

Ausferrit ger extrem styrka och seghet för både segjärn och stål!

Mitt intresse för ausferritiska material började faktiskt med en tribologikonferens, Nordtrib 2006 i Helsingör, där portugisiska forskare visade att kugghjul i ausferritiskt segjärn (ADI) är mycket beständigare än stål mot att skära! Jag var forskningschef vid Indexator, som redan då hade tribologiska utmaningar i både sina hydrauliska rotatorer och i tiltrotatorn Rototilt, vilket numera är namnet på ett separat bolag. Året innan hade vi börjat använda det som jag (och sedan resten av världen!) benämner lösningshårdade helferritiska segjärn, eller på engelska "Si-solution strengthened ferritic ductile iron". Strax efter konferensen fick jag idén att undersöka om högre kiselhalter även är fördelaktiga för ADI, vilket ledde till Silléns Innovationspris 2010 för det patenterade konceptet SiSSADI™. Därefter grundades teknikbolaget Ausferritic AB, och sedan 2015 har flera patentsökta koncept för tekniklicensiering utvecklats, demonstrerat i både formgjutna SiSSASteel™-legeringar från Smålands Stålgjuteri och i valsad stång från Ovako. Det finns ständigt något nytt att upptäcka om ausferrit!

TEXT: RICHARD LARKER

FOTO: AUSFERRITIC AB

Ausferritiska segjärn (ADI = Ausferritic Ductile Iron) och ausferritiska stål är relativt okända i Sverige, men av ADI används $\approx 100\,000$ ton/år i USA och $\approx 10\,000$ ton/år i Europa. I Sverige är Epiroc Construction Tools i Kalmar pionjärer med ADI i mycket robusta Hammarkroppar för sina Hydraulhammare, och Epiroc Rock Drills har i Örebro nyligen invigt en ytterligare integrerad saltbadsanläggning inom koncernen. Ausferritiska stål är betydligt mindre använda även globalt, av skäl som beskrivs senare i artikeln.

Men vad är då ausferrit, och hur fungerar det i segjärn och i stål?

Låt oss börja med att konstatera att stål är grundämnet järn med lite kol, men har man mer kol

(>2 vikt-% eller $>7,5$ atom-%) så kallas det gjutjärn, där det mesta av kolet dock är ≈ 10 volym-% grafit som lameller, kulor eller mellanformer i en kontinuerlig matris som kan ha en "stål-lik" mikrostruktur.

De fackuttryck för mikrostrukturer inom järn och stål som på svenska slutar på "it": ferrit, austenit, perlit, martensit, bainit, cementit och numera också ausferrit, beskriver atomer av främst Fe + lite C och andra legeringsämnen i en viss kristallstruktur, alltså på vilka regelbundna sätt som de olika atomerna sitter tredimensionellt på nanonivå. Vilka mikrostrukturer man får beror på vald kombination av legering och termisk historia. Perlit och bainit betecknar mikrostrukturer bestående av ferrit + järnkarbiden cementit (Fe_3C). Bainit och ausferrit är de två yngsta "-it"-begrep-

pen, från 30-talet resp. 70-talet.

Ausferrit uppträdde först i segjärn; det beskrevs faktiskt redan i Millis segjärnspatent 1949, men då legeringarna med ursprung gråjärn hade en alltför hög manganhalt så blev omvandlingen till ausferrit inte fullständig, vilket ledde till sprödhets och att användning av ADI fördröjdes i flera decennier! Segjärnets kiselhalt gynnar grått stelnande, då C-överskottet bildar grafit i det stabila fasdiagrammet Fe-C istället för Fe_3C i det för stål vanliga metastabila fasdiagrammet. Kisel gynnar också att ausferrit bildas om austenit nedkyls till temperaturintervallet mellan perlit och martensit i ett omvandlingsdiagram (T'TT eller CCT). Däremot har de flesta stål en alltför låg Si-halt, vilket leder till att bainit (fin ferrit + Fe_3C) bildas istället.

På stålområdet har bainit-forskning främst skett vid KTH (Hillert & Borgenstam) och internationellt främst vid Cambridge (Bhadeshia). Tyvärr betraktas vanligen ausferrit i högkiselstål som ett specialfall av bainit och kallas därför ofta "superbainit", "nanobainit" eller "karbidfri bainit", trots att kolöverskottet när ferriten utskiljs i detta fall stabiliserar en del av austeniten, istället för att i all bainit bilda Fe₃C. Det beror på att ökad substitutionell inlösning av Si-atomer och/eller Al-atomer mellan Fe-atomerna gör det mycket svårare att bilda Fe₃C. Dessutom hävdar "Cambridge-skolan" att mikrostrukturen i all "bainit" bildas diffusionslöst som martensit gör och att kolet först därefter helt eller delvis lämnar ferrit-fasen, medan man vid KTH förstår att strukturen bildas under "paraequilibrium" när enbart C-diffusion sker vid låg temperatur.

