

Påvirkning af forskellige typer podemiddel på sugningsporøsiteten i højt silicium SG-jern

AF: G. ALONSO, D.M. STEFANESCU, J. SANCHEZ,
G. ZARRABEITA OG R. SUAREZ

Sammenfatning

Højt-silicium SG-jern er særligt modtageligt for sugningsporøsiteter og giver derfor betydelige udfordringer ved produktionen af støbegods, der skal være frit for porøsiteter. Den kritiske fase under fremstillingen opstår ved slutningen af størkningen, når mængden af dannet eutektisk grafit bliver mindre og grafitekspansionen kan blive utilstrækkelig til at kompensere for størkningssvindet, hvilket øger risikoen for dannelse af mikrosugning (mikroporøsitet). Målet med dette industrielle forskningsprojekt var at vurdere effektiviteten af otte kommercielle podemidler, der anvendes for at minimere forekomsten af porøsiteter i et SG-jern, der indeholder 3,45 % C og 3,75 % Si.

For at kunne evaluere grafitens nodulantal og størrelsesfordeling blev der udført metallografiske analyser på prøvekoppperne fra termiske analyser (TA). Skanning elektronmikroskopi (SEM) analyser blev brugt til at kunne undersøge typen af grafitkim og tomografi for at kvantificere porøsitetsmængden i hver TA-prøvekop. Der blev gjort et forsøg på at finde en korrelation mellem hastigheden af grafitdannelse under den eutektiske størkning og porøsitetsniveauet. Podemidler med et højt indhold af Zr synes at give de bedste resultater.

Nøgleord: støbejern med højt silicium, mikrosugninger, tomografi, podemidler, kimdannelse, grafitens størrelsesfordeling

Baggrund for projektet

Højt-Silicium SG-jern giver betydelige udfordringer for produktionen af porøsitetsfrit støbegods, da det er særligt følsomt overfor betydelige sugningsfejl. I en for nyligt gennemført undersøgelse hos Azterlan, det Baskiske Forsknings- og Teknologicenter, blev de målte densiteter i TA-kopper fra termiske analyser sammenlignet med densitetsdata fra simuleringssoftware. Resultaterne er vist i tabel 1. Målingerne blev udført ved hjælp af vandfortrængningsmetoden (=forskellen mellem vægten af en prøve i luft og vægten af en prøve nedsænket i vand) på nogle tilfældige SG-jerns prøver, og hvert tabelldata er gennemsnittet af seks prøver. Prøvernes mikroporøsiteter blev ikke taget i betragtning ved de målte densiteter.

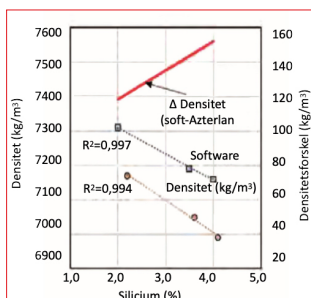
Source	%Si	Density, kg/m ³
Simulation software	2.0	7310
	3.5	7190
	4.0	7160
Azterlan TA cups	2.2	7170
	3.6	7050
	4.1	6990

Tabel 1.

Densitet af støbejern som funktion af Si-indhold

Densiteterne i tabel 1 og forskellen i densitet mellem de simuleringsberegnedes værdier og de målte værdier ved Azterlan er vist i figur 1a. Det fremgår, at simuleringssoftware beregner højere densiteter for alle Si-niveauer end de målte værdier fra de eksperimentelle forsøg. Dette skyldes forekomst af porøsiteter i forsøgsprøverne. Endvidere fremgår, at forskellen mellem softwaresimuleringsdata og forsøgsdata stiger med et stigende Si-indhold. Densitetsforskellen kan bruges til at beregne porøsiteten i de eksperimentelle TA-kopper. Resultaterne plottet i figur 1b viser klart, at porøsitetstendensen stiger med siliciumindholdet.

Samspillet mellem størkningssvind og grafitudvidelse kan danne adskillige sugningsfejl (fig. 2). Nogle af disse defekter skyldes manglende efterføddning, fx sugningstragt og nedsynkninger i overfladen, nogle skyldes at gasopløseligheden aftages under smeltens afkøling (centerlinje mikroporøsitet) eller fra vekselvirkningen mellem form og metal (overflademikroporøsitet), og nogle kan være resultatet af både svind og gasporøsitet (makroporøsitet eller indvendig sugning)



Figur 1. Effekt af silicium på støbejerns densitet (a) og på porøsitet (b).

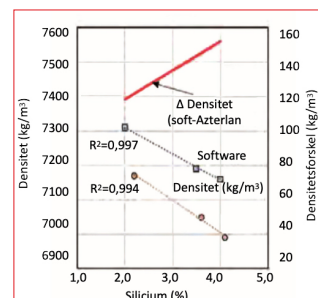
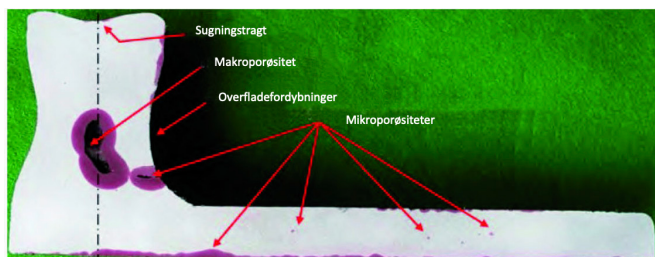


Fig. 2. Forskellige typer sugningsfejl fundet i en forsøgsstøbning.¹



Figur 3. Sugningsfejl på polerede sektioner af teststøbegods.²

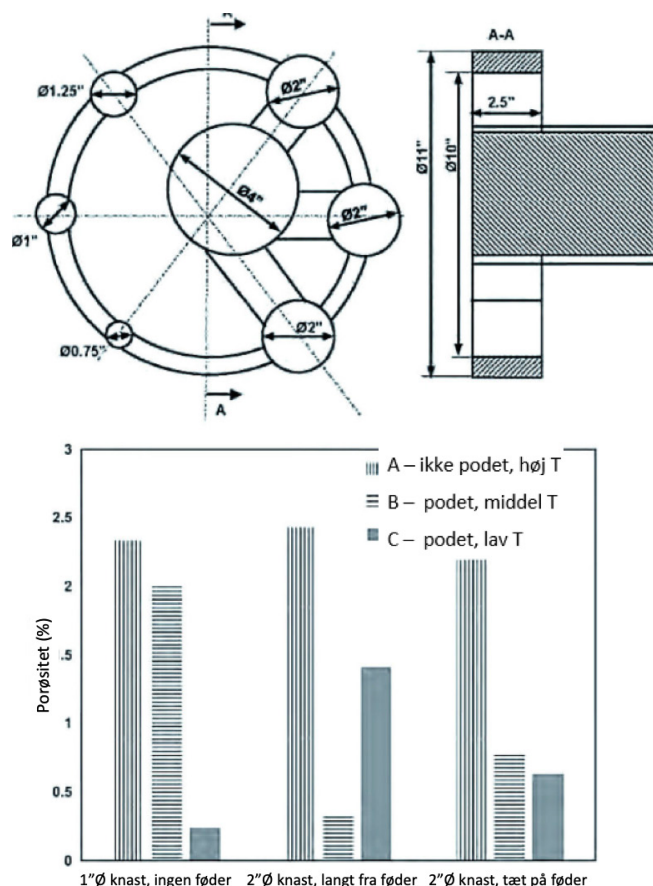
Eksempler på disse typiske sugningsfejl kan ses på nogle prøvestykkers polerede overflader (fig. 3). Da brudtrykket i flydende jern er meget højt, kan der ikke dannes hverken makro- eller mikroporøsitet uden at der samtidigt findes gasporer i det flydende jern. Ifølge Tiryakioğlu³ er brudtrykket for aluminium faktisk -4 GPa ved smeltetemperatur i både flydende og fast tilstand.

