



De continue productie van AlSi8
roergietmateriaal.

A. Hamoen
juni 1986.



tussenafdeling
der
metaalkunde
technische hogeschool delft

DE CONTINUE PRODUKTIE VAN ROERGIETMATERIAAL.
=====

- . produktkwaliteitsverbetering
- . produktontwikkeling
- . processimulatie

A. HAMOEN
=====

Met dank aan allen die op enigerlei wijze behulpzaam zijn
geweest bij de totstandkoming van dit afstudeerverslag.

afstudeerbegeleider: Dr.ir.H.Nieswaag
afstudeerdocent : Prof.dr.ir.F.J.Kievits
door : A. Hamoen/juni 1986

INHOUDSOPGAVE.

=====

	bladzijde
Samenvatting	1
Summary	2
1. INLEIDING	3
1.1 Afstudeeropdracht	3
1.2 De opzet van het onderzoek	3
2. HET CONTINUE GIETPROCES.	5
2.1 DC (direct chill) gieten	5
2.2 De gietinstallatie en het procesverloop	6
2.3 De procesparameters	7
3. MODELVERIFICATIE.	9
3.1 Het model	9
3.1.1 Temperatuurverloop binnen het continu-gegoten blok	9
3.1.2 Invulling van de procesparameters	10
3.2 De experimentele verificatie	11
3.2.1 Het praktische experiment	11
3.2.2 Het simulatie experiment	12
3.3 Bespreking van de resultaten	13
3.4 Conclusie en toepassing	13
4. OPPERVLAKTE SEGREGATIE.	15
4.1 Inverse bloksegregatie	15
4.1.1 Inleiding	15
4.1.2 Het oppervlaktesegregatieverschijnsel	16
4.1.3 Kwantitatieve beschrijvingen	17
4.2 Oppervlaktesegregatiemodel	18
4.2.1 Het verrijkingsmechanisme	18
4.2.2 De krimpspleet	19
4.2.3 De ruimte onder de hot-top-overhang	19
4.3 De experimenten en resultaten	20
4.4 Bespreking en terugkoppeling	21
4.5 Conclusies	22
5. STRUKTUURBEINVLOEDING DOOR ROEREN.	24
5.1 Het effect van roeren	24
5.2 De roersimulatie	25
5.3 De experimenten	26
5.3.1 De roerexperimenten	26
5.3.2 Modelexperimenten	27
5.3.3 Opschalingsexperimenten	27
5.4 Bespreking en terugkoppeling	28
5.5 Conclusies	31

6. EXTRUSIE.	32
6.1 Doel van de experimenten	32
6.2 Opzet en uitvoering van de experimenten	32
6.3 De experimenten en resultaten	34
6.4 Bespreking van de resultaten	35
6.5 Conclusies	37
7. CONCLUSIES.	38
literatuurlijst	40
Figuren en tabellen	42
Appendix	

SAMENVATTING

Het continue gietproces wordt gebruikt om blokken te gieten die verder verwerkt worden door wals- en extrusieprocessen. In de industrie heeft dit gietproces reeds sinds enige jaren zijn intrede gedaan. Moderne bedrijfsvoering is vooral gericht op produktkwaliteitsverbetering, produktontwikkeling en processimulatie. Ook binnen het laboratorium voor Metaalkunde aan de T.H. Delft is men bezig met zowel kwaliteitsverbetering, produktontwikkeling en processimulatie en heeft men beschikking over een semi-continue gietinstallatie. Binnen dit verslag staat de billetproduktie van AlSi8 centraal.

Kwaliteitsverbetering spitst zich toe op de modellering van het inverse segregatieverschijnsel, hetgeen bij de meeste kontinu gegoten aluminium legeringen leidt tot de vorming van een randzone van enige millimeters, die duidelijk anders van structuur en samenstelling is. Een nadelig effect waardoor extrusiebillets afgedraaid, en walsplakken geschild moeten worden.

Produktontwikkeling spitst zich toe op de produktie van roergietmateriaal van hetzelfde type legering. AlSi8 valt binnen de katagorie gietlegeringen en is vanwege deze kwalifikatie nauwelijks als kneedlegering beproefd. Een roergegoten versie van deze legering zou echter kunnen leiden tot een uitbreiding van het toepassingsgebied en wel binnen het gebied van de kneedlegeringen. Hier is ook onderzoek naar verricht.

Processimulatie vormt binnen de T.H. een belangrijk punt van onderzoek. Vandaar dat binnen dit rapport aandacht besteed zal worden aan voornamelijk de simulatie van de warmtehuishouding binnen het kontinu gegoten produkt.

SUMMARY

The continuous casting process is used to cast billets for extrusion and rolling. In industry this casting process is rather common nowadays. Modern industry management is focussed on product quality control, product development and process simulation. Within the laboratory of Material Science at the University of Technology Delft one intends to focus on the same subjects and there's a semi-continuous caster. This report describes the production of AlSi8-extrusion billets. Quality control is concerned with the modelling of the phenomenon inverse segregation. This segregation is the cause of the formation of a surface layer (some millimeters thick) which is obviously different in structure and composition. This disadvantageous effect makes it necessary to peel the billets. Product development is concerned with the production of stirr-cast material of the same AlSi8-alloy. AlSi8 isn't a typical wrought-alloy and hasn't been tested in this modification. By modifying the structure by means of stirring it might be possible to use the alloy as a wrought-alloy. This problem has been investigated too. Process simulation is an important point of issue within the University of Technology of Delft. This is the reason why the simulation of the temperature distribution in the billet during casting is described as a function of the process parameters.

1. INLEIDING.

=====

1.1. Afstudeeropdracht.

Reeds geruime tijd wordt binnen de Tussenafdeling der Metaalkunde aandacht besteed aan het roergieten en aan de daaraan gekoppelde metallografische structuur. Er zijn aanwijzingen dat roergegoten materiaal een betere extrudeerbaarheid en matrijssmeedbaarheid heeft. De mogelijkheden het materiaal te spuitgieten wordt reeds onderzocht.

De technologische merites van het materiaal nog in het midden latend, willen er zinvolle extrusieproeven kunnen plaatsvinden, dan zal men de beschikking moeten hebben over b.v. continu-gegoten blokken. Oriënterende proeven, gedaan in de afstudeerperiode van C.P. Jongenburger /1/, hebben aangetoond dat in principe bij het continu-gieten een roergietstructuur kan worden verkregen. De randzone van het blok had evenwel geen roergietstructuur. De omstandigheden waaronder deze zone wordt gevormd verdient daarom de nodige aandacht. Gewerkt zal worden met een G-AlSi8 legering, omdat hiermee een goed herkenbare roergietstructuur wordt verkregen.

Op grond van het voorgaande bestaat de opdracht uit drie gedeelten:

- Een extra verificatie van het mathematische model opgesteld door C.P. Jongenburger /1/ voor legeringen van het type G-AlSi8, zonder roeren, en zonodig een bijstelling van het mathematische model.

- De manier van stollen nagaan, speciaal van de randzone, bij roeren en niet-roeren bij legeringen van het type G-AlSi8. De omstandigheden vastleggen waarmee reproduceerbaar de gewenste structuur kan worden verkregen. De resultaten zo mogelijk vastleggen in een model.

- de extrudeerbaarheid nagaan van het materiaal met de roergietstructuur.

1.2. De opzet van het onderzoek.

Het gehele onderzoek wordt uitgevoerd met de aanwezige semi-continue gietinstallatie van de Tussenafdeling der Metaalkunde. Gegoten worden de cilindrische extrusiebillets met een diameter van tweehonderd millimeter. Het gekozen legeringssysteem is G-AlSi8.

Hoofdstuk 2 beschrijft in het kort het continue gietproces en

de daarbij van belang zijnde parameters. De opzet van het onderzoek en dit verslag lopen parallel aan de afstudeeropdracht. Hoofdstuk 3 gaat over de modelverificatie. Hoofdstuk 4 beschrijft het onderzoek naar de vorming van de randzone en het hiervoor ontwikkelde model. Hoofdstuk 5 behandelt de produktie van roergietmateriaal. Hoofdstuk 6 gaat in op de extrudeerbaarheid en de mechanische eigenschappen van het roergietmateriaal ten opzichte van het conventioneel gegoten materiaal. De resultaten en de bespreking daarvan vindt binnen deze hoofdstukken plaats. Hoofdstuk 7 tenslotte sluit af met konklusies en suggesties voor verder onderzoek.

2.HET CONTINUE GIETPROCES.

=====

Paragraaf 2.1 geeft een algemeen overzicht van het continue gietproces terwijl in paragraaf 2.2 de situatie beschreven wordt, zoals deze aanwezig is in de gieterij van de Tussenafdeling der Metaalkunde. Paragraaf 2.3 tenslotte geeft een overzicht van de procesparameters en hun relevantie met betrekking tot het onderzoek.

2.1 D.C. (direct chill) GIETEN.

De meest direkte manier om walsplakken of extrusiebillets te vervaardigen is het gieten in een dikwandige gietijzeren kokille. Dit proces vond dan ook opgang totdat er dikkere produkten en hogere produktiesnelheden gerealiseerd moesten worden. Door de geringere afkoelsnelheden verkreeg men produkten die grover van structuur waren en daarmee de neiging tot scheuren gingen vertonen bij de vervolgprocessen. Om dit probleem tegen te gaan is het semi-continue d.c.-gieten ontwikkeld. Verbetering en optimalisatie van het proces waren de volgende stappen en het resultaat is een gietproces welke momenteel de meest dominante manier van ingot-productie vormt. Het oorspronkelijke idee was om te komen tot een manier om vloeibaar materiaal continu toe te voegen aan een snel stollend blok. Om dit te verwezenlijken wordt vloeibaar materiaal toegevoerd aan de bovenkant van een korte, open, watergekoelde kokille van de juiste geometrie, waarna het gestolde blok simultaan aan de onderkant wordt afgevoerd. De vorming van een stevige gestolde schil voorkomt dat de vloeistof onder invloed van de zwaartekracht ontsnapt. De kokille veroorzaakt voldoende koeling om deze randschil te vormen terwijl onder de kokille een direkte waterkoeling plaats vindt die ongeveer 85% van de warmte afvoert, zie figuur 1.

Deze methode is continu zolang er vloeibaar materiaal aangevoerd kan worden en er faciliteiten aanwezig zijn om het produkt te dragen en af te voeren. Deze laatste factoren maken de produktie veelal semi-continu.

Een volgende ontwikkeling betrof de plaatsing van een hot-top op de kokille. Een hot-top is van isolerend materiaal met een lage warmtecapaciteit. Hierdoor zal er in de hot-top geen stolling plaatsvinden. Pas als het vloeibare aluminium onder de overhang (het in de kokille hangende deel van de hot-top) doorstroomt en in contact komt met de kokille zal stolling plaatsvinden. De procesbeheersing wordt hierdoor sterk verbeterd en de kokillehoogte kan kleiner gemaakt worden hetgeen een verbetering van de oppervlaktekwaliteit ten gevolge heeft. Naast de getekende en tijdens het onderzoek toegepaste open-head uitvoering (figuur 2), bestaat er ook een closed-head uitvoering.

2.2 DE GIETINSTALLATIE EN HET PROCESVERLOOP.

In de figuren 3 en 4 wordt een beeld gegeven van de continue gietinstallatie zoals die zich in de gieterij van het laboratorium voor Metaalkunde bevindt.

De aanvoerzijde begint bij de oven. Dit is een gasgestookte kameroven, geschikt voor het smelten van maximaal 350 kg aluminium. Bij het tapgat van de oven begint de drie meter lange, licht hellende, gietgoot. Boven de gietgoot bevinden zich een tweetal gloeischlangen, die de gietgoot voorverwarmen en een overmatige afkoeling van het toegevoerde aluminium moeten voorkomen. De gietgoot eindigt boven de linker kokille in de linker hot-top. Hoewel in principe twee strengen gegoten kunnen worden, is hier de situatie voor de produktie van een billet per gieting geschikt. Dit vanwege de aard van de experimenten, namelijk het roergieten en temperatuurmetingen in de billet, welke een tweede gelijktijdige billetproduktie niet toelaten.

Tijdens de experimenten is gebruik gemaakt van een cilindrische kokille met een doorsnede van 196 mm. De kokille hangt boven de met water gevulde, drie meter diepe gietput. In deze gietput bevindt zich de vertikaal verplaatsbare tafel met daarop de startsteen. Dit geheel zorgt voor de afvoer van de gegoten blokken. De zaksnelheid en de verplaatsing van de tafel worden digitaal weergegeven op het controlepaneel. Een waterpomp met een vermogen van 11 kubieke meter per uur pompt het water uit de put. Via een kraan wordt dit water naar de kokille gepompt en als koelwater gebruikt, waarna het water weer terugstroomt in de put. Het koelwater bereikt na enige tijd een vrij constante temperatuur van rond de dertig graden Celcius. Het gietproces verloopt nu als volgt: De oven dient voorverwarmd te worden, waarna het chargeren van het materiaal plaats vindt. De oventemperatuur wordt ongeveer 100 graden boven de liquidus temperatuur gekozen. Eventueel bijleggen is nu ook mogelijk. De startsteen wordt binnen de kokille gebracht en ingevet. De ruimte tussen de kokille en de startsteen wordt gedicht met een vette veter. Vervolgens wordt de hot-top geplaatst en de gietgoot gepositioneerd. Het pompsysteem wordt luchtvrij gemaakt en het pompvermogen wordt op 20% van het maximale vermogen ingesteld. Vervolgens wordt het materiaal afgetapt. Door het materiaal bij de hot-top te stoppen, is men in staat een buffervoorraadjie op te bouwen. Deze laat men vervolgens toe in de hot-top waarna stolling plaats vindt aan de kokille en op de startsteen. Door allerlei warmteverliezen blijkt de hot-top temperatuur nog ongeveer 50 graden boven de liquidus temperatuur te liggen. Enkele seconden na het vollopen van de hot-top wordt gestart met het zakken van de startsteen. De gebruikte zaksnelheden voor het AlSi8 legeringssysteem liggen globaal tussen de 6 en 14 cm/min. Op dit moment stelt men het pompvermogen in op 40% van het maximale vermogen. Doordat de afstand oven-hot-top nogal lang is, is men slecht in

staat het vloeistof niveau in de hot-top accuraat te regelen. Tijdens het gieten is een viermans bezetting gewenst. Een persoon regelt de materiaaltoevoer vanaf de oventap, een tweede zorgt voor de materiaalregeling bij de hot-top, een derde regelt de watertoevoer en een persoon tenslotte bedient het zakmechanisme. Een vijfde persoon is meestal gewenst voor de algemene coördinatie en voor het doen van waarnemingen. Deze vijfde man is ook nodig indien er geroerd wordt. In dit geval wordt een voorverwarmde roerder boven de hot-top gedraaid, welke men vervolgens laat zakken. Met behulp van een regelkast is men in staat de hoogte en de snelheid van de roerder in te stellen.

Het beeindigen van de gieting gebeurt door de aluminiumtoevoer te stoppen. Zodra het materiaalniveau in de hot-top zover gezakt is dat al het materiaal gestold is kan men de waterkoeling afsluiten.

Bij dit gehele gietproces speelt het aspect veiligheid een grote rol. Het is bekend dat de combinatie gesmolten metaal en water gevaarlijk is. Wordt water opgesloten dan kunnen door drukverhoging middels verdamping kleine explosies optreden. Bij aluminium echter is de chemische reactie tussen aluminium en water veel gevaarlijker, doordat vloeibaar aluminium sterk reduceert. Als dit niet-gekontroleerd gebeurt kunnen kettingreacties optreden, welke tot zware explosies kunnen leiden. In de praktijk is dit meerdere malen voorgekomen. Onderzoeken van o.a. Lemmon /2/ hebben geleid tot de volgende veiligheidsmaatregelen: Voor de installatie en de apparatuur in de gietput wordt zoveel mogelijk gebruik gemaakt van messing en RVS. Stalen onderdelen worden voorzien van een bitumen coating. Na elke serie gietingen wordt de put schoongemaakt en wordt de coating gecontroleerd. Tijdens de gietingen staat de put vol met water en de temperatuur van het materiaal in de hot-top is niet veel hoger dan 50 graden boven de liquidustemperatuur.

2.3 DE PROCESPARAMETERS.

Tot dusver is nog nauwelijks ingegaan op het eigenlijke stolproces en de daarmee samenhangende procesparameters. Allereerst is daar de warmte-afvoer en de daaraan gekoppelde warmtehuishouding. Afvoer van warmte vindt plaats via de kokille en de directe waterkoeling. Binnen de kokille treedt echter een tweede splitsing in koelzones op daar de gestolde randschil loskrimpt van de kokillewand en een luchtspleet vormt. Deze luchtspleet veroorzaakt een verminderde warmteafvoer. Deze verschillende afkoelzones hebben zo hun eigen invloed op de warmtehuishouding binnen het gietstuk. Deze invloed zal behandeld worden in hoofdstuk 3 en vormt een verificatie van het onderzoek verricht door Jongenburger /1/. De hierbij van belang zijnde procesparameters zijn: de giettemperatuur, koelwatertemperatuur, warmteafvoercondities, kokillegeometrie, zaksnelheid en de fysische warmteoverdracht-, en -geleidingparameters.

Het volgende punt is de oppervlaktekwaliteit van het blok. Deze oppervlaktekwaliteit blijkt vooral afhankelijk te zijn van hetgeen in de kokille en onder de hot-top overhang gebeurt. Hier vindt aanstroming van vloeibaar materiaal naar de koude kokille plaats, waarna een randschil stolt. Vervolgens krimpt het materiaal los van de kokillewand waardoor processen als exudatie en hersmelting op kunnen treden. Het begrip inverse segregatie is hier direkt aan gekoppeld en uitwerking van dit gegeven geschiedt in hoofdstuk 4. Procesparameters zaksnelheid en warmteafvoerkondities vormen hierbij de hoofdparameters. Tenslotte nog het punt van de roergietparameters. In principe is het roergieten een simpele plaatsing van een roerder in de hot-top, waarna geroerd kan worden. De aanvankelijke dendrietische structuur wordt afgebroken tot rozetten met een geheel eigen structuur. De extra optredende procesparameters zijn de geometrie van de roerder, de roersnelheid en de roerhoogte. Hoofdstuk 5 zal nader ingaan op deze parameters.

3. MODELVERIFICATIE.

=====

De eerste paragraaf van dit hoofdstuk gaat in het kort in op het ontwikkelde model. Dit model berekent de temperatuurverdeling binnen een continu-gegoten gietblok. Paragraaf 3.2 beschrijft de experimentele verificatie van het model. Paragraaf 3.3 vormt de bespreking van de resultaten, terwijl de laatste paragraaf ingaat op de toepassing van het model en de conclusies.

3.1 HET MODEL.

Het gaat hier om een model opgesteld door Jongenburger /1/. Met behulp van dit model is het mogelijk het temperatuurverloop binnen een continu-gegoten gietblok te bepalen. Gebruik is gemaakt van de eindige differentie-methode.

