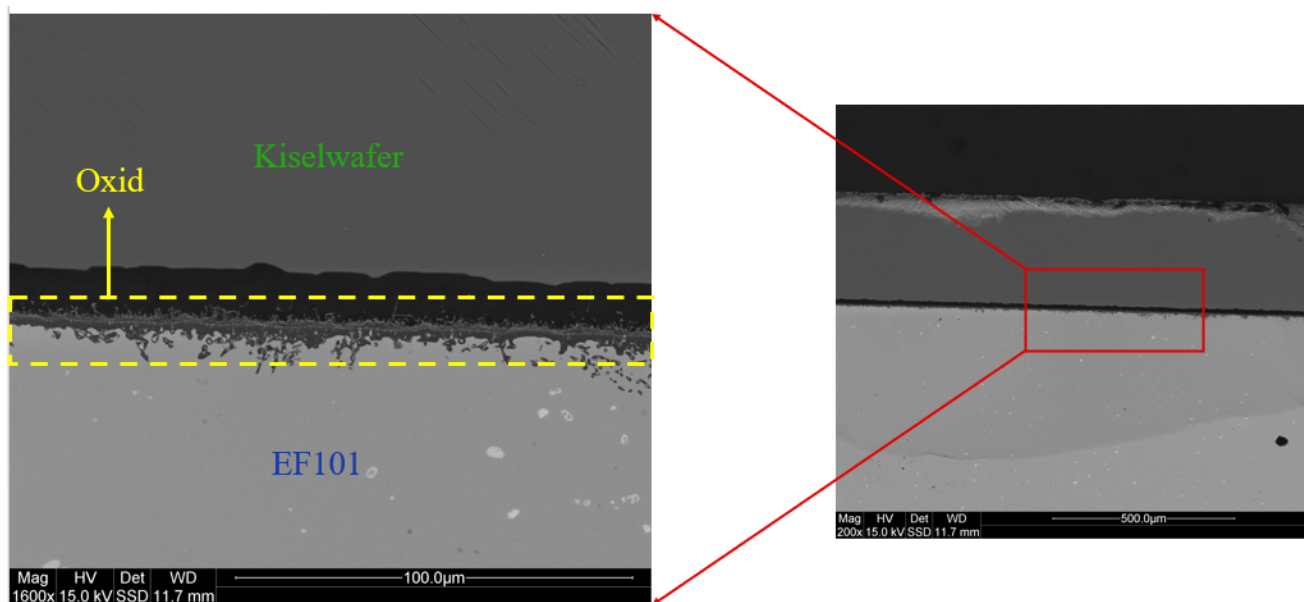
Tvärsnittsanalys i SEM-BSE gjordes på prov EF101 1, 8 och 14. På samtliga SEM-bilder syns små ljusa regioner som dessvärre inte kunde identifieras för att EDX-instrumentet inte fungerade. På grund av att färgen är ljus gjordes bedömningen att tunga atomer är närvarande, förmodligen från bulkmateriallet.

Nedan i figur 13 visas SEM-bilder på prov EF101 1 och ingen synlig observation av oxidering eller nitridering kan göras. Orsaken till detta bedöms vara, som tidigare nämnt, att exponeringstiden var för kort för att några synliga förändringar skulle inträffa.