Det er generelt antaget, at risikoen for dannelse af mikrosugninger nedsættes ved lavere støbetemperatur⁴, højere kulstofækvivalenter (CE)⁴⁻⁶, og øget formstyrke⁶⁻⁸. Ifølge referencerne 4 og 5 forekommer der minimale sugningstendens i jern med en næreutektisk sammensætning.

Forskningsrapporterne om effekten af grafittens nodulantal på sugningsfejl er nogle gange svære at fortolke, da de ikke altid beskriver, hvilken type sugningsdefekt der er tale om. Faktisk, ifølge Karsay⁹, falder sugningstendensen med øget podning og derfor med et højere nodulantal. Imidlertid fandt Wallace et al.¹, at sugninger øges med øget nodulantal.

Stefanescu et al.⁷ fandt i deres forskning, hvor vandfortrængningsmetoden blev brugt for at bestemme nodulætheden, at der i takt med at nodulantallet stiger også forekommer flere makroporøsiteter (også benævnt "fordelt makrosugning") og mikroporøsiteten (kaldet "mikrosugning") i jern med både under- og overeutektiske sammensætninger.

Til undersøgelse for mikrosugning blev kun anvendt fejlfrie prøver, dvs. uden makrosugning. Det ser således ud til at nodulantallet i sig selv, selvom det er vigtigt, ikke er tilstrækkeligt til at forudsige sugninger i SG-jernstøbegods. En nyere omfattende undersøgelse foretaget af Regordosa og Llorca-Isern² viste, at podning var den mest effektive måde at minimere forekomsten af mikrosugninger i både under- og overeutektisk SG-jern. Sugningstragter og overfladenedsænkninger blev ikke konstateret da kulstofækvivalenten (CE) blev øget. Makroporøsiteter blev fundet i alle prøver. Endelig blev vigtigheden af et efterfødnings-system tydeligt demonstreret af Lekakh og Hrebec¹¹. Fig. 4. viser prøvningsresultaterne, inklusive tegningen af deres eksperimentelle støbning.

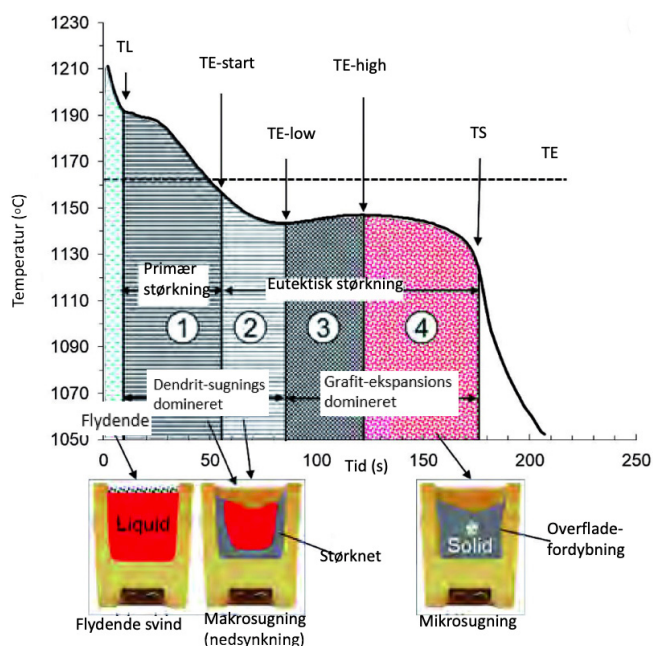


Figur 4. Effekt af podning og efterfødningsbetingelser: a) teststøbning; b) sugningsporøsiteter forskellige steder i den eksperimentelle støbning; T står for støbetemperatur¹¹.

Det ikke podede jern (A), viste en højere andel porøsiteter i alle knaster. Podning nedsætter andelen af porøsiteter. Podning og lavere støbetemperatur (C) gav generelt de bedste resultater. Det bedste scenario var en kombination af podning, lav støbetemperatur og ingen føder på 1-tomme knasten. Dette skyldes ifølge forfatterne en sekundær kimdannelse mod enden af størkningen.

Det er generelt accepteret, at sugninger har direkte relation til grafittens udvidelse under størkningen. Ifølge Alonso et al.⁷ findes ved relativt små afkølingshastigheder (0,3 til 1,6°C/s) og en stigning i kulstofindholdet eller i kulstofækvivalenten en højere grafitekspansion sted i jernet. Ved højere afkølingshastigheder (1,5 til 4,2°C/s) blev ekspansionen også påvirket af silicium og støbetemperatur.

I litteraturen findes rigelig information om porøsiteternes negative virkninger på trækstyrke, forlængelse, udmattelsesstyrke og dannelse af varmerekvner, især når det gælder aluminiumbaserede legeringer¹². Det er indlysende, at kendskab til, hvordan sugningsfejl opstår og udvikling af processer, der kan eliminere disse fejl ikke alene er en ønsket vej til kvalitetsforbedrende tiltag, men også en omkostningsbesparende indsats.



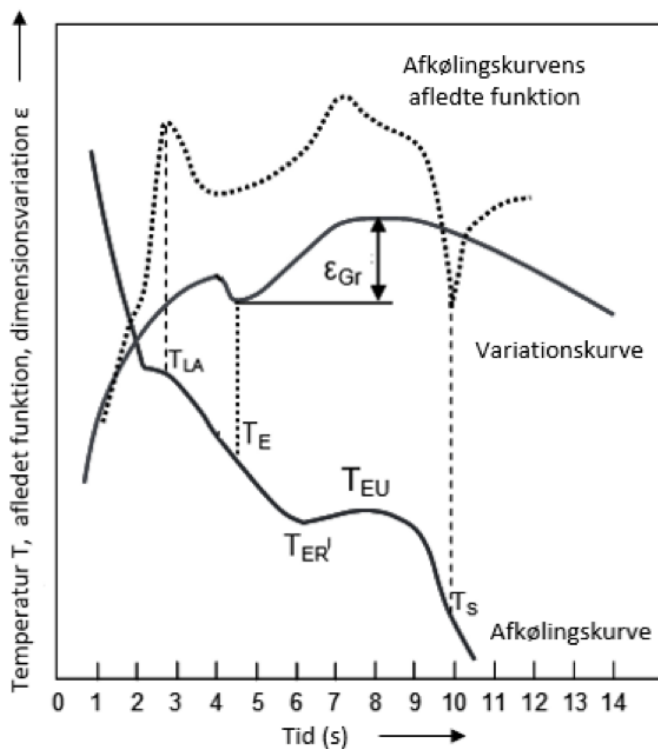
Figur 5. Afkølingskurve for et overeutektisk jern med karakteristiske temperaturer, der viser størkningsintervaller for primære og eutektiske faser og deres sammenhæng med dannelse af sugningsfejl; modificeret efter Ref. 13.

Sugningsdefekter skyldes støbejernets svind under afkøling og størkning samt at gassernes opløselighed i smelten aftager. Flydende jern begynder at afkøle og svinde umiddelbart efter støbningen. Smeltens densitet øges mens dens specifikke volumen reduceres. Dette såkaldte væskesvind kan der kompenseres for ved efterfødnings. I undereutektisk jern starter størkning ved likvidustemperaturen (TL) med dannelse af primære dendritter, der vokser indad fra formens (eller prøvekoppen) vægge indtil starten af den eutektiske størkning (Zone 1 i figur 5). Dannelse af dendritter kan fortsætte efter begyndelsen af den eutektiske størkning (TE-start), da mængden af de eutektiske celler er lille i begyndelsen (Zone 2). Så længe smelten er i kontakt med efterføderen og det grødede dendritiske område har en tilstrækkelig høj permeabilitet, kompenseres svindet med smelte fra efterføderen. Efter at den maksimale underafkøling er nået (TE low), vil massiv dannelse af eutektiske celler skifte størkningen fra dendrit-sugningsdomineret (zone 1 og 2) til grafit-ekspansionsdomineret (zone 3 og 4).