3.1.1 Temperatuurverloop binnen het continu-gegoten blok.

Het temperatuurverloop binnen een stollend gietblok is van een aantal fysische- en procesparameters afhankelijk. Deze parameters staan weergegeven in tabel 1, achter de figuren. Het model simuleert slechts een aspect van het continue gietproces en wel de warmtehuishouding. Hiermee kan een goede indruk verkregen worden van de stolling en het temperatuurverloop. Aspecten als scheurvorming en oppervlaktegesteldheid kunnen niet met het model worden bestudeerd.

Om met behulp van de in de tabel weergegeven parameters te komen tot een temperatuurverdeling binnen het gietblok wordt gebruik gemaakt van de eindige differentie-methode. Deze methode maakt gebruik van een zogenaamd differentie-rooster zoals weergegeven in figuur 5. Dit rooster bestaat uit 120(n) bij 50(m) punten. De afstand in zowel de horizontale als verticale richting bedraagt D. Op het moment dat de diameter van het gegoten billet vast ligt, zijn de roosterafmetingen bekend. De gevolgde methode bepaalt de temperatuur van ieder afzonderlijk punt. De hierbij van belang zijnde differentiaalvergelijkingen en randvoorwaarden worden beschreven in appendix A.

De belangrijkste uitgangspunten van het model zijn:

- er vindt geen convectie plaats in de vloeistof;
- de verticale doorsnede is rechthoekig (geen krimpverschijnselen en geen meniskusvorming);
- de stollingswarmte komt lineair over het stoltraject vrij;
- de koelwatertemperatuur is constant, evenals de temperatuur van de gevormde luchtspleet, terwijl beide onafhankelijk van de

procesomstandigheden zijn;

- de warmteoverdrachtscoëfficiënten zijn constant voor de gekozen gebieden;
- de soortelijke warmte is een functie van de temperatuur en wordt berekend volgens de enthalpie-methode;
- de warmtegeleidingscoëfficiënten en de soortelijke massa zijn onafhankelijk van de temperatuur.

Binnen het gietblok en daarmee ook binnen het differentie-rooster worden een drietal koelzones onderscheiden, ieder met een eigen vorm van warmteoverdracht:

- zone I: dit is de zone waarin het materiaal direkt in contact komt met de kokillewand.
- zone II: dit is het gebied waarin het materiaal van de kokillewand loskrimpt en een luchtspleet vormt, hetgeen de warmteoverdracht vermindert.
- zone III: dit is het gebied van de direkte waterkoeling en zoals eerder gememoreerd het gebied waarin 85% van de warmte afgevoerd wordt.

Deze drie gebieden staan ook schematisch in figuur 5 weergegeven.

3.1.2 Invulling van de procesparameters.

Terwijl de, giettemperatuur, de zaksnelheid, de kokilleteperatuur en de koelwatertempertuur eenvoudig te bepalen zijn, vormen de luchtspleettemperatuur en de drie warmteoverdrachtscoëfficiënten moeilijk te bepalen procesparamters. Literatuurwaarden betreffende deze parameters vertonen zeer grote spreiding /3,4/. De experimenten van Jongenburger /1/ werden vanwege dit gegeven als "trial and error"-methode gebruikt. Aangenomen wordt nu dat de warmteoverdrachtsomstandigheden en daarmee de warmteoverdrachtscoëfficiënten onafhankelijk zijn van de procesomstandigheden. Zo is de warmteoverdrachtscoëfficiënt in koelzone I gelijk aan 5000 W/m/K , terwijl die in zone II gelijk is aan 100 W/m/K en in zone III 30.000 W/m/K . De luchtspleettemperatuur T_l wordt geschat op 100 graden Celcius. De experimenten van Jongenburger /1/ hebben tevens aangetoond dat de aanname dat er geen convectie in de vloeistof optreedt niet opgaat. In principe is deze convectie niet in het model in te passen. Jongenburger is er toe overgegaan een effectieve warmtegeleidingscoëfficiënt in de vloeistof te definieren, L_{eff} , welke vanwege het convectie-effect hoger in waarde wordt dan het geval waarin geen convectie plaatsvindt. De procentuele verhoging van de warmtegeleidingscoëfficiënt in de vloeistof is dan tevens een maat voor het procentuele aandeel van de convectie in het warmtetransport. In de laatste rij van tabel 1 staan tevens percentageverschillen tussen de in-, en uitstromende hoeveelheid energie weergegeven. Deze energiebalans wordt automatisch meebepaald met het model. Dit verschil is een maat voor de nauwkeurigheid van de berekende temperatuurverdeling.

Ruwweg geldt dat een temperatuurverhoging, of -verlaging van het blok met 1 graad met een verandering van het verschil tussen de in-, en uitstromende energie van 3% overeen komt. Hoge giettemperaturen, hoge warmtegeleidingscoëfficiënten en lage zaksnelheden kunnen er toe leiden dat de temperatuursprongen van roosterpunt tot roosterpunt te groot zijn om een hoge nauwkeurigheid te bereiken. Een fijnere discretisatie zou hiervoor een oplossing zijn.

3.2 DE EXPERIMENTELE VERIFICATIE.

Om tot een verificatie van het door Jongenburger opgestelde model te komen, is zowel een theoretische als een gemeten temperatuurverdeling van belang. Daarom bestaat deze paragraaf uit twee gedeelten. Het eerste gedeelte beschrijft het experiment ter bepaling van het gemeten temperatuurverloop en het tweede de opbouw van de theoretische experimenten, de simulatie.

3.2.1 Het praktische experiment.

De praktische temperatuurverdeling kan bepaald worden door een aantal thermokoppels met het stollende gietstuk mee te laten zakken en continu de temperatuur te registreren. Op deze wijze wordt een vertikaal temperatuurverloop bepaald. Gegoten wordt een AlSi8-legering, waarbij uitgegaan wordt van technisch zuiver aluminium waaraan de zogenaamde 50/50 AlSi-voorlegering wordt toegevoegd. De op deze wijze verkregen samenstelling staat weergegeven in tabel 3. De waarde voor het silicium gehalte is bepaald met behulp van een quick-cup. De nauwkeurigheid van het siliciumgehalte is ongeveer 0,2%. De linker zijde van de gietinstallatie wordt gebruikt als opstelplaats voor een standaard waaraan de vier thermokoppels zodanig zijn bevestigd dat zij zich boven de rechter hot-top bevinden. Doordat de standaard en de startsteen op dezelfde tafel bevestigd zijn, zakken de thermokoppels met dezelfde snelheid als het gietstuk. Het betreft chromel-alumel thermokoppels welke zich bevinden in 3 mm dikke en ongeveer 300 mm lange keramieke buisjes. Deze buisjes zijn bevestigd aan een RVS-plaatje en via een lasdraad aan de standaard. Deze lasdraad, het RVS-plaatje en de thermokoppels zijn voorzien van een aluminiumoxide laagje. Dit geheel staat weergegeven in de figuren 6 en 7. De thermokoppelsignalen lopen via een interface naar een analoge inputkaart van de Macsym 150 computer. Met behulp van een meetprogramma worden de meetsignalen uitgemiddeld en omgerekend naar temperaturen. De frequentie van de temperatuurmetingen bedraagt een per seconde. In die seconde wordt het signaal dertig maal gemeten, uitgemiddeld en via een

polynoom omgerekend naar de temperatuur. De polynoom heeft in het temperatuurtraject van 200-700 graden Celcius een afwijking ten opzichte van de thermokoppeltabel van ten hoogste 0,25 graden. De nauwkeurigheid van de temperatuurmeting wordt dus niet bepaald door de verwerking van de thermokoppelsignalen, maar door de mate waarin het thermokoppel de temperatuurdaling in het blok kan volgen. Om dit te optimaliseren is gebruik gemaakt van een zo klein mogelijk thermokoppel. De diameter van het micro-plasma gelaste thermokoppel bedraagt ca. 1 mm. De dikte van de gebruikte alumel en chromel draden is 0,5 mm. De temperaturen worden vervolgens direct weergegeven op een beeldscherm en opgeslagen op disk, waarna ze beschikbaar zijn voor vergelijking met het theoretische temperatuurverloop. Middels radiografie worden na afloop van de gieting de exacte hoogte en de afstand van de thermokoppels tot de wand bepaald. Dit tot op de millimeter nauwkeurig. Deze waarden bepalen de m-, en n-waarden in het differentierooster van figuur 5. De gieting staat qua karakteristieken in tabel 2 weergegeven als gieting 4.

Het resultaat van de temperatuurmeting staat weergegeven in figuur 8. Zichtbaar zijn de afkoelkrommen voor de vier thermokoppels plus de geregistreeerde temperatuur aan de onderkant van de hot-top. In de figuur is tevens de via radiografie bepaalde positie van de thermokoppels weergegeven. De bijbehorende liquidustemperatuur is 595 graden Celcius, terwijl de solidus- of eutectische temperatuur 575 graden Celcius bedraagt.

3.2.2 Het simulatie experiment.

Met behulp van het in paragraaf 3.1 geschetste model en aannamen wordt de theoretische temperatuurverdeling bepaald. De benodigde waarden van de modelparameters staan ingevuld in tabel 1 in de kolom van proef a. Hier staan o.a. de legeringssysteem eigenschappen als eutectische temperatuur, liquidustemperatuur (afhankelijk van het percentage silicium.), soortelijke massa, warmtegeleidingscoëfficiënt in de vaste fase en de smeltwarmte. Tevens staan daar de procesparameters zaksnelheid en kokillestraal. De andere procesparameters zijn reeds besproken. Voor de effectieve geleidingscoëfficiënt in de vloeistof is de theoretische waarde zonder de invloed van convectie genomen. De met behulp van deze gegevens berekende temperatuurverdeling staat weergegeven in figuur 9a. In deze figuur is tevens het verloop weergegeven zoals die geregistreerd is door de thermokoppels. In deze figuur is te zien dat de theoretische kromme boven de experimentele kromme ligt. Vervolgens is daarom gesimuleerd met verhoogde waarden van de effectieve geleidingscoëfficiënt in de vloeibare fase. Uiteindelijk is gekomen tot waarden van de modelparameters zoals die staan in de kolom van proef b in tabel 1. Het bijbehorende temperatuurverloop staat weergegeven in figuur 9b tesamen met de experimentele verdeling.

3.3 BESPREKING VAN DE RESULTATEN.

Figuur 9a is een weergave van de resultaten zoals die verkregen wordt met behulp van de aannamen uit paragraaf 3.1. Zichtbaar is dat de theoretische kromme boven de experimentele kromme ligt. Door nu de aanname dat er geen convectie in de vloeistoffase optreedt te laten vervallen en convectie in te brengen middels de effectieve geleidingscoëfficiënt wordt de situatie van figuur 9b verkregen. De bijbehorende energiebalans geeft verschilpercentages tussen de 10 en 15%. Dit komt overeen met een nauwkeurigheid van ongeveer 7 graden. Deze relatief lage nauwkeurigheid wordt veroorzaakt door de relatief lage zaksnelheid van 7 cm/min. De nauwkeurigheid van de meting met de thermokoppels ligt in de ordegrrootte van 1 graad. Voor thermokoppel 1 en het model zijn deze nauwkeurigheidgebieden meegeschetst. In figuur 10a is de invloed van de nauwkeurigheid op de ligging van het stolfront aangegeven.

Binnen deze nauwkeurigheidsgrenzen is de fit tussen de experimentele en theoretische kromme opvallend, terwijl de solidusisotherm in figuur 10 nauwelijks verschuift. De invloed van de convectie blijkt bepalend voor het theoretische temperatuurverloop. Deze convectie is te verdisconteren in een effectieve geleidingscoëfficiënt. De verhoging van deze coëfficiënt van 85 tot 110 J/s/m/K impliceert dat ongeveer 25% van de warmte via convectie en 75% via geleiding wordt afgevoerd.

De aanname dat de procesomstandigheden niet van invloed zijn op warmteoverdrachtscoëfficiënten in de drie koelzones wordt gehandhaafd.

3.4 CONCLUSIE EN TOEPASSING.

Op grond van de gevonden resultaten blijft het model van Jongenburger te handhaven, omdat hiermee een bruikbare indicatie over de temperatuurverdeling in het gietblok wordt verkregen.

Met behulp van het model is het ook mogelijk isothermen weer te geven. Door nu de isothermen van de solidus- en liquidustemperatuur te bepalen kan een schets van het stolfront gemaakt worden. Dit bijvoorbeeld als functie van de zaksnelheid. Ter illustratie volgt in figuur 10 de ligging van het stolfront bij de legering G-AlSi8 voor drie verschillende zaksnelheden.

Tevens kan met dit model een roergietsimulatie uitgevoerd worden. De roersituatie resulteert in een zeer sterke convectie in de vloeistof. Door de effectieve warmtegeleidingscoëfficiënt een faktor 10 te verhogen kan een indruk verkregen worden van het temperatuurprofiel tijdens het roergieten. Op het nut

hiervan zal in hoofdstuk 5 teruggekomen worden.

4. OPPERVLAKTE SEGREGATIE.

=====

Bijna bij elke wijze van vloeibare vormgeving van metalen krijgt men te maken met segregatieverschijnselen. Bij het continue gieten is dit niet anders. Vooral afwijkende verschijnselen aan het oppervlak worden veelal waargenomen. Deze segregatievorm is de zogenaamde omgekeerde, of inverse bloksegregatie. Paragraaf 4.1 gaat nader op dit verschijnsel in. Het verschijnsel omgekeerde bloksegregatie heeft zijn invloed niet alleen tijdens het continue gieten geopenbaard, maar ook bij vele andere gietmethoden. In de loop der jaren zijn er dan ook heel wat modellen opgesteld om dit verschijnsel te verklaren en te berekenen. Voor zover bekend is dit echter nooit voor het specifieke geval van het continue gieten gedaan. In paragraaf 4.2 wordt hiertoe een eerste aanzet gegeven. Paragraaf 4.3 beschrijft de experimenten, de resultaten en de bespreking daarvan. In paragraaf 4.4 vindt vervolgens een terugkoppeling naar het in paragraaf 4.2 ontwikkelde model plaats, terwijl 4.5 afsluit met de conclusies.

4.1 INVERSE BLOKSEGREGATIE.

4.1.1 Inleiding.

Wordt een smelt van een gegeven samenstelling in een kokillevorm tot stolling gebracht dan bevinden zich de legeringselementen na volledige stolling niet homogeen door het blok. Op grond van de verschillende oplosbaarheden van de legeringselementen in de smelt en in het kristal vinden ontmengingen aan de fasegrensvlakken plaats. Deze inhomogene concentratieverdeling rond de kristallen staat bekend als micro-segregatie, welke met de Scheil vergelijking:

$$C_s = k \cdot C_o \cdot (1-f_s)^{k-1} \quad (1)$$

waarbij: $k = \frac{C_s}{C_l}$ en $f = \frac{1-f_l}{1}$

C_o = de uitgangskoncentratie van de smelt

C_l = de lokale concentratie in de smelt aan het grensvlak

C_s = de lokale concentratie in het kristal aan het grensvlak

f, f_l = het lokale gewichtspercentage van de vloeibare/vaste fase

te berekenen is. Aannamen hierbij zijn dat er geen diffusie plaatsvindt in de vaste fase en dat er sprake is van een volledige menging in de vloeibare fase.

Een tweede vorm van segregatie, die echter wel nauw met de eerste samenhangt, is de macro-segregatie, oftewel het optreden van concentratieverschillen over grotere gebieden van een gietstuk. Macro-segregatie wordt ook wel bloksegregatie genoemd. Er is sprake van normale segregatie als de legeringselementen of de intermetallische verbindingen zich in het laatst stollende gebied verrijken. Uitgegaan wordt van een eutectisch legeringssysteem zoals dit weergegeven staat in figuur 11. Deze figuur omvat het AlSi-toestandsdiagram en vormt daarmee het basis-diagram voor het AlSi8-legeringssysteem waarmee de experimenten verricht zijn. Omgekeerde bloksegregatie treedt op als het volgens het toestandsdiagram laatst stollende bestanddeel (in het ondereutectische geval van figuur 11 het eutecticum), zich juist aan de kokillewand verrijkt. In de loop der jaren zijn heel wat hypothesen en theorieën ontwikkeld om dit verschijnsel te verklaren. Vosskuhler /5/ geeft een chronologische opsomming van deze kwalitatieve hypothesen, terwijl Kirkaldy /6/ en Kato /7/ ingaan op de kwantitatieve beschrijving van het verschijnsel. Deze beschrijvingen hebben gemeen dat ze in principe opgesteld zijn voor geleide stollingsproeven en in die hoedanigheid ook experimenteel getoetst zijn. Continu gieten is echter een geheel eigen manier van gieten en kent dan ook ten aanzien van de omgekeerde bloksegregatie geheel eigen kenmerken, welke in het vervolg van dit hoofdstuk nader belicht zullen worden.

4.1.2 Het oppervlaktesegregatieverschijnsel.

Het gaat bij oppervlaktesegregatie om gesegregeerde laagjes van 0,1 tot enkele millimeters dikte. Dit laagje wordt gekenmerkt door:

- een hogere concentratie aan legeringselementen dan de gemiddelde concentratie en
- een scherpe concentratiesprong van legeringselementen tussen de oppervlaktelaag en het daaronder liggende metaal.

Vaak wordt onder dit oppervlaktelaagje een zone waargenomen die lager in concentratie is dan de gemiddelde. Dit is de zogenaamde verarmde zone. Dergelijke laagjes en zones zijn lichtmicroscopisch zichtbaar te maken (zie bijvoorbeeld Woithe /8/).

In de loop der jaren zijn om tot een fenomenologische beschrijving te komen verschillende grontypen ingevoerd. Zo onderscheidt Buxmann /9/ er vier, terwijl Woithe /10/ dit uitbreidt tot 6 grontypen:

- gelijkmatige oppervlaktesegregatie;

- ongelijkmatige oppervlaktesegregatie;
- meniskusvormige oppervlaktesegregatie;
- puntvormige oppervlaktesegregatie;
- periodieke segregatieribbels;
- segregatie aders.

De oppervlaktesegregatie kan met behulp van het volgende mechanisme beschreven worden; dit mechanisme verloopt in twee stadia:

- 1) verrijking aan legeringselementen in de restsmelt grenzend aan het stollingsfront en vervolgens
- 2) interdendritisch transport van de verrijkte restsmelt naar het oppervlak.

