

Grundlæggende støberiteknologi: SG-jern

Af Herbert Wolthoorn, STØBERIET



Indledning.

SG-jern er betegnelsen for en støbejernstype, hvor grafitten er formet som kugler. Dette forhold blev opdaget i perioden 1938 – 1940, og under American Foundrymen's Society's Casting Congress and Exposition i Philadelphia i 1948 blev SG-jern præsenteret som et nyt konstruktionsmateriale af to uafhængige organisationer, nemlig British Cast Iron Research Association (BCIRA) og the International Nickel Company (INCO). BCIRA fremstillede SG-jern ved at tilsætte cerium, mens INCO brugte magnesium. Samme år blev de første patentrettigheder på SG-jern givet til INCO, og 1948 kan derfor betragtes som starten på den kommercielle anvendelse af SG-jern og dermed eksisterede et nyt medlem af støbejernsfamilien.

SG står for sfærisk grafit, dvs. kugleformet grafit. SG-jern kaldes derfor også kuglegrafitjern eller nodulært jern (på engelsk nodular iron). På grund af sin store sejhed kaldes SG-jern også sejjern. Grafitkuglerne kaldes ofte noder eller somme tider sfæroliter. SG-jerns grafitkugler svækker jernets grundmasse mindre end flagegrafitten gør i gråt støbejern. I gråt støbejern kærvpåvirker de spidse grafitlameller grundmassen, og da grafitten er sammenhængende kan et begyndende brud brede sig fra lamelspidserne langs grænsefladen mellem grafit og jernets grundmasse. Grafitten i SG-jern er ikke sammenhængende, og grafitkuglerne ligger adskilte fra hinanden og svækker derfor ikke grundmassen. Desuden er runde kugler ikke kærvdannende og kan stoppe en begyndende revne på samme måde, som en revne i en stålplade kan

stoppes med at bore et hul for enden af revnen.

Derfor har SG-jern betydelig større styrke og sejhed end gråt støbejern, og samtidigt bevaret gråjerns gode støbe- og bearbejdningsegenskaber. SG-jern har i mange tilfælde kunnet erstatte tempergods og stålstøbegods, da der kan opnås samme styrkemæssige egenskaber og også forbedret dæmpningsevne og korrosionsmodstand. Stålstøbninger kræver en højere støbetemperatur, er vanskeligere at støbe og har et betydeligt lavere udbytte end SG-jern. Tempergods kræver en langvarig varmebehandling. SG-jern kan fremstilles med ferritisk, ferritisk/perlitisk, perlitisk, austenitisk, bainitisk eller martensitisk grundmasse og kan derfor anvendes til utallige konstruktionsmæssige og maskintekniske formål.

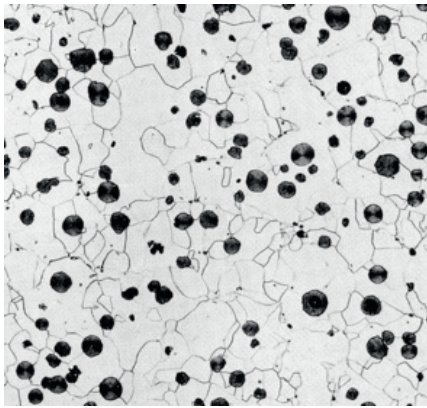


Fig. 1: Grafitkugler i SG-jern

Kuglegrafittens form og størrelse

SG-jerns grafitstruktur kan bedømmes på nodulernes form og størrelse. Fig. 1 viser et mikrobillede af SG-jern, hvor den kugleformede grafitform kan ses tydeligt. Grafitformen kan være som regelmæssige noder eller have en degenereret form. ISO-standarden betragter kun form VI (fig. 2) som tilfredsstillende, mens de andre forme betragtes som utilfredsstillende eller degenereret kuglegrafit. ISO-standarden bruger idealiserede tegninger, som kan være vanskelige at sammenligne med et virkeligt mikrobillede.

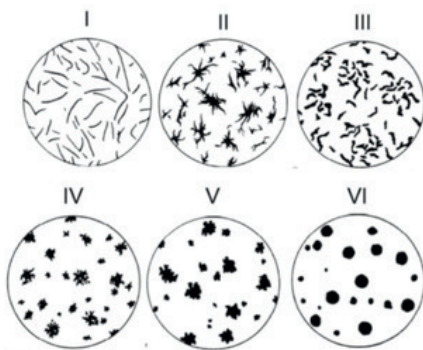


Fig. 2: Grafitens form (ISO)

En anden måde at vurdere en kuglegrafitstruktur på, er sammenligning med virkelige mikrobilleder. Fig. 3 viser en planche med forskellige grafitforme, som de kan iagttages i et mikroskop. Billedet i øverste venstre hjørne viser en tilfredsstillende grafitstruktur med tilstrækkeligt mange tilfredsstillende noder til at kunne klas-

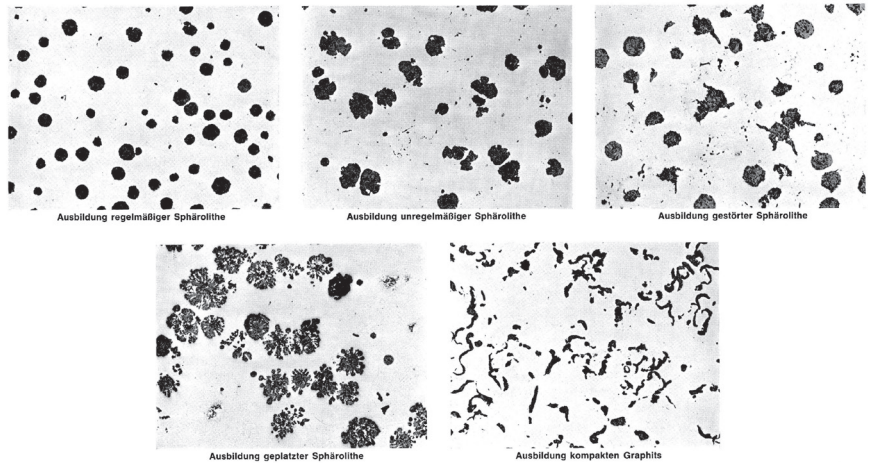


Fig. 3: Forskellige grafitforme

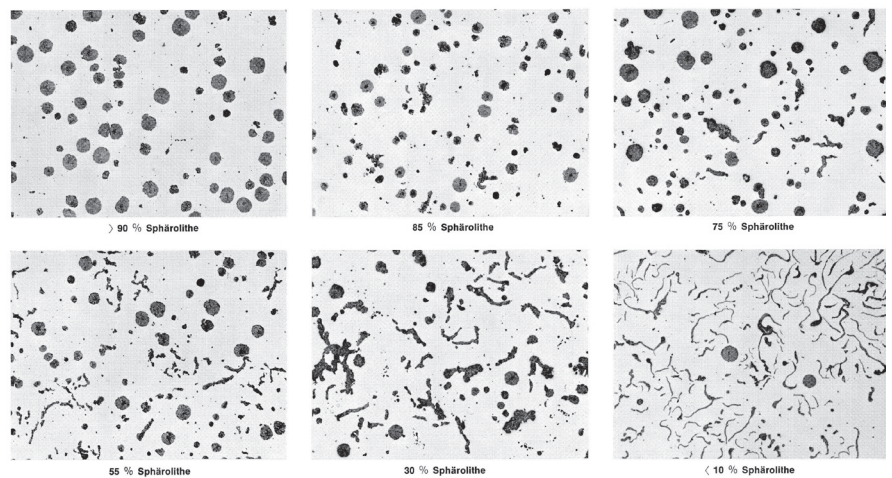


Fig. 4: Andel tilfredsstillende noder i SG-jern

sificere strukturen som SG-jern. De andre billeder viser forskellige fejlforme af kuglegrafit.

Det er sjældent at grafitstrukturen kun består af grafit med perfekt kugleform, ofte findes en blanding af mere eller mindre perfekte noder samt en del fejlgrafit. For at opfylde de grafitstrukturmæssige krav til SG-jern, kræves normalt at mindst 85 % af grafiten har en tilfredsstillende kuglegrafitform, mens resten af grafiten må have en anden form. Man kan således ved hjælp af et slib fra en prøve med samme forstørrelse bedømme andelen af de forskellige grafitformer.

Der findes også plancher med mikrobilleder, der kan hjælpe til bedømmelse af grafitstrukturen.

Fig 4 viser et eksempel på en sådan planche. Her er ingen omfattende optælling nødvendig, men kun en vurdering af, hvilket billede mest ligner ens eget slib.

På samme måde kan grafitkuglernes størrelse vurderes ud fra standarder (fig. 5) eller plancher. Fig 6 viser en planche, hvor grafitens størrelse angives i μm og antal pr. mm^2 .

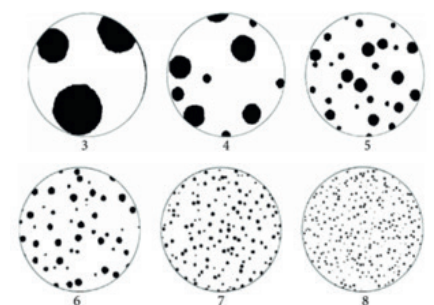


Fig. 5: Kuglegrafittens størrelse (ISO)

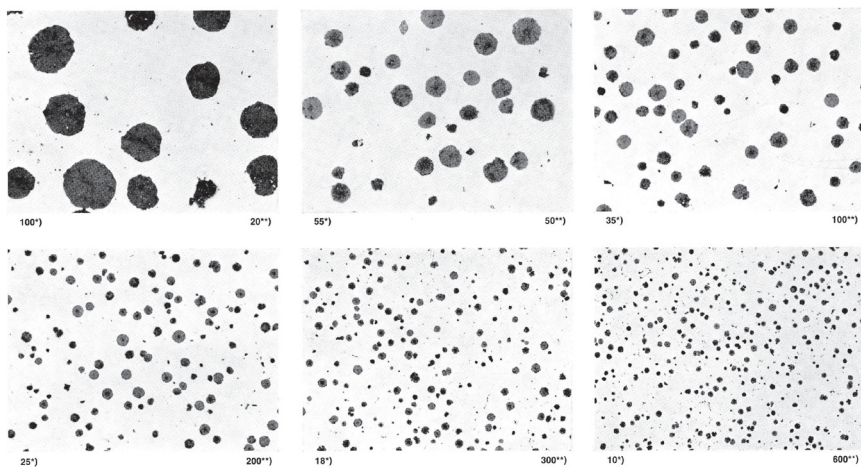


Fig. 6: Kuglegrafittens størrelse

Om der anvendes en planche eller en standard kan være underordnet, når strukturen skal vurderes til interne formål. Når et formodet fejlområde skal bedømmes, kan en planche hurtigt give et fingerpeg om strukturens tilstand. Men en beskrivende dokumentation gøres nemmest ved hjælp af en standard. Eksempelvis kan en struktur beskrives som 95 % VI 6-7, som betyder at 95 % af grafitten findes i form VI og med størrelse på 6 og 7. I dag selvfølgelig med et medfølgende mikrobillede af en repræsentativ del af strukturen.