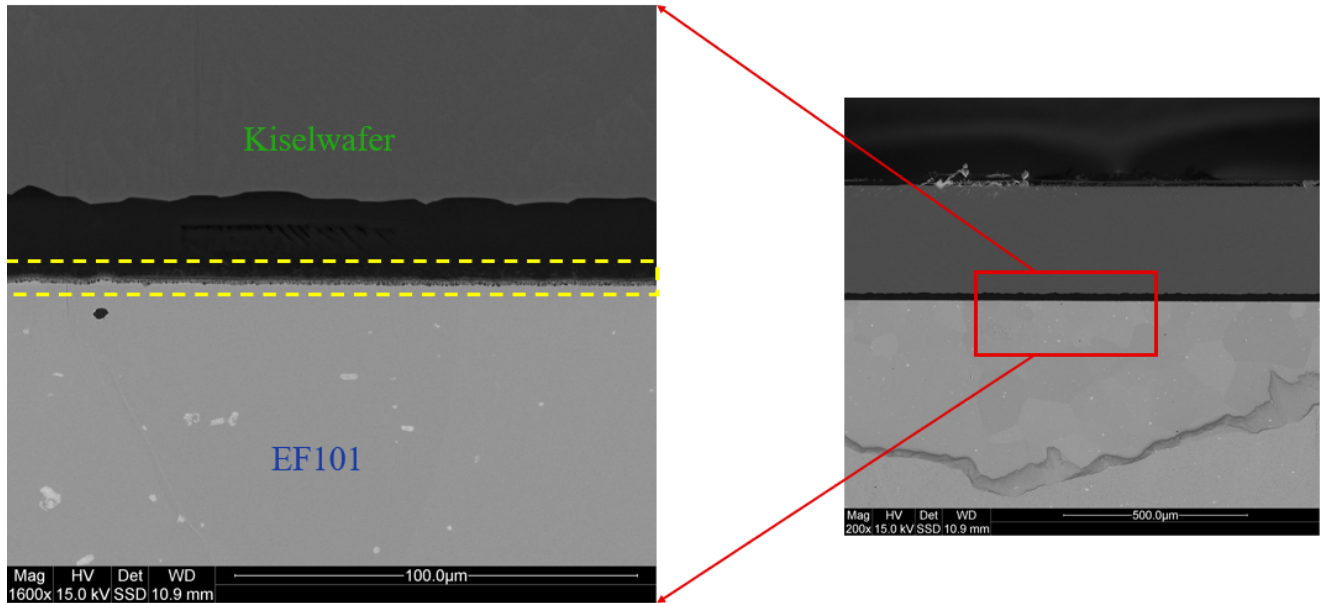
Figur 13. SEM-bilder på prov EF101 1, där den vänstra är en förstörd bild av den till höger

I figur 14 som visar SEM-bilder på prov EF101 14 kan ett mörkt ojämnt fördelat tillväxt in i och ut från provets tvärsnitt observeras, se område begränsat av gul markering. Denna tillväxt har den genomsnittliga tjockleken 9,4 µm och är troligen en oxid, mer specifikt  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Detta bedöms genom att både Al och O är lätta atomer som genererar få BSE och därmed formas mörka kontraster i SEM-bilder. Proverna EF101 14 och 15 var i samma experiment, vilket innebär att exponeringen skedde under exakt samma parametrar. Antagandet görs att exakt likadana förändringar har inträffat på båda proverna. I XRD analysen för EF101 15 detekterades ingen oxid, detta kan bero på att oxiden är avsevärt tunn vilket orsakat påtagligt låg signal från XRD.



Figur 14. SEM-bilder på prov EF101 14, där den vänstra är en förstörd bild av den till höger

Figur 15 visar SEM-bilder på prov EF101 8 och här ses en tunn och jämn tillväxt på tvärsnittet med en ungefär tjocklek på 2,8  $\mu\text{m}$ , se område begränsat av gul markering. Denna tillväxt kunde inte identifieras på grund av att EDX-instrumentet inte fungerade samt att ingen XRD analys genomfördes för en EF101 legering från experiment 3. Tillväxten kan tyda på att antingen oxidering eller nitridering har skett.



Figur 15. SEM-bilder på prov EF101 8, där den vänstra är en förstörd bild av den till höger

## 5. Slutsats

Utifrån resultaten dras slutsatsen att den experimentella uppställningen inte var tillfredsställande för ändamålet, men är på god väg att bli det. EF101 prover från experiment 3 har mindre massökning och tunnare tillväxt jämfört med EF101 prover från experiment 2. Slutsatsen som dras här är att bytet av getter och temperatursänkningen i zon 3 var på god väg att förhindra oxidering. En annan slutsats som dras är att exponeringstiden 168h var tillräckligt långt för att erhålla synliga förändringar, däremot var inte 3h det. Majoriteten av proverna har oxiderats men ingen slutsats på EF101 7 och 8 kan dras, då ingen analys av EDX eller XRD har genomförts. Massökningen i APMT 4 är på grund av både oxidering och nitridering.