Grafitudvidelse kan, eller måske ikke, fortsætte til slutningen af størkning. I zone 3, kan tilstrækkelig grafit-ekspansion kompenserer for det tidligere svind. I zone 4, når mængden af eutektiske celler og dermed af grafitten aftager, er der risiko for dannelse af mikrosugninger (mikroporøsitet), da grafit-ekspansionen kan blive utilstrækkelig til at kompensere for det videre svind.

I princippet bør både gråjern og SG-jern med næreutektisk eller eutektisk sammensætning udvise ekspansion under størkning og bør derfor ikke være tilbøjelige til at danne hverken nedsynkninger i de ydre overflader eller sugningsporøsiteter. Imens dette er sandt for gråjern, er

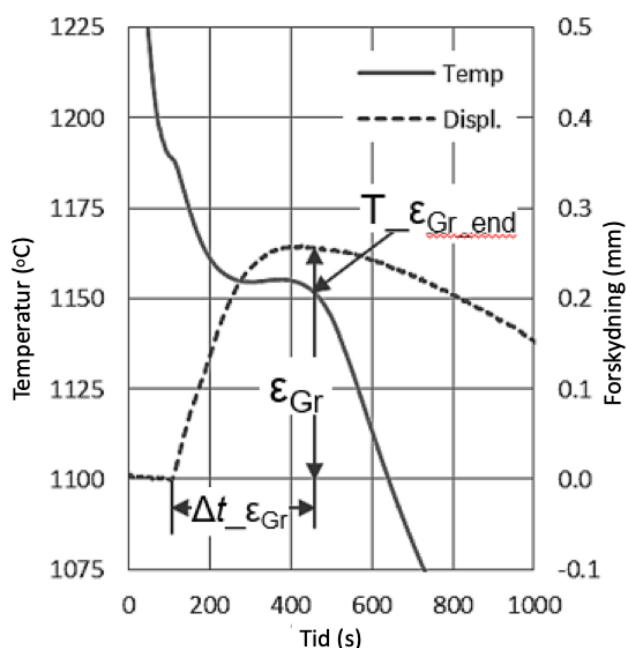
SG-jern mere modtageligt for sugningsporøsiteter. I SG-jern er den grødede zone meget større og dens permeabilitet meget mindre end for gråjern. Dette begrænser tilførsel af smelte fra en efterføder og reducerer afkølingshastigheden. På grund af begrænset grafitvækst i slutningen af størkning dominerer dannelse af austenitdendritter, og det formindskede volumen forårsager et svind, som der ikke kan kompenseres for. Denne situation og en betydelig gasudskillelse fra den størknende smelte danner sugningsporøsiteter.



Figur 6. Termisk analyse og lineære forskydningsgrafer fremstillet med LDA-TA analyseudstyr på vådsandforme; modificeret efter Ref.14.

Den foregående gennemgang af størkningsforløbet er kun gældende når støbeformen er stabil. Sandforme, og især vådsandforme, udvider sig imidlertid under det metallostatisk tryk og desuden på grund af opvarmning fra det varme metal. Disse påvirkninger medfører formvægbævælgelser, der kan forværre sugningsfejl. Eksperimentelt udstyr til lineær forskydningsanalyse (LDA)-termisk analyse (TA) er blevet anvendt af en række forskere^{7,14-21} til at måle den lineære forskydning, der skyldes svind eller ekspansion under størkning af støbejern. En omfattende litteraturgennemgang af de forskellige metoder blev leveret af Svidró og Diószegi¹⁶. Hvis LDA-TA-udstyret tillader formvægbævælgelser, vil det umiddelbart efter udstøbning registrere en ekspansion (fig. 6), efterfulgt af en vis sammentrækning, når der dannes austenitdendritter i smelten. Ved den eutektiske temperatur starter grafitudvidelsen, ϵ_{Gr} . Jernets faste skal vokser indad og presser restsmelten mod efterføderen. Når grafitudvidelsen ender, svinder støbningen igen. I dette tilfælde har LDA-TA-udstyret registreret ekspansionen fra både formens og

grafittens udvidelse. For at eliminere formvægbevægelser kan formen indkapsles i en stålkappe. Derefter kan en mere nøjagtig værdi for grafitudvidelse registreres (fig. 7). Hvis der er dannet porøsiteter vil disse, uanset målemetode, også indgå i værdierne for udvidelsessvind. Derfor kan LDA-TA-udstyret ikke bruges til at kvantificere mængden af porøsiteter. Dertil skal der anvendes andre metoder såsom vandfortrængningsmetoden (Archimedes-metoden)⁷, kvantitativ mikroskopi på polerede snit^{2,22} eller computertomografi²³.



Figur 7. Termisk analyse og lineære forskydningsgrafer fremstillet med LDA-TA analyseudstyr på stabile forme⁷.

Der har været nogen diskussion om, hvorvidt porer i smelten kan være kimdannere for porøsiteter. Denne diskussion er mere dybtgående undersøgt for stål og aluminiumlegeringer, hvor nogle forskere tilskriver porekimdannelse til enten homogen eller heterogen kimdannelse^{1,24-28}. De hævder, at kimdannelse fra gasbobler opstår fra formvægge eller fra urenheder i smelten før størkning indtræffer, og det antages at der eksisterer mikronsmå gasbobler, der er optaget i smelten under turbulent formfyldning. Imidlertid har nyere undersøgelser

vist, at porer i flydende aluminium hverken homogent eller heterogent kan kimdanne. Faktisk viser resultater af in situ undersøgelser af poredannelse, at porer optræder ved lave niveauer af hydrogenovermætning, hvorved kimdannelse helt forbigås¹². Det understøtter Campbells teori, ifølge hvilken porer dannes af oxidbiofilm²⁹⁻³³. Faktisk udvidede Campbell endda sin teori til at omfatte SG-jern³⁴.

Porøsiteter kan reduceres ved afgasning for at reducere den tilstedeværende gasmængde til poredannelse, eller ved vibration af smelten før udstøbning³⁵. Imidlertid er formålet med dette forskningsprojekt ikke at diskutere oprindelsen af poredannelse, men snarere at bidrage til en procesforbedring ved at kvantificere størrelsen af mikroporøsitet i højt silicium SG-jern som funktion af de anvendte podemidlers kemiske sammensætning.

Eksperimentel strategi

Den eksperimentelle strategi omfattede to forskellige sæt eksperimenter, laboratorie- og industrielle. Resultaterne af den eksplorative forskning er blevet diskuteret indgående i en tidligere rapport³⁶. Et resumé findes længere hen i denne rapport. Resultaterne af de industrielle eksperimenter vil blive indgående diskuteret. Den eksperimentelle procedure var meget ens for de to sæt eksperimenter. Efter smeltning og magnesiumbehandling blev det flydende SG-jern udstøbt i (TA) kopper til termisk analyse. Kopperne var forud fyldt med 0,2 vægtprocent af et industrielt podemiddel, hvis kemiske sammensætninger er angivet i tabel 2.

Selvom der er mange ligheder mellem de laboratorie- og industrielle eksperimenter, er der to væsentlige forskelle i den kemiske sammensætning af det Mg-behandlede jern: siliciumindholdet (4,08%Si for lab.- vs. 3,75%Si for ind.) og titaniumindholdet (0,01% Ti for lab. vs. 0,02% Ti for ind.). Disse forskelle forventes at påvirke både kimdannelsesprocessen og sugningstendensen.