En vigtig vurdering af grafitstrukturen, måske den allervigtigste, er en bedømmelse af jernets nodularitet umiddelbart efter støbnings afslutning.

En sådan prøve kan fremstilles og vurderes i løbet af 10 minutter. Hvis nodulariteten er tilfredsstillende kan godset fra den pågældende charge frigives eller i tvivlstilfælde tilbageholdes for nærmere kontrol og eventuel kassation. Disse såkaldte lynprøver er forholdsvis små og storkner derfor meget hurtige. Da hurtig storkning øger antal noduler vil grafitstrukturen af disse lynprøver vise betydelig flere små noduler end der findes i støbegodset, medmindre der er tale om meget tyndvægget støbegods.

En vurdering af grafitstruktu-

ren skal selvfølgelig tages fra en prøve, som er taget under de dårligste betingelser, det vil sige at prøven tages af det sidste jern i skeen eller støbeautomaten, således at, når prøverne er OK, så er tidligere udstøbte metal også i orden. Sådanne prøver skal tages efter hver enkel nodularisering, og resultaterne af dem løbende sammenlignes med prøver, som er taget fra støbegodset eller indløbssystemer. Udtages også prøver til mekanisk prøvning kan man opbygge et erfaringsgrundlag, der sammenkæder lynprøvers metallografi med de mekaniske egenskaber. Et sådant erfaringsgrundlag er nødvendigt for at kunne afgøre, hvornår en lynprøvens nodularitet er tilfredsstillende nok til at også støbegodset med stor sandsynlighed har en tilfredsstillende nodularitet.

Når der er tale om meget kritiske anvendelsesformål kan der være et krav fra kunden, at alle emner undersøges yderligere, fx vha. ultralyd, for at sikre en tilfredsstillende grafitstruktur. Sommetider kan det forlanges, at en vis procentdel af de støbte emner også undersøges destruktivt.

Hvordan dannes kuglegrafit

Størkningsforløbene for SG-jern og gråt støbejern adskiller sig kun fra hinanden ved at kulstoffet udskilles som noduler i SG-jern og grafitflager i gråt støbejern.

Fremstilling af støbejern med

flagegrafit kræver at smelten indeholder kim, som fremmer dannelse af flagegrafit. Sådanne kim omfatter hovedsageligt forbindelser med svovl og ilt, det vil sige sulfider og oxider. Derfor er det en grundlæggende forudsætning for fremstilling af SG-jern, at smeltens indhold af svovl og ilt effektivt fjernes. Dette gøres ved at tilsætte jernsmelten elementer, der nemt kan binde sig til svovl og ilt og således afsvovl og afilter smelten. Disse såkaldte nodulariseringsmidler er baseret på elementer såsom magnesium, calcium og cerium og andre sjældne jordarter samt andre elementer med lignende kemiske egenskaber.

Normalt er nodulariseringsmidler magnesiumbaseret og nodulariseringsprocessen kaldes derfor ofte en magnesiumbehandling.

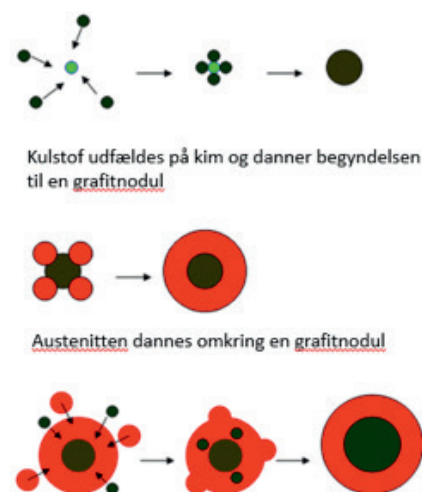


Fig. 7: Mulig dannelse af kuglegrafit

Samtidigt danner tilsætning af magnesium forskellige magnesiumforbindelser, fx magnesiumsulfider og -silikater, som også antages at være kim for dannelsen af kuglegrafit.

Helt præcist hvordan kuglegrafit dannes er endnu ikke fuldstændigt klarlagt. I tidernes løb er der fremsat mange teorier, hvor underafkøling, dannelse af usta-

bile karbider, gasbobler og overfladespænding lægges til grund for dannelse af kuglegrafit. Traditionelt antages, at kuglegrafit dannes i smelten, hvis der findes grafitkimdannere, hvorpå grafitten, som udskilles under afkøling, kan udfældes. Disse kim omfatter som nævnt forskellige magnesiumforbindelser. Derefter dannes austenitten, som lægger sig omkring de voksende kim. Den videre vækst af grafitnoderne sker ved kulstofdiffusion gennem austenitskallen imens austenitten samtidigt vokser. Fig. 7 viser, hvordan en sådan proces kunne tænkes at foregå.

Den nodulariserende behandling fjerner stort set alle kim og skaber derfor en voldsom underafkøling i smelten. Denne store underafkøling antages også at være medvirkende til dannelse af kuglegrafit. Ved ikke for voldsom underafkøling (ikke nærmere defineret) dannes metastabile karbider, som under den videre afkøling nedbrydes til jern og kulstof, hvorefter kulstoffet afsættes på de allerede eksisterende noder. Ved for voldsom underafkøling dannes stabile karbider, som ikke kan nedbrydes under den efterfølgende afkøling. Sådanne karbider er altid uønskelige i SG-jern. Imidlertid er en nodulariserende behandling alene ikke tilstrækkelig til at kunne fremstille SG-jern med tilfredsstillende grafitstruktur. Ved en efterfølgende podning tilføres smelten elementer, som kan forbedre nodulernes form og antal. Desuden reducerer podningen underafkølingen så der ikke dannes stabile karbider. Uden podning vil SG-jerns struktur bestå af dårligt udformede noder og karbider. Fig 8 viser et billede af upodet og podet SG-jern. Det upode jern har få noder med lav nodularitet, og grundstrukturen har en stor perlitandel og indeholder ofte karbider, mens det podede jern har mange noder, tilfredsstillende nodularitet, minder perlit og ingen karbider.

Podemidler er normalt baseret på silicium, som har en grafitiserende virkning og reducerer underafkølingen. Der skal dog fortsat være en tilstrækkelig stor underafkøling for at undgå, at der også dannes flagegrafit. Podningsmidler indeholder ud over silicium også elementer, som fremmer dannelse af kuglegrafit, fx barium, calcium eller aluminium.

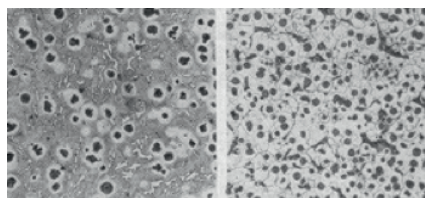


Fig. 8: Upodet og podet SG-jern

Ovenstående er en meget forenklet beskrivelse af, hvordan kuglegrafit dannes. Smelten kan indeholde ledsage- og sporelementer, som kan forbedre eller forværre den ønskede grafitform og grundmasse. Desuden kan nodulariserings- og podemidler indeholde forskellige kemiske elementer, der tilsigter bestemt strukturdannende egenskaber. Herudover kan jernet indeholde en større eller mindre mængde gas, som kan give anledning til bobler og porøsiteter under afkølingen; dette antages også at kunne påvirke grafitdannelsen. Der findes således mulighed for mange kemiske og fysiske reaktioner under afkølingen, som alle kan være med til at forklare eller afvise de forskellige teorier om dannelse af kuglegrafit.

For at SG-jern kan leve op til de stillede krav er det afgørende vigtigt at holde styr på jernets kemiske sammensætning, den nodulariserende behandling og podning. Desuden skal man være opmærksom på procesændringer pga. tilsigte eller ubevidste ændringer i rutiner.

SG-jerns kemiske sammensætning

SG-jern er hovedsageligt, ligesom

gråt støbejern, en jern-kulstof-silicium legering. Desuden indeholder SG-jern ofte en forholdsvis stor mængde mangan og kobber. Som hovedelementer i SG-jern regnes også svovl og fosfor. Herudover indeholder SG-jern et antal spor- og ledsageelementer.

Kulstof og silicium

Ved fremstilling af gråt støbejern har kulstofækvivalentet, CE-værdien, stor betydning for, hvordan flagegrafitten udformes og dermed betydning for jernets styrkemæssige egenskaber. Ved fremstilling af SG-jern har kulstofækvivalentet mindre betydning for de styrkemæssige egenskaber, og der kan derfor vælges et kulstofækvivalent, som giver maksimal støbelighed og laveste smeltepunkt. Derfor har SG-jern normalt en eutektisk eller næreutektisk sammensætning.

Kulstofindholdet kan ligge i intervallet 3 til 4 %, men normalt anvendes mellem 3,2 og 3,8 % kulstof. Et lavt kulstindhold fremmer dannelse af sugninger og øger behovet for efterfødnings. Derfor vælges gerne et så højt som muligt kulstofindhold.