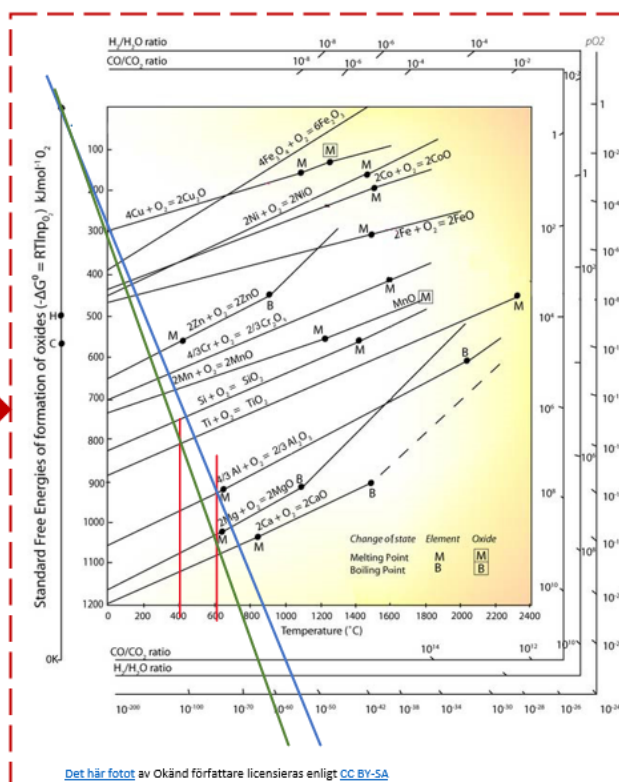
## 6. Vidare forskning

Som tidigare nämnt var projektet uppdelat i två delar och i detta arbete låg fokus på del A, där syftet var att framställa en fungerande experimentell uppställning för ändamålet.

Uppställningen som användes i detta projekt hade några brister, nedan finns några förslag på vad som kan testas för att utveckla en fungerande uppställning i framtiden.

- Ti getter visade bättre resultat än APMT getter, förslaget är att fortsätta använda Ti getter men sänka temperaturen i ugnen i zon 1 och 2 till 600 °C och zon 3 mellan 400–500 °C. Vid 1100 °C bildas  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> som har goda skyddande egenskaper och vid exempelvis 600 °C bildas  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> som är ej lika skyddande, trots detta är det troligtvis lättare för kväve att dissociera samt diffundera in i materialet då.

Titanium getter



Figur 16. Ellingham-diagram visar  $O_2$  dissociationstryck för Ti-oxidering vid 400 °C och Al-oxidering vid 600 °C

- Ett ytterligare förslag är att sätta ett salt, exempelvis KCl, på provet med syftet att bryta Al-rika oxiden för att sedan nitridera provet. Efter nitrideringen ska provet exponeras i en korrosiv miljö och därefter kan korrosionsmekanismerna studeras.