Vid vanlig härdning av stål värmer man först upp till gulvarmt så att stålet omvandlas till en austenitisk kristallstruktur som är stabil vid hög temperatur, för att man interstitiellt mellan Fe-atomerna ska kunna lösa in fler C-atomer än vad som ryms i ferrit ($\leq 0,02$ vikt-% C). Sedan kyls man snabbt så att ferrit, perlit och/eller bainit inte ska hinna bildas under svalningen. Speciellt för martensit är att när M_s -temperaturen nås börjar austeniten att extremt snabbt omvandlas till martensit med stålets ljudhastighet (≈ 5000 m/s). Då hinner kolet inte transporteras bort genom diffusion, vilket ger en distorderad ferrit-kristallstruktur (BCT) till följd av det tvångsinlösta kolet. Att omvandlingen går så snabbt leder ofta till restspänningar och formförändringar på grund av att snabbt kyllda delar bildar sin martensit tidigare än långsamt kyllda delar. Omvandlingen blir fullständig först när man även

kyls nedanför M_f -temperaturen, och för stål med högre kolhalt som har sin M_f under rumstemperatur får man därför ibland tillgripa djupkylning för att undvika restaustenit, som är begränsande för både maximal styrka/hårdhet och för måttstabiliteten.

Martensiten är oftast alltför spröd direkt efter härdningen, och därför anlöper ("tempering" på engelska) man så att den i önskad grad, beroende på vald temperatur och hålltid, omvandlas till en mycket fin mikrostruktur av ferrit med lägre C-halt samt Fe₃C, bägge mycket finare än i perlit men också finare än i bainit eftersom bildningstemperaturen är lägre. Därför är härdade stål med anlöpt martensit både starka och någorlunda sega, men valet av anlöpning är alltid en kompromiss mellan styrka och hårdhet å ena sidan samt duktilitet och seghet å den andra sidan.

Det nya med ausferrit, vilken liksom anlöpt martensit och bainit har mycket fina strukturer på nanonivå som bromsar plastisk deformation genom dislokationsrörelser och därmed ökar deras styrka, är att utöver nanostrukturen bygger styrkan hos ausferriten inte på att järnkarbider bromsar dislokationer, utan på en unik helmetallisk struktur där mekanisk växelverkan sker mellan en seg men också stark austenit-fas och en stark men också seg ferrit-fas, därav begreppet ausferrit.

Hur går värmebehandlingen till för att få ausferritiska mikrostrukturer?

Värmebehandlingens första delar för ausferrit (och för "kusinen" bainit) påminner om den för vanlig härdning till martensit, nämligen först en austenitisering som oftast är fullständig, men ibland med en viss andel oupplöst pro-eutektoid ferrit kvar. Den följs av en snabbkylning för att inte ny

pro-eutektoid ferrit samt perlit ska hinna bildas och förbruka den austenit som ska omvandlas till starkare mikrostrukturer. Precis som vid vanlig härdning behöver materialet ha en tillräcklig hårdbarhet, så för grövre väggjocklek som svalnar långsammare legeras segjärn med koppar och nickel samt mindre mängder molybden och mangan. I stål ersätts koppar med krom och högre manganhalter kan tillåtas än i segjärn. Det är relativt okänt att kisel också har en hårdbarhetshöjande effekt på samma nivå som för nickel (men är mycket billigare!), fast det förutsätter att man ökar austenitiserings-temperaturen för att kompensera för att austenitens löslighet för kol sjunker med ökad kiselhalt. Temperaturökningen kan också vara nödvändig för att austeniteringen ska bli fullständig, eftersom kisel som stark ferrit-stabiliserare krymper austenitfältet i legeringens fasdiagram, och denna krympning har ofta underskattats. Austenitens kolhalt har givetvis i förhållande till sin mängd störst inverkan på både hårdbarheten och på hur låg M_s -temperaturen är.

Det som däremot skiljer sig från vanlig härdning är att kylningen av austeniten sker i ett saltbad, alltså en saltsmälta (inte saltvatten!) som håller just den temperatur där man önskar omvandling till ausferrit (eller bainit). Valet av saltbad bygger på att man visserligen önskar en snabb kylning, nästan lika snabb som i hårdolja men långsammare än i vatten, men att man inte vill bilda martensit vid ännu lägre temperaturer. Det vänstra fotot nedan visar den 70 L saltbadsugn som Indexator och Rototilt 2017 donerade till Luleå tekniska universitet för värmebehandlingar av mekaniska prover och enstaka mindre komponenter, medan det högra fotot visar chargering av många större



Saltbadsugn (70 L) donerad till Luleå tekniska universitet



Integrerad saltbadsanläggning hos Epiroc Construction Tools i Kalmar

prover i den industriella saltbadsanläggningen för Hammarkroppar hos Epiroc Construction Tools i Kalmar. Inuti en integrerad saltbadsugn processar man två satser samtidigt, först i den austenitiseringsugn med reglerad kolpotential som skymtar mitt i fotot i markplanet, och därefter via en sluss ner i saltsmältan under golvnivån. Saltet har ungefär halva värmekapaciteten per kilo jämfört med järn och stål, så därför används mycket stora saltbad så att dess temperatur bara stiger ett fåtal grader när godset snabbkyls, och som inom en kvart är nerkyld igen till den avsedda temperaturen för bildandet av ausferrit. Saltet är vattenlösligt, så dels kan man i vissa industriella saltbadsanläggningar kontinuerligt tillsätta vatten för att öka badets kylförmåga, dels kan man alltid tvätta av komponenterna med hetvatten efteråt och efter indunstning av tvättvattnet återföra saltet till badet.