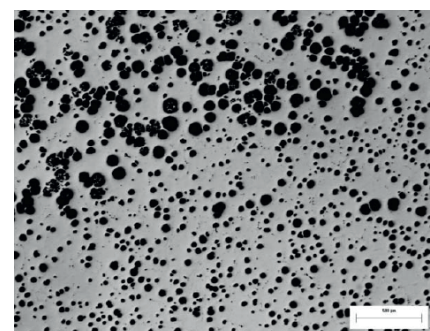


Fig. 9: Grafitflotation

Et problem med et for højt kulstofindhold og dermed et højere kulstofækvivalent er, at det første som dannes under afkølingen er primær kuglegrafit. Disse primært dannede grafitkugler kan i det flydende restmateriale stige op til støbegodsets overflade, og lægge sig i et tykt lag af store delvist sammenklumpede noder (fig.

9). Fænomenet kaldes grafitflotation og reducerer jernets trækstyrke, forlængelse og slagbrudstyrke væsentligt.

Risikoen for grafitflotation afhænger af afkølingshastigheden. Tyndvægget gods afkøles hurtigt og de primært dannede grafitkugler har for lidt tid til at vokse og til at stige til overfladen. Tyndvægget støbegods har gerne en høj CE-værdi for at forbedre jernets flydeevne og dermed undgå matløbninger. Til svært, langsomt størknende støbegods vælges normalt en nær-eutektisk sammensætning.

Siliciumindholdet kan ligge i intervallet 1,6 til 3 %, men normalt er siliciumindholdet mellem 2,2 og 2,8 %. Silicium påvirker kulstofækvivalenten med en tredjedel ($CE = \% C + 1/3 \% Si$). En legering med 2,2 % silicium bidrager således med værdien 0,7 til kulstofækvivalenten og en legering med 2,8 % silicium med værdien 1. Kulstofækvivalenten påvirkes derfor ikke ret meget af et varierende siliciumindhold.

Silicium fremmer og styrker en ferritisk struktur og reducerer risikoen for karbid dannelse. Derfor bør siliciumindholdet være så højt som muligt. Imidlertid øger silicium slagbrudstyrkens omslagstemperatur, og derfor skal til SG-jerns med krav om stor slagbrudstyrke ved lav temperatur siliciumindholdet gerne være under 2 %.

Ved magnesiumbehandling og podning anvendes siliciumbase-rede legeringer, som bidrager væsentligt til smeltens siliciumindhold. For eksempel kan tilsætning af 1,5 % FeSiMg og 0,5 % FeSi bidrage med cirka 1 % silicium til smelten. Det vil sige at en stor del af det endelige siliciumindhold stammer fra nodulariserings- og podningprocessen. Omhu ved dosering og tapning er derfor afgørende vigtigt for at opretholde et stabilt siliciumniveau.

Mangan

Mangan styrer primært andelen ferrit og perlit i grundstrukturen. Mangan fremmer dannelse af perlit og karbider. Mangan udskilles fortrinsvist i den sidste periode af den flydende fase og derfor kan manganindholdet i korngrænserne i svært, langsomt afkølede støbegods blive højt; dette øger risikoen for dannelse af korngræneskarbider (fig. 10) med reducerede styrkeegenskaber til følge.

Ønskes en fuld ferritisk som-støbt struktur anbefales, at manganindholdet ikke overstiger 0,3 %. Anvendes en varmebehandling for at opnå fuld ferritisk struktur kan manganindholdet være højere, dog gerne under 0,5 % for at undgå bearbejdningsvanskeligheder. Ved tilsætningen over ca. 0,7 % Mn opnås en fuld perlitisk som-støbt struktur.

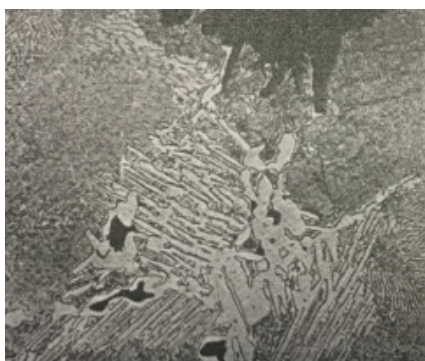


Fig. 10: Korngræneskarbider

Svovl

En magnesiumbehandling har som sin primære opgave at afsvoile jernet. For at minimere brugen af nodulariseringsmidler bør svovlindholdet være så lavt som muligt og helst mindre end 0,02 % før nodularisering finder sted.

Svovlindholdet i kupolsovnjern er relativt højt og kræver almindeligvis en forudgående afsvoiling.

Ved smeltning i elovn kan svovlindholdet normalt holdes under

0,02 %. Anvendelse af svovlholdige opkulsningsmidler, billigt råjern, olieforurenede skrot eller stål af dårlig kvalitet kan øge svovlindholdet.

Element	Ferritisk SG Maks. %	Perlitisk SG Maks. %
Bly	0,002	0,004
Tin	0,002	0,03
Bismuth	0,001	0,03
Arsen	0,02	0,10
Bor	0,005	
Tellur	0,01	
Selen	0,03	
Titan	0,05	
Cadmium	0,005	

Fig. 11: Grænseværdier for sporelementer

Fosfor

Har ingen betydning for dannelse af kuglegratit, men kan danne jernfosfid i korngrænserne, hvilket nedsætter brudforlængelsen og slagbrudstyrken. Det maksimale fosforindhold kan være så højt som 0,08 %, men normalt tilstræbes et fosforindhold under 0,03 %. Fosfor kan stamme fra fosforholdigt råjern, skrot eller råjernsretur.

Spor- og ledsageelementer

Sporelementer findes i meget små mængder i jernet og kan stamme fra rester af tilsætningsmaterialer, legeringer, skrot og forurenninger. Ledsagestoffer skyldes elementer, der findes i jernmalm og følger med under udvindingsprocesser og råjernsfremstilling. Råjern indeholder derfor også silicium, mangan, fosfor og svovl samt vise sporelementer, fx titan og krom. Ledsageelementer kan også stamme fra ikke sorteret omgangsjern eller støbejernsskrot, som er legeret med fx nikkel, krom eller kobber.

Generelt er spor- og ledsageelementer uønskede, og man skal

være opmærksom på alle forhold, som kan medføre en stigning i mængden af disse elementer.

Nogle elementer, fx aluminium, bly, antimon og tin fremmer dannelse af flage/intercellular grafit. Andre elementer er perlitstabiliserende, her kan nævnes mangan, kobber, tin, molybdæn, nikkel, antimon og bly. Elementer, som nemt danner karbider er fx cerium, molybdæn, magnesium og titan.

Disse skadelige elementer skal derfor holdes under et vist niveau for at undgå en uønsket struktur i støbegodset. I praksis findes mange forslag til grænseværdier for disse elementer, et eksempel er vist i fig. 11

Vær opmærksom på, at værdierne er retningsgivende. Da der ikke findes standarder har de fleste støberier deres egne grænseværdier baseret på gode og bitre erfaringer. Ud over de maksimalt tilladte enkeltværdier skal der også tages hensyn til den kumulative virkning. Generelt anbefales, at det totale indhold af sporelementer holdes under 0,2 % og 0,6 % for hhv. ferritisk og perlitisk SG-jern.

Ved støbning af svært støbegods vil de kraftige tværsnitsektioner afkøles langsomt, hvilket resulterer i en struktur med store og færre grafitkugler. Små mængder antimon, ca. 0,005 %, kan forbedre nodulariteten i sådanne kraftige sektioner. Imidlertid er antimon også perlitstabiliserende, ca. 100 gange kraftigere end kobber, hvilket er uønsket, når der skal fremstilles ferritisk SG-jern. Desuden fremmer antimon dannelse af pigget og intercellular grafit (fig. 12). Antimon er således et både skadeligt og gavnligt element.

For at modvirke den skadelige virkning ikke alene af antimon, men også af andre skadelige ele-

menter, fx. Pb, Sn, Al og Ti, tilsætte ofte cerium. Ved at tilsætte cerium holdes de skadelige elementer i skak, men når disse ikke er tilstede er cerium i sig selv også skadeligt, da det fremmer dannelse af chunky grafit.

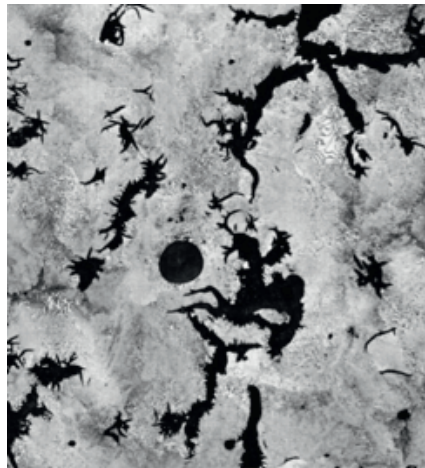


Fig. 12: Pigget grafit i sg-jern

Antimon og cerium er eksempler på, at vise elementer kan være både gavnlige og skadelige, alt afhængig af, i hvilken sammenhæng de optræder.

Hvorvidt et element er skadeligt eller ej kan være vanskeligt at afgøre på forhånd. Den bedste måde at sikre en ensartet støbejernskvalitet er at undgå ændringer i chargesammensætningen, holde styr på sit returjern og anvende chargeringsmaterialer med kendte sammensætninger.

Anvendelse af uspecificeret skrot kan være kilde til mange ledsage- og sporelementer. Rustfrit stål kan indeholde nikkel og krom, værktøjs stål krom, molybdæn og vanadium, automatstål bly.

Skrot, som indeholder lejeskåle, bøsninger, foringer etc. kan indeholde elementer såsom aluminium, kobber, zink, bly, antimon og kadmium.

Herudover skal alle materialer tilsætte med den korrekte dosering. Konstant overdosering, enten fordi man vil være "på den sikre side" eller fordi doseringsudsty-

ret ikke er kalibreret eller fordi der anvendes et nyt produkt med en anden størrelsesfordeling, kan være med til at forøge mængde sporelementer i jernet.