Het hier beschreven mechanisme is van toepassing op het semi-continue gietproces. Restsmelt staat voor de vloeistof welke zich bevindt tussen het stollende dendrietnetwerk. Dit tegenover de als poelsmelt aangeduide vloeistof. Dit is de continu aangevoerde smelt in de hot-top oftewel de vloeistof die zich boven de liquidusisotherm bevindt. Deze poelsmelt is verantwoordelijk voor de tijdens dit gietproces altijd optredende metallostatistische druk welke als drijvende kracht voor het restsmelttransport beschouwd wordt. Oppervlaktesegregatie treedt alleen op als er plaats is voor de naar buiten getransporteerde restsmelt. Voor deze ruimte komen in aanmerking de krimp spleet tussen kokillewand en stollende randschaal, die ontstaat door het loskrimpen van de buitenschil, en de spleet tussen kokille en hot-top-onderkant. Het hangt van de procesparameters en dan vooral van de zaksnelheid en het gebruikte legeringssysteem af welke spleetvorm als plaats voor de oppervlaktesegregatie wordt gevonden. Het segregatieverschijnsel waarbij de spleet onder de hot-top-overhang een rol speelt staat weergegeven in de figuren 12 en 13a. Figuur 12 geeft nog niet zo zeer de verrijking in de randzone weer maar geeft een duidelijk idee hoe de optredende periodiciteit in oppervlakteribbels ontstaat. De verrijking komt wel tot uiting in figuur 13a waar middels een pijltje de transportweg van de smelt wordt weergegeven. De verrijking die hierdoor ontstaat wordt nader uitgewerkt in paragraaf 4.2 van dit hoofdstuk. Figuur 13b laat zien dat door modificatie van de hot-top-overhang de mate van segregatie kan worden beperkt. De in figuur 13b geschetste modificatie betreft de afvlakking van de hot-top onder een hoek van 70 graden. Aanwijzingen voor een dergelijke modificatie worden in de literatuur ook gevonden. Een andere vorm van modificatie komt neer op het gelijk laten lopen van de hot-top met de kokille, waardoor er geen sprake meer is van een overhang. Deze modificatie maakt in de praktijk echter ook de aanpassing van de kokille noodzakelijk.

4.1.3 Kwantitatieve beschrijvingen.

Naast de beschreven kwalitatieve benaderingen van het omgekeerde segregatieverschijnsel zijn er onderzoekers gekomen

tot kwantitatieve modellen voor dit verschijnsel. Kirkaldy en Kato /6,7/ geven hier duidelijke voorbeelden van. Met behulp van die modellen kunnen concentratiegradienten als functie van de afstand tot de koelende wand berekend worden. Deze modellen zijn opgesteld voor geleide stollingsproeven, waarbij de essentie is dat er sprake is van een gesloten systeem waarin de massa constant blijft. Dit gaat bij het continue gieten niet op. Bij een geleide stollingsproef is er bijvoorbeeld geen continue aanvoer van smelt met de nominale samenstelling hetgeen zijn invloed heeft op het concentratieverloop. Ook is een van de aannamen binnen de modellen dat er geen uitpersing van materiaal buiten het stollende oppervlak optreedt en zoals reeds geschetst is dit iets waarop het oppervlaktesegregatiemechanisme bij continu gieten gebaseerd is. Verder worden er in de literatuur geen rekenmodellen voor het verschijnsel teruggevonden. In de volgende paragraaf wordt getracht hiertoe een eerste aanzet te geven.

4.2 OPPERVLAKTESEGREGATIEMODEL.

Het oppervlaktesegregatiemechanisme bestaat uit twee stadia; de verrijking en vervolgens transport van de smeltvloeistof. Er komen bij het continu gieten met hot-top twee plaatsen in aanmerking waar dit proces zou kunnen plaatsvinden. Dit zijn de krimpsspleet en de ruimte vlak onder de hot-top-overhang. Wanneer een legeringssysteem voor de eerste maal gegoten wordt is niet op voorhand aan te geven welke segregatiespleet de actuele segregatieplaats zal vormen. Aan beide segregatieplaatsen wordt daarom aandacht besteed in de subparagrafen 4.2.2 en 4.2.3, terwijl in de eerste subparagraaf het verrijkingsmechanisme in een eenvoudig rekenmodel wordt vastgelegd.

4.2.1 Het verrijkingsmechanisme.

Het basis idee is als het ware het doorspoelen van een dendrietnetwerk met poelsmelt van de nominale samenstelling. Dit dendrietnetwerk ontstaat doordat vanwege de koelende kokille stolling optreedt of doordat vanwege een warmteopbouw hersmelting plaatsvindt. Voor het legeringssysteem AlSi8 begint beneden de 605 graden Celcius de vorming van primaire aluminium dendrieten. Bij 575 graden wordt de eutectische temperatuur bereikt. Op dit moment is er sprake van een fractie vaste stof van 0,4 en daarmee een fractie eutectische vloeistof van 0,6 welke bij verdere temperatuurdaling stolt. Het is mogelijk dat door verminderde warmteafvoer hersmelting van een gestold gebied kan ontstaan. Staat er nu over het dendrietnetwerk een temperatuurgradient die loopt van bijvoorbeeld 575 graden naar 605 graden dan is het mogelijk met behulp van de

Scheill-vergelijking (1) de fractie vaste stof voor elke temperatuur en daarmee de fractie primair uitgescheiden fase te berekenen. Schematisch staat dit weergegeven in figuur 14a. Met behulp van het toestandsdiagram uit figuur 11 is het mogelijk bij elke temperatuur en daarmee bij elke fractie vast de gemiddelde samenstelling van de vaste en vloeibare fase te berekenen. In figuur 14a is de concentratie silicium in beide fase schematisch weergegeven.

Vervolgens wordt het netwerk "gespoeld", waarbij de interdendritische restsmelt in zijn geheel naar buiten getransporteerd wordt, zodat gebied 1 uit figuur 14a overgaat in 1* in figuur 14b en gebied 2 in 2*. De ontstane lege ruimte in het overgebleven dendrietnetwerk wordt opgevuld met vloeistof uit de poelsmelt. Op deze manier ontstaat de situatie zoals die staat weergegeven in figuur 14b. Wordt afgezien van allerlei volume-effecten dan is het mogelijk het gemiddelde (gemiddeld over de vaste en vloeibare fase) siliciumgehalte weer te geven. Dit is geschetst in figuur 14b.

Bij volledig doorlopende stolling is het mogelijk met behulp van de Scheill-vergelijking te berekenen hoe groot de fractie primaire dendriten in de gestolde zone zal zijn.

Zowel de concentratiegradienten als de fractie primaire dendriten zijn experimenteel te bepalen waarmee de mogelijkheid geschapen wordt dit mechanisme te toetsen.

4.2.2 De krimpspleet.

Een krimpspleet ontstaat door het krimpeffect dat optreedt als vloeistof door stolling omgezet wordt in vaste stof. Deze vaste stof heeft een kleiner volume dan dezelfde hoeveelheid vloeistof (in het AlSi8 geval). Binnen de kokille vindt het begin van stolling plaats en binnen deze kokille wordt een ruimte tussen de kokille en de gestolde randschil gevormd, de krimpspleet. Bachowski en Spear /11/ hebben waargenomen dat het loskrimpen, onafhankelijk van de zaksnelheid of legering, altijd ca. 12 mm boven de onderrand van de kokille begint. Deze krimpspleet vermindert de warmteafvoer waardoor het mogelijk is dat er een bepaalde mate van temperatuurstijging optreedt. De hiervoor benodigde warmte is afkomstig uit de poelsmelt. Door deze warmteopbouw kan de gestolde randschil hersmelten waardoor het verrijkingsmechanisme en het doorspoelen van de vloeistof naar de krimpspleet toegepast kan worden.

4.2.3 De ruimte onder de hot-top-overhang.

Onder de hot-top wordt doordat het vloeibare metaal een bolle meniskusvorm kent bij begin van de stolling een luchtspleet gevormd. Deze spleet werkt warmte-isolerend net als de hot-top

onderkant. Bij het voortschrijdende zakproces zal deze spleet geheel volgens figuur 12 in grootte toenemen, waardoor ook de onderdruk in deze ruimte toe zal nemen. Tesamen met de metallostatische druk kan het gebeuren dat de ruimte gevuld wordt met poelsmelt zoals dit tot uiting komt in figuur 12f. Doordat de onderdruk van de gevormde ruimte en de metallostatische druk een bepaalde kritische waarde zullen moeten overschrijden om tot "overstroming" te komen zal een bepaalde periodiciteit ontstaan. De absolute waarde van deze periodiciteit zal bepaald worden door de gevormde meniskusruimte. Deze zal afhankelijk zijn van de hot-top-overhang en de zaksnelheid.

De overgelopen poelsmelt brengt warmte in de gestolde meniskuszona waardoor hersmelting kan optreden. Met behulp van de metallostische druk kan het verrijkings- en uitpersingsmechanisme toegepast worden. De gesegregeerde laag zal een karakteristieke meniskusbvorm vertonen. Figuur 15 geeft een schematische weergave van het ontstaan van de gesegregeerde laag.

4.3 DE EXPERIMENTEN EN RESULTATEN.

In de eerste paragraaf is het belang van de hot-top modificatie beschreven. Bij het begin van het onderzoek is een hot-top met een rechte onderkant en een overhang van 15 mm gebruikt. Deze overhang is afgevlakt onder een hoek van 70 graden waarbij 5 mm en 2 mm vlakke overhangen aanwezig blijven. Dit staat weergegeven in figuur 16. Om de invloed van deze afvlakking na te gaan zijn de gietingen 1, 2 en 3 uit tabel 2 uitgevoerd. Hierbij ging het om de invloed op het procesverloop en op de oppervlaktekwaliteit. Om dit laatste zichtbaar te maken wordt tijdens het gietproces volgens de wijze van figuur 17 vloeibaar zink aan de smelt toegevoegd. Door de plaats van de zinktoevoeging middels het controlepaneel vast te leggen is het naderhand mogelijk een langsdoorsnede uit de billet te halen. Deze doorsnede kan na een schuurbehandeling macro-geetst worden, waarna observatie van de randzone en de rest van het stolfront mogelijk is. De resultaten van deze proeven staan weergegeven in figuur 18. Voor de hot-top-overhangen 15 en 2 mm is hier het stolfront en het overlopen van de smelt onder de hot-top in beeld gebracht. Voor de 15 mm overhang is zichtbaar dat het zink (de donkere fase) een flinke ruimte gevuld heeft. Voor de 2 mm overhang (en de hogere zaksnelheid!) is dit duidelijk minder.

Na deze drie inleidende gietingen is besloten met de afgeronde hot-top door te gaan, omdat het procesverloop soepeler verliep en de billetoppervlakken gladder waren. Hoewel de volgende vijf gietingen primair niet bedoeld waren om het oppervlakesegregatieverschijnsel te analyseren gaven ze toch de nodige informatie over het verschijnsel. Van elke gieting worden namelijk voor elke veranderde procesparameter preparaten

gemaakt voor micro-struktuuranalyse. De preparaten zijn enkele centimeters dikke langdoorsneden vanaf de rand tot het midden van de billet.

Giëting 9 uit tabel 2 is gebruikt om de invloed van de zaksnelheid op de dikte van de hersmeltende laag te bepalen. Hiërtoe is bij een drietal zaksnelheden vloeibaar zink toegevoegd en macro-geetst. De resultaten van de zink toevoegingen staan weergegeven in figuur 19. De zaksnelheden 8, 10 en 12 cm/min hebben hun invloed op de vorm van het stolfront en de dikte en lengte van de in de kokille gevormde randschaal. Ook worden er preparaten gemaakt voor microprobe analyse. De microprobe wordt gemaakt met een 15 kV - 50 nA elektronenstraler met een spotbreedte van $35 \times 10 \mu\text{m}$. Het preparaat wordt met een snelheid van $4 \mu\text{m}/\text{min}$ verplaatst. Om de 15 minuten wordt een concentratie berekend. Deze concentratie is de gemiddelde concentratie van een gebiedje van $70 \times 35 \mu\text{m}$. In figuur 20 is het resultaat van de microprobe analyse weergegeven plus de microstruktuur van de rand voor een normaal gegoten billet en de microstruktuur van een roergegoten billet. Deze laatste is toegevoegd omdat hier de overgangen van de verschillende gebieden duidelijk zichtbaar zijn. De resultaten van het verrijkingsrekenmodel zijn op een overhead papier weergegeven. Op deze manier kan direkt de vergelijking met de microprobe en microstruktuur gemaakt worden. In de figuur valt de periodieke ribbelform aan de rand op. De donker gekleurde eutectische fase in en net buiten de ribbels is de verrijkte zone gevolgt door de verarmde dendritische zone. In figuur 20c is tevens nog een gedeelte van de roergietstruktuur zichtbaar.

4.4 BESPREKING EN TERUGKOPPELING.

Aan de hand van de resultaten kan gesteld worden dat als segregatiespleet de ruimte onder de hot-top-overhang het meest in aanmerking komt. Het duidelijkste voorbeeld hiervoor is wel figuur 18a waarin het zink onder de hot-top door gelopen is en in een soort "gat" ter breedte van de hot-top-overhang terecht is gekomen. De lengte van het "gat" is in dezelfde orde van grootte. Op de in de figuur duidelijk zichtbare grenslaag tussen de gestolde laag en de overspoelde smelt zal vervolgens de verrijking en uitpersing optreden. Een dergelijke grote meniskusruimte wordt waarschijnlijk alleen gevormd bij een vrij grote hot-top-overhang (15 mm) en een lage zaksnelheid (8 cm/min). Wanneer de randzone in een vertikale richting doorlopen wordt zullen periodiek gesegregeerde laagjes gevonden worden. Bij de hot-top-overhang van 2 mm is de gevormde meniskusruimte veel kleiner en vindt de overstroming veel sneller plaats. Waarschijnlijk ontstaan door het verrijkings- en doorspoelmechanisme verrijkte gebiedjes die in dezelfde orde grootte als de gevormde meniskusruimte (ongeveer 2 bij 2 mm) ligt. Om deze reden lijkt het dat er in figuur 20 sprake is van een continu verrijkte zone, terwijl er toch sprake is van een periodiciteit in de vertikale richting.

In figuur 19 is globaal de ligging van de hot-top, de kokille en de plaats waar vermoedelijk de krimpspleet gevormd zal worden aangegeven. Hieruit wordt geconcludeerd dat voor dit legeringssysteem en de gebruikte zaksnelheden de krimpspleet niet meedoet aan het segregatieverschijnsel, omdat de laagdikte die moet hersmelten te dik is. Voor zaksnelheden boven de 12 cm/min kan dit anders zijn omdat dan het dunne gedeelte van het stolfront slechts hersmolten behoeft te worden.

De microstructuren laten een randzone zien die naast de periodiciteit een grote hoeveelheid eutektikum bezitten waarin de fractie primaire fase achtereenvolgens langzaam toeneemt en op een scherpe grens een flinke toename vertoont. Dit is weergegeven in figuur 20b en c. Figuur 20a heeft een wat grillig verloop hetgeen een gevolg is van de zeer plaatselijke concentratiebepaling welke inherent is aan de microprobe analyse. Zeer plaatselijk wil zeggen dat binnen de aangestraalde gebiedjes van $70 \times 35 \mu\text{m}$ er nog sprake is van een inhomogene verdeling van de verschillende structuurbestanddelen. Het verrijkingsmechanisme geeft echter concentratieverschillen die qua ordegrootte vallen binnen de resultaten van de microprobe. Dit is te zien door de resultaten van het rekenmodel over de microprobe te leggen. Nog karakteristieker zijn de overeenkomsten tussen het model en de microstructuren. De gevonden toename in fractie primaire fase en de sprong in deze fractie komen ook duidelijk uit het rekenmodel te voorschijn. De plaats waar de sprong optreedt is vanuit het rekenmodel gezien te variëren door de dikte van de zone welke hersmelt en doorgespoeld wordt aan te passen. De invloed van roeren in de smelt op het geschetste segregatie model lijkt verwaarloosbaar. Dit gegeven past binnen het model door aan te nemen dat roeren geen invloed uitoefent op de zeer snel stollende primaire randschaal.

4.5 CONCLUSIES.

De waargenomen segregatievorm is een van de in de inleiding van dit hoofdstuk vermelde basis-typen. Ze voldoet namelijk aan de kenmerkende eigenschappen van de puntvormige oppervlakesegregatie.

Gezien de resultaten kan gesteld worden dat de hot-top-overhang zo klein mogelijk behoort te zijn. De periodiciteit neemt hierdoor af. Tevens is hiermee aangegeven dat de voor de oppervlakesegregatie van belang zijnde luchtspleet, voor dit legeringssysteem, de ruimte onder de hot-top het meest in aanmerking komt. De krimpspleet speelt bij het toegepaste legeringssysteem, de gebruikte hot-top en de aangelegde zaksnelheden geen rol bij het segregatieproces.

Hoewel het hier geen verfijnd rekenmodel betreft lijkt het model in grote lijnen de concentratieverdeling en het verloop

van de fractie primaire dendrieten als functie van de afstand tot de koelende wand effectief te beschrijven. Door roeren is het segregatieverschijnsel niet op te heffen. Kleine verschillen in de periodiciteit en laagdikte zijn misschien wel te bereiken maar niet expliciet waargenomen. Om de geschetste vorm van segregatie tegen te gaan zal de hot-top zodanig gemodelleerd moeten worden dat er geen sprake is van een overhang, waardoor er een ingesloten isolerende spleet gevormd kan worden. In hoeverre dan de krimpspleet voor segregatie-effecten zal zorgen is niet bekend. Om ook dit effect tegen te gaan moet gekozen worden voor een koelingsvorm waarin geen discontinuïteit optreedt. Dit is bijvoorbeeld het geval wanneer gewerkt wordt met elektromagnetische kokilles. De invloed op de warmteoverdracht staat weergegeven in figuur 21. Figuur 22 tenslotte geeft het segregatiebeeld weer voor de elektromagnetische en de traditionele kokillevorm.

5. STRUKTUURBEINVLOEDING DOOR ROEREN.

=====

G-AlSi8 is zoals de naam reeds aanduidt een typische gietlegering. Onder de normale afkoelcondities tijdens het continue gietproces ontstaan primaire aluminium dendrieten waarna de eutektische restvloeistof bij de eutectische temperatuur stolt. De verwachting is dat dit dendritische netwerk met eutecticum moeilijk te vervormen is en dat deze legering niet of nauwelijks als kneedlegering toe te passen is. Door middel van het roeren wordt het dendrietnetwerk afgebroken en omgezet in een structuur met ronde, rozetvormige primaire aluminium kristallen ingebed in een eutectische matrix. Het idee is dat een in elkaar grijpend dendrietnetwerk met daartussen een moeilijk vervormbare eutectische fase meer weerstand tegen vervorming zal bieden dan separate deeltjes in een matrix.

Om dit idee te toetsen zal men de beschikking moeten hebben over conventioneel gegoten en roergegoten materiaal. De continue gietmethode is een gietmethode waarbij beide modificaties van het materiaal in bulkhoeveelheden geproduceerd zou kunnen worden. Het roeren tijdens het continue gietproces is echter nog geen standaard proces. In dit hoofdstuk zal hier dan ook de nodige aandacht aan besteed worden. De opzet is om te komen tot een continu gegoten billet waarin geen dendrietnetwerken meer voorkomen maar die een structuur bezit waarin de primaire aluminium deeltjes separaat in de eutectische matrix liggen.