När segjärnet eller stålet nått saltbadets temperatur så sker en vanligtvis isotherm omvandling under ett större antal minuter, upp till enstaka timmar. Jämfört med martensit-härdning blir därför restspänningar och formförändringar blygsamma, men total

processtid för hela värmebehandlingen blir inte längre.

Precis som andra fasomvandlingar som bygger på diffusion, t ex perlit, så slutförs omvandlingen på kortast tid vid den bästa kompromissen mellan ferritens kärnbildning (som gynnas av stor underkylning, alltså låg T) och ferritens tillväxt (som gynnas av snabb koldiffusion, alltså hög T). Denna "nos" vid kortaste tiden i ett TTT- eller CCT-diagram brukar ligga vid $\approx 350^\circ\text{C}$. Forskning vid KTH har visat att ferritens tillväxthastighet ofta är $1\text{--}10\text{ }\mu\text{m/s}$, vilket är nästan en miljon gånger långsammare än för martensit (!), och därmed fullt kompatibel med kolets diffusionshastighet vid aktuella temperaturer.

Både hela värmebehandlingen och det tredje kännetecknande steget kallar på engelska "austempering" som direktöversatt blir "austenit-anlöpning", vilket ju är nonsens då austenit är den duktilaste strukturen som inte har något sprött att anlöpa! Vad man möjligen menar är att istället för att kyla hela vägen ner och sedan gå upp igen och anlöpa, så "anlöper" man direkt i temperaturområdet mellan perlit och martensit.

Hur är ausferriten uppbyggd på mikro/nanonivå?

Austenit-fasen i färdig ausferrit består till största delen av tunna ($< 1\text{ }\mu\text{m}$) filmer, som genom två faktorer stabiliseras termodynamiskt mot att bilda martensit: Dels av hur tunn filmen är eftersom omvandling från tätpackad austenit till martensit innebär en volymökning vilket är svårare i en tunn film, dels av sin höga kolhalt, $\approx 1,5\text{--}2\text{ vikt-\% C}$. Filmerna uppkolas genom diffusion från den merpart av ursprunglig austenit som istället omvandlas till en mycket fin ferrit-fas, och detta gör att den kvarvarande austenit-fasens M_s sjunker med flera hundra grader, och i många fall är den stabil även i flytande kväve vid -196°C !

Ferrit-fasen i ausferrit består av paket av tunna ($< 1\text{ }\mu\text{m}$) plattor som i mikroskopi-tvärsnitt ofta ser ut som tunna nålar. Denna ferrit får faktiskt nere på atomär nivå en viss distorderad kristallstruktur till följd av tvångsinlöst kol interstitiellt, i likhet med oanlöst martensit, men om kiselhalten är hög så ger det också en substitutionellt lösningshärdande effekt i ferrit-fasen, med $\approx 80\text{--}100\text{ MPa}$ per vikt-% Si.

Austenit-fasen är dock inte

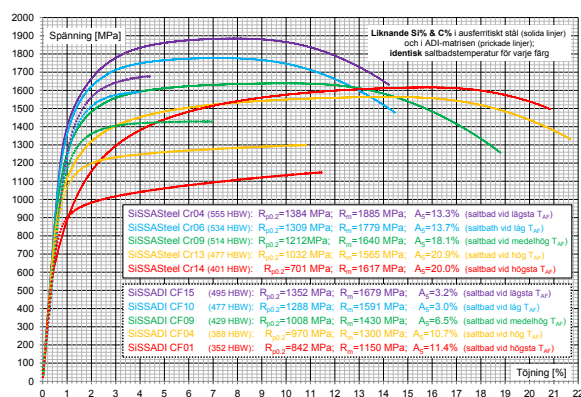
fullständigt mekaniskt stabiliserad mot att vid kraftig plastisk deformation lokalt bilda deformations-martensit. Då sväller materialet lokalt och "stryper sprickor", vilket leder till en ovanligt hög elasto-plastisk brottseghet K_{JIC} för ett så starkt material. Samtidigt kan ett kraftigt deformationshårdnande ge en hög duktilitet genom en stegvis och partiell omvandling av austenit-fasen till martensit. Dessutom ger denna mekanism en hög ythårdhet vid kulpning och i kuggkontakter samt en mycket god beständighet mot nötning. Centralt för ausferrit är att austenit-fasen är **"tillräckligt stabil"**

I den färdiga ausferritiska mikrostrukturen är austenit-fasen i minoritet, och andelen avsedd austenit (som alltså inte har mycket gemensamt med den vid vanlig hårdning önskade och skadliga "restausteniten") bestäms främst av den temperatur T_{AF} då ausferriten bildas. Ju närmare T_{AF} ligger just ovanför den

$M_{s\text{ initial}}$ -temperatur där den snabbkylade austeniten skulle ha bildat martensit om kylningen fortsatt nedåt istället för att stabiliseras vid saltbadstemperaturen, desto mindre andel austenit-fas och desto finare blir mikro/nano-strukturen i färdig ausferrit. Om T_{AF} istället ligger långt ovanför $M_{s\text{ initial}}$ -temperaturen så blir mikrostrukturen mindre fin och med en större andel austenit-fas. Starkt förenklat får ausferrit bildad vid en lägre T_{AF} en finare struktur med mer ferrit-fas och därmed en högre styrka och hårdhet, medan en ausferrit bildad vid en högre T_{AF} får en mindre fin struktur med mer austenit-fas och därmed potential för en högre duktilitet, men här finns det fall-gropar; mer om detta senare.