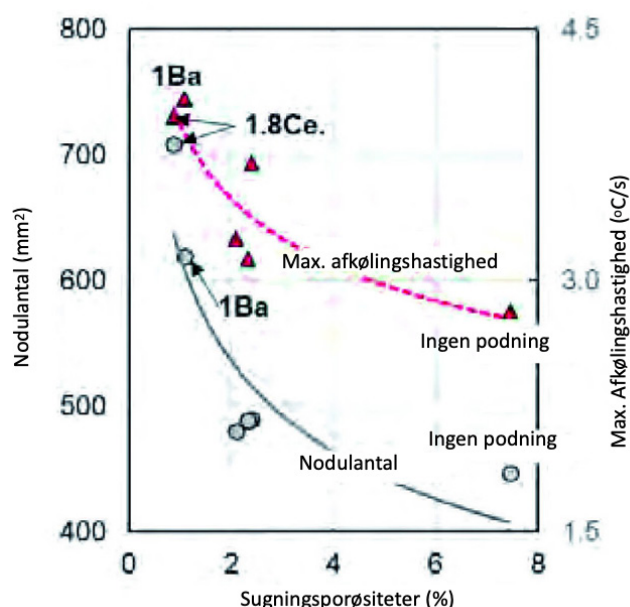
Afkølingskurverne for TA-kopperne blev registreret med Thermolan® måleudstyr, og afkølingshastighederne (første afledte af afkølingskurverne) blev beregnet. Prøverne fra TA-kopperne blev skåret i skiver og evalueret gennem kvantitativ visuel mikroskopi (Image J software) for nodulantal og grafitform (rundhed).

Inoculant	Si	Al	Ca	Mn	Ti	Zr	Ce	Ba	Mg	Bi
0.5Ba0.3Bi	70.0	0.82	1.49	0.15	0.10	<0.05	0.20	0.53	<0.10	0.35
1Ba	76.5	0.80	1.10					1.02		
6.8Zr6Mn0.6Ba	62.6	1.01	1.79	5.96	0.13	6.77	<0.05	0.65	0.22	<0.02
2.9Al	70.5	2.90	0.90				<0.05		<0.01	
2.5Ca1.6Zr,1.6Al	72.0	1.60	2.50			1.60				
2.5Ca1.6Zr,1.4Al	75.0	1.40	2.50			1.60				
1.8Ce	72.2	0.95	0.91	0.20	0.07	0.11	1.83			
1.7Ce	72.5	1.00	1.00				1.75			

Tabel 2 Kemisk sammensætning af anvendte podemidler i vægtprocent

Resumé af tidligere laboratorieeksperimenter

De eksplorative laboratorieforsøg blev udført med en 100 kg mediumfrekvens induktionsovn, der blev brugt til at smelte jern med overeutektisk sammensætning. Smelten blev overført til en støbeske og med sandwichmetoden behandlet med en Fe-46Si-6Mg-legering til fremstilling af SG-jern med en slutanalyse på 3,38 %C, 4,08 %Si, 0,18 %Mn og 0,042 %Mg.



Figur 8. Korrelation mellem sugningsporøsitet, og nodulantal og den maksimale afkølingshastighed ved slutningen af størkning ved laboratorieforsøgene³⁶.

Efter Mg-behandlingen blev jernet udstøbt i et antal TA-kopper. Afkølingskurverne blev registreret, hvorefter kopperne blev gennemskåret og størrelser af områder med mikroporøsitet kvantificeret med 2D-analyse med Image J-software. For flere yderligere detaljer henvises læseren til reference 36.

De vigtigste resultater af denne fase i undersøgelsen er vist i figur 8. Det ses, at alle podemidler reducerede tendensen til sugningsporøsiteter med mindst en faktor tre til forskel. Områder med mindst porøsitet fandtes i jern podet med 1,8 Ce (1,83 % Ce, 0,11 % Zr) og med 1Ba (1,82% Ba). Disse podninger gav også de højeste afkølingshastigheder ved slutningen af størkning og med det højeste nodulantal.

Industrielle eksperimenter

Metoder og materialer

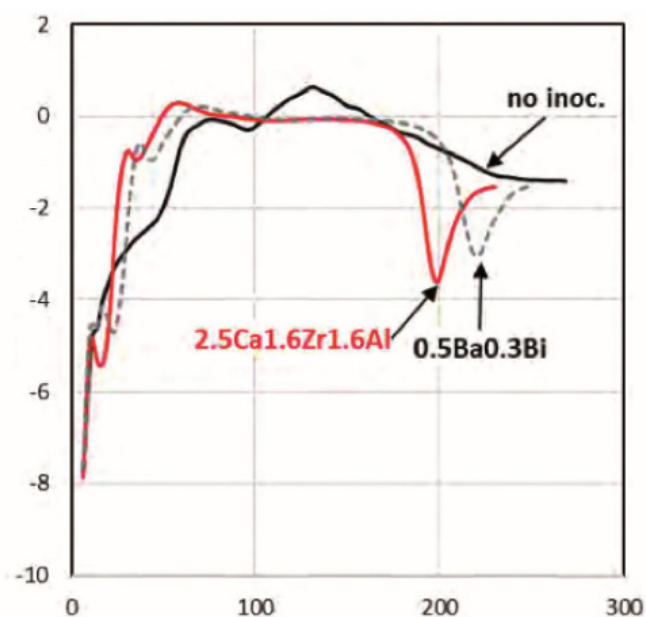
De industrielle eksperimenter blev udført med en 10 tons, 7000 kW induktionsovn. Chargeringsmaterialerne omfattede: 2000 kg råjern (4,30 %C, 0,65 %Si, 0,06 %Mn, 0,05 %P, 0,026 %S og 0,019 %Ti); 1200 kg stålskrot (0,01 %C, 0,02 %Si, 0,4 %Mn, 0,02 %P, 0,01 %S og 0,02 %Cu); 6000 kg returjern 1 (3,76 %C, 2,45 %Si, 0,22 %Mn, 0,04 %P,

0,005 %S, 0,07 %Cu og 0,022 %Ti); 800 kg returjern 2 (3,76 %C, 2,45 %Si, 0,63 %Mn, 0,04 %P, 0,006 %S, 0,36 %Cu og 0,017 %Ti). Siliciumniveauet blev justeret ved tilsætning af FeSi75 ferrosilicium (75,09 %Si, 1,49 %Al og 0,77% Ca). Kulstofniveauet blev korrigeret med syntetisk grafit (46 kg) og som renselegering blev der tilsat 20 kg Fe-Si-Ba (66%Si). Desuden blev der anvendt nogle tilsætninger med Sb.

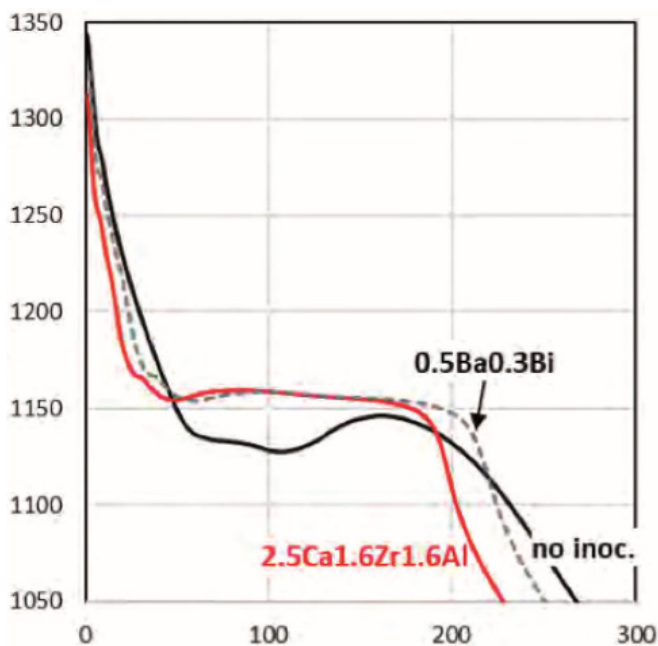
Sammensætningen af udgangssmelten for noduleringsprocessen var 3,44 % C, 3,96 % Si, 0,26 % Mn, 0,037 % P, 0,006 % S, 0,031 % Cu, 0,034 % Mg, 0,037 % Cr, 0,009 % Ti, 0,009 % Al og 0,009 % . Som noduleringsproces anvendtes sandwichmetoden med en FeSiMg-legering (50% Si, 5,03% Mg, 2% Ca, 1,33% RE). Den endelige smeltesammensætning var: 3,45 % C, 3,75 % Si, 0,25 % Mn, 0,035 % P, 0,004 % S, 0,037 % Mg. Det magnesiumbehandlede jern blev udstøbt i TA-kopper, som allerede beskrevet tidligere. TA-kopperne blev brugt til at opsamle data til afkølingskurverne samt til mikrostrukturanalyser og porøsitetmålinger.