Den nodulariserende behandling

For at kunne fremstille støbejern med kuglegratit er det nødvendigt at give basisjernet en såkaldt nodulariserende behandling, der i praksis består af tilsætning af reaktive metaller, der fremmer dannelse af kuglegratit. Til disse metaller hører magnesium, calcium, cerium og andre sjældne jordarter. Almindeligvis anvendes magnesiumbaserede legeringer, og derfor kaldes den nodulariserende behandling ofte magnesiumbehandling.

Fordelen med magnesium er, at det er forholdsvis billigt at fremstille og næsten uopløseligt i støbejern. Magnesium har stor affinitet til ilt og derfor oxiderer magnesium fuldstændigt ud af smelten ved omsmelting. Derfor vil der ikke ske en ophobning af magnesium, når der løbende anvendes SG-omgangsjern, som altid indeholder en lille andel restmagnesium.

Rent magnesium har et lavt kogepunkt (ca. 1102 °C) og ved tilsætning til flydende jern opnås derfor en hurtig opløsning og en temmelig voldsom reaktion, der fjerner svovl og ilt samt forureninger og gasser fra smelten. Desuden bliver smelten voldsomt underafkølet når der tilsættes magnesium. Det er især magnesi-ums afsvovlende virkning og underafkøling som har betydning for dannelse af kuglegratit.

Magnesiums lave kogepunkt betyder at der opstår en høj damptryk i smelten. Fig 13 viser damptryk i forhold til temperatur. Ved 1 atm. er kogepunktet ca. 1102 °C. Ved 1500 °C er damptrykket allerede 10 atm. Behandlingstemperaturen for SG-jern ligger normalt

i området 1450 – 1520 °C, og ved anvendelse af rent magnesium vil der opstå en voldsom, eksplosionsagtig reaktion, hvorved smelten kan udslynges af skeen. Rent magnesium kan derfor ikke anvendes i åbne støbeskeer men kræver specialudstyr.

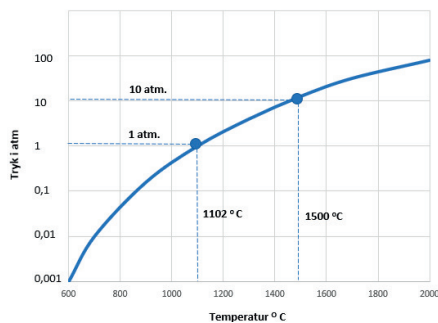


Fig. 13: Damptryk af magnesium

Magnesium-forlegeringer

Ved at legerer magnesium med andre metaller med et højere smeltepunkt bliver reaktionen afdæmpet og nemmere at styre. Disse såkaldte forlegeringer kan derfor nemmere tilsættes og virkningen bliver meget mere forudsigelig. Det er vigtigt, at forlegeringens smeltepunkt ligger under behandlingstemperaturen, det vil sige helst under 1400 °C, og at den ikke indeholder elementer, som er skadelige for strukturdannelsen. I praksis er det hovedsageligt nikkel og silicium som anvendes som hovedbestanddele i magnesiumforlegeringer.

Den første patentrettighed til fremstilling af SG-jern blev givet til International Nickel Company, som af indlysende grunde valgte at anvendte en nikkelbaseret Mg-forlegering. Nikkelmagnesium med op til 15 % magnesium bliver fortsat brugt som en nem metode at magnesiumbehandle jern på. Bindningen mellem nikkel og magnesium er stærkere end mellem magnesium og silicium og derfor opløses nikkelmagnesium langsommere, hvilket giver en mindre voldsom reaktion. En NiMg-forlegering med 15 % magnesium har næsten det samme damptryk som en FeSiMg-forlegering med

5-10 % magnesium. Desuden har NiMg en vægtfylde mellem 6,2 og 7,7 og flyder derfor ikke så let til overfladen. Disse legeringer anbringes derfor blot i støbeskeens bund eller kastes i en fyldt støbeske.

Denne nemme måde, hvorpå nikkelmagnesium kan tilsættes udnyttes ofte af mindre støberier, der ikke har rådighed over kompliceret og dyrt behandlingsudstyr. En behandling med nikkelmagnesium vil øge nikkelindholdet i jernet, og da nikkel er mildt perlitstabiliserende kan det være vanskeligt at overholde kravene til stor sejhed i rent ferritiske kvaliteter uden efterfølgende varmebehandling.

Endvidere er nikkel et særdeles dyrt materiale og derfor bruger de fleste støberier fortrinsvis siliciumbaserede magnesiumlegeringer.

Et ulempe med rent magnesiums lave vægtfylde (1,7 g/cm³) er, at det nemt flyder op og ligger uvirksom i smeltens overflade og danner slagge. Ved at afpasse forholdet mellem magnesium og legeringsmidlet er det muligt at kontrollere magnesiums reaktionshastighed. Da disse magnesiumlegeringer har en højere vægtfylde end rent magnesium flyder de heller ikke så nemt til det behandlede jerns overflade.

Forlegeringer kan også indeholde små mængder elementer, som fremmer dannelse af kuglegratit og reducerer støbefejl såsom chunky gratit og mikroporøsiteter. Yderligere oplysninger om de forskellige forlegeringers anvendelsesområder oplyses gerne af disse produkters leverandører

Restmagnesium

Magnesiums vigtigste opgave er at afsvoile jernet. Under nodulariseringsprocessen bindes magnesium til svovl, ilt, slagge og andre forureninger, og en del magnesium forsvinder ved fordampning. Re-

sten forbliver i jernet og er med til at danne kuglegratit.

Måling af dette restmagnesium i smelten kan være med til at bedømme, hvor effektiv og stabil nodulariseringsprocessen har været. Hvis indholdet af restmagnesium er for lavt, vil gratitformen sandsynligvis være utilfredsstillende.

Generelt anses 0,025 - 0,03 % restmagnesium som den lavest acceptable værdi, der giver tilstrækkeligt sikkerhed for at kunne overholde et nodularitetskrav, mens et indhold på over 0,06-0,07 % betragtes som kritisk med hensyn til øget risiko for karbiddannelse og porøsiteter.

Fig. 14 viser nodularitet som funktion af restmagnesium fra to forskellige støberier. Ved et krav om minimal 85% nodularitet, skal der en vis mængde restmagnesium til. Støberi A kan opnå 85 % nodularitet med et rest magnesium på ca. 0,03 %, mens støberi har brug for ca. 0,045 %.

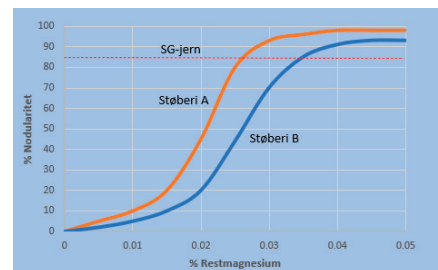


Fig. 14: Nodularitet som funktion af restmagnesium

Analyseresultaterne kan påvirkes af mange faktorer, fx udtagnings-tidspunkt, udtagningssted, temperatur, støbetid, jernets kemiske sammensætning, mængde slagge etc. Det er derfor ikke muligt at forskellige støberier kan sammenligne den analyserede procent restmagnesium som værende grundlag for en tilfredsstillende nodularitet.

For det enkelte støberi er det vigtigt at kende sin egen nedre erfaringsmæssige grænse for restmagnesium, som sikrer tilfredsstillende nodularitet i deres eget fremstillede støbejernsgods.

På grund af de mange faktorer, der kan påvirke restmagnesium, er det vigtigt at huske at restmagnesium alene kan ikke afgøre SG-jernets kvalitet, men kun en metallografisk strukturundersøgelse kan afgøre, om nodulariteten er tilfredsstillende. Desuden indgår løbende strukturundersøgelser og trækprøveresultater også som meget vigtige elementer i den totale kvalitetsbedømmelse.

Type og mængde forlegering

Den nødvendig mængde tilsat magnesium samt andel magnesium i forlegeringen afhænger af mange forhold. Generelt tilsættes mellem 0,8 til 2-3 % forlegering afhængig af, hvor effektivt de forskellige processer fra smeltning til støbning udføres.

En høj behandlingstemperatur giver dårlig magnesiumoptagelse og derfor et øget behov for magnesiumtilsætning. Behandlingstemperaturen bestemmes af støbetemperatur plus varmetabet fra behandling til støbning. Varmetabet kan reduceres betydeligt ved anvendelse af transport- og støbeskeer med isolerende foer samt isolerende låg.

Ved anvendelse af simpelt behandlingsudstyr opnås den optimale magnesiumbehandling når forlegeringen placeres i bunden af behandlingsskeen og magnesiumreaktionen først starter når behandlingsskeen er fyldt og magnesiumdampe kan stige fra bunden til toppen og er virksomme i hele smelten. En hurtig skefyldning og en forsinket reaktionsstart er derfor ønskeligt.

Ved anvendelse af høje slanke behandlingsskeer kan der opnås en høj væskesøjle før magnesiumreaktionen starter. Derfor anvendes gerne et forhold højde: diameter større end 2:1. I praksis er det dog de fysiske forhold, der hvor skeen skal bruges og skeens stabilitet, der er afgørende for dens anvendelighed.

En forlegering med afpasset varierende kornfordeling giver en tæt pakning, som forsinker antændelsen af magnesium. En forlegering med stor andel fint materiale antændes hurtigere end en med store korn. Magnesiumoptagelsen optimeres derfor ved at vælge den rigtige kornfordeling i forhold til behandlingsskeens udformning. Kvalitetsleverandører kan ikke alene hjælpe med dette valg, men også sikre at kvaliteten er ens fra leverance til leverance.

En forlegering med et højt andel magnesium giver en voldsom reaktion og kan skylle så at sige en stor del af forlegeringen ud af skeen. Det sker selvfølgelig på bekostning af udbyttet. Derfor kan en forlegering med høj andel magnesium ikke anvendes i simple åbne behandlingsskeer, men kræver mere avanceret udstyr. Magnesiummetal består af næsten 100 % rent magnesium og kan kun anvendes i specialudstyr, fx en Georg Fischer Converter.