Ett exempel på inverkan från fem (5) olika omvandlingstemperaturer T_{AF} i saltbad på de mekaniska egenskaperna för både ett

stränggjutet segjärn enligt SiSSA-DI™-konceptet och ett smitt stål enligt SiSSASteel™-konceptet, där bägge har liknande höga kiselhalter (>3 vikt-% Si) samt medelhöga kolhalter ($\approx 0,5$ vikt-% C i segjärnets matris samt i stålet efter deras austenitisering men innan snabbkylningen), framgår av de tio dragprovningskurvorna samt deras materialdata i följande graf:



Dragprovningskurvor och resulterande mekaniska egenskaper för ausferritiska stål (heldragna kurvor) och ausferritiska segjärn (ADI, prickade) med liknande höga kiselhalter och medelhöga kolhalter, vilka austemperats vid samma fem (5) saltbadstemperaturer, där spannet är 110 K mellan kallaste (violet) och varmaste (röd) saltbadstemperatur

I den ena änden av temperatur-spektrat har vi stålet med heldragen violetta kurva samt segjärnet med prickad violetta kurva som har omvandlats till ausferrit vid samma lägsta T_{AF} , i detta fall bara 10 K ovanför den snabbkylade austenitens $M_{s\text{ initial}}$ -temperatur. Den har gett mycket fina mikrostrukturer med bara ≈ 5 volym-% austenit-fas och därmed mycket höga styrkor och hårdheter.

I den andra änden av temperatur-spektrat har vi stålet med heldragen röd kurva samt segjärnet med prickad röd kurva som har omvandlats till ausferrit vid samma högsta T_{AF} , i detta fall hela 120 K ovanför den snabbkylade austenitens $M_{s\text{ initial}}$ -temperatur, vilket gett mindre fina mikrostrukturer med

≈ 40 volym-% austenit-fas och därmed högre duktilitet, definierad som brottförlängningen A_5 .

Det bör dock noteras att de orange kurvorna med ≈ 30 volym-% austenit-fas egentligen representerar användbarare materialegenskaper. Det beror på att de röda har så mycket austenit-fas att dels blir sträckgränserna $R_{p0.2}$ och därmed de användbara

hållfastheterna relativt låga, dels har det inte funnits tillräckligt mycket kol för att höja austenit-fasens kolhalt tillräckligt för att optimalt fördröja den stegvisa och partiella omvandlingen till deformations-martensit, vilket kunde ha gett en ännu högre

duktilitet.

Trots sin höga brottgräns $R_m = 1779$ MPa satte stålet SiSSASteel Cr06 (blå heldragen kurva och data) faktiskt ett rekord i elasto-plastisk brottseghet: $K_{JIC} = 152 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Det innebär att förmågan att bära en ojämnt fördelad spänningsnivå är mycket stor, genom att stålet vid makroskopisk spänningsnivå motsvarande sin sträckgräns $R_{p0.2} = 1309$ MPa kommer att plasticera och omfördela lasten runt en atomärt skarp spricka istället för att brista, så länge som sprickans längd inte överstiger $a_{crit} = 13,5 \text{ mm}$! Denna **"robusthet"** är på samma nivå som för det välkända seghärdade stålet 34CrNiMo6 Q+T (även känd som AISI 4340 eller "SS 2541"), men det ausferritiska stålets sträckgräns (och brottseghet) är 50% högre! Ifall man anlöper martensiten vid en lägre temperatur för att få jämförbar styrka så blir dess $a_{crit} = 2,3 \text{ mm}$, alltså avsevärt mindre "robust".

En övergripande observation i grafen är att samtliga ausferritiska

material deformationshårdnar kraftigt, men att segjärnen inte midjebildar märkbart innan brott, till följd av att grafitnodulerna motverkar detta. Det kan också noteras att HBW-hårdhet och brottgräns R_m hos de tre starkaste segjärnen är ungefär 90% av värdena för de tre starkaste stålen som austempererats vid samma T_{AF} , vilket förklaras av att segjärnen ju bara har ≈ 90 volym-% ausferritisk "stål-lik" matris, medan resten är grafitnoder.