Informationer fra afkølingskurver

Temperatur-tidsdataene blev registreret og behandlet med Thermolan[®]-udstyret for at kunne aflæse afkølingskurver og deres første afledte (afkølingshastigheder). Som eksempel viser fig. 9a afkølingskurverne og fig. 9b afkølingshastighederne af en upodet og af to podede prøver. På disse kurver kan man aflæse underafkøling, rekalesens og maksimal afkølingshastighed (CRmax) ved slutningen af størkningen. Der ses betydelige forskelle mellem de tre prøver. Der bemærkes også en vis forskel i afkølingshastigheden før størkning indtræffer, hvilket skyldes nogle forskelle i udstøbningsstemperatur; dette bidrog til en vis dataspredning.



Figur 9. Eksempler på afkølingskurver (a) og deres første afledte (b), der viser den maksimale afkølingshastighed, CRmax.



Figur 9. Eksempler på afkølingskurver (a) og deres første afledte (b), der viser den maksimale afkølingshastighed, CRmax.

Metallografiske procedurer og målinger

Efter afkøling til stuetemperatur blev kopperne opskåret og forberedt (slebet og poleret) til den metallografiske undersøgelse. På hver prøver blev der undersøgt 10 forskellige områder med optisk mikroskop for at kunne analysere kuglegrafittens morfologi. Billedbehandlingen blev udført ved hjælp af Image J-softwaren for at bestemme nodulantal og grafittens rundhed, Rnd.

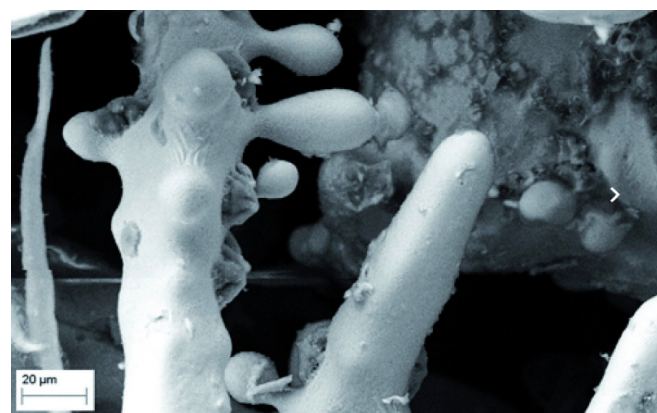
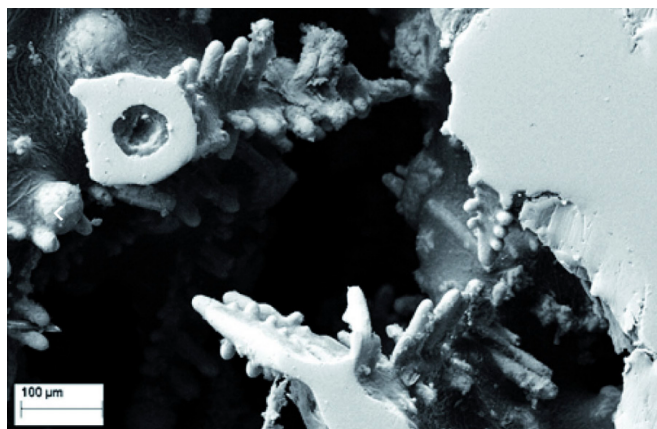
(Rnd= af grafit

For at identificere mulige kimdannelsesteder blev der brugt et Ultra PLUS Carl Zeiss SMT (0,8 mm opløsning ved 30 kV) udstyr i STEM-tilstand i kombination med en X-Max 20 Oxford Instruments EDX-detektor med en opløsning på 127 eV/mm². De mest avancerede FEG-SEM-teknikker såsom spektre, kortlægninger og linjescanninger blev anvendt til at analysere indeslutningerne for de vigtigste grundstoffer og for at estimere typen af de kemiske forbindelser, der kan virke som kim for grafitdannelse.

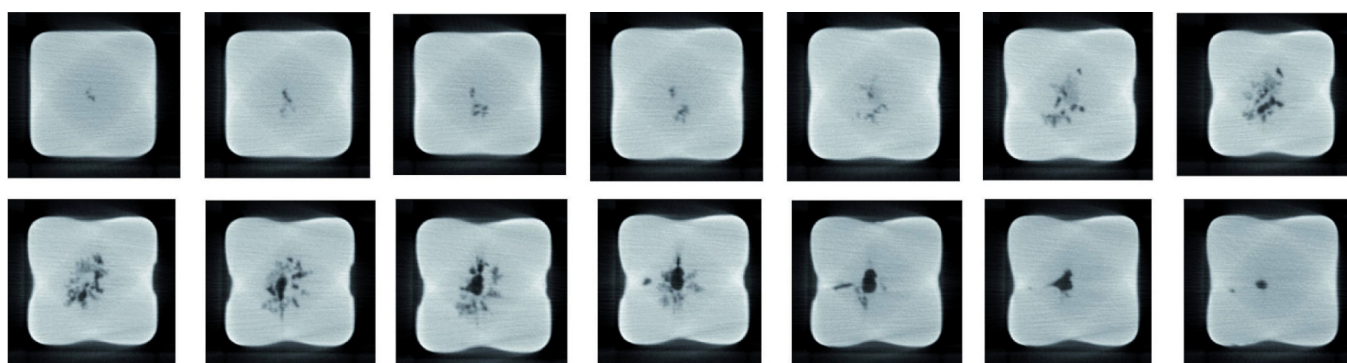
Porositetsmålinger

Røntgencomputertomografi blev brugt til at evaluere porositeten. Ved at sammenligne tomografi og metallografiske snit fandt Borgs og Stets²³, at denne metode virker nøjagtig på SG-jernprøver. I vores arbejde blev tomografisk inspektion udført på et YXLON udstyr Mod. YCT Compact 450 kV og 1,5 mA. TA-kopperne blev opskåret i skiver vinkelret på den lodrette akse, hvorefter skiverne blev analyseret. Afstanden mellem snitplanerne var 1 mm med en pixelstørrelse på 0,16 mm. Der blev fremstillet 47 skiver pr. prøve.

Som et eksempel viser **fig. 10** 14 af de 47 skiver fra en TA-kop med 0,5Ba-0,3Bi-podemiddel.



Figur 11. SEM-fotos af typisk mikroporøsitet i de eksperimentelle prøver.