5.1 HET EFFECT VAN ROEREN.

Er is nog geen eenduidige verklaring gevonden voor de oorzaak van de dendrietomzetting naar rozetvormige deeltjes. Het kan inderdaad een omzetting van dendrieten in rozetten zijn bijvoorbeeld volgens het dendrietvergrovingsmechanisme /12/. Ook is het mogelijk dat de dendrieten door de middels roeren aangebrachte krachten afbreken en vervolgens als losse deeltjes doorgroeien. Een derde mogelijkheid is nog dat door middel van roeren dusdanige stolkondities geïntroduceerd worden dat de dendritische groei niet meer de normaal optredende groeiwijze is.

Het idee dat afschuifkrachten verantwoordelijk zijn voor de structuuromzetting heeft geleid tot een gietinstallatie zoals staat weergegeven in figuur 23. De afschuifkrachten worden aangebracht in de zogenaamde metaalslurrie. Dit is het gebied tussen de solidus-, en liquidustemperatuur waarin sprake is van een vast/vloeibare fase. Met deze opstelling is het mogelijk roergietmateriaal te produceren echter niet in commercieel aantrekkelijke hoeveelheden. Door dit roerprincipe over te dragen naar de continue gietinstallatie is dit wel mogelijk.

Om dit te verwezenlijken moet de roerder in staat zijn om de metaalslurrie voldoende in beweging te brengen en te houden. Met behulp van de met de computer berekende solidus-, en liquidusisothermen (figuur 10) wordt een indruk verkregen van de te roeren slurriegeometrie. Deze geometrie is niet zo mooi gedefinieerd als het geval van figuur 23. Het onderzoek richt zich dan ook op de ontwikkeling van een roerder die in staat is deze slurrie voldoende in beweging te brengen. Voldoende wil niets anders zeggen dan in zodanige mate dat een roergietstructuur over de gehele billetdiameter gevonden wordt.

5.2 DE ROERSIMULATIE.

Het is niet mogelijk om tijdens het continue gieten na te gaan of de beweging van de metaalslurrie voldoende is om de roergietstructuur te verkrijgen. Dit kan pas achteraf door de microstructuren te bekijken. Om deze reden is de gietinstallatie en het stolfront in perspex nageemaakt. Voor de geometrie van het stolfront is gebruik gemaakt van de resultaten verkregen doormiddel van de zinktoevoegingen zoals die onder andere staan weergegeven in figuur 19. Figuur 24 geeft een stolfront te zien zoals die volgt uit de computersimulatie, waarin gebruik is van een effectieve geleidingscoëfficiënt die een faktor tien hoger ligt dan in het conventionele geval om het roereffect te simuleren. De typische vorm van het stolfront net onder de hot-top volgt niet uit het model, zodat hiervoor figuur 19 model heeft gestaan. Voor een schatting van de "diepte" van het stolfront is gebruik gemaakt van figuur 24. Een doorsnede van het uiteindelijke perspex model staat weergegeven in figuur 25. Vloeibaar aluminium wordt nagebootst met behulp van glycerine. Om de vast/vloeibare- of slurriefase te simuleren worden gekleurde glasbolletjes aan de glycerine toegevoegd. Met behulp van dit model is het mogelijk de invloed van verschillende roerdergeometrien en roersnelheden op het stromingspatroon van de deeltjes in de "slurrie" na te gaan.

De meest optimale roerder is in staat een deeltjesstroom langs het gehele stolfront te bewerkstelligen en is weinig kritisch voor een eventueel aanwezige spoedverandering. Na de bepaling van deze meest geschikte roerdergeometrie en de daarbij behorende optimale roersnelheid moet nog een zogenaamde opschaling naar de continue gietinstallatie en het aluminium legeringssysteem gemaakt worden. Hiertoe wordt gebruik gemaakt van een dimensieloos kental. De roersnelheid is een functie van de viscositeit en de soortelijke massa van de vloeistof en de roerder diameter. Dimensie-analyse leidt tot het volgende kental:

$$v \cdot \rho \cdot d^2 / \eta \quad (2)$$

waarin:

η = de viscositeit in $\text{kg} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$

ρ = de soortelijke massa in kg.m^{-3}
 d = de roerderdiameter in m
 v = de omwentelingssnelheid in s^{-1}

Dit kental wordt in de praktijk gebruikt om aan te geven bij welke toerentallen van roerders omslagpunten van laminaire naar turbulente stroming op zal treden. In dit onderzoek wordt dit kental gebruikt om het optimale stromingspatroon waargenomen in het model in een getal vast te leggen.

5.3 DE EXPERIMENTEN.

5.3.1 De roerexperimenten.

De eerste experimenten werden voortgebouwd op de experimenten van Jongenburger /1/. Zijn interpretatie van "voldoende" roeren is het roeren met een snelheid en met een roerdergeometrie waarbij een turbulente stroming wordt veroorzaakt. De hiervoor benodigde roerdergeometrie is die van roerder twee uit figuur 26. De benodigde roersnelheid wordt in de praktijk ingesteld op die waarde waarbij net geen vortex of kolk in de smelt wordt getrokken. Met deze werkwijze werd door Jongenburger inderdaad een roergietstructuur gevonden. Deze structuur werd echter niet over de gehele billetdiameter gevonden. Een randzone van 15 mm bleek de normale dendrietstructuur te vertonen. De afmetingen van deze randzone is in dezelfde ordegrrootte van de hot-top-overhang. Vanwege het onderzoek naar de oppervlaktese segregatie is overgegaan op hot-top-overhangen van slechts een tweetal millimeter. Het idee is dat hierdoor de dendritische randzone ook tot deze 2 mm zou zijn teruggebracht. Om dit na te gaan zijn de gietingen 5 en 6 uit tabel 2 gemaakt. De lage gietsnelheden 7 en 9 cm/min plus de lage giettemperaturen 605 en 600 graden Celcius zijn gekozen op grond van de gevolgde werkwijze van Jongenburger. Deze proceomstandigheden dragen zorg voor een groot slurriegebied, zoals dit tot uiting komt in figuur 10a. Voor de verschillende hot-top-overhangen, zaksnelheden en roersnelheden werden preparaten gemaakt voor de bepaling van de microstructuur. Het resultaat was inderdaad een roergietstructuur welke in modificatie over de billetdiameter nog varieerde. In figuur 27 zijn twee uiterste modificaties weergegeven. Andere modificaties moeten opgevat worden als tussenvormen, waarbij slechts de grootte van de ronde deeltjes varieert. De verschillen tussen de verschillende procesparameters (hot-top-overhang, zaksnelheid en roersnelheid) werden teruggevonden in de dikte van de randzone die dendritisch bleek te zijn. De dikte van de dendritische randzone varieerde tussen de 2 en 30 mm. Op grond van de hot-top-overhang moet de 2 mm dikke dendritische randzone als minimaal beschouwd worden. De bijbehorende zaksnelheid van 7 cm/min en roersnelheid van 12

omw./s zijn voor de gegeven roerdergeometrie de procesomstandigheden waarbij een volledige (op de 2 mm randzone na) roergietstructuur verkregen kan worden. Van dit gegeven gebruik makend werd gieting 8 uitgevoerd om een billet te vervaardigen met een volledige roerstructuur. Deze billet zou de basis vormen voor de extrusie-experimenten. Gieting 7 vormde hiervoor de conventionele equivalent.

De microstructuur van gieting 8 uit tabel 2 liet echter zien dat de dendritische randzone niet de verwachte 2 mm dikte doch een dikte in de orde van enkele tientallen millimeters bezat. De enige gewijzigde parameter ten opzichte van gieting 6 is de roerdergeometrie. Door het schoonmaken van de roerder kon het gebeuren dat de zogenaamde spoedhoek van de roerder iets veranderde. Deze spoedhoek is echter wel bepalend voor het stromingspatroon in de slurrie. Dit kritisch zijn van de roerdergeometrie heeft geleid tot de ontwikkeling van het roermodel waarmee de invloed van die roerdergeometrie kan worden nagegaan.

5.3.2 Modelexperimenten.

Er wordt geëxperimenteerd met een drietal roerdergeometrien. De eerste is een geometrie ontstaan uit de conventionele gedachte voor het roeren zoals dit tot uiting komt in figuur 23. De rotatie in het horizontale vlak moet voldoende zijn om de structuur te modificeren. Het gaat hierbij om de introductie van schuifkrachten in de slurrie door het roteren van de slurrielaag. Actief deeltjes transport speelt geen essentiële rol. Deze vorm van stroming kan met behulp van roerdergeometrie 1 uit figuur 26 gesimuleerd worden. Roerder 2 is de roerder uit de experimenten van Jongenburger. Roerdergeometrie 3 uit figuur 26 is ontwikkeld op grond van het idee dat naast de rotatie een actief deeltjes transport door de gehele slurrie (of glasbol/glycerine suspensie) moet plaatsvinden om een roergietstructuur te verkrijgen die bovendien reproduceerbaar is. Hiervoor is een roerdergeometrie gewenst die niet al te kritisch is voor kleine veranderingen. Dit resulteerde in roerdergeometrie 3 waar een ronde plaat boven het "roerblad" is bevestigd, welke de deeltjesstroom bepaalt. In figuur 26 staan de spoedhoeken slechts schematisch weergegeven. Het stromingspatroon van roerder 2 wordt wel bepaald door de absolute waarde van de aangebrachte spoed, terwijl dit voor roerder 3 nauwelijks het geval is. De met deze drie roerdergeometrien gevonden stromingspatronen staan weergegeven in figuur 28. Figuur 29 geeft hiervan een fotografische weergave.

5.3.3 Opschalingsexperimenten.

De roerdergeometrie met het plaatje geeft de meest ideale

stromingsbeelden te zien. Deze roerder wordt daarom gekozen om toegepast te worden tijdens het continue gieten. De toe te passen roersnelheid wordt met behulp van het perspex model en het kental (2) bepaald. De omwentelingssnelheid waarbij de deeltjesstroom net op gang komt wordt als minimale roersnelheid voor het model genoteerd en de snelheid waarbij een ernstige verstoring van het stromingspatroon (o.a. door de vorming van een vortex) wordt waargenomen als maximale waarde. Met behulp van het kental wordt een optimaal roergebied voor de continue gietinstallatie bepaald. De gevonden waarden staan weergegeven in tabel 4. Gieting 10 uit tabel 2 vormt de toepassing van de resultaten uit het model. Gekozen is voor een voor dit legeringssysteem normale zaksnelheid van 10 cm/min met daarbij een giettemperatuur van 630 graden C. De drie toegepaste roerkentallen liggen achtereenvolgens beneden, binnen en boven het via het model bepaalde optimale roergebied. De gebruikte waarden staan weergegeven in tabel 4.

Van het geproduceerde billet zijn voor de drie kentallen dwarsdoorsneden voor macro-etsing gemaakt, terwijl voor de roersnelheid van 8 omw/s (kental 105) ook een macro-longsdoorsnede is gemaakt. De resultaten staan weergegeven in figuur 30. Preparaten in de langsrichting voor de bepaling van de microstructuur zijn ook gemaakt. Een viertal relevante structuurbestanddelen staan weergegeven in figuur 31. In figuur 30 staan de herkomsten van deze preparaten schematisch weergegeven. Hierbij vallen de ontstane periodieke lichte en donkere banden op waarvan de omvang en regelmaat verandert met de veranderende roersnelheden. De donkere en lichtere banden uit figuur 30 staan vergroot weergegeven in figuur 31.

5.4 BESPREKING EN TERUGKOPPELING.

De experimenten uit subparagraaf 5.3.1 hebben aangetoond dat het zonder meer in beweging brengen van de metaalslurrie geen voldoende gegeven is om tot een volledige roergietstructuur te komen. Blijkbaar is ook het transport van de primair stollende deeltjes van belang. Hoe dit transport van deeltjes verloopt voor de verschillende roerdergeometrien staat weergegeven in figuur 28.

Roerdergeometrie 1 veroorzaakt inderdaad het beoogde stromingsgedrag, namelijk een rotatie in een horizontaal vlak. Het deeltjestransport is echter zodanig dat een opeenhoping van deeltjes net onder de hot-top-overhang ontstaat (figuur 29a). Deze deeltjes staan ondanks de aanwezige rotatie nagenoeg stil. Precies hetzelfde geldt voor de roerdergeometrie 2. Het hangt bij deze roerder van de spoed van het roerderblad en de hoogte van de roerder af op welke hoogte de deeltjes zich ophopen (figuur 29b). Waargenomen wordt bij beide roerders dat de deeltjes vanuit het midden omhoog "gezogen" worden om vervolgens op een plaats aan de wand te geraken. De indruk bestaat dat dit aanzuigen van deeltjes voldoende beweging van

de slurrie veroorzaakt om de dendrietgroei tegen te gaan. Ook de geringe beweging in de opeengehoopte gebieden zijn voldoende om afgeronde deeltjes te verkrijgen. De verschillen in roergietstructuurmodificatie van figuur 27 kunnen hiermee verklaard worden. De opgezogen deeltjes uit het midden zorgen ervoor dat de deeltjes die in het midden van de billet stollen slechts een korte "levensduur" hebben en daardoor zeer fijn van vorm blijven. De naar de rand getransporteerde deeltjes "leven" betrekkelijk lang voordat ze in het stolfront ingevangen worden. In die tijd kan het vergroevingsmechanisme zorgen voor de rozetvorm van figuur 27a. Als de roerders zodanig geplaatst zijn dat de opeenhoping enkele centimeters onder de hot-top-overhang optreedt dan is de stolling in het gebied tussen de opeenhoping en hot-top-overhang het gebied waar de conventionele dendritische stolling plaatsvindt. Dit is in overeenstemming met hetgeen in de proeven van subparagraaf 5.3.1 gevonden wordt. Tijdens deze proeven is de roerder namelijk via het zelfcorrigerende mechaniek dat de roerinstallatie bezit vlak boven het stolfront geplaatst. Dit zelfcorrigerende mechaniek zorgt er voor dat de roerder op deze minimale hoogte boven het stolfront geplaatst blijft. In figuur 28 betekent dit dat de roerder vrij diep in de "put" van het stolfront staat. De kans dat er ruimte ontstaat tussen de opeenhoping en de hot-top-overhang is dan redelijkerwijs aanwezig. Door manipulatie van zaksnelheid, roersnelheid en spoedhoek is het mogelijk dat deze ruimte op een gegeven moment niet meer aanwezig is waardoor een roerstructuur over de gehele diameter gevonden wordt.

Roerdergeometrie 3 is minder afhankelijk van de ingestelde hoogte en spoedhoek. Het ontstane stromingsprofiel staat geschetst in figuur 28c en 29c. De deeltjes krijgen door de afbuiging onder het plaatje een sterke naar beneden gerichte impuls zodat er van opeenhoping geen sprake meer is. Er vindt een circulatie van deeltjes vanuit het midden van de billet naar boven, naar de buitenkant en terug plaats. Door het plaatje boven de hot-top-overhang te plaatsen is er geen sprake meer van een ruimte waar de deeltjes niet in beweging zijn, dit tegenover de twee andere roerdergeometrien. Ook bij deze roerder wordt waargenomen dat het zuigproces sneller verloopt dan de stroming langs het oppervlak. Dit verklaart dat ook bij deze roerder grovere rozetten aan de wand en fijnere rozetten in het midden gevonden wordt.

Roerdergeometrie 3 is toegepast tijdens het continue gieten. Aan de hand van het ontwikkelde kental is voor een drietal roersnelheden gekozen, namelijk 2,0; 4,5 en 8,0 omw/s (zie tabel 4). De macro-structuren staan weergegeven in figuur 30. Opvallend in deze figuur zijn de periodiek wisselende lichte en donkere gebieden. Ook de in de figuur opgenomen langsdoorsnede geeft dit beeld te zien. Deze langsdoorsnede wekt tevens de indruk dat de periodieke lijnen lopen volgens de vorm van het stolfront. Dit wordt nog versterkt door het feit dat een tweetal lijnen doorlopen tot aan de wand (op de foto niet goed zichtbaar). De solidusisotherm uit figuur 24 heeft nagenoeg dezelfde vorm waardoor het aannemelijk wordt dat het hier om een proces gaat dat zich langs het stolfront afspeelt. De

donkere gebieden uit de macro-foto's zijn gebieden met een verhoogd percentage eutektikum zoals dit blijkt uit de microstructuren b en c van figuur 31. De daarop volgende lichte gebieden zijn de gebieden waarvan de rozetgrootte ligt tussen die uit de randzone en die uit het midden. Dit verschijnsel kan met de volgende hypothese verklaard worden:

In het midden van het blok worden vaste deeltjes aangezogen en naar boven verplaatst. Dit is een zeer snel proces waarbij de aangezogen deeltjes kleine nog nauwelijks uitgegroeide dendrietstukjes zijn. Deze kleine stukjes en het materiaal dat achterblijft zorgt voor de fijne rozet structuur in het midden. De naar boven getransporteerde deeltjes komen aan de buitenkant terecht. Op het moment dat ze daar aankomen "leven" de deeltjes al betrekkelijk lang, waardoor vergroving mogelijk is geworden, hoewel de deeltjes niet uitgroeien omdat ze hoger in de hot-top en daarmee in een hoger temperatuurgebied terecht komen. Het uitgroeien vindt plaats aan de wand waar de deeltjes terecht komen. De deeltjes verplaatsen zich langs het stolfront naar beneden, maar worden door het zakkende en doorstollende stolfront ingevangen. Het gebied onder de ingevangen grove rozetten dient als "aanzuigzone" voor de stroming. Dit aanzuigen van vaste deeltjes lijkt op het doorspoelproces van de omgekeerde bloksegregatie zij het dat nu de vaste deeltjes verplaatst worden en de vloeistof op zijn plaats blijft. De ontstane ruimte wordt weer opgevuld door smelt met de nominale samenstelling (het gaat hierbij om relatieve verplaatsingen). Op deze manier ontstaan de waargenomen aan eutektikum verrijkte gebieden. Hierna treedt opnieuw het begin van dendrietische stolling op waardoor er weer deeltjes aangezogen kunnen worden. Dit veroorzaakt de periodiciteit in de gevonden banen. Binnen deze hypothese is ook het effect van de verschillende roersnelheden aan te geven. In het geval van te langzaam roeren (figuur 30a) vindt wel aanzuiging plaats, de beïnvloede zone is echter klein. De roersnelheid is te laag om de deeltjes naar boven en naar buiten te transporteren waardoor aan de randen de normale dendrietstructuren worden gevonden terwijl in het midden een combinatie van grovere en fijne rozetten gevonden wordt. Bij sneller roeren wordt het gebied waarin het directe transport naar boven toe plaatsvindt vergroot. Waargenomen wordt dat het gebied waarin de grove kristallen aan de buitenkant worden ingevangen niet veel groter wordt, zodat het gebied met de periodiek banden op dezelfde afstand vanaf de rand aanvangt doch vanwege het groter geworden midden gebied smaller wordt. Door de verhoogde aanzuigkracht worden de perioden tevens smaller. Figuur 32 geeft een schematische weergave van de hier aangegeven hypothese. De waarde van de roersnelheid en daarmee het kental waarbij een vortex gevormd wordt ($kental = 110$) ligt hoger dan op grond van de opschaling vanuit het model te verwachten was. De oorzaak hiervan ligt waarschijnlijk in de hoogte van het smeltbad in de hot-top welke een aantal centimeters hoger was dan in het geval van het model. In het praktijk geval is deze hoogte moeilijk in te stellen en constant te houden. Hoe hoger echter deze metaalstand hoe sneller er geroerd kan worden zonder een vortex te veroorzaken, waarmee ook de verhoogde maximale waarde van

het kental verklaard kan worden.