Konceptet SiSSADI™ (Silicon Solution Strengthened Ausferritic Ductile Iron), som är patenterat av Ausferritic AB, har en kraftigare lösningshårdning av ferrit-fasen genom minst 3,35 vikt-% Si. Det ger flera fördelar när man önskar ett relativt duktilt ADI med höga brottgränser, från 1200 MPa och uppåt, eftersom man även vid de låga T_{AF} strax ovanför M_s initialtemperatur som då används kan undvika att försprödande Fe_3C utskiljs, något som i konventionell ADI med $\approx 2,4$ vikt-% Si bara kan undvikas när austemperering sker vid högre T_{AF} . Däremot är vanlig ADI lämpligare för de standardiserade brottgränserna 1050 MPa och 900 MPa eftersom en lägre Si-halt ger en högre C-löslighet vid austenitiseringsen, och därmed finns det mer kol tillgängligt för att stabilisera dessas större andelar austenit-fas.

Vad har hänt för att ausferritiska stål ska komma ikapp ADI?

Projektet "AusFerrit" under 2016–2019 med sju industriella deltagare samt LTU och med delfinansiering från VINNOVA via Jernkontorets "Metalliska Material" fokuserade på ausferritiska stål, då dessa är betydligt mindre utvecklade än ADI. Framställningen av stål med medelhög kolhalt och hög kiselhalt som är lämpade för värmebehandling till ausferrit skalades upp avsevärt under projektet.

Innan projektstart hade små smidda labb-göt (80 kg) tagits fram i samarbete mellan Ausferritic AB och Uddeholm, men genom en processteknisk överbrygningsfas under projektets två första år, då flera i stångstångs-sammanhang relativt små 1-tons vals-göt av SiSSASteel™-legeringarna G2 och G4 först göts med hela ugnskapaciteten hos formgodsgjutaren Smålands Stålgjuteri i Eksjö, så kunde enstaka valsämnen av dessa göt smidas hos Ovako i Hofors, följt av valsning till plattstång eller rundstång hos Ovako i Smedjebacken.

Under projektets tredje och sista år "kokades en bytta" när en stränggjutning genomfördes av SiSSASteel™-legeringen G6 i Smedjebacken till drygt 100 ton valsämnen, som vid tre tillfällen hittills valsats till olika stånggeometrier i Smedjebacken och i Boxholm.

Därutöver göts stålformgods av SiSSASteel™-legeringen G3 hos SSG i Eksjö inom projektet.

I fotografierna till höger visas stångstål utgående från smitt göt (G2) som sedan valsats till plattstång 200×10 mm, formgodsgjuten (G3) Rivartand efter austemperering hos Epiroc, stångstål utgående från smitt göt (G4) som valsats till rundstång Ø53 mm, samt stångstål utgående från stränggjutna valsämnen (G6) som i detta fall valsats till fjäderstålsprofil 95×49 mm med runda hörn.

Den mest omvälvande upptäckten under projektet var att mikrostrukturen i valsad Ø53 mm SiSSASteel™ G4-stång inte var perlitisk utan huvudsakligen ausferritisk efter svalningen, samt att ausferrit-strukturen kan "bakas" färdig. Stålet var i detta fall så pass legerat att det inte bildade perlit under luftvalsningen med ≈ 30 K/min på svalbädden efter varmvalsningen. Däremot var



Fyra exempel på stål framtagna i projekt AusFerrit: Göt (G2) valsad till plattstång 200×10 mm, formgodsgjuten (G3) Rivartand efter austemperering, göt (G4) valsad till rundstång Ø53 mm, samt stränggjutning (G6) valsad till fjäderstålsprofil 95×49 mm

det oväntat att ausferriten skulle hinna bildas i så stor omfattning, när den efter klippning i 6-meter-slängder vid 460°C fortsatte svalna med $\approx 5\text{--}10\text{ K/min}$. Omvandlingen till ausferrit går klart snabbare i stål än i segjärn!

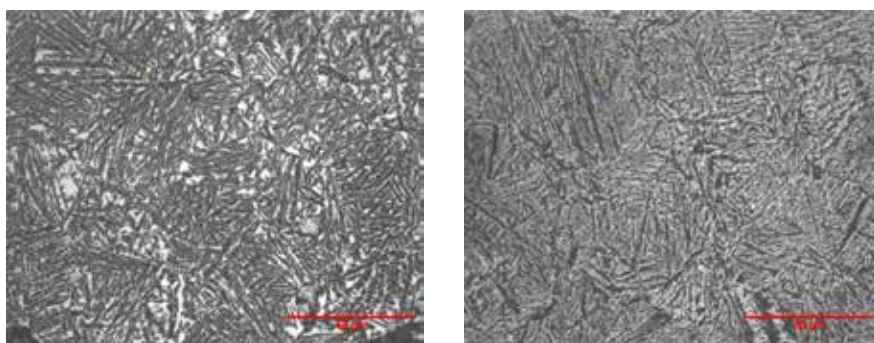
Duktiliteten var dock inte bra, på grund av att det i stålet fanns "öar", som istället för omvandlad ausferrit fortfarande bestod av grövre, icke färdigomvandlad austenit. Den var visserligen så

pass uppkolad att den var termiskt stabil mot att bilda martensit, men däremot var den ytterst instabil mekaniskt, vilket dels ledde till låg sträckgräns eftersom tjockare austenit plasticerar lättare, dels till brott långt innan midjebildning.