Figur 10. Eksempel på tomografisnit for prøve Am-0,5Ba0,3Bi; intern defekt 1,23 volumenprocent

Inoculant	Nodules mm ⁻²	Round- ness	Nitrides %	T _{pour} °C	CR _{max} °C/s	TE _{min}	ΔT _{recal}	TS	Porosity %
0.5Ba0.3Bi	454	0.83	73	1333	3.01	1153	5.1	1136	1.26
1Ba	456	0.85	78	1342	2.83	1155	4.1	1132	1.35
6.8Zr6Mn0.6Ba	471	0.80	68	1334	3.06	1154	4.9	1137	1.08
2.9Al	462	0.83	90	1344	3.35	1151	7.4	1137	1.04
2.5Ca1.6Zr1.6Al	498	0.82	60	1312	3.60	1153	6.1	1137	0.95
2.5Ca1.6Zr1.4Al	562	0.84	64	1335	2.89	1154	4.0	1131	1.21
1.8Ce	369	0.80	91	1342	3.11	1154	5.3	1137	1.06
1.7Ce	499	0.83	82	1340	3.39	1154	5.1	1138	1.13
no inoculant	155	0.62		1344	1.31	1128	18.5	1056	2.19

Tabel 3 Eksperimentelle resultater af podemidlernes effekt på grafit, porøsitet og afkølingskurveparametre.

Efter røntgenbestråling af TA- kop- pernes skiver genereres en fil pr. ski- veplan, som derefter genopbygges til en 3D-model ved hjælp af VG Studio Max 2.0. Ved hjælp af denne software beregnes prøvens samlede volumen. Ved at anvende teknikker baseret på kontrast- og gråniveauanalyse iden- tificeres og evalueres omfanget af defekten. Porøsitetens endelige pro- centdel opnås ved at dividere porø- sitetsvolumenet med det totale volu- men af TA-koppen med 100.

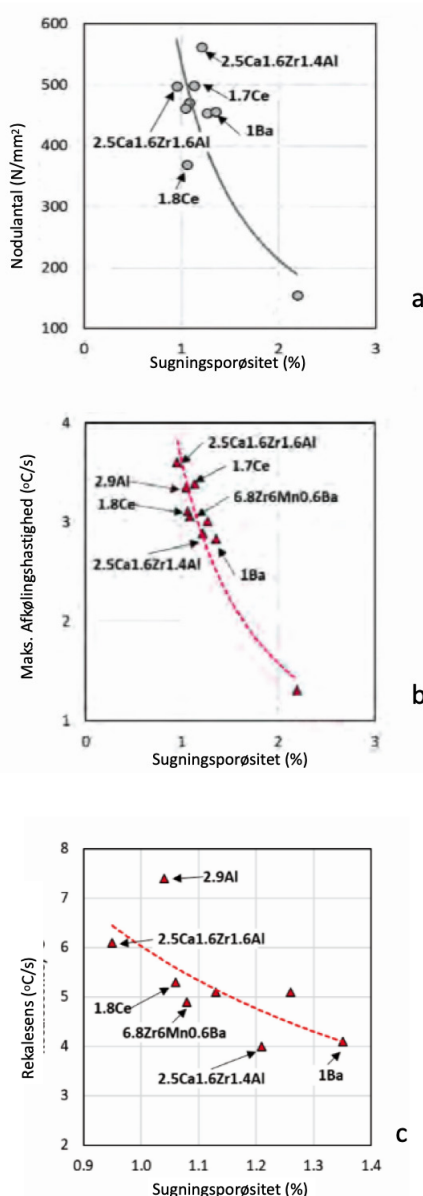
Resultater og diskussion

Typiske mikrostrukturer af porøsi- tetsområder i de eksperimentelle prøver er vist i figur 11. Det viser de afbrudte størkningsmikrostrukturer, der skyldes at forbindelsen til efter- føderen er ophørt, og grafitudvidel- sen ikke længere har kunnet kom- pensere for austenitdendriternes væske-til-fast svindet.

Korrelation mellem afkølingskurvernes parametre, nodulantal og porøsitet

Forsøgsresultaterne er vist i tabel 3. Det ses, som forventet, at i de podede prøver har grafiten mere rundhed og et større nodulantal mens porøsitet- en er mindre. Forskellen i grafitens rundhed opnået med de forskellige podemidler er dog minimal.

Mens de podede prøver havde min- dre porøsitet end den upodede prøve med omtrent faktor to, kunne der ikke etableres nogen klar struktur af podningens effektivitet på at re- ducere porøsitetsdannelse baseret på nodulantallet (figur 12a). Faktisk



Figur 12. Korrelation mellem sug- ningsporøsitet og: (a) nodulantal; (b) maksimal afkølingshastighed ved slut- ningen af størkning; c) rekalesens

har podemidlet 2.5Ca1.6Zr1.4Al, der dannede det højeste antal noduler (562) kun en 6.plads med hensyn til porøsitet (1,21%). Podemidlet 1.8Ce, der producerede den 3. laveste porø- sitet (1,06%) har derimod kan dan- net 369 noduler/mm². Desuden har de to mest effektive podemidler med hensyn til at reducere porøsitet- en i laboratorieforsøgene, 1.8Ce og 1Ba, en placering som henholdsvis num- mer 3 og 7 i de industrielle eksperimen- ter.

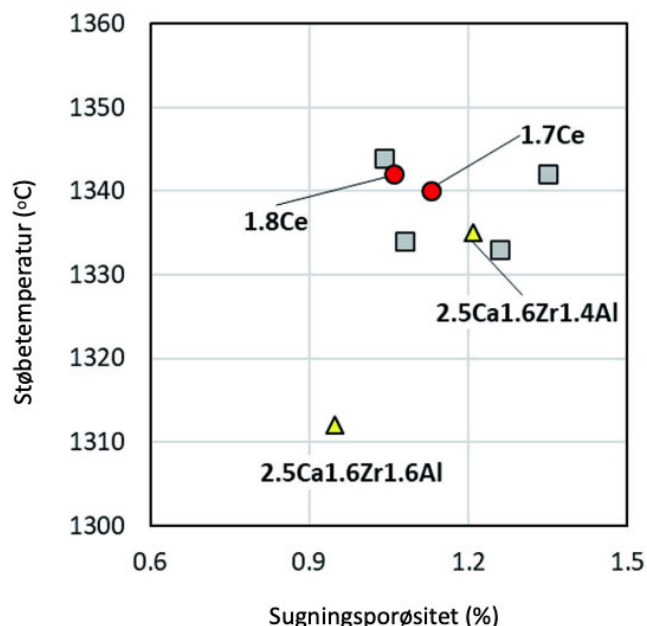
En meget bedre korrelation blev op- nået mellem svindtendens og CRmax (figur 12b). Det bedste podemiddel med hensyn til at reducere porøsi- tet, In-2.5Ca1.6Zr1.6Al (0,95 % po- røsitet), har også den højeste CRmax værdi på 3,6°C/s. Denne afhængig- hed bekræfter laboratorieresulta- terne i fig. 8. Det er også interessant at bemærke, at det Ce-holdige podo- middel 1.8Ce klarede sig meget godt i både laboratorieforsøgene (0,88 % % porøsitet) og industrielle eksperimen- ter (1,06 % porøsitet). Det andet Ce-podemiddel, 1.7Ce, der har en ke- misk sammensætning næsten iden- tisk med 1.8Ce, blev kun brugt i de industrielle eksperimenter. Dets evne med hensyn til at reducere porøsitet (1,13 % porøsitet) var noget lavere end 1,8Ce, men inden for marginen af den eksperimentelle dataspredning. Det relativt lave nodulantal for 1,8Ce i laboratorieforsøgene er uforklarligt.

Som det fremgår af fig. 12c er der en tilsyneladende sammenhæng mellem rekalesens og porøsitet. Højere rekale- sens er forbundet med lavere porø-

sitet. Det faktum, at In-2.5Ca1.6Zr1.6Al-podemidlet har en lavere rekalesens end 2.9Al, kan tilskrives den lavere støbetemperatur af det førstnævnte podemiddel (tabel 3).

Forsøgene havde ikke som formål at studere støbetemperaturens indflydelse på porøsitetsdannelsen, da det blev forsøgt at holde støbetemperaturen konstant på 1340 °C. Men som det fremgår af tabel 3, lå støbetemperaturerne i området 1312 til 1344 °C. Ikke desto mindre er der noget, der tyder på støbetemperaturens påvirkning, når resultaterne af de kommercielle podemidler med næsten identiske sammensætninger sammenlignes.