Magnesiumlegeringer med et lavt indhold af magnesium optages bedre end legeringer med et højt magnesiumindhold, og en større magnesiumoptagelse forbedrer nodulariteten. Derfor er udbytte af en magnesiumlegering med 3-5 % magnesium bedre end en med 9-15 % magnesium. Imidlertid kræver en legering med lavt magnesium et basisjern med lavt svovl.

Podning

Som tidligere omtalt giver den nodulariserende behandling alene ikke en tilfredsstillende grafitstruktur, men kun kim, hvorpå kuglegrakit kan vokse. Ved en podning tilføres jernet elementer, som kan gøre disse kim virksomme. Podningen tilfører således ikke flere kim til jernet, men gør de eksisterende kim mere modtagelige for kuglegrakitdannelse. Podning reducerer også underafkølingen så der ikke dannes

stabile karbider.

Det mest brugte podemiddel er baseret på 75 % ferrosilicium, som indeholder små mængder kimdannede elementer såsom calcium og aluminium.

Podningens virkning udklinger hurtigt, og derfor skal tiden mellem podning og den sidste støbning være kort, normalt maksimalt 10-15 minutter.

Når der podes under tapning til en stor støbeske, som skal anvendes til få støbninger er det normalt ikke et problem at overholde udklingningstiden. Det kan dog ofte observeres, at jernet er for varmt og holdes tilbage i 5-10 minutter. Selv om de efterfølgende støbninger kan afsluttes indenfor de næste 5 minutter og nodulariteten sagtens kan være over 85 %, vil nodulariteten dog være mindre, end hvis støbningen var begyndt direkte efter magnesiumbehandling med en jernsmelte med den rigtige støbetemperatur. Sådanne små ændringer i den daglige rutine kan muligvis forårsage mikroporøsiteter, og da man jo "ikke har ændret nogen proces og gjort som man plejer" bliver undskyldningen ofte, at "det må man leve med i et støberi".

Senpodning er i så henseende en optimal løsning. Når der skal støbes mange emner fra samme ske kan der efterpodes eller anvendes podemidler i formen. Strålepodning er en effektiv måde at senpode på og bruges til støbeautomater. Podemidlet skal dog ramme jernstrålen og ikke ved siden af, hvilket ret tit forekommer i praksis.

Podemidlet skal kunne opløses i jernet, og derfor kræver mindre behandlingsportioner eller koldere jern en finere kornstørrelse eller et podemiddel, som indeholder stoffer, som fremmer opløseligheden.

Podemidler danner slagger, især når calciumindholdet er højt. Podemidler kan også være forure-

net under fremstillingsprocessen, transport og lagring og derfor gælder også her, at kvalitetsprodukter er at foretrække.

Udklingning

Udklingning er betegnelsen for at en virkning aftager med tid. SG-jern skal derfor støbes inden udklingning af både magnesiumbehandling og podning finder sted. Podemidler udklinger efter ca. 15 minutter, mens en magnesiumbehandling kan holde sig virksom længere. Hvor længe afhænger af omstændighederne. Efter magnesiumbehandlingen er afsluttet kan restmagnesium fortsat reagere med ilt, slagge samt skeernes kvartsfoer og kan således ikke kan bidrage til dannelse af kuglegratit. Ved at anvende lukkede skeer eller støbeautomater begrænses ilttilgangen. Ordentlig afslagning er også med til at forlænge udklingningstiden. Det er også muligt at anvende et skefoer, som ikke er kvartsbaseret. Udklingningen sker hurtigere med højere temperatur og længere holdetider. Udklingning af magnesium har den effekt, at grafitten danner en del kompakt og vermikulær gratit (fig 15).

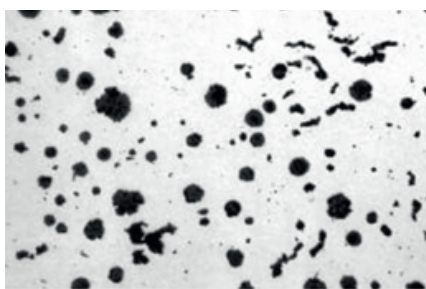


Fig. 15: Udklinget magnesium

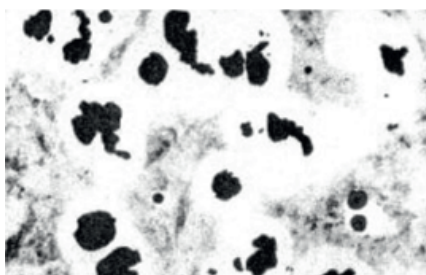


Fig. 16: Udklingning af podning

Udklingning af podning skyldes for lang tid mellem podning og udstøbning, og resultater bliver, at der dannes færre, mindre runde noder (fig. 16). Det er vigtigt at kende forskellen mellem de to typer udklingning, da de nødvendige forbedringstiltag er forskellige, men for begge typer gælder, at en høj støbetemperatur, lange holdetider og slagge forkorter udklingningstiden. Tilsætning af mere magnesium eller podemiddel vil selvfølgelig kunne forlænge udklingningstiden, men disse tiltag har også negative konsekvenser og bør kun anvendes under kontrollerede betingelser.

Behandlingsskeer

Opgaven med at anbringe en legering med lavt kogepunkt i en behandlingsske har ført til mange typer behandlingsske.

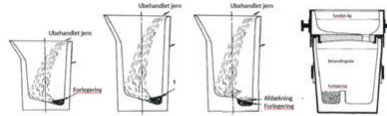


Fig. 17: Udvikling af behandlingskeer ca. 1950-1970

Fig. 17 viser noget af denne udviklingsproces for simple åbne skeer. Ved de første behandlingsprocesser blev magnesiumlegeringen lagt i en side i bunden af en støbeske mens jernstrålen blev rettet mod den anden side. Således kunne støbeskeen fyldes lidt før reaktionen gik i gang. Magnesiumudbytte var dog kun 20-25 % og nodulariteten næppe over 85 %. Det næste var en egentlig behandlingsske med et større forhold mellem diameter og højde så der hurtigere kunne opnås en høj væskesøjle over forlegeringen. Det næste var anvendelse af et særskilt reaktionsrum, som blev afdækket med stålskrot eller lignende for yderligere at forsinke reaktionen. Denne såkaldte sandwich metode, hvor udbytte var 30-40 %, blev ofte anvendt

indtil 1970'erne, hvor den såkaldte Tundish-behandlingsske blev introduceret.

Tundishskeen har også i bunden et særskilt rum, hvor forlegeringen anbringes og eventuelt afdækkes med stålskrot. Skeen har et låg med indbygget støbeso hvorigennem skeen fyldes. Da skeen er lukket minimeres iltoptagelsen under magnesiumreaktionen betydeligt. Udbyttet kan derfor være 60-70%. Denne type ske findes i forskellige varianter og anvendes i mange støberier (fig. 18).



Fig. 18: Tundish -ske



Fig. 19: Initek Converter

Udover behandling i forholdsvis simple behandlingskeer har der i tidens løb været anvendt forskellige særlige behandlingsmetoder, for at nævne nogle: Inmold-processen fra Meehanite anvender en pulverformig forlegeringen i et reaktionsrum i formen. Germalloy® forlegeringer fra ASK placeres i et specialdesignet indløbssystem. Trigger eller på dansk klokke metoden anbringer en forlegering i en omvendt klokke, der dyppes lynhurtigt ned i behandlingskeer. Georg Fischer og Foseco bruger en konverter, hvor forlegeringen bringes i et reaktionsrum, der først kommer i kontakt med smelten, når skeen drejes (fig. 19). Ved magnesiumtrådmetoden føres en magnesiumtråd i behandlingsskeer, enten i toppen via et tætsluttende låg eller i siden gennem en specialbøsning. Herudover findes utallige støberispecifikke tilpasninger. Flere behandlingsmetoder er eller har været patenteret.

Magnesiumudbyttet er i stort omfang afhængig af den anvendte type behandlingsudstyr, men uanset udstyr er rengøring og vedligeholdelse af alt udstyr vigtigt. Den nodulariserende behandling danner mange slagge, som klæber på udstyrets sider og kanter, og hvis de ikke forinden fjernes kan de under den efterfølgende behandling reagere med forlegeringen. Man skal også være sørg for at tømme behandlingsskeer fuldstændigt så forlegeringen ikke antændes for tidligt af restsmelten.

SG-jerns grundmasse

SG-jerns grundmasse kan være ferritisk, ferritisk/perlitisk eller perlitisk. Desuden findes der martensitisk, bainitisk og austenitisk grundmasse.

En ferritisk grundmasse (fig. 20) opnås ved et højt siliciumindhold. Kulstof påvirker ikke grundmassen og mængden af de perlitfremmende elementer skal minimeres. Fuld ferritisk struktur kan også

opnås vha. varmebehandling,

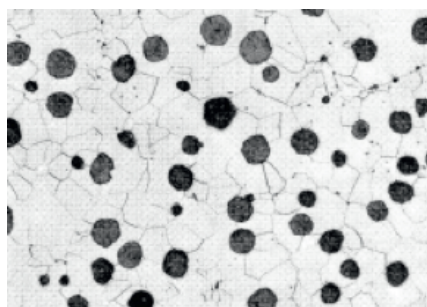


Fig. 20: Ferritisk grundmasse

Ferritiske kvaliteter omfatter GJS-400-15 og GJS-400-18. Silicium styrker ferritten, og ved øget siliciumindhold stiger den somstøbte forlængelse og brudstyrke. Imidlertid øger siliciumindhold kærslagstyrkens omslagspunkt. Det vil sige, at temperaturen, hvor slagstyrken reduceres drastisk stiger med øget siliciumindhold. Fig. 21 viser omslagstemperaturen for forskelligt siliciumindhold. Kravet til GJS-400-18 er en slagstyrke på min 12 J ved -20 OC, hvilket ikke kan opnås med 3 % Si men ifølge figuren netop med 2 % Si.