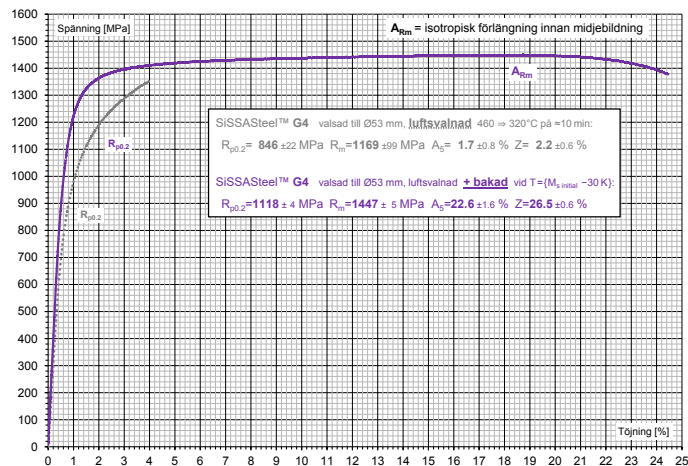
Min forskarkollega Per Rubin i Luleå föreslog då att den under svalningen grundlagda ausferriten skulle "bakas" färdig, vilket för två extra dragprovstavar vi lyckligtvis hade utfördes i Pers köksugn (!).

Förändring i mikrostruktur och hårdhet blev inte så stor förutom att de austenitiska "öarna" försvann (de är ljusa vid ljusmikroskopi efter etsning med Nital), men skillnaden i mekaniska egenskaper blev dramatisk: Se mikrostrukturer och dragprovnskurvor nedan.

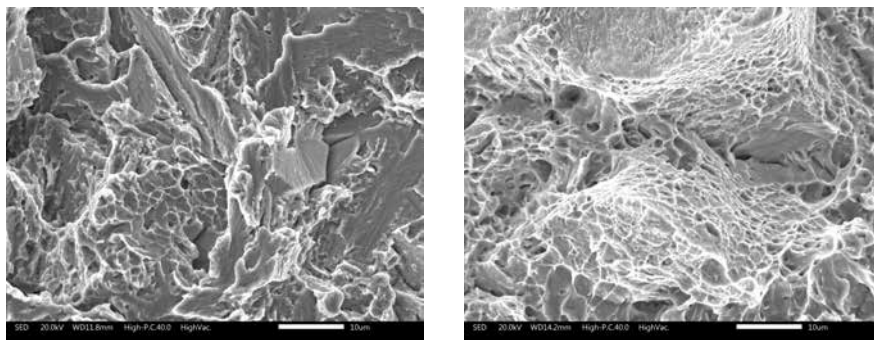
Fortsatta bakningsförsök har visat att liknande resultat kan fås i hela det temperaturintervall som isotermt ger ausferrit, om kombi-



Mikrostrukturer med 90% ausferrit grundlagd efter varmvalsning till Ø53 mm + luftsvälnad (vänster) samt fullbordad efter bakning (höger); hårdheter 415 $\pm$ 15 HV30 resp. 431 $\pm$ 4 HV30; ljusoptisk mikroskopi (LOM) efter etsning med Nital; röd linje motsvarar 50 μm



Dragprovnskurvor och resulterande mekaniska egenskaper för ausferritiska stål av legering Sissasteel™ G4, efter varmvalsning till rundstång Ø53 mm följt av luftsvälnad (prickad grå kurva) samt dessutom efter bakning i luft vid låg temperatur (violett heldragen kurva)



Brottytor i $\approx 90\%$ ausferrit grundlagd efter varmvalsning till Ø53 mm och luftsvälnad (vänster) samt fullbordad 100% efter bakning (höger); för enbart luftsvälnad brottyta syns både duktilt brott i vänster del av dess bild men även mindre områden med spröda klyvbrott vid mekaniskt instabila austenit-öar i höger del, medan bakad brottyta i höger bild är helt duktil; svepelektronmikroskopi (SEM); vit linje motsvarar 10 μm

SiSSASteel™ G6 V (ej bakad);

$R_{p0.2} = 1041 \pm 33 \text{ MPa}$ $R_m = 1766 \pm 16 \text{ MPa}$
 $A_5 = 14.8 \pm 1.2 \%$ $Z = 39 \pm 6 \%$
 Brottsegheten $K_{JIC} = 96.0 \pm 0.8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \Rightarrow a_{crit.} = 8.5 \text{ mm}$
 $KV_L = 29.9 \pm 2.4 \text{ J}$ $KV_T = 23.7 \pm 0.6 \text{ J}$ $KV_{L-20^\circ\text{C}} = 17.3 \pm 2.5 \text{ J}$

SiSSASteel™ G6 X (bakad);