## 7. Referenser

- [1] Nyheter Europaparlamentet, "Nyheter Europapa," 12 04 2023. [Online]. Available: <https://www.europarl.europa.eu/news/sv/headlines/society/20190926STO62270/vad-betyder-koldioxidneutralitet-och-hur-kan-det-uppnas-till-ar-2050>. [Använd 26 05 2023].
- [2] H. Lindmark, J. Phother, M. D. Paz Olausson, J. Nockert, F. Lind, A. Jonasson, V. Barisic, K. Vänska, L. Rioja-Monllor and J. Liske, "A material degradation study of novel FeCrAl alloys, stainless steels and nickel base alloy in fluidized bed heat exchangers of a waste-fired CFB boiler," *Fuel*, vol. 338, pp. 1-2, 2023.
- [3] J. Eklund, "High Temperature Corrosion of FeCrAl Alloys in Biomass- and Wastefired Boilers," Chalmers, Göteborg, 2020.
- [4] V. Stenberg, M. Rydén och F. Lind, "Evaluation of bed-to-tube heat transfer in a fluidized bed heat exchanger in fuels," *Elsevier*, vol. 339, nr 1, 11 Januari 2023.
- [5] ALLOY, "LKALLOY," 29 09 2019. [Online]. Available: <https://lkalloy.com/sv/what-are-high-temp-alloys/>. [Använd April 2023].
- [6] "Ledarna," [Online]. Available: <https://www.ledarna.se/stod-i-chefsrollen/hallbarhet-ekonomisk-ekologisk-social/ekologisk-social-och-ekonomisk-hallbarhet/>.
- [7] Naturskyddsföreningen, "Avfallstrappan," Naturskyddsföreningen, 2022.
- [8] Enelx, "What are cogeneration systems and what are their benefits?"
- [9] Encyclopedia Britannica, "Nitriding," Britannica, 2013.
- [10] T. Sand, High-Temperature Corrosion Properties of Chromia- and Alumina-Forming Alloys, Göteborg: CHALMERS TEKNISKA HÖGSKOLA, 2022.
- [11] ASM International, Corrosion: Understanding the Basics, 2000.
- [12] Swerim, "Högtemperaturkorrosion," 2023.
- [13] Kunskaper.se, "Vad är ett Ellingham-diagram?"
- [14] J. Warvne, "Investigating the corrosive effect of KCl on the low alloyed steel T22 at 400°C," Chalmers, Göteborg, 2022.
- [15] E. McCafferty, Introduction to Corrosion Science, New York: Springer, 2010.
- [16] P. Boehlke, "Scanning Electron Microscopy," Salem Press Encyclopedia of Science., 2022.
- [17] A. Ul-Hamid, "A Beginners' Guide to Scanning Electron Microscopy," Springer, Dhahran, 2018.
- [18] Thermo Fisher Scientific, "Thermo Fisher Scientific," [Online]. Available: [https://www.thermofisher.com/se/en/home/materials-science/eds-technology.html?cid=cmp-05675-y6b2&utm\\_source=google-ads&utm\\_medium=cpc&utm\\_campaign=ms\\_xmarket\\_gl\\_eds\\_search\\_google-adwords\\_2022\\_05&utm\\_term=%7Bkeyword%7D&gad=1&gclid=CjwKCAjw67ajBhAVEiwA2g\\_jE](https://www.thermofisher.com/se/en/home/materials-science/eds-technology.html?cid=cmp-05675-y6b2&utm_source=google-ads&utm_medium=cpc&utm_campaign=ms_xmarket_gl_eds_search_google-adwords_2022_05&utm_term=%7Bkeyword%7D&gad=1&gclid=CjwKCAjw67ajBhAVEiwA2g_jE). [Använd 24 Maj 2023].

- [19] W. Stanjek och H. Häusler , "Basics of X-ray Diffraction," Hyperfine Interactions, 2004.
- [20] J. Rongrong , L. Ming, Y. Yirong, G. Jianmin och L. Huanming, "Application of BIB polishing technology in cross-section preparation of porous, layered and powder materials: A review," *Frontiers of Materials Science*, 2019.
- [21] E. Larsson, *The Corrosive Effect of Chlorine Containing Species on Waterwalls and Superheater Materials in Waste and Biomass-Fired Power Plants*, Göteborg: Chalmers Tekniska Högskola, 2017.

INSTITUTIONEN FÖR KEMI OCH KEMITEKNIK  
CHALMERS TEKNISKA HÖGSKOLA

Göteborg, Sverige 2023

[www.chalmers.se](http://www.chalmers.se)



**CHALMERS**