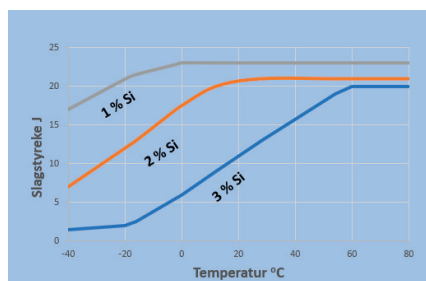


Fig. 21: Slagstyrke for forskelligt Si-indhold

Vær opmærksom på, at disse kurver er fremkommet under specifikke omstændigheder, og derfor kun viser en tendens. Men generelt bør silicium holdes under 2 % når der påkræves sejt brud ved minusgrader.

På samme måde påvirker mangan og fosfor slagstyrken, dog i mindre grad end silicium. Normalt er det nødvendigt at holde mangan under 0,2 % og fosfor under 0,025 % når det skal fremstilles EN-GJS-18.

Sommetider kræver kunden en specifik kemisk sammensætning, Generelt bør den kemiske sammensætning bestemmes af støberiet, baseret på deres egen erfaringer. Intet seriøst støberi vil forsøge at opnå kvalitet EN-GJS-400-18N med 0,4 % Mn og 2,6 % Si. Alligevel stiller kunden ikke sjældent krav til den kemiske sammensætning i den tro, at den kemiske sammensætning alene kan sikre, at kvalitetskravet overholdes. Forfatterens mening er, at den kemiske sammensætning kan være underordnet, hvis materialet i øvrigt kan overholde de mekaniske egenskaber.

Selvfølgeligt er et krav om en bestemt kemisk sammensætning acceptabelt, når der gælder specifikke SG-jernstyper, der kræver et minimalt indhold af et eller flere elementer, fx nikkel til Ni-Resist jern.

Perlitisk struktur (fig. 22) omfatter GJS-700 og fremstilles ved tilsætning af perlitstabiliserende elementer såsom kobber og nikkel og/eller ved varmebehandling.

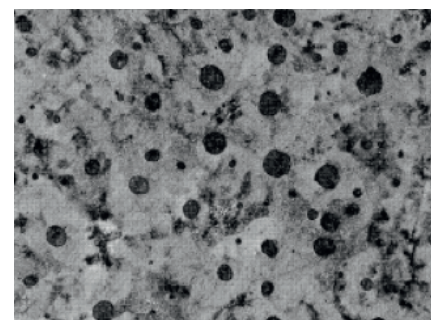


Fig. 22: Perlitisk grundmasse

Ferritisk/perlitisk struktur omfatter GJS-500 og GJS-600 og fremstilles ved tilpasse tilsætning af legeringselementer. Det er ofte nemmere at fremstille rent ferritisk eller rent perlitisk struktur end en specifik blandingsstruktur. For eksempel vil tilsætning af 3 % kobber altid resultere i rent perlit, mens tilsætning af 1,5 % kobber kan resultere i både rent perlit eller en blandet struktur, afhængig

af hvordan den kemiske sammensætning er i øvrigt.

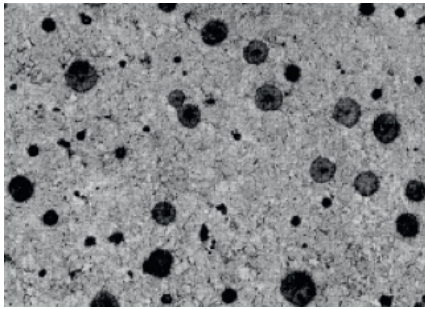


Fig. 23: Martensitisk grundmasse

Martensit (fig 23) er en struktur der dannes ved ekstremt hurtig afkøling, en såkaldt bratkøling. Uden anløbning er martensit meget hård og skør og uanvendelig. Anløbning er en varmebehandling, hvor martensit bliver blødere og sejere.

Bainitisk struktur (fig. 24) kan fremstilles i som-støbt tilstand ved tilsætning af nikkel og molybdæn. Som-støbt bainitisk SG-jern er vanskeligt at bearbejde, da hårdheden er ca. 500 HB. Derfor anvendes fortrinsvist ADI-jern (Austempered Ductile Iron), som er et bainithærdet jern. Den som-støbte struktur er perlitisk, som nemmere kan bearbejdes. Efter bearbejdningen varmebehandles godset til den ønskede bainitiske struktur

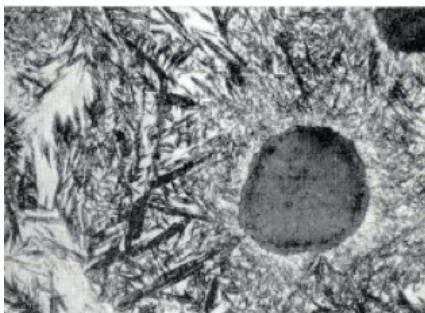


Fig. 24: Bainitisk grundmasse

ADI-jern anvendes til støbegods, hvor der kræves høj styrke, slidfasthed samt nogen sejhed, såsom højt belastede tandhjul og sliddele, der arbejder i jord og grus. ADI typer omfatter EN-GJS 800 til 1400, hvor strukturen lig-

ger mellem øvre og nedre bainit. De mekaniske egenskaber har trækstyrker fra 800 til 1400 N/mm² mens de tilsvarende forlængelser er fra 1 til 10 %.

Austenitisk SG-jern fremstilles ved at tilsætte nikkel. SG-jernslegeringer med 18 -37 % nikkel kaldes Ni-resist SG-jern. Ved tilsætning af nikkel kommer den nedre grænse for eutektoid omdannelse under stuetemperatur. Austeniten er derfor stabilt ved stuetemperatur og omdannes ikke til ferrit.

Ni Resist har blandt andet god bestandighed mod korrosion ved høj temperatur, i saltvand og alkaliske væsker samt god slidstyrke og styrke ved lav temperatur. En del Ni-resist typer er umagnetiske og anvendes, hvor dette er et påkravet, fx udstyr til medicinal- og forsvarsindustrien.

Støbefejl i SG-jern

Fremstilling af fejlfrit støbegods i SG-jern afhænger af flere faktorer, fx støbegodsets udformning, forme og kernerens kvalitet, indløbstechnik samt en veldefineret metallurgisk metalkvalitet. Støbegods kan støbeteknisk set være udformet uheldigt af kunden, og i så fald er det støberiets opgave at overbevise kunden om nødvendigheden af designmæssige modelændringer. Sådanne ændringer kan ofte medføre, at fremstillings- og/eller bearbejdningssomkostninger samt støbevag bliver reduceret, og kunderne er derfor ofte lydhøre over for sådanne modelændringer. Desværre er kunderne ikke altid indstillet på at betale for nødvendige modelændringer, selv om det kan betyde en større besparelse på en efterfølgende bearbejdning eller montering.

Det er klart, at støberiet skal være fortroligt med indløbstechnik for at kunne designe et optimalt indløbssystem. Til et sådant system hører også brug af efterfødere, filtreringssystemer og kølejern.

Ofte diskuteres, hvorvidt en eller flere af disse tiltag kan undgås, og svaret er ganske enkelt; kan kunden accepteres porøsiteter eller indeslutninger behøves ingen efterfødnings- eller filtreringssystemer, ingen ikke-destruktiv kontrol etc. Ønsker kunden derimod fejlfrit støbegods, kan det ikke fremstilles uden vise omkostninger. Man skal være enige om, hvad der i det konkrete tilfælde er godt nok.

Metallurgisk metalkvalitet er ikke et defineret begreb, men når den ikke er tilfredsstillende har den indflydelse på strukturmæssige fejl, fx degenereret grafit, overfladefejl såsom pinholes og dross samt sugningsfejl. Den metallurgiske metalkvalitet afhænger blandt andet af chargeringsmaterialer, smeltebehandling herunder nodularisering og podning.

De hyppigst forekommende fejl i SG-gods er sugninger, drossindslutninger og pinholes. De skal kort omtales i det følgende.

Sugninger

Sugninger og herunder porøsiteter mere udbredt ved SG-jern end ved gråjern, og efterfødningsbehovet hos gråjern er mindre end hos SG-jern.

Almindeligvis svinder metaller kontinuerligt under afkøling, men hos SG-jern og gråjern brydes denne kontinuitet med en kortvarig volumenforøgelse, der skyldes udskillelsen af grafit. Hvis dette svind og ekspansion kunne afbalanceres ville der ikke kunne dannes sugninger, men desværre er det ikke så ligetil.

Når gråjern størkner dannes en støbeskal, som vokser sig tykkere i det flydende restmetal, og udvidelsen af den størknede skal pga. grafitekspansionen og svindet i den varme restsmelte har mulighed for at udligne hinanden.

Når SG-jern størkner dannes hurtigt en tynd støbeskal, som ikke

mærkbart vokser yderligere. Det resterende jern bliver grødagtig og størkner over en bred front, som vanskeliggør væsketransport og dermed mulighed for efterføding. SG-jerns mere massive grafitekspansion stiller også større krav til formens stabilitet.

Under afkøling af SG-jern optræder først det primære eller såkaldte væskesvind, hvor jernet forsat er flydende og kan efterfødes. Derefter følger en fase med grafitekspansionen, og på dette tidspunkt skal efterføderhalsen være størknet for at forhindre, at grafitekspansionen kan presse smelten tilbage i efterføderen. I stedet for skal der under ekspansion i formen kunne opbygges et indre tryk, som kan udligne det efterfølgende sekundært svind. Formen skal derfor være stabil nok til at kunne modstå dette tryk. Det sekundære svind ophører, når alt er størknet, hvorefter det faste svind begynder.

Fig. 25 viser disse volumenændringer i for to kvaliteter SG-jern. Det primære svind er p_1 eller p_2 . Grafitekspansionen er e_1 og e_2 og det sekundære s_1 og s_2 . Det er klart, at et SG-jern, der størkner som kurve A er at foretrække og derfor siges at have en bedre metallurgisk metalkvalitet. Kvalitetens A efterfødningsbehov under det primære svind er betydeligt mindre. Da der opbygges mindre indre tryk under grafitekspansionen stilles mindre krav til formens stabilitet. I så henseende betragtes en vådsandsform for betydeligt mindre stabil end en furansandsform. Under det sekundære svind kan man kun håbe, at det indre tryk fra grafitekspansionen og sekundært dannet grafit er tilstrækkeligt til at undgå mikroporositeter.