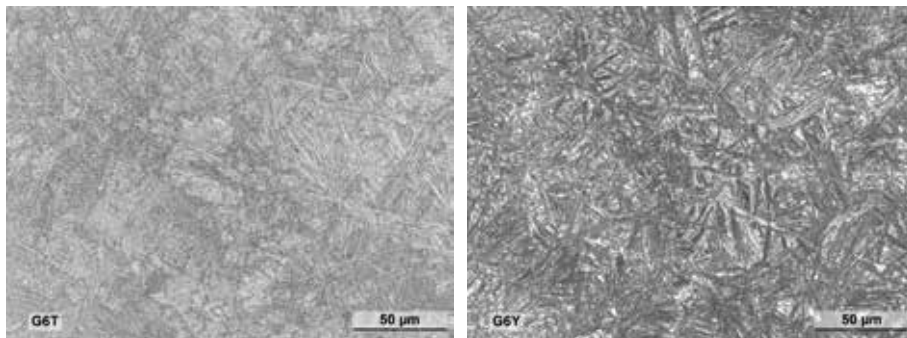
$R_{p0.2} = 1212 \pm 4 \text{ MPa}$ $R_m = 1710 \pm 2 \text{ MPa}$
 $A_5 = 15.6 \pm 0.9 \%$ $Z = 48 \pm 0 \%$
 Brottsegheten $K_{JIC} = 115 \pm 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \Rightarrow a_{crit.} = 9.0 \text{ mm}$
 $KV_L = 31.6 \pm 2.9 \text{ J}$ $KV_T = 27.0 \pm 0.6 \text{ J}$ $KV_{L-20^\circ\text{C}} = 20.0 \pm 1.8 \text{ J}$

nationer av temperatur och tid väljs så att jämförbar koldiffusion hinner ske.

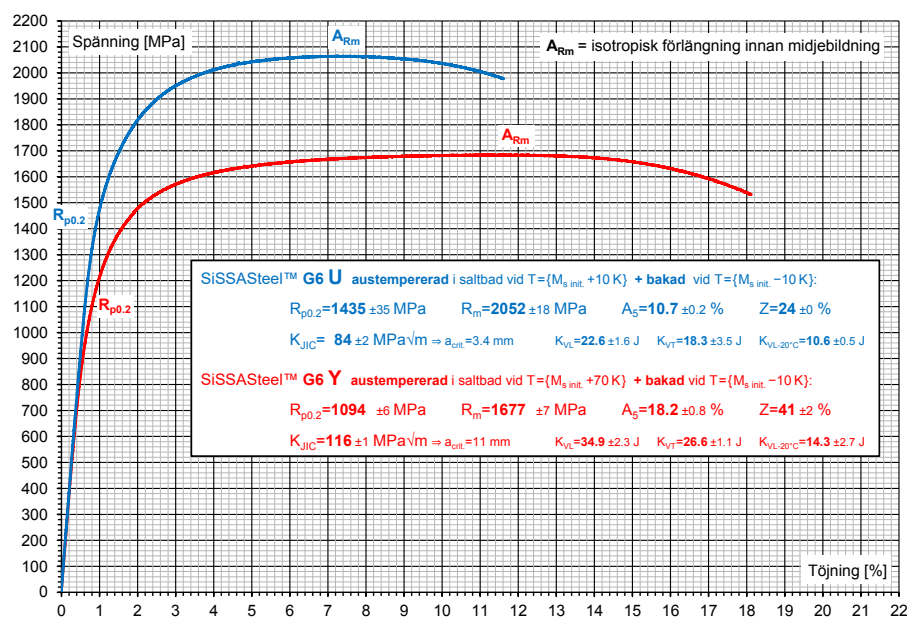
Bakning har också visat sig ge mycket positiva effekter efter konventionella austemperering genom separat austenitiserings följt av snabbkylning och isotherm omvandling i saltbad, fastän man i de fallen med ljusmikroskopi sällan kan se någon tydlig förändring av mikrostrukturen. Som exempel visas ovan de mekaniska egenskaperna för det stränggjutna SiSSASteel™ G6-stålet som austempererats vid en medelhög saltbadstemperatur, vilken låg 40 K ovanför den snabbkylida austenitens $M_{s \text{ initial}}$ -temperatur.

De förbättringar som visar att bakningen fullbordat omvandlingen är dels den markant ökad sträckgränsen $R_{p0.2}$, dels betydligt mindre variationer i egenskaper mellan de tre dragprovstärkna i det bakade fallet.

Spännvidden i mekaniska egenskaper som kan erhållas för stränggjuten och valsad SiSSASteel™ G6 efter austemperering i saltbad vid olika T_{AF} (antingen 30 K högre eller 30 K lägre än i fallet ovan), vilka i bägge fallen följts av likadan bakning, visas i följande mikrostrukturer samt graf:



Mikrostrukturer med i ausferritiskt stål SiSSASteel™ G6, efter austemperering vid lägsta (blå kurva) eller högsta (röd kurva) saltbadstemperatur; ljusoptisk mikroskopi (LOM) efter etsning med Nital: svart linje motsvarar 50 μm



Dragprovskurvor som visar spännvidden i resulterande mekaniska egenskaper för ausferritiska stål av legering SiSSASteel™ G6, efter austemperering vid lägsta (blå kurva) eller högsta (röd kurva) saltbadstemperatur

Stål som samtidigt har en brottgräns över 2000 MPa och en brottförlängning i tvåsiffriga procent är mycket ovanliga, och de kostar i så fall avsevärt mer! En ytterligare fördel är att ausferriten genom sin kontinuerliga austenit-fas är betydligt mindre känslig för väteförsprödning än vad höghållfast anlöpt martensit är.