5.5 CONCLUSIES.

Met behulp van de juiste roerder geometrie is het mogelijk met de semi-continue gietinstallatie billets te vervaardigen die over de gehele diameter een structuur bezitten welke geen dendrietnetwerk meer bevatten; de roergietstructuur. De juiste roerdergeometrie is die geometrie die de vaste deeltjes langs het gehele stolfront en vooral in de buurt van de hot-top-overhang in beweging brengt. Simulatie van dit proces is mogelijk met behulp van het glycerine-perspex model. Met dit model is het niet mogelijk het stolproces te simuleren, doch enkel en alleen het stromingspatroon van deeltjes langs een stationair glad stolfront. In de praktijk is dit stolfront niet stationair en glad, maar continu groeiend en zakkend en tevens ruw door dendrietvorming. Hierdoor zorgen aanzuig- en invangprocessen voor periodiek optredende zones van verschillende samenstelling en rozetgrootte. De hierdoor optredende effecten zijn te verklaren aan de hand van een opgestelde hypothese. Deze hypothese impliceert tevens dat er zo snel mogelijk geroerd dient te worden, waarschijnlijk sneller dan op grond van het model en het kental te verwachten is. De beperking wordt opgelegd door het ontstaan van de vortex waardoor luchtbellen ingevangen kunnen worden. Dit snelle roeren maakt de structuur homogener doordat de zone waarin de periodieke banden gevonden worden verkleint en misschien wel verdwijnt als er snel genoeg geroerd wordt.

6. EXTRUSIE.

=====

Tijdens het gehele onderzoek staat de continue produktie van extrusiebillets van het legeringstype G-AlSi8 centraal. De paradox ontstaat doordat met behulp van een typische gietlegering een halffabrikaat wordt vervaardigd welke in het vervolgproces als kneedlegering ingezet zal worden. Door nu tijdens het continue gietproces de dendrietstructuur middels roeren om te zetten in een zogenaamde roergietstructuur moet het mogelijk zijn om vervormingen die tijdens een kneedproces als extrusie optreden gemakkelijker te kunnen verwerken. Binnen dit hoofdstuk wordt nader ingegaan op dit extrusieproces. Gekeken wordt naar de verschillende structuurmodificaties van de gietlegering; conventioneel of roergegoten. Tevens wordt aandacht besteed aan de mechanische eigenschappen van het via de extrusie geproduceerde stafmateriaal.

6.1 DOEL VAN DE EXPERIMENTEN.

De kenmerkende stolwijze van het legeringssysteem AlSi8 maakt deze legering tot een uitermate geschikte gietlegering. Inherent aan deze stolwijze is echter de vorming van een dendrietnetwerk dat zeer vertakt is en zeer vast in elkaar grijpt. Deze structuur maakt de legering minder geschikt als kneedlegering omdat een dergelijke structuur zich niet zo gemakkelijk laat vervormen. Voor het extrusiegeval wil dit zeggen dat een aaneengesloten dendrietnetwerk, waartussen zich het vrij moeilijk te vervormen eutecticum zich bevindt, vrij moeilijk door de smalle opening van de extrusiematrijs zal gaan. Door nu deze dendrietstructuur te modifieren tot een structuur waarin geen sprake meer is van een netwerk maar van separate deeltjes in een eutectische grondmassa, mag aangenomen worden dat de "stroming" door de matrijsopening gemakkelijker zal verlopen. Dit moet terug te vinden zijn in de benodigde extrusiekrachten en tevens kan verwacht worden dat wanneer de roergietstructuur ook terug te vinden is in het extrusieprodukt de mechanische eigenschappen van het extrusieprodukt beter zullen zijn dan de produkten ontstaan uit billets van het conventionele dendritische materiaal. Het doel van de extrusie-experimenten is dan ook om de benodigde extrusiekrachten en de mechanische eigenschappen van het geproduceerde stafmateriaal voor de beide structuurmodificaties te bepalen.

6.2 OPZET EN UITVOERING VAN DE EXPERIMENTEN.

De gietingen 6 en 7 uit tabel 2 leveren het uitgangsmateriaal

voor de te extruderen billets. Binnen de Tussenafdeling is geen extrusiepers aanwezig welke billets van 200 mm kan extruderen. De maximaal te extruderen billetafmetingen zijn 70x50 0 mm. Per 70 mm continu gegoten billet kunnen een vijftal zogenaamde kleine "propfen" vervaardigd worden. Om deze reden kan het materiaal van gieting 6 toch gebruikt worden omdat de 20 mm dendritische randzone niet binnen de geproduceerde propfen terecht komt. De uitgangsstructuur van het roergietmateriaal heeft een tussenvorm van de twee uitersten van figuur 27. In dezelfde figuur staat de structuur weergegeven van gieting 7, de uitgangsstructuur van de conventionele dendritische structuurmodificatie.

De gebruikte extrusie-opstelling staat weergegeven in figuur 33. De opstelling bestaat uit een persmechanisme, een liner die verwarmd kan worden, een eveneens verwarmbare matrijs en een viertal drukopnemers. Drie van deze drukopnemers registreren de kracht die de liner op de matrijs uitoefent en vormen daarmee een maat voor de wrijvingskrachten die optreden tussen het extrusiebillet en de liner. In de figuur is tevens de plaatsing van het extrusiebillet weergegeven. Het billet wordt via de liner verwarmd en neemt binnen 5 minuten de temperatuur van de liner aan. De vierde drukopnemer registreert de druk op de matrijs en is daarmee de maat voor de totale extrusiekracht. Met behulp van een regelkast is de positie en snelheid van de extrusiestempel in te stellen.

Met behulp van deze opstelling kunnen een tweetal parameters onderzocht worden; de extrusietemperatuur en de stempelsnelheid. Deze stempelsnelheid bepaalt de parameter vervormingssnelheid waarvoor geldt:

$$\dot{\epsilon} = 6 \cdot v \cdot \ln(R)/D \quad (3)$$

hierin is:

- $\dot{\epsilon}$ = de vervormingssnelheid in s^{-1}
- v = de stempelsnelheid in m/s
- R = de extrusieverhouding
- D = de billetdiameter in m

De extrusieverhouding is gedefinieerd als de verhouding van het billettoppervlak en het oppervlak van het extrusieprodukt. De laagst mogelijke extrusietemperatuur wordt bepaald door de maximaal te leveren persdruk. De hoogst mogelijke temperatuur wordt in principe bepaald door de smelttemperatuur van het legeringssysteem. In de praktijk blijkt deze maximale waarde bepaald te worden door de maximale temperatuur die de drukopnemers kunnen verdragen om korrekte drukmetingen te doen. Deze temperatuur bedraagt 100 graden Celcius. De extrusietijd en -temperatuur bepalen uiteindelijk de maximale temperatuur waarbij de drukopnemers werkzaam blijven. De stempelsnelheid kan gevarieerd worden tussen de 0 en 15 mm/s. Het extrusieprodukt is een massief staafmateriaal met een diameter van 10,8 mm, waardoor de extrusieverhouding 20 bedraagt. De opzet van de extrusieproeven is om experimenteel de minimaal en maximaal haalbare extrusietemperaturen te bepalen en binnen dit bereik bij een viertal temperaturen beide

materiaalmodificaties te extruderen. Vervolgens zal een extrusietemperatuur als basis dienen om een aantal vervormingssnelheden binnen zijn bereik te variëren. Uit het geproduceerde stafmateriaal zullen dp10-trekstaven vervaardigd worden, welke met behulp van een 10-tons Instron trekbank mechanisch beproefd worden. De onderzochte eigenschappen zijn de 0,2%-rekgrens, de treksterkte en de optredende rekken. In de literatuur worden geen indicaties voor extrusietemperaturen, extrusiekrachten en mechanische eigenschappen van het extrusieprodukt gevonden. Dit komt doordat AlSi8 geen kneedlegering is, waardoor er geen extrusie-experimenten aan verricht zijn. De extrusie-omstandigheden zullen dus experimenteel bepaald moeten worden, terwijl de mechanische eigenschappen van het extrusieprodukt slechts qua ordegrootte vergeleken kunnen worden met de eigenschappen van de gietlegeringen van dit type. Aan de oorspronkelijke opzet om te komen tot een vergelijk tussen dendritisch materiaal en de gemodificeerde roergietstructuur doet dit echter niets af.

6.3 DE EXPERIMENTEN EN RESULTATEN.

Allereerst zijn de minimale en maximale extrusietemperaturen voor de aanwezige extrusie-opstelling bepaald. Hiertoe wordt uitgegaan van een extrusietemperatuur van 300 graden Celcius en een stempelsnelheid van 4 mm/s ($\dot{\epsilon} = 1,4 \text{ s}^{-1}$). Vervolgens werd de temperatuur in stappen van 50 graden tot en met 400 graden Celcius verhoogd en met dezelfde stapgrootte verlaagd tot 250 graden. De benodigde extrusiekracht bij 200 graden C bleek gelijk te zijn aan de maximaal te leveren kracht. Als minimale extrusietemperatuur is daarom gekozen voor 250 graden. Bij 450 graden bleken de drukopnemers binnen de extrusietijd zoveel warmte op te nemen dat hun temperatuur boven de 100 graden komt. Dit is de maximale temperatuur waarbij de druk korrekt gemeten kan worden. Om deze reden is de maximale extrusietemperatuur op 400 graden gesteld. Bij deze temperatuur mogen de verschillende extrusies niet te snel na elkaar plaatsvinden om de drukopnemers niet te veel warmte te laten opnemen. Bij de vier extrusietemperaturen 250, 300, 350 en 400 graden worden van zowel het roergiet- als conventionele materiaal een tweetal propen geextrudeerd. Tijdens de extrusie worden de wrijvings- en extrusiekracht op een penschrijver geregistreerd. Vervolgens wordt op de extrusietemperatuur van 300 graden een viertal stempelsnelheden beproefd. Voor deze proeven is alleen het roergietmateriaal gebruikt. De resultaten van deze proeven staan weergegeven in figuur 34. Figuur 34a geeft de extrusie-, en wrijvingskracht als functie van de extrusietemperatuur voor beide materiaalmodificaties weer. Figuur 34b geeft beide krachten als functie van de stempelsnelheid voor het roergegoten materiaal. In tabelvorm staat deze figuur weergegeven in tabel 5. Van het extrusieprodukt zijn voor de verschillende

extrusietemperaturen en vervormingssnelheden preparaten gemaakt voor micro-struktuur analyse. Voor de twee uiterste extrusietemperaturen zijn deze voor beide strukturen weergegeven in figuur 35. Opvallend hierbij is dat de uitgangstruktuur terug te vinden is in het extrusieprodukt. Naarmate de extrusietemperatuur hoger is geweest wordt een homogenere struktuur gevonden.

Van het geproduceerde stafmateriaal zijn vervolgens per produkt een viertal trekstaven gemaakt. Per produkt werden een tweetal staven mechanisch beproefd op de Instron in een niet-warmtebehandelde toestand. Een aantal trekstaven wordt onderworpen aan een spanningsvrij gloeibehandeling op 300 graden gevolgd door afschrikken in water. Vervormingsspanningen worden op deze manier genivelleerd. Eventuele sterkteverschillen tengevolge van vervormingsspanningen, die bij de verschillende extrusietemperaturen en -snelheden optreden, kunnen zo gescheiden worden. Precipitatieharding wordt verwaarloosd omdat gewerkt is met technisch zuivere uitgangsmaterialen. De mechanische eigenschappen als functie van de extrusietemperatuur staan weergegeven in figuur 36. Figuur 37 geeft de mechanische eigenschappen als functie van de verschillende vervormingssnelheden. De tabellen 5 en 6 geven de bijbehorende getalwaarden weer.

6.4 BESPREKING VAN DE RESULTATEN.

Figuur 34 geeft het verband weer tussen extrusiekrachten en de extrusietemperaturen en -snelheden voor beide struktuurvormen. Het dalen van de extrusiekracht bij toenemende extrusietemperatuur en afnemende vervormingssnelheid is een verschijnsel welke bij nagenoeg elk legeringssysteem teruggevonden wordt. Ten opzichte van de benodigde extrusiekracht neemt de wrijvingskracht tussen liner en billet slechts een bescheiden, ongeveer 5%, plaats in. Deze wrijvingskracht is nagenoeg constant over het onderzochte temperatuur- en snelheidsgebied. Opvallend is echter het feit dat er nauwelijks verschil in de benodigde krachten te vinden zijn voor de beide materiaalstrukturen. Uit de figuur blijkt dat het roergietmateriaal geen betere extrudeerbaarheid dan conventioneel materiaal heeft, althans onder de gebruikte experimentele omstandigheden. Struktuuranalyse laat zien dat struktuurbestanddelen uit de billet nagenoeg letterlijk terug te vinden zijn in het extrusieprodukt. Verhoogde temperaturen geven echter een homogenisatie van de struktuur te zien (figuur 35). Deze tendens wordt ook gevonden bij toenemende vervormingssnelheden zij het in mindere mate. Dit kan teruggevoerd worden tot de verschillen in vervormingsgedrag voor de verschillende parameters. De verhoogde warmteproduktie bij toenemende vervormingssnelheden is niet voldoende om een temperatuurhomogenisatie te weeg te brengen. Dit effect is namelijk minder dan 10 graden Celcius.

De mechanische eigenschappen als functie van de extrusieparameters staan weergegeven in de figuren 36 en 37. Opvallend is allereerst dat ook hier het roergietmateriaal er niet beter uitkomt qua eigenschappen. Het tegenovergestelde lijkt eerder het geval te zijn, vooral wanneer naar de rekken gekeken wordt. Een verklaring hiervoor is dat een dendritisch netwerk met een fijne eutectische fase beter in staat is te rekken dan rozetvormige bestanddelen die in een vrij grove eutectische fase ingebed liggen. Bij roergietexperimenten wordt namelijk meer geconstateerd dat de eutectische fase grover is dan in het conventionele geval. Hoewel niet geheel bekend wordt als oorzaak hiervan het verhoogde materiaaltransport naar de zich in het eutecticum uitscheidende bestanddelen aangegeven. Vervolgens is daar de dalende curven voor de treksterkte en de rekgrens. Deze tendens wordt volledig teniet gedaan door een spanningsvrij gloeibehandeling toe te passen. Een verklaring hiervoor moet gezocht worden in de oplosbaarheid van silicium in de primaire aluminium kristallen. Door een gloeibehandeling op 300 graden gevolgd door afschrikken in water bevindt zich 0,09% silicium opgelost in het primaire aluminium. Voor de verschillende extrusietemperaturen geldt dat de produkten in lucht gekoeld worden waardoor de opgeloste hoeveelheid silicium in het aluminium bij de extrusietemperatuur tengevolge van uitscheiding door temperatuurdaling afneemt. Voor elke extrusietemperatuur gevolg door luchtkoeling zal daarom een evenwichtsconcentratie opgelost silicium bereikt worden. Bij 100 graden bedraagt deze concentratie ongeveer 0,03%. Daar elk extrusieprodukt een luchtkoeling ondergaat zullen die produkten op grond van oplossingsharding nagenoeg dezelfde sterkte vertonen. De gevonden daling van de curve moet dan ook toegeschreven worden aan versteviging, welke voor de lagere extrusietemperaturen meer dislocaties in het materiaal brengt en daarmee de materialen die bij lage temperatuur geextrudeerd zijn een hogere sterkte geven. De theorie van de oplossingsharding die weergeeft dat de schuifspanning evenredig is met de opgeloste hoeveelheid tot de tweederde macht verklaart de toename in sterkte voor de hogere extrusietemperaturen wanneer bij 300 graden gegloeid wordt. Bij deze temperatuur verdwijnt de versteviging en wordt een eenheidssterkte gevonden die hoort bij een materiaal waarin 0,09% silicium opgelost is in het primaire aluminium. In verband met de spreiding en onnauwkeurigheden in de rekbepaling is het niet zinvol om hier tendenzen aan te geven wat betreft de temperatuurafhankelijkheid.

De in figuur 37 geschetste afhankelijkheden van de mechanische eigenschappen van roergietmateriaal van de vervormingssnelheid zijn uiterst gering. Mochten dit echte tendenzen zijn dan zijn ze terug te voeren naar meetonnauwkeurigheden en misschien naar de temperatuureffecten die optreden bij de verschillende vervormingssnelheden, of structuurverschillen die ontstaan zijn tengevolge van het verschil in vervormingsgedrag

6.5 CONCLUSIES.

Geconcludeerd kan worden dat de gietlegering AlSi8 betrekkelijk eenvoudig geextrudeerd kan worden. Om aan te geven dat er gebruik gemaakt is van gangbare extrusieomstandigheden is voor een aantal materialen de extrusiekracht tegen de extrusietemperatuur uitgezet in figuur 38. Opgemerkt dient hierbij wel te worden dat vanwege de verschillende invloeden van extrusieverhouding en vervormingssnelheden de resultaten in deze figuur niet geheel vergelijkbaar zijn. Het extrusieprodukt is goed van kwaliteit te noemen, daar er sprake is van een glad oppervlak en goede microstructuren. De mechanische eigenschappen van het extrusieprodukt liggen in hetzelfde bereik van hetgeen met de gietlegering zonder extrusie bereikt wordt (treksterkten tussen de 100 en 200 MPa), hoewel de gevonden rekken ruim een faktor 2 hoger liggen voor het extrusiegeval. Deze voor een gietlegering goede extrudeerbaarheid is echter niet het gevolg van de structuurmodificatie door middel van roeren. Onder de beproefde omstandigheden wordt geen voordeel van een roergietstructuur boven de conventionele dendritische structuur gevonden. De mogelijkheid dat de structuurmodificatie wel voordeel op gaat leveren bij verhoogde extrusietemperaturen of vervormingssnelheden is niet onderzocht. Dit gegeven vormt een gebied van verder onderzoek zoals in het afsluitende hoofdstuk aangegeven zal worden.

7. CONCLUSIES.

=====

Per hoofdstuk zullen achtereenvolgens de conclusies vermeld worden, terwijl aan het eind een aantal richtingen voor verder onderzoek aangegeven zullen worden.

Conclusies met betrekking tot de modelverificatie:

1. Hoewel het model veel rekentijd vergt, simuleert het de warmtehuishouding binnen het continue gietproces zeer accuraat.

2. Bepalend voor een met het model berekend temperatuurverloop is de fractie van de warmteafvoer in de vloeibare smelt fase welke door convectie wordt veroorzaakt. Deze fractie ligt in de orde grootte van enkele tientallen procenten. Een afschatting van dit percentage kan momenteel alleen via een temperatuurmeting tijdens een gieting gedaan worden.

Conclusies met betrekking tot de modellering van het inverse segregatie effect:

3. Met het ontwikkelde model blijkt het mogelijk de vorming van de concentratiegradient en de structuur van de randzone redelijk te voorspellen.