Som det fremgår af fig. 25 vil en lavere støbetemperatur umiddelbart reducere efterfødningsbehovet.

Vær også opmærksom på at øget magnesiumtilsætning og karbid-dannende elementer såsom krom, molybdæn og vanadium vil forøge sugningstendensen.

Furanforme betragtes som stabile, men formparterne skal omhyggeligt fastspændes. Til større støbegods placeres dødvægte på formkasserne; dødvægte skal være minimalt 4-6 gange godsvægten.

Dross

Dross er et komplekst reaktionsprodukt af magnesium, silicium og aluminium samt muligvis andre metaloxider og sulfider. Alle disse metaller findes i smelten eller tilføjes under den nodulariserende behandling eller podningen.

En smelte med overeutektisk sammensætning og højt indhold af silicium, magnesium, svovl og aluminium er således stærkt tilbøjelig til at danne dross.

Dross dannes under tilstedeværelse af ilt, og derfor bør chargeeringsmaterialer være fri for rust og fugt.

Fig. 26 viser en dross-indeslutning. Bemærk at der omkring dross findes en del degenereret grafit, som skyldes at magnesium har dannet dross og ikke noduler. Temperatur spiller også en stor rolle for dannelse af dross. Ved en temperatur over $1450\text{ }^{\circ}\text{C}$ findes ingen dross på smeltens overflade. Mellem $1450\text{ }^{\circ}\text{C}$ og $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ starter dross at danne en slaggefilm, der bliver tykkere med fallende temperatur og bliver massivt når temperaturen kommer under $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$,

En høj støbetemperatur giver, alle andet lige, mindre dross. Imidlertid fremmer en høj støbetemperatur risikoen for sugninger og reducerer magnesiumudbytte. Derfor er det vigtigt at begrænse varmetabet under behandling og transport ved anvendelse af isolerende materialer og under støbning at undgå holdetider.

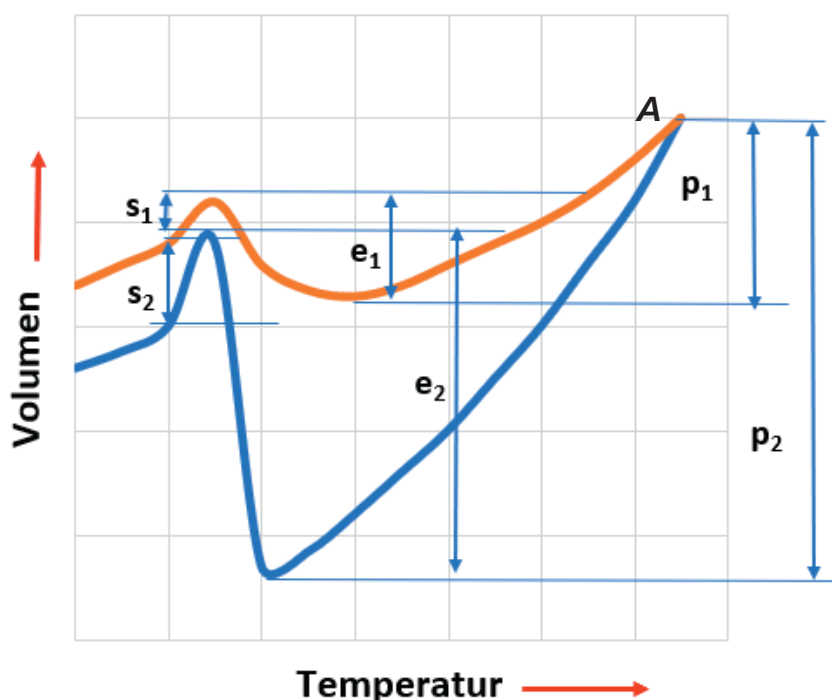


Fig. 25: Afkølingsforløb for SG-jern

Temperaturtab kan også begrænses ved øge støbetiden så meget som muligt. Det vil samtidigt give mulighed for at støbe flere emner før jernet er afklinget.

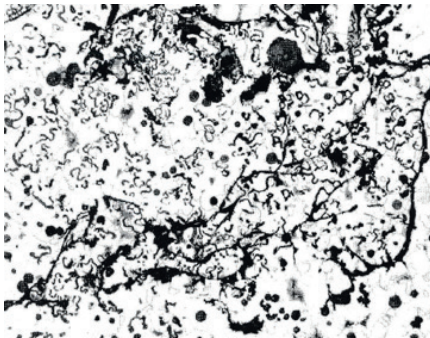
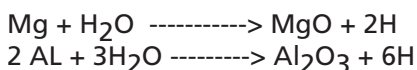


Fig. 26: Dross indeslutninger

Pinholes

Pinholes, også kaldt nålestikporositeter, opdeles i brint-pinholes, kvælstof-pinholes og CO-slagge-reaktions-pinholes. Pinholes er ikke kun et problem med metallet alene, da de også kan dannes ved reaktioner mellem formmaterialer og jernet.

Alle disse typer pinholes kan forekomme i SG-jern, men i det følgende omtales kun brint-pinholes, der dannes ved reaktion af elementer, der findes i SG-jern og formens fugtighed. I princippet drejer det sig om følgende reaktioner:



Brint (H) kan dannes når smeltet jern kommer i kontakt med formens fugtighed. Målinger har vist, at brintoptagelsen fra 0,01 % aluminium er det samme som fra 0,05 % magnesium.

Foruden fugt i formen, hvilket ikke kan undgås i vådsandsforme, bør det undgås at anvende fugtigt og rustent skrot, da fugt og rust kan danne brint i basisjernet. Hvis et sådant jern direkte anvendes kan der forventes dannelse af brint-pinholes. Hvis et sådant basisjern overføres til en holdeovn kan brintindholdet reduceres betydeligt, selvfølgeligt afhængig

af, hvor længe det forbliver i holdeovnen.

Et pludselig udbrud af pinholes kan forekomme, når nyopstampede skeer og støberender ikke er fuldstændigt tørrede når de tages i anvendelse.

Udover brint bør magnesium, aluminium og titan også holdes på et minimum. Titan fremmer ikke pinholes, men kan forstærke effekten af aluminium.

Som det er tilfældet ved dross minimerer høj støbetemperatur og høj støbehastighed dannelse af pinholes.

De faktorer som har betydning for dannelse af pinholes er stort set de samme som forårsager dross. Derfor er de nødvendige forholdsregler så vigtige at overholde.

Varmebehandling af SG-jern

SG-jern kan nemt varmebehandles. Kuglegrafitten virker som leverings- eller modtagerlager for kulstof, og under varmebehandling opstår mulighed for kulstoffdiffusion, hvorved det i grundmassen bundne kulstof kan ændres ved diffusionen fra nul til over 1 %. På den måde opnås en grundmasse med forskellig struktur.

En ferritisk, perlitisk eller ferritisk/perlitisk struktur kan også frembringes i som-støbt tilstand, mens en martensitisk eller bainitisk grundstruktur kræver generelt legeringstilsætning og altid en varmebehandling for at kunne opnå et anvendeligt materiale

En som-støbt ferritisk, perlitisk eller ferritisk/perlitisk struktur kan have umærkede egenskaber, men varmebehandling kan alligevel have sin berettigelse. Ved varmebehandling kompenseres for små variationer i metallens sammensætning og de mindre proce-

safvigelser under fremstillingen. Råmateriale kan således være af ringere renhed end det, som anvendes til som-støbt SG-jern. Ved tyndvægget gods opnås med varmebehandling en karbidfri struktur, og gods med varierende godstykkelse bliver efter varmebehandling spændingsfrit og med ensartet struktur.

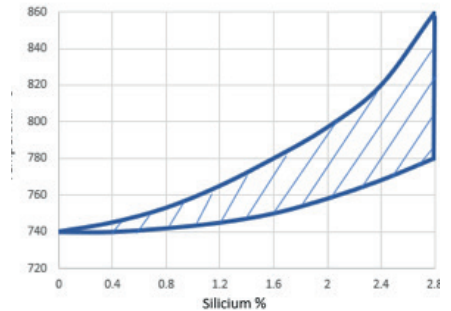


Fig. 27: Siliciums indflydelse på det eutektoide temperaturinterval.

Det grundlæggende princip med varmebehandling ligger i afkølingen igennem det eutektoide temperaturinterval. I dette kritiske temperaturområde ændres metallet struktur og fysiske egenskaber, hvor især siliciumindholdet spiller en rolle. Fig. 27 viser siliciums indflydelse på det eutektoide temperaturinterval. Når der også tages hensyn til andre normalt forekommende elementer i SG-jern ligger det eutektoide temperaturintervalls grænser som oftest mellem 720 og 800 °C. Temperaturintervallets grænser kaldes varmebehandlingens kritiske (temperatur) grænser.

Over den øverste grænse består SG-jern af kuglegrafit i en austenitisk grundmasse. Under den nedre grænse findes kuglegrafit og (i princippet) ferrit.

Når SG-jern er størknet ved ca. 1130 °C består strukturen af austenit og kuglegrafit. Austenitten indeholder da ca. 0,8-1% opløst kulstof. Opløseligheden af kulstof falder med temperaturen og ved begyndelsen af den eutektoide omdannelse ved ca. 800 °C er opløseligheden af kulstof faldet til ca. 0,5 %. Det udskilte

kulstof diffunderer til de allerede dannede grafitkugler, hvor det aflejres. I det eutektoide temperaturinterval omdannes austenit til ferrit, som stort set ikke kan indeholde opløst kulstof (ca. 0,02 % ved 720 °C). Når afkølingen igennem det eutektoide temperaturinterval er tilpas langsom har kulstoffet mulighed for at diffundere til de allerede dannede grafitkugler, og når den nedre grænse passerer er al austenit omdannet til ferrit. Ved øget afkølingshastighed bliver tiden til diffusion mindre og der dannes cementit, som udskilles i form af lameller, mens ferriten udfylder mellemrummet mellem disse cementitlameller. Denne struktur kaldes perlit.