Sammanfattande resultat

Projektet visar att det är tekniskt möjligt att framställa utgångsmaterial för ausferritiska stål kännetecknade av hög kiselhalt och medelhög kolhalt med flera olika processer, både som stål-formgods och som varmvalsad stålstång utgående från smidda göt eller stränggjutna valsämnen.

Den ausferritiska strukturen kan bildas både snabbare och på fler sätt i stål, antingen som för segjärn genom konventionell austenitiserings följt av snabbkylning och isotherm omvandling i saltbad, eller grundläggas under kontinuerlig svalning av stål förutsatt att perlit inte hinner bildas först.

Den ausferritiska struktur som grundläggs snabbt i stål och då blir termiskt stabil, men där återstående "öar" av ej omvandlad austenit inte är tillräckligt mekaniskt stabila mot att bilda martensit tidigt under plastisk deformation måste omvandlingen slutföras genom "bakning", men bakningen kan ske vid låg temperatur i luft och med flacka temperatur-ramper. Vid denna bakning, liksom vid den föregående grundläggningen av ausferriten, så bidrar högre kiselhalter till ett vidgat processfönster genom att austenitens omvandling till ausferrit går snabbare, medan nedbrytning av både ausferritens högkolhaltiga austenit-fas till bainit samt utskiljning av bainitiska karbider ur dess ferrit-fas fördröjs eller förhindras helt, både under värmebehandlingen men detta kan också medge användning vid förhöjd temperatur.

Grundläggningen av ausferriten behöver ha gått så långt att merparten av austeniten har omvandlats till ausferrit och högst en liten mängd martensit bildats. Om så skett kan martensiten lågtemperaturanlöpas under bakningen och ge ytterligare styrka, eftersom den förhöjda Si-halten förutom sina andra förtjänster dessutom förhindrar anlöpnings-sprödhet hos martensit. Detta nyttjas redan i "aerospace"-stål av 300M-typ där beteckningen indikerar martensit som anlöps vid 300°C.

När ausferriten grundläggs under kontinuerlig svalning börjar den bildas redan vid högre temperatur och blir inledningsvis grövre med en större andel C-stabiliserad austenit. Därför kan hållfastheten inte bli lika hög som för finare ausferrit-strukturer med ännu större andel lösningshårdad ferrit, när dessa bildas vid isotherm austemperering i saltbad vid lägre temperatur.

Vid bakningen bildas ur "austenit-öarna" en ny generation ausferrit vars finhet och proportioner främst bestäms av bakningstemperaturen. Då den nya ausferriten utgör en liten volymsandel och dessutom inte är kontinuerlig, så påverkas vanligen inte brottgränsen så mycket av bakning, förutom i fallet med de alltför stora och mekaniskt instabila "austenit-öarna" i kontinuerligt svalnad SiSSASteel™ G4. Däremot kan både sträckgränsen och duktiliteten förbättras avsevärt, samtidigt som variationen i egenskaper minimeras.

Observera att till skillnad från isotherm omvandling i saltbad av snabbkyld austenit så kan en bakning ske vid lägre temperatur än den $M_{s\text{ initial}}$ -temperatur som austeniten hade innan någon ausferrit bildats, eftersom austenitens uppkolning kraftigt sänkt dess M_s och gjort den termiskt stabil. Dock är omvandlingen beroende av koldiffusion, så ju lägre tempe-

ratur och diffusionsavstånd, desto längre tid tar slutförandet.

Bakning i luft vid låg temperatur och flacka temperatur-ramper kan även användas för att förkorta tidskrävande saltbadscykler i integrerade saltbadsanläggningar för både segjärn och stål. För att garantera att omvandlingen till ausferrit har slutförts är hålltiden för satsen i saltbadet vanligen betydligt längre än den tid som satsen behövde befinna sig i den föregående austenitiseringsugnen. En efterföljande och billig bakning möjliggör att dessa tider kan vara lika korta, vilket ökar produktiviteten i en relativt dyr utrustning och sänker den totala processkostnaden, samtidigt som materialegenskaperna blir ännu robustare!

Både SiSSASteel™-konceptet, koncept för ausferrit efter kontinuerlig svalning av stål följt av bakning samt koncept för förkortad saltbadsbehandling av segjärn och stål följt av bakning är patentsökta av Ausferritic AB och öppna för tekniklicensiering.//

FAKTARUTA

Richard Larker presenterades under rubriken "6 snabba" i Gjuteriet Nr. 5 2020, men här en uppdatering:

Richard är för närvarande tjänstledig som CTO vid Ausferritic AB men har kvar kontoret hos Rototilt Group AB, samt är sedan december anställd som universitetslektor i Maskinteknik vid Umeå Universitet. Där undervisar han om konstruktionsmaterial samt fortsätter på 40% av tjänsten forskningen om ausferrit, bland annat med UmU's speciella SEM där fasomvandling vid förhöjd temperatur kan studeras "in-situ". Han har även fortsatt vara adjungerad professor i Materialteknik vid LTU, inriktning höghållfasta stål, och ser synergier med ett fördjupat samarbete i norr inom både materialforskning och -undervisning.

Vid intresse, tag gärna kontakt via E-post:
Richard.Larker@rototilt.com eller
Richard.Larker@umu.se