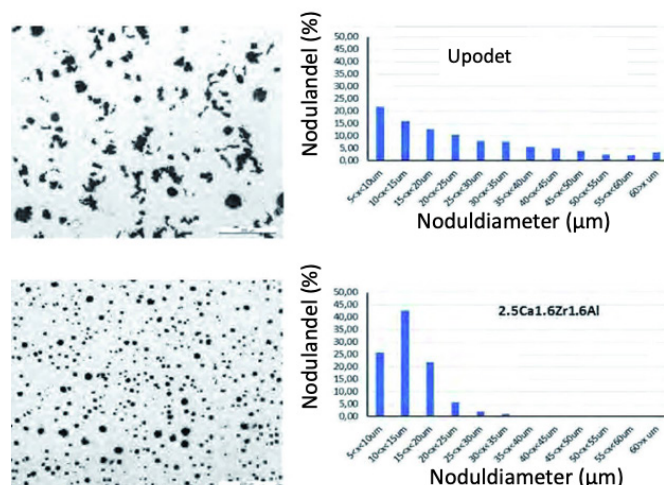
De to CaZr-baserede podemidler, 2.5Ca1.6Zr1.6Al og 2.5Ca1.6Zr1.4Al, viser store forskelle i porøsitet på henholdsvis 0,95 og 1,21 %. Denne forskel kan tilskrives den store forskel i støbetemperatur: for en forskel på 23°C i støbetemperatur (1312°C for 2,5Ca1,6Zr1,6Al vs. 1335C for 2,5Ca1,6Zr1,4Al) er ændringen i porøsitet på 0,26%. Dette er illustreret gennem trekantmarkørerne i figur 13. For en forskel på 2°C i støbetemperatur (1340C for 1,7Ce vs. 1342C for 1,8Ce) er ændringen i porøsitet kun 0,07 %, som vist med cirkelmarkørerne i figur 13. Porøsitetsforskellen mellem de Ce-bærende podemidler er inden for området for eksperimentelle fejl. Disse resultater bekræfter en tidligere rapport fra Kanno et al.⁴, som konstaterede, at en lavere støbetemperatur mindsker risikoen for dannelse af mikrosugninger.



Figur 13. Sammenhæng mellem sugningsporøsitet og støbetemperatur.

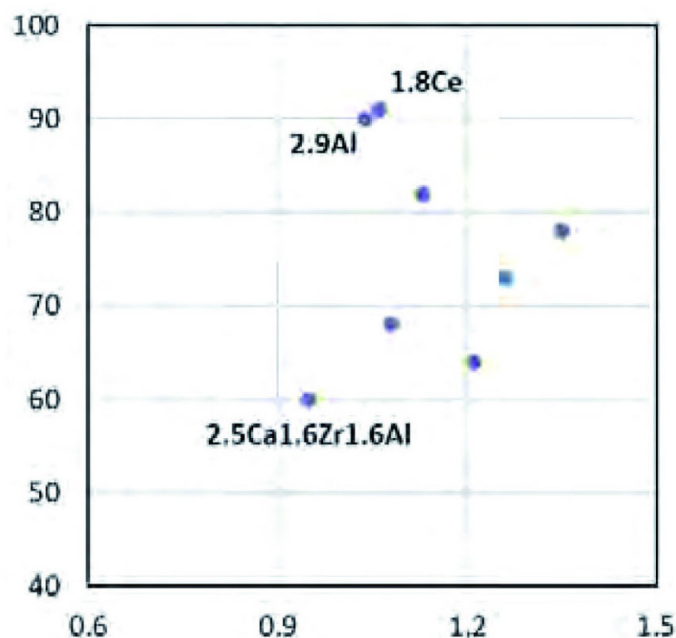
Kuglegrafittens størrelsesfordeling

Fra hver prøve blev ti billeder analyseret for at kunne bedømme kuglegrafittens størrelsesfordeling. Et eksempel for prøvekoppper med og uden podning er vist i figur 14.



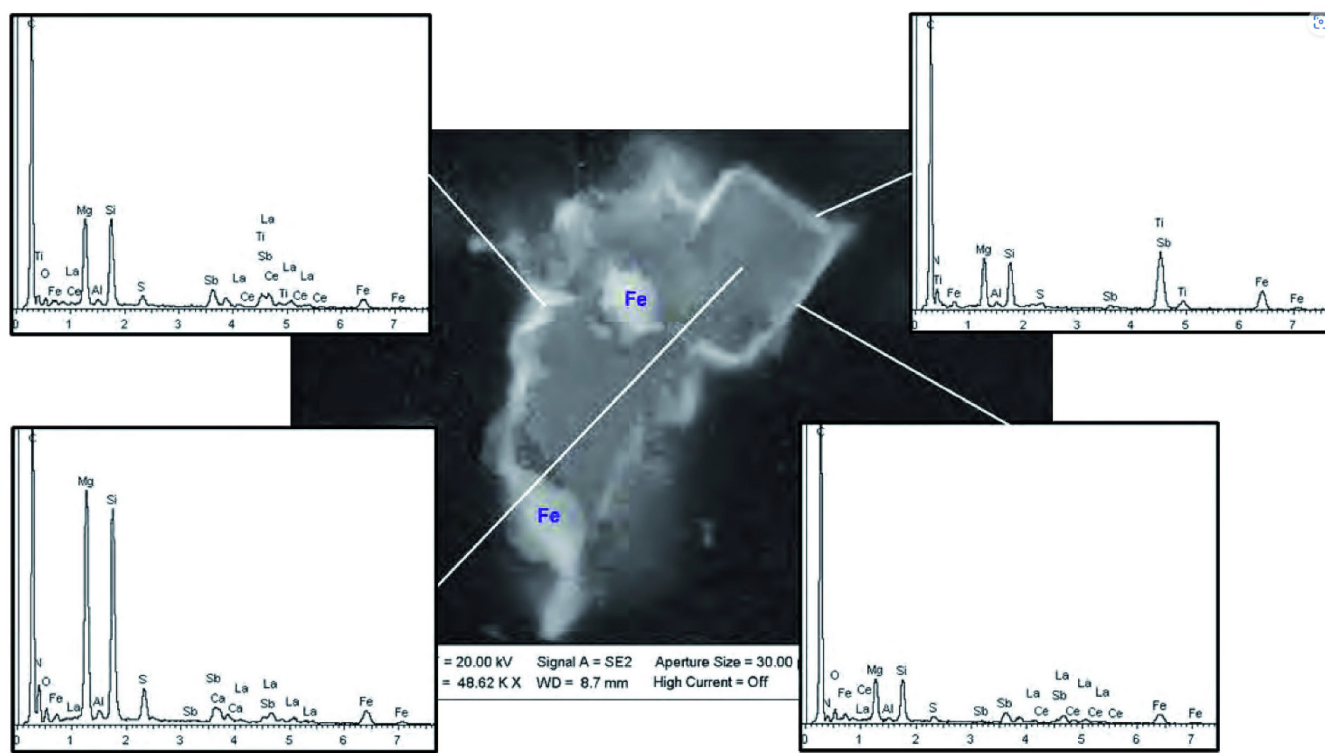
Figur 14. Uætsede mikrobilleder og grafitstørrelsesfordeling for en prøve, der ikke var podet (a) og for en prøve podet med 2.5Ca1.6Zr1.6Al-podemiddel (b).