4. Inversesegregatie is met de huidige afkoelomstandigheden niet te voorkomen. Dit kan wel door de discontinuïteit uit de afkoeling te halen door bijvoorbeeld te werken met elektromagnetische kokilles.

De roergietexperimenten:

5. Om tot een reproduceerbare roergietstructuur in de gehele billet te komen moet er geroerd worden met een roerdergeometrie welke een deeltjesstroming langs het gehele stolfront teweeg brengt. Roerdergeometrie 3 uit figuur 26 voldoet aan deze eis.

6. Modellering van het roerproces en opschaling naar het gietsysteem blijkt een afdoende methode om tot volledige roergietstructuren te komen.

7. De maximaal toepasbare roersnelheid levert de meest homogene structuren op. Deze maximale snelheid wordt bepaald door de vorming van een kolk aan het bodoppervlak, welke niet gewenst is.

8. De randschaalvorming wordt door het roeren nauwelijks beïnvloed, zodat het verschijnsel inverse segregatie met de gebruikte opstelling ook in het roergietgeval waargenomen wordt.

Extrusie en mechanische eigenschappen:

9. Roergietmateriaal is in het temperatuurgebied van 250-400 graden niet beter te extruderen dan conventioneel materiaal.

10. Mechanische eigenschappen van het roergegoten extrusiemateriaal zijn niet beter dan de conventionele materialen.

Binnen dit verslag zijn al enkele punten aangegeven die vatbaar zijn voor een vervolg onderzoek. De simulatie van de deeltjesstroming geeft aan dat in principe ook composiet materialen met de continue gietinstallatie te vervaardigen zijn. Naast de dendrietdeeltjes kunnen vreemde deeltjes als bijvoorbeeld siliciumcarbiden in de deeltjesstroom opgenomen worden waardoor een homogene verdeling van de deeltjes over de gietstukdiameter kan plaatsvinden.

Een tweede punt van verder onderzoek ligt op het gebied van de temperatuurverhoging voor de vervormingstechnieken. Hierbij wordt gedacht aan temperaturen boven de solidus of eutectische temperatuur. Verstandig hierbij lijkt het te zijn om over te gaan op andere legeringssystemen omdat AlSi8 bij de eutectische temperatuur gelijk een fractie 0,6 aan vloeistof produceert. Verlaging van het siliciumgehalte voldoet aan dit gegeven. Verder verdient het aanbeveling een legeringssysteem te kiezen met een wat lagere eutectische temperatuur, omdat de maximale werkt temperatuur van de extrusie-opstelling de 500 graden niet te boven gaat. Of men zou een andere vormgevingstechniek kunnen ontwikkelen, waarbij het instellen van wat hogere temperaturen geen problemen geeft, en waarbij de rozetstructuren hun voordeel kunnen tonen. Gedacht wordt aan een soort smeed/giet vormgevingstechniek.

Het grote belang van de hot-top-geometrie op de oppervlakesegregatie bij het continu gieten kan nog verder uitgewerkt worden. Hierbij kan het effect van de overhang, variërend tussen 0 en enkele tientallen millimeters op de afmetingen en periodiciteit van de gesegregeerde laag nagegaan worden. Met behulp van deze gegevens kan misschien gekomen worden tot een hot-top-geometrie waarmee het effect van de oppervlakesegregatie tot een minimum beperkt kan worden zonder over te schakelen op een geheel andere kokillevorm.

LITERATUURLIJST:

=====

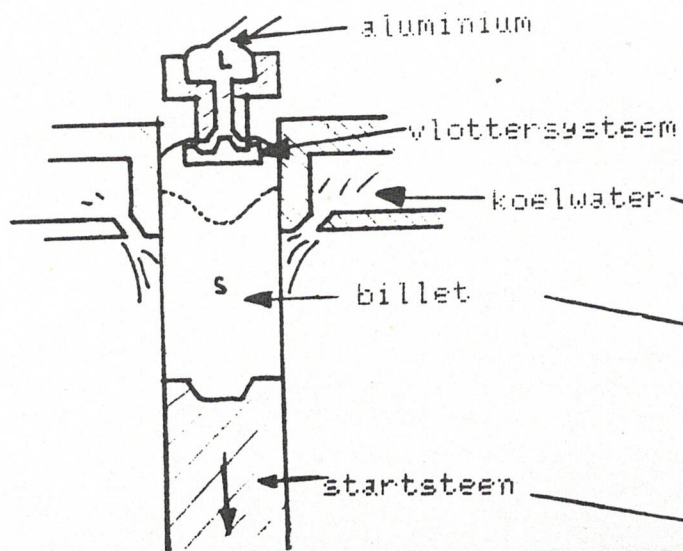
1. C.P. Jongenburger - Een mathematisch model voor het kontinu gietproces en de produktie van roergietmateriaal - Afstudeerverslag tussenafdeling der metaalkunde TH Delft, januari 1985
2. A.W. Lemmon - Conf.Proc.Light Metals AIME 1980 , 817 - Nevada febr. 24-28, 1980
3. E.K. Jensen - Conf.Proc.Light Metals AIME 1980 , 631 - Nevada febr. 24-28, 1980
4. J.J. Gautier, Y. Morillon en J. Dumont-Fillon - Mathematical models in metallurgical process development - Conf.Proc.Feb.1969, London; The Iron and Steel Institute.
5. H. Vosskuhler - Z. Metallkunde 1965, vol 56 - pag. 719-730
6. J.S. Kirkaldy en W.V. Youdelis - Trans.TMS-AIME 1958, vol 212 - pag. 833-840
7. H. Kato en J.R. Cahoon - Met.Trans.A 1985, vol 16a - pag. 579-587
8. H. Woithe en S. Engler - Metall, 37 Jahrgang, Heft 4, 1983 - pag. 332-339
9. K. Buxmann - Metall, 31 Jahrgang, Heft 2, 1977 - pag. 163-170
10. H. Woithe - Einfluß einiger Gieß parameter auf die Oberflächenseigerung bei Aluminium Strangguß - Dissertation Bonn, 1983.
11. R. Bachowski en R.E. Spear - Conf.Proc.Light Metals AIME 1975 , 111 vol.2 - New York 1975.

12. U. Feurer - Quality control of engineering alloys and the role of metals science - Proceedings van het internationale symposium Delft 1977 pag. 131-145.

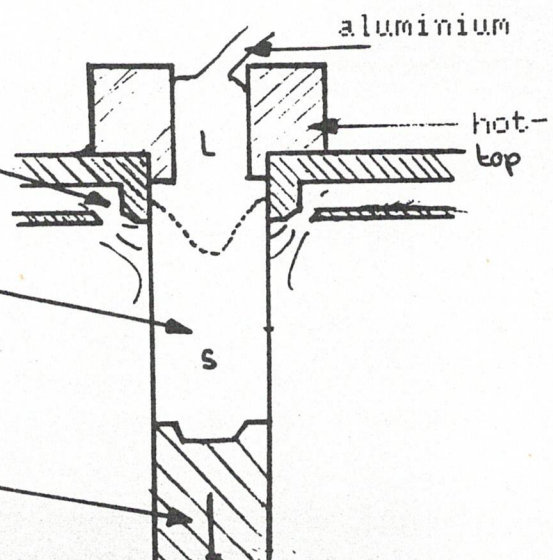
13. V. Voller en M. Cross - Int.J.Heat Mass Transfer 1980, vol 24 - pag. 545.

14. C.J. Hoogendoorn - Fysische Transportverschijnselen II - DUM 1974 Delft.

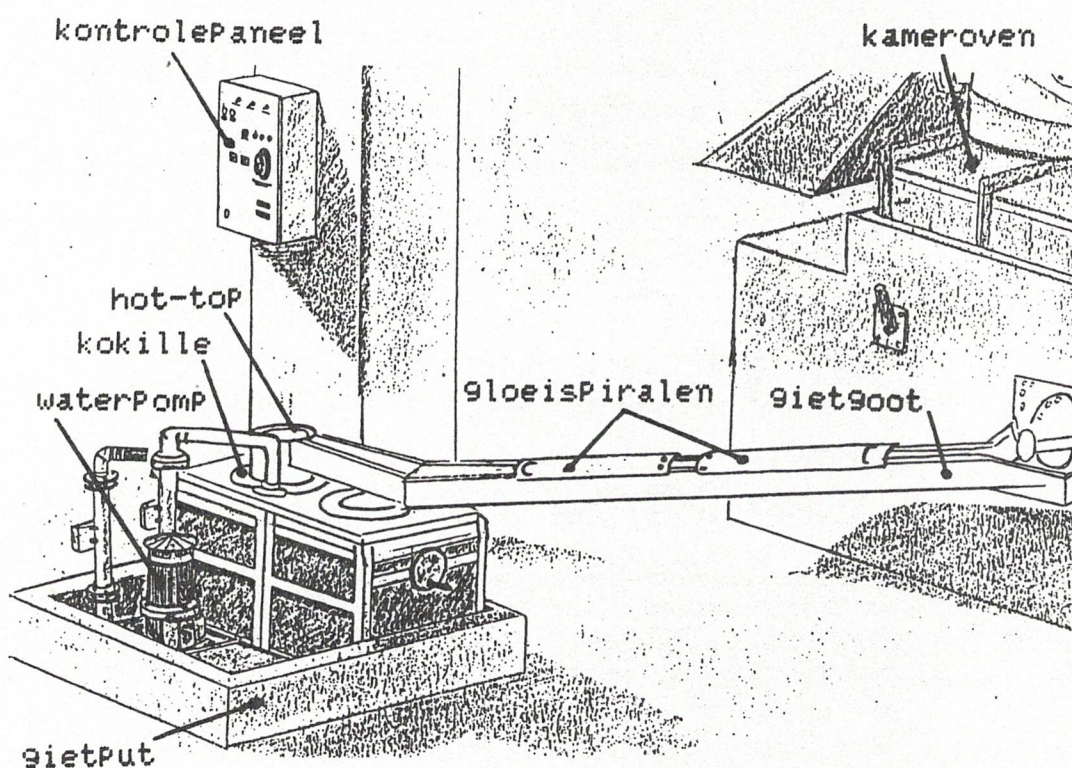
FIGUREN EN TABELLEN



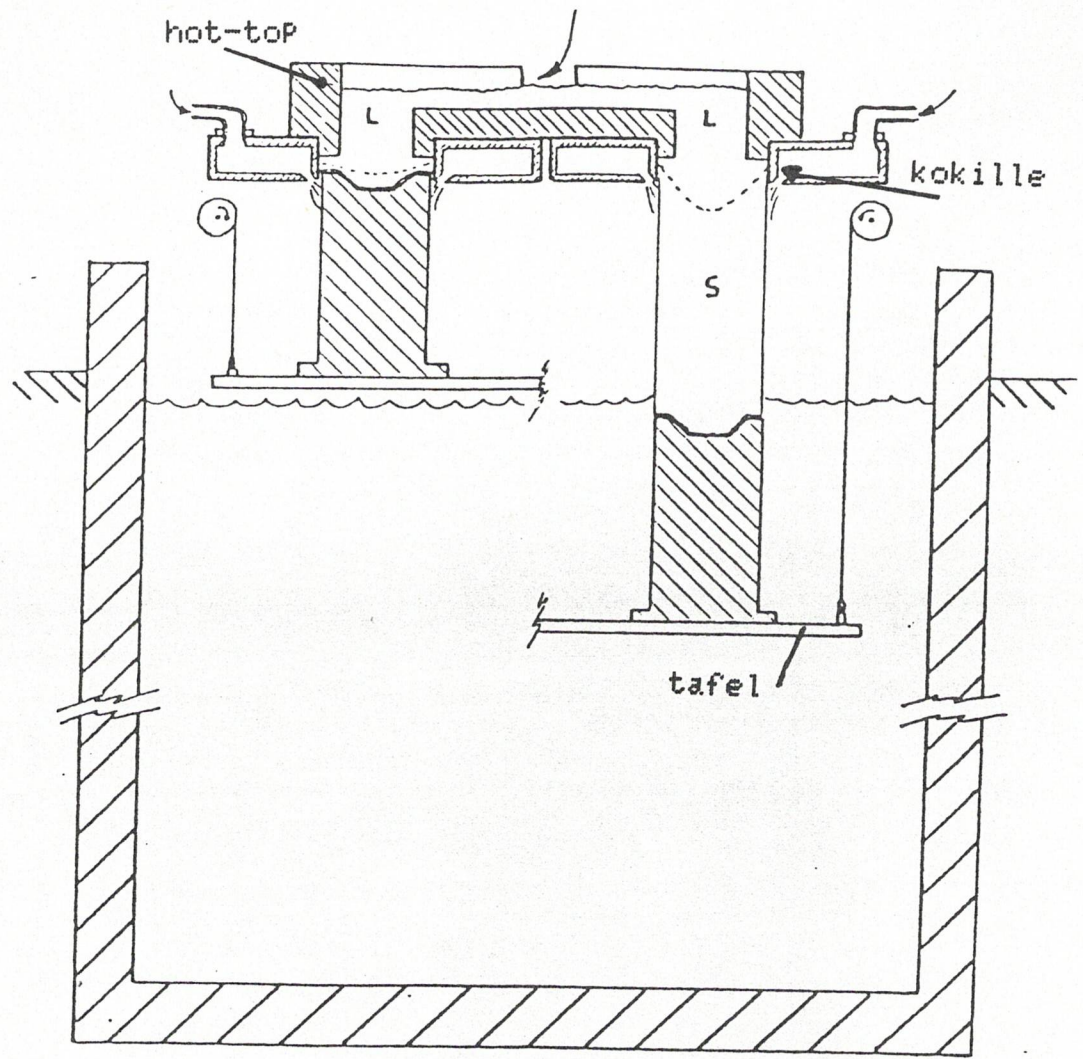
Figuur 1: Een verticale DC-caster met vlotter systeem.



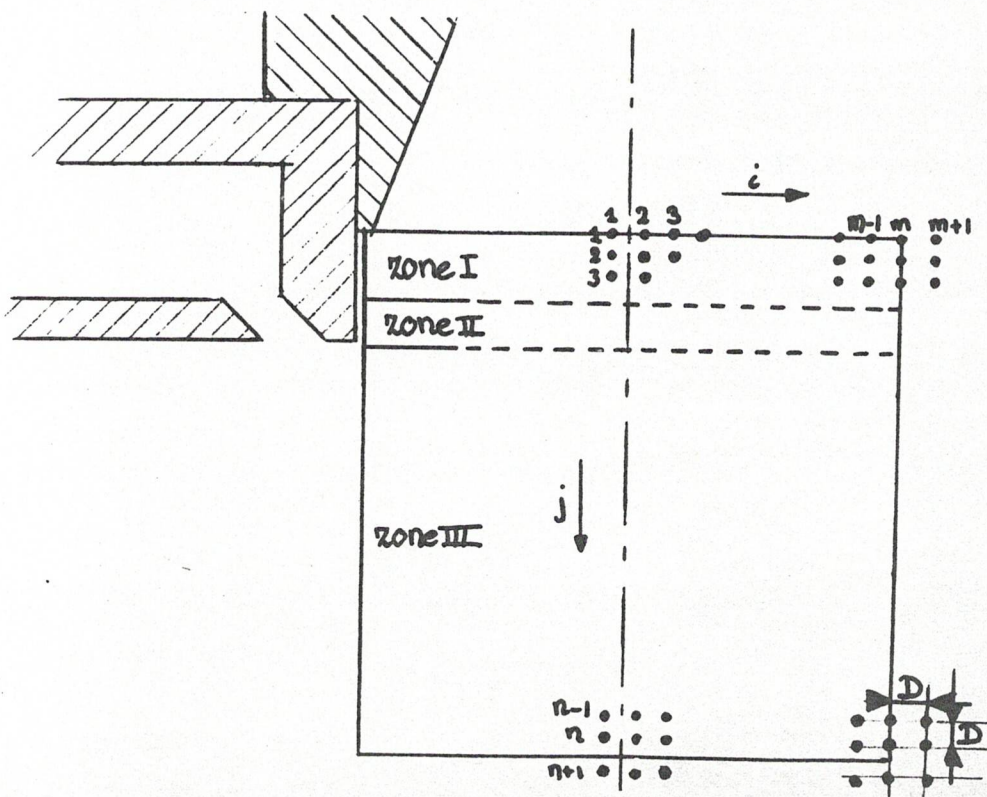
Figuur 2: Een verticale DC-caster met hot-top.



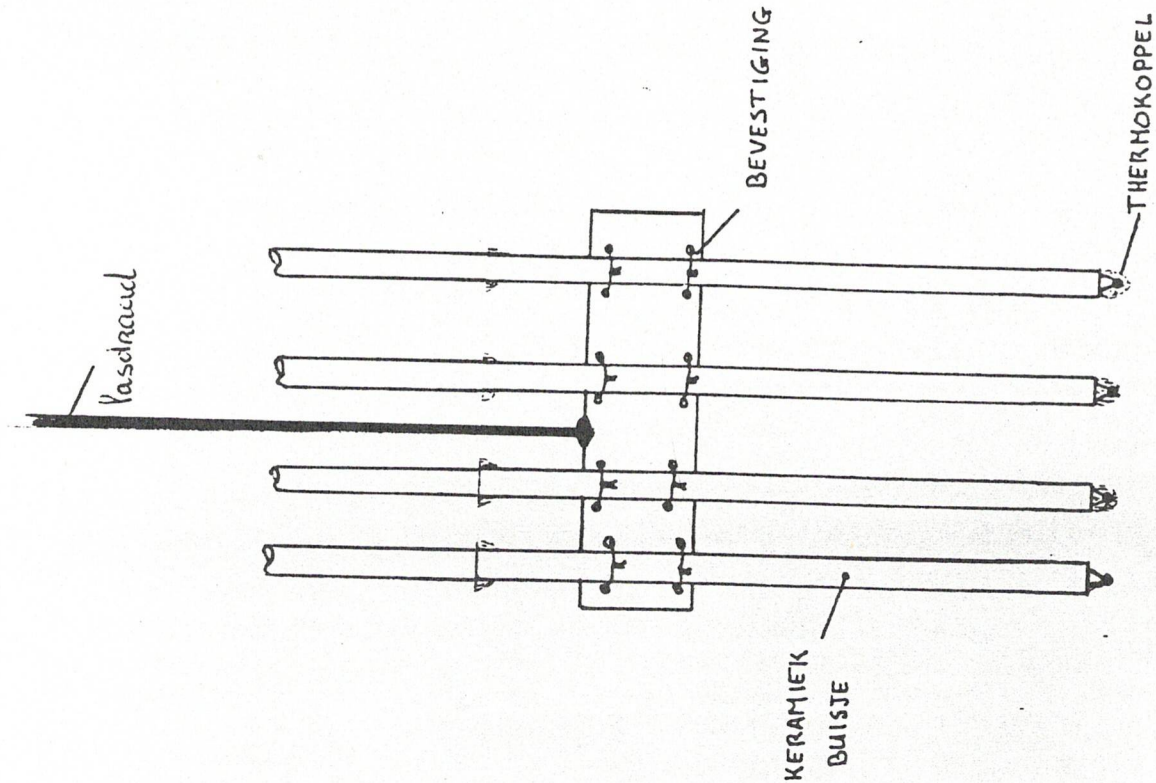
Figuur 3: De continue gietinstallatie.



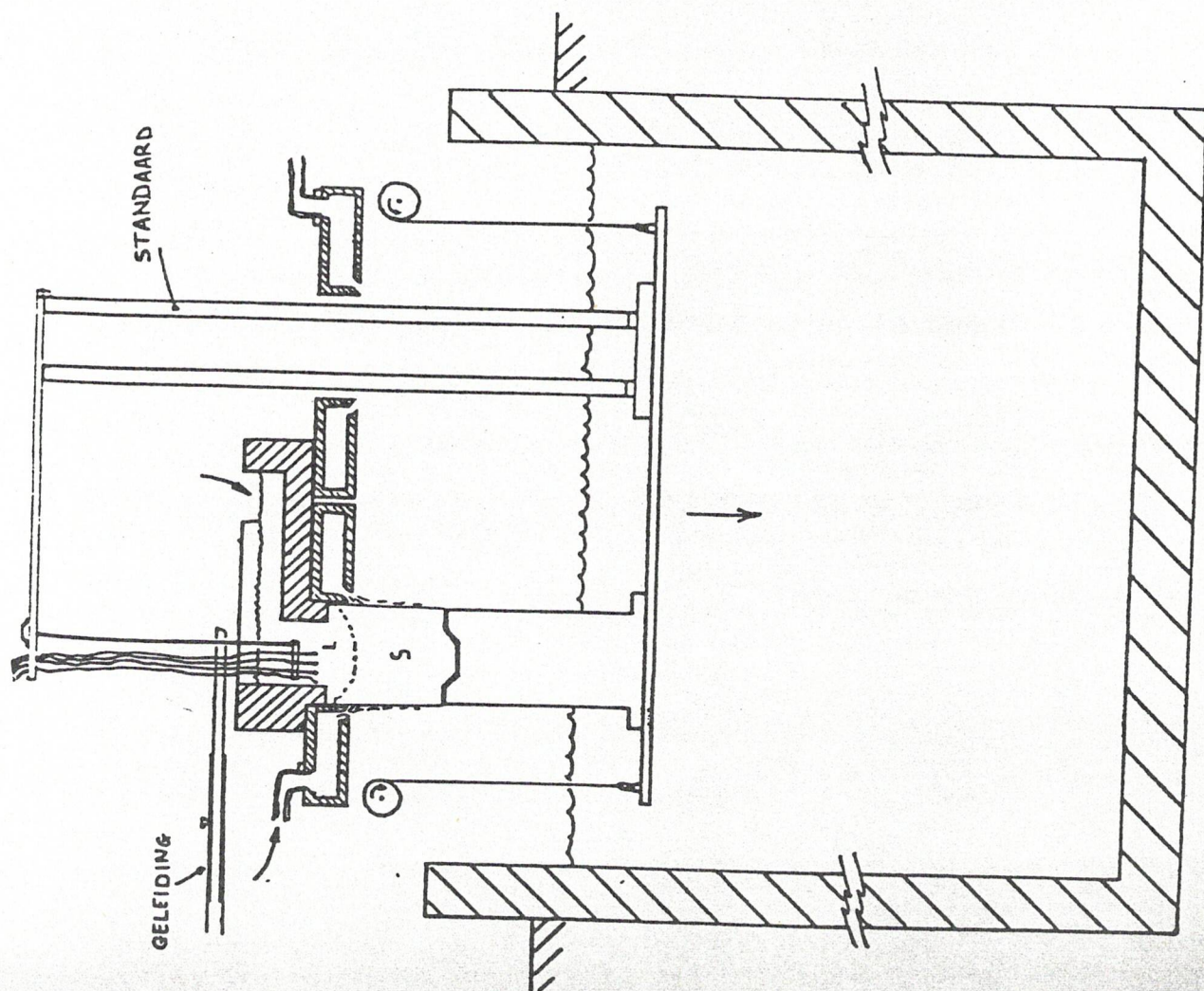
Figuur 4. Schematische dwarsdoorsnede van de continue gietinstallatie
 -links: de start
 -rechts: de stationaire toestand



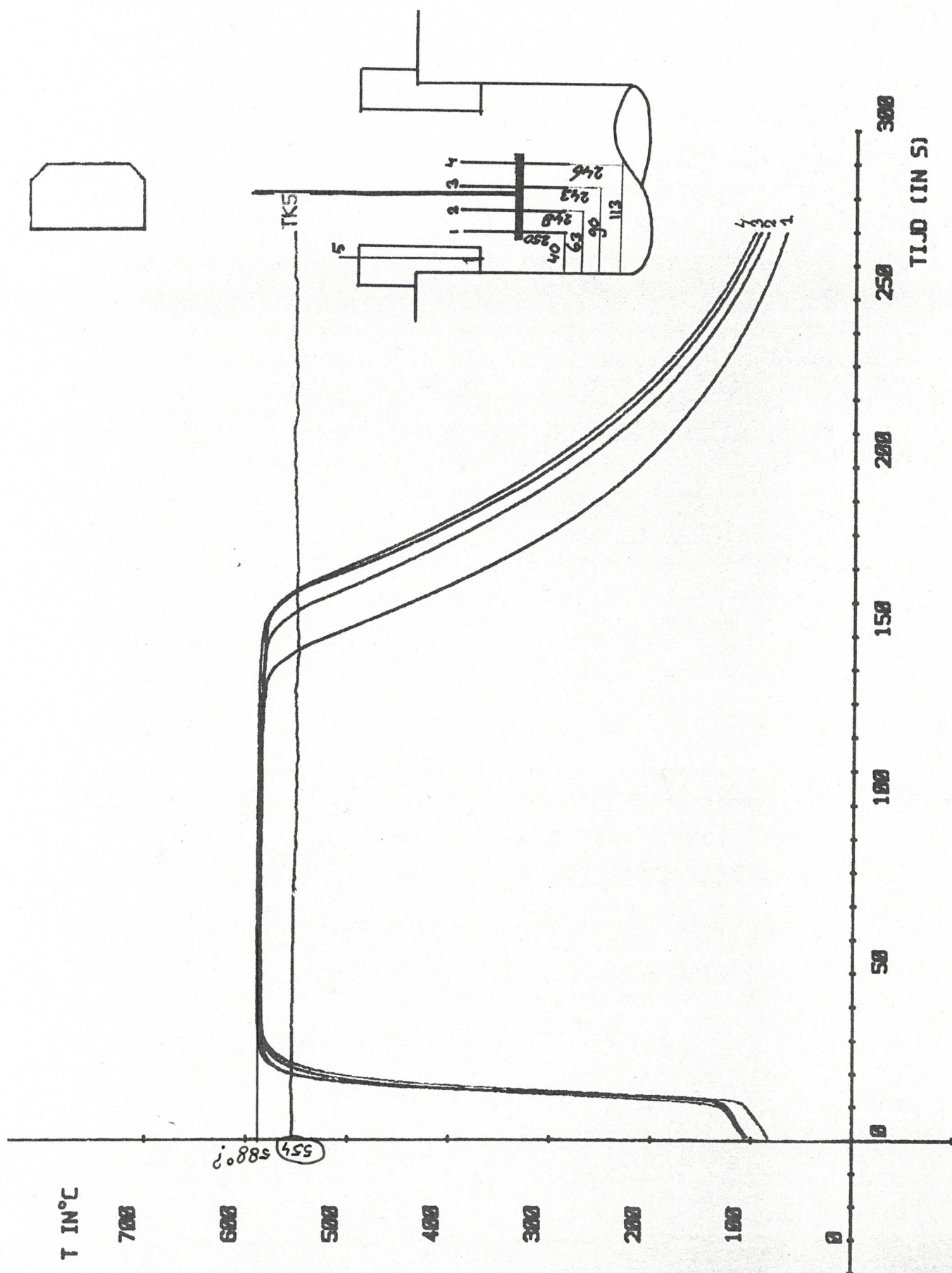
Figuur 5: Het differentierooster.



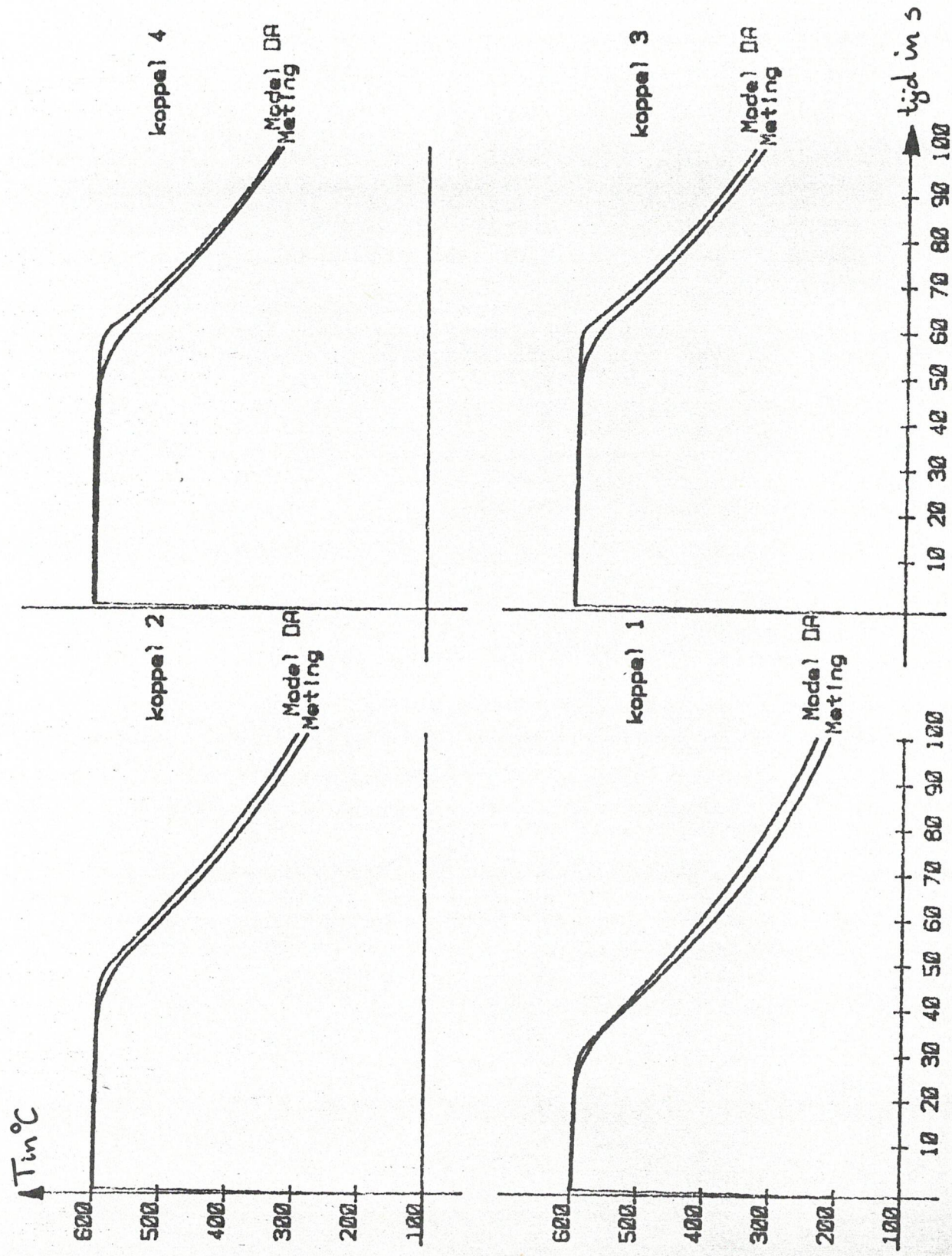
Figuur 7: De thermokoppels.



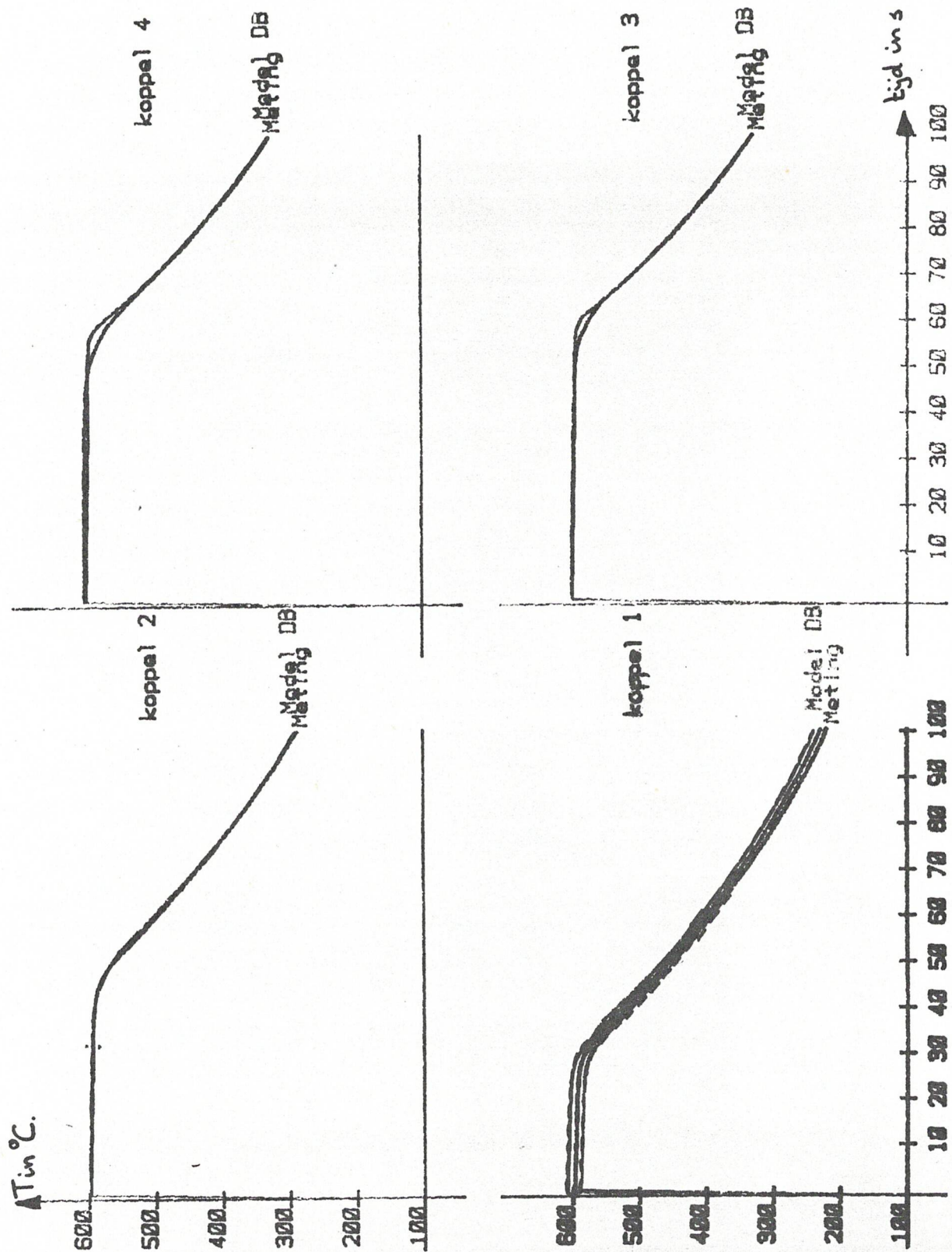
Figuur 6: Meetopstelling voor de temperatuurbepaling.



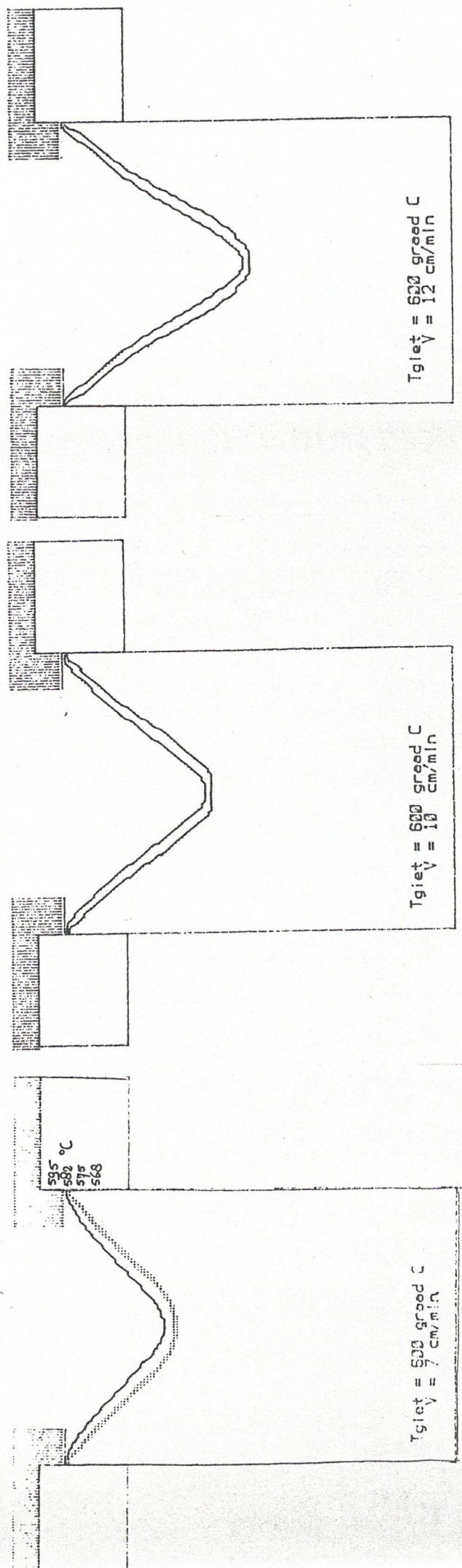
Figuur 8: Afkoelkrommen van de vier thermokoppels en hun plaats in de billet.



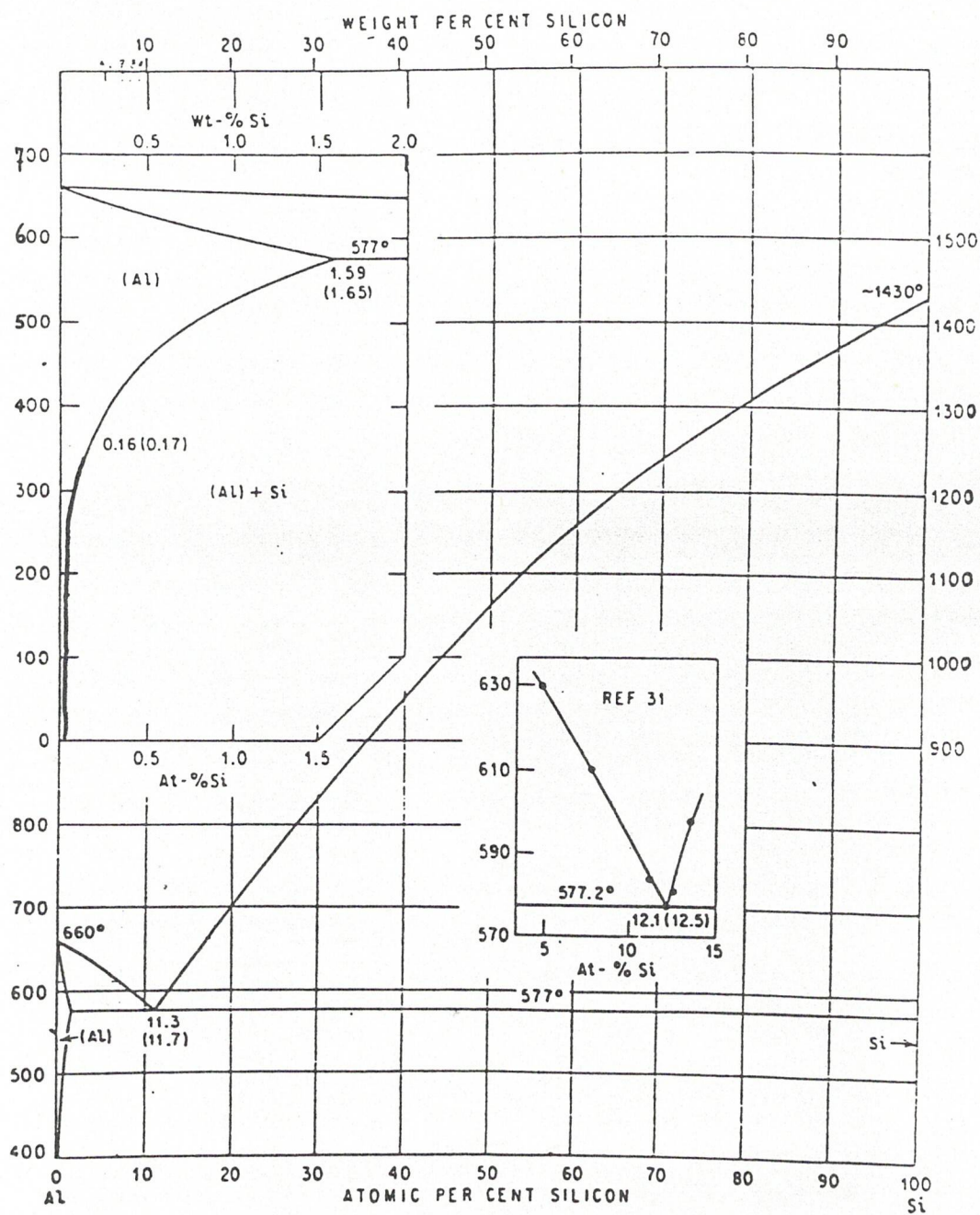
Figuur 9a: De vier berekende (volgens proef a uit tabel 1) en gemeten afkoelkrommen.



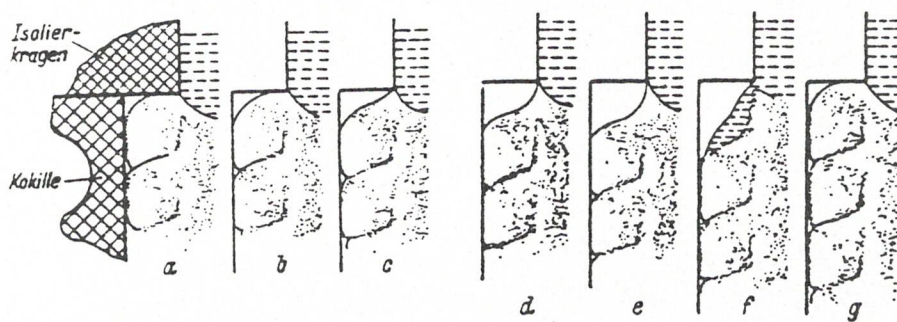
Figuur 9b: De vier berekende (volgens proef b uit tabel 1)



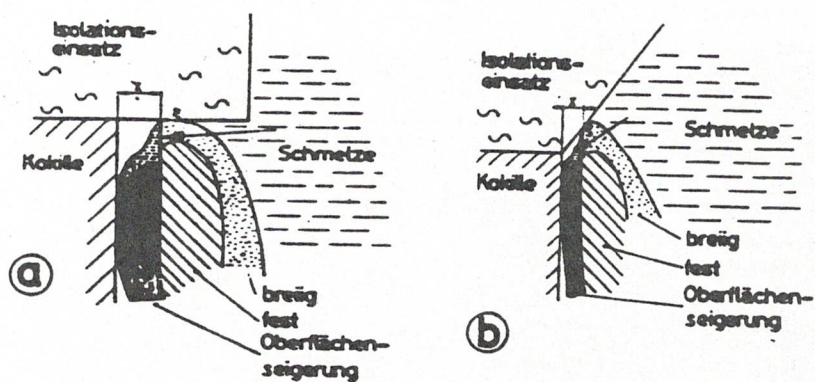
Figuur 10: Liquidus- en solidusisothermen voor een drietal zaksnelheden en een tweetal giettemperaturen berekent met het simulatiemodel.



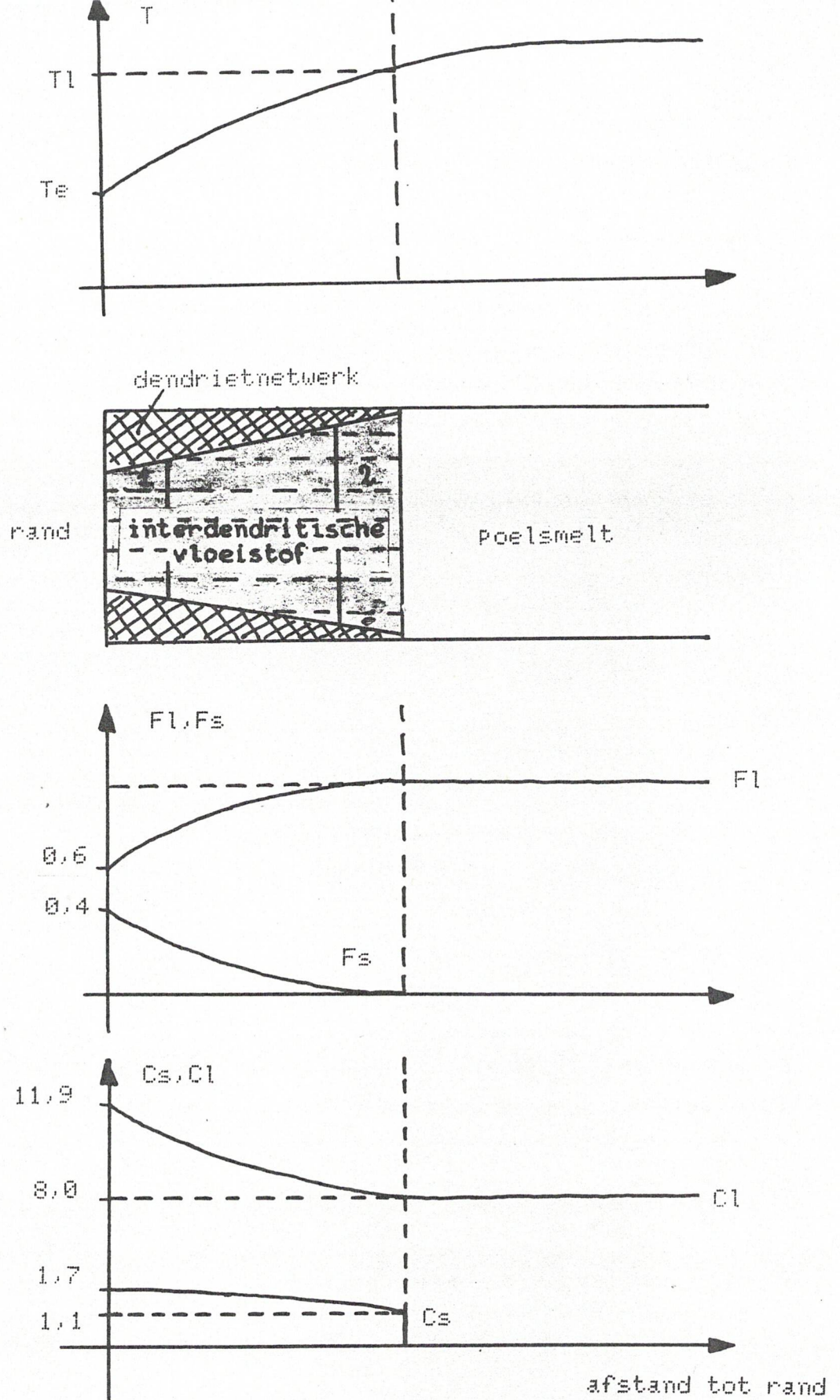
Figuur 11: Het Aluminium-Silicium toestandsdiagram.



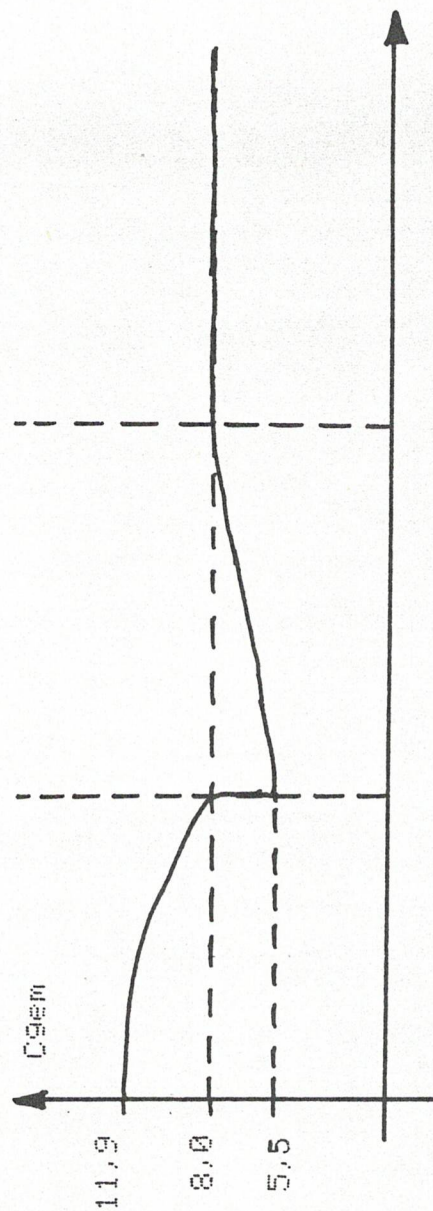
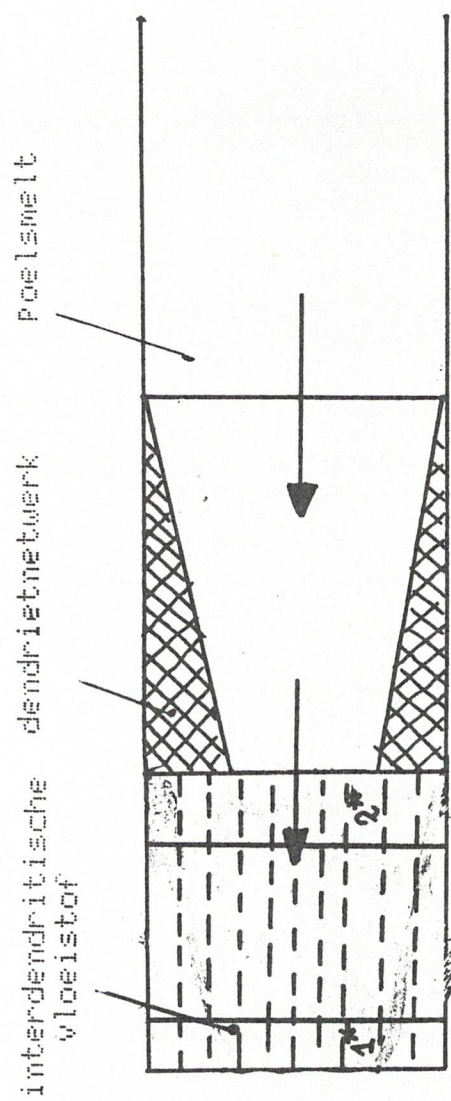
Figuur 12: Het discontinue stollingsverloop onder de hot-top-overhang.



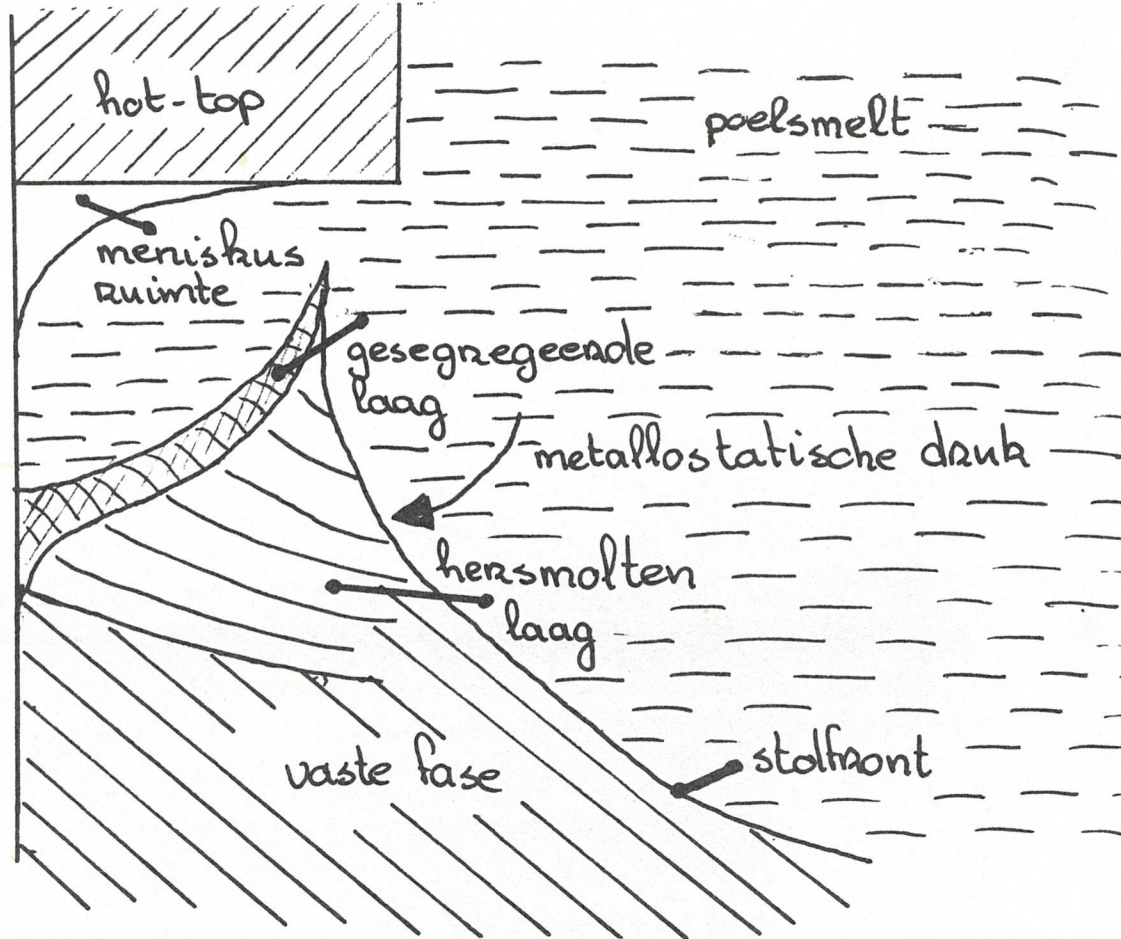
Figuur 13: De invloed van de hot-top-overhang op de oppervlakte-segregatie.



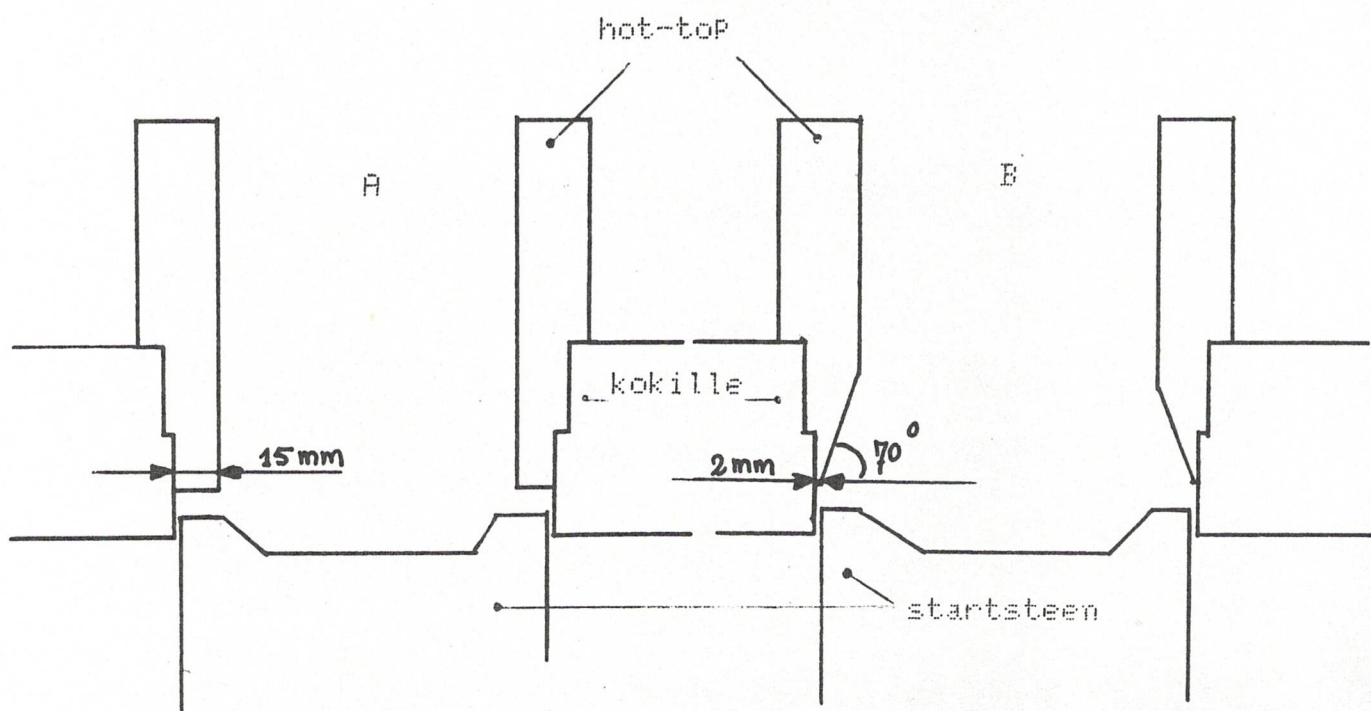
Figuur 14a: Schematische weergave van het verrijkingsmodel.
De situatie voor het "doorspoelen".