Ikke ualmindelig er, at der dannes ferrit i nærheden af grafitkuglerne, idet diffusionsvejen for kulstoffet her er kort, og længere væk fra grafitkuglerne dannes perlit (fig. 28).

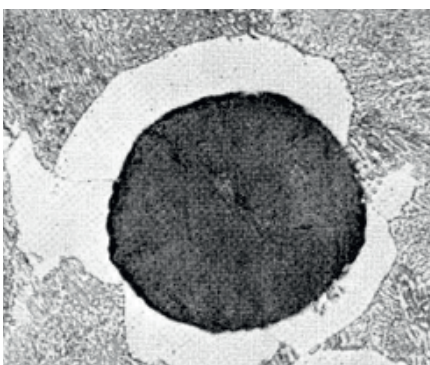


Fig 28. : Ferrit omkring en grafit-nodul

Ved ekstrem hurtig afkøling, i olie eller vand, dannes martensit. Ved ekstrem hurtig afkøling, til ca. 150 °C og bibeholdelse af denne temperatur i lang tid dannes bainit.

De opnåede SG-jerns strukturer påvirkes således af jernets kemiske sammensætning samt afkølingsbetingelser. Ved en varmebehandling udnyttes, at man kan omdanne strukturen ved en styret opvarmning og afkøling. Ved en opvarmning af SG-jern til en temperatur over den kritiske grænse vil grundmassen omdannes til au-

stenit. Denne austenitisering efterfølges af en tilpasset afkøling, så de ønskede grundstruktur i materialet fremkommer.

Blød- og normalglødning

Formålet med en glødning er at omdanne en blandet ferritisk/perlitisk struktur til en fuldstændig ferritisk. Ved blødgødning opvarmes støbegodset langsomt til 700 °C, dvs. lige under den nedre kritiske grænse. Herefter afkøles godset langsomt i ovnen til ca. 480 °C, hvorefter det tages ud og afkøles videre i stillestående luft. Ulempen ved en blødgødning er, at der kræves en struktur uden frit cementit, idet nedbrydning af frit cementit kræver en austenitisering ved ca. 920 °C. Desuden kan perlit uden en austenitisering danne en ferritisk underkorngrensestruktur, der hæver slagstyrketransformationstemperaturen. Blødgødning kan derfor ikke anbefales til SG-jernstyper såsom EN-GJS-400-18, som skal have en obligatorisk slagstyrke ved -20 °C. Ved en normalglødning austenitiseres ved ca. 920 °C, hvor eventuelt dannet cementit nedbrydes. Ved en efterfølgende langsom afkøling igennem det eutektoide temperaturområde opnås en ferritisk struktur med grafitdiffusion til nodulerne.

Opvarmingshastigheden skal være tilstrækkelig langsomt så kastninger af især tyndvægget støbegods undgås. 50-80 °C pr.time anses normalt for tilpas langsomt.

Holdetiden skal sikre, at alle godssektioner har opnået den ønskede temperatur. Normalt anvendes 1 time plus 1 time pr. 25 mm godsstykkelse. Forlænget holdetid øger risikoen for kastninger og forøget dannelse af glødeskal. Tiden skal derfor ikke være længere end nødvendigt for at opnå fuldstændig homogenisering af grundmassen samt nedbrydning af eventuelle karbider.

Afkølingshastigheden skal være så langsomt, at perlitdannelse und-

gås. Normalt afkøles med 30-50 °C pr time til ca. 650 °C, hvorefter godset kan tages ud af ovnen og afkøles videre i stillestående luft ned til håndteringstemperatur. Ved støbegods af kompleks karakter bør godset holdes i ovnen til temperaturen er under 200 °C.

Da stort set alle elementer, bortset fra silicium, er perlitstabiliserende, påvirkes den nødvendige holdetid og afkølingshastighed af mængden af disse elementer.

Endvidere har nodultætheden stor betydning for dannelsen af ferrit. Da kulstoffet ved afkøling skal diffundere til grafitkuglerne, formindsker mange, fintfordelte grafitkugler diffusionsvejen og øger således ferritdannelsen.

Normalisering

Ved normalisering opnås en perlitisk grundmasse. Her er fremgangsmåden, at godset austenitiseres som ved normalglødning men derefter afkøles hurtigt for at undgå dannelse af ferrit.

Ved normalglødning har nodulariteten den modsatte betydning som ved glødning. Almindeligvis har svært støbegods en lav nodularitet, som kan kompenseres for den langsomme afkøling, mens tyndvægget støbegods har en høj nodularitet, der kan kompensere for den hurtige afkøling.

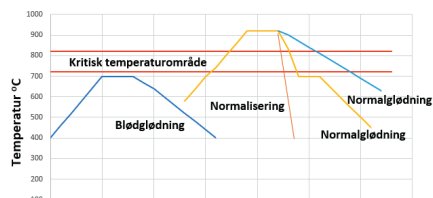


Fig. 29 Glødning og normalisering

Afkølingen kan udføres med luft eller vanddamp. Hvis det nødvendige afkølingsudstyr ikke er tilstrækkeligt til at give den ønskede afkølingshastighed eller der er tale om svært støbegods, skal der tilsættes perlitdannende legeringselementer.

Fig. 29 viser principper ved glødning og normalisering.

Bainithærdning

Ved bainithærdning opvarmes støbegodset til autenitiserings-temperatur (ca. 850 °C), og holdes længe nok til alt kulstof er opløst i austenitten. Derefter bratkøles, normalt i et saltbad, som holdes på ca. 300-400 °C. Godset bliver i saltbadet indtil den ønskede bainitiske struktur er opnået, hvorefter godset afkøles til stuetemperatur.

Bratkølingen skal være hurtig nok til at undgå dannelse af perlit, og derfor tilsættes normalt nikkel og molybdæn. Saltbadets temperatur på ca. 300-400 °C gør, at godset ikke kommer under 200 °C og danner martensit.

Resultatet af den isoterme omdannelse er afhængig af temperatur og tid. Ved en højere temperatur dannes øvre bainit og ved en lavere nedre bainit. Den bainitiske struktur består af ferrit og cementit, men til forskel fra perlit vil cementitten være mere sammenhængende i korngrensene. Øvre bainit har en fjerliggende struktur, mens nedre bainit er mere kornet i sin struktur.

Martensithærdning

Martensithærdning kræver en ekstrem hurtig afkøling til under 200 °C så dannelse af perlit eller bainit undgås. En martensithærdning medfører store indre spændinger, især når der bratkøles i vand. Bratkøling i olie er mindre drastisk og formindsker risikoen for kastninger eller revner. Martensithærdet jern er meget hårdt og skørt og uden anløbning uanvendelig. Ved anløbning opvarmes martensit til mellem 400 – 600 °C og holdes ca. 1 time, hvorefter den langsomt afkøles.

Afspændingsglødning

Afspændingsglødning udføres for at eliminere restspændinger i støbegods og udføres ved langsom opvarmning til ca. 600 ± 20

°C. Holdetiden er på 1 time plus 1 time/25mm godstykkelse efterfulgt af en langsom afkøling i ovnen til under 200 °C.

Praktiske hensyn under varmebehandling

Varmbehandlingsovnen må ikke være for tæt pakket, så alle emner kan opnå den ønskede temperatur samt afkøles med den tilsigtede hastighed. Lette emner bør anbringes øverst, svære emner nederst. Emner med risiko for kastninger eller nedsynkning skal understøttes.

Hurtig opvarmning til austenitiserings-temperatur er tidsmæssigt og økonomisk set gunstigt, men det øger risikoen for kastninger eller revnedannelser. Især under 600 °C skal opvarmningen være tilpas langsom, over denne temperatur kan det gå så hurtigt som det er muligt.

Hurtig afkøling danner ikke alene perlitisk eller hærdet struktur men også spændinger i godset. Derfor efterfølges hurtig afkøling ofte med en afspændingsglødning.

Sammenfatning

SG-jern er et støbejern, hvor grafitten danner kugler, der ikke svækker jernets matrix på samme måde som flagegrafit gør. Styrkemæssigt har SG-jern et fordelagtigt forhold mellem styrke og sejhed og kan derfor anvendes til mange konstruktions- og maskinmæssige opgaver. Mange stål-støbninger og svejste konstruktioner kan erstattes med SG-jern.

Fremstilling kræver en nodulariserende behandling, hvor der normalt anvendes en magnesiumlegering. Rent magnesium giver en voldsom reaktion og kan ikke anvendes i åbne skeer. Forlegeringer er normalt baseret på nikkelmagnesium eller ferrosiliciummagnesium.

Udover den nodulariserende behandling er podning afgørende

vigtigt for at opnå en tilfredsstillende nodularitet. Podningen afkøles hurtigt, normalt i løbet af ca. 15 minutter.

SG-jern kræver et basisjern med korrekt kemisk sammensætning og minimalt indhold af spor- og ledsagerelementer.

Rene chargeringsmaterialer samt optimering af smelte- og behandlingsprocesser er nødvendigt for at kunne fremstille fejlfrit støbegods.

SG-jern har større tendens til sugninger og porøsiteter og derfor er kendskab til efterføding nødvendigt for at kunne fremstille fejlfrit støbegods.

SG-jer er særdeles velegnet til varmebehandling, hvorved der kan opnås forskellige grundmasser, bl.a. med bainitisk struktur, som har en styrke, som normalt kun kan opnås med stålstøbegods.

Billedreferencer

Acetarc Limited, England: 18
ASK Chemicals Metallurgy GmbH: 3-4-24
British Cast Iron Association: 1-2-20-29
Cees v.d. Velde: 7
Elkem: 8-9-1-15-16-22-23
Foseco: 19
Giesserei PraxisSchiele & Schön GmbH: 26
Stephen Karsay: 10

Litteratur

Stephen Carsay: Ductile Iron I Production
BCIRA/Teknologisk Institut: diverse publikationer
Elkem Nordic AIS: diverse publikationer
Meehanite: diverse publikationer
Verein Deutscher Giessereifachleute: Grundlagen und Technologie der Herstellung von Gusseisen mit Kugelgraphit.