Ekspirer viser, at kimdannelse i SG-jern kan følge en monoton trend (kun én maksimumværdi på størrelsesfordelingskurven) eller kan udvise flere kimdannelsesbølger (flere maksimumværdier). Chisamera et al.³⁷ har vist, at komplekse FeSi-podemidler med Ca, Ce, S, O forlænger grafitkimdannelsen til slutningen af den eutektiske størkning. Lekakh et al.¹¹ observerede en topuklet volumenstørrelsesfordeling af grafitnoder (et sæt små noder sameksisterede med et næsten normalt fordelt sæt store noder) og antog en sammenhæng mellem den anden kimdannelsesbølge og lavere mikroporøsitet.



Figur 15. Korrelation mellem procentdelen af nitridkim og porøsitet.

Imidlertid producerede ingen af podemidlerne i nærværende forskning en anden kimdannelsesbølge (to maxi-



Figur 16. Komplex (MgSiAl)N-(CeLaSb)S-TiC-kim i jernprøve podet med 2.5Ca1.6Zr1.6Al.

mummer) i størrelsesfordelingskurverne. Alligevel blev der observeret en klar forskel i mikrostrukturerne og fordelingskurverne for de podede prøver sammenlignet med den ikke-podede (fig. 14).

Kimdannelse oprindelse

SEM-analyse af forskellige typer kim viser, at langt størstedelen af disse kim i de podede prøver indeholder nitrider af (MgSiAl)N-typen, se tabel 3. Der kunne ikke bestemmes nogen klar sammenhæng mellem procentdelen af nitridkim og porøsitet. Som det fremgår af fig. 15 viste det bedste podemiddel, 2.5Ca1.6Zr1.6Al, det laveste antal nitrider (60%), mens det andet (2.9Al) og det tredje (1.8Ce) bedste podemiddel viste høje procentdele nitridkim (henholdsvis 90 og 91 %).

Årsagen til denne mangel på korrelation er sandsynligvis relateret til kompleksiteten af de kim, som fandtes i de undersøgte jernprøver. Eksemplet i figur 16 viser en kompleks kim af (MgSiAl)N omgivet af et lag (CeLaSb)S. I øverste højre hjørne iagttages også en lille mængde TiC. Dannelsen af Ti-karbider begrundes med %Ti i basismetallet (0,02%)^{38,39}. Til sammenligning var kim i det upodede jern for det meste komplekse Ti-baserede karbider, Mg-baserede oxider og Sb-fosfider (figur 17).

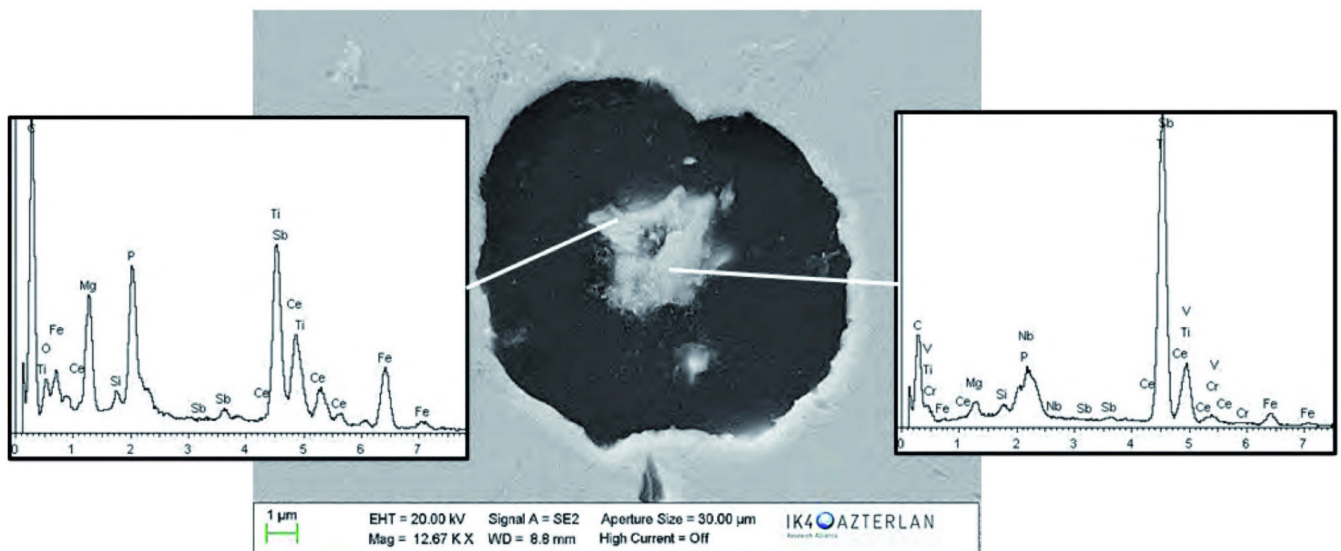
Konklusioner

Korrelationen mellem sugningsporøsiteten og nogle metallografiske og termiske analyseparametre for et 3,75% Si kuglegråstjern fremstillet i en industriel ovn blev evalueret fra jern fra en industriel batch af Mg-behandlet jern støbt i termiske analysekopper. Resultaterne blev sammenlignet med tidligere rapporterede resultater fra et

laboratoriefremstillet jern med 4,08% Si. Kommercielle podemidler blev tilsat i kopperne før udstøbning, bortset fra en kop, der blev brugt som reference.

Det viste sig, at alle podemidler reducerede tendensen til sugningsporøsiteter med mindst en faktor to for de industrielle eksperimenter sammenlignet med en faktor tre for laboratorieforsøgene. Vi bemærker, at på grund af dets lavere Si-indhold bør det industrielle jern have mindre initial porøsitet i fravær af podning, hvilket kan forklare forskellen. Mens der blev observeret en generel sammenhæng mellem nodulantal og porøsitet på de industrielle prøver (i den forstand, at et højt nodulantal var befordrende for mindre porøsitet), var korrelationen med porøsitetsværdierne mindre signifikant sammenlignet med den for laboratorieforsøg. Imidlertid var den laveste porøsitet forbundet med det højeste maksimum af afkølingshastigheden ved slutningen af størkning, hvilket bekræfter resultaterne af laboratorieforsøg.

Det Ce-holdige podemiddel 1.8Ce, der var den bedste ydende i laboratorieforsøgene (0,88 % porøsitet), klarede sig også meget godt i de industrielle eksperimenter (1,06 % porøsitet). Det andet Ce-podemiddel, 1.7Ce, der har en kemisk sammensætning næsten identisk med 1.8Ce, blev kun brugt i de industrielle eksperimenter. Dens evne til at reducere porøsitet (1,13 % porøsitet) var noget lavere end 1.8Ce, men inden for marginen af eksperimentel dataspredning. I de industrielle eksperimenter var den bedste ydeevne for det CaZr-holdige podemiddel, 2,5Ca1,6Zr1,6Al, som reducerede porøsiteten til 0,95%. Vi bemærker, at den lave støbetemperatur i TA-koppen kan have bidraget væsentligt til denne egenskab.



Figur 17. Kompleks (TiNbVCrSb)C-(MgCeO)-SbP-kim i upodet jernprøve.

Anerkendelser

Dette arbejde blev støttet af Diputación Foral de Bizkaia, Spanien.

Om forfattere

G. Alonso

AZTERLAN, Basque Research and Technology Alliance (BRTA), Durango, Spain

D.M. Stefanescu

The Ohio State University, Columbus, OH, USA and The University of Alabama, Tuscaloosa, Alabama, U.S.

J. Sanchez, G. Zarrabeitia, R. Suarez

AZTERLAN, Basque Research and Technology Alliance (BRTA), Durango, Spain

Artiklen er oprindeligt bragt i "2021 AFS Transactions paper " Effect of the Type of Inoculant on the Shrinkage Porosity of High Silicon SG Iron." Den er gengivet med venlig tilladelse af American Foundry Society, Inc, Schaumburg, Illinois, USA (www.afsinc.org).

Oversættelse: Herbert Wolthoorn

Referencer: kan rekvireres hos redaktionen (hwolthoorn@gmail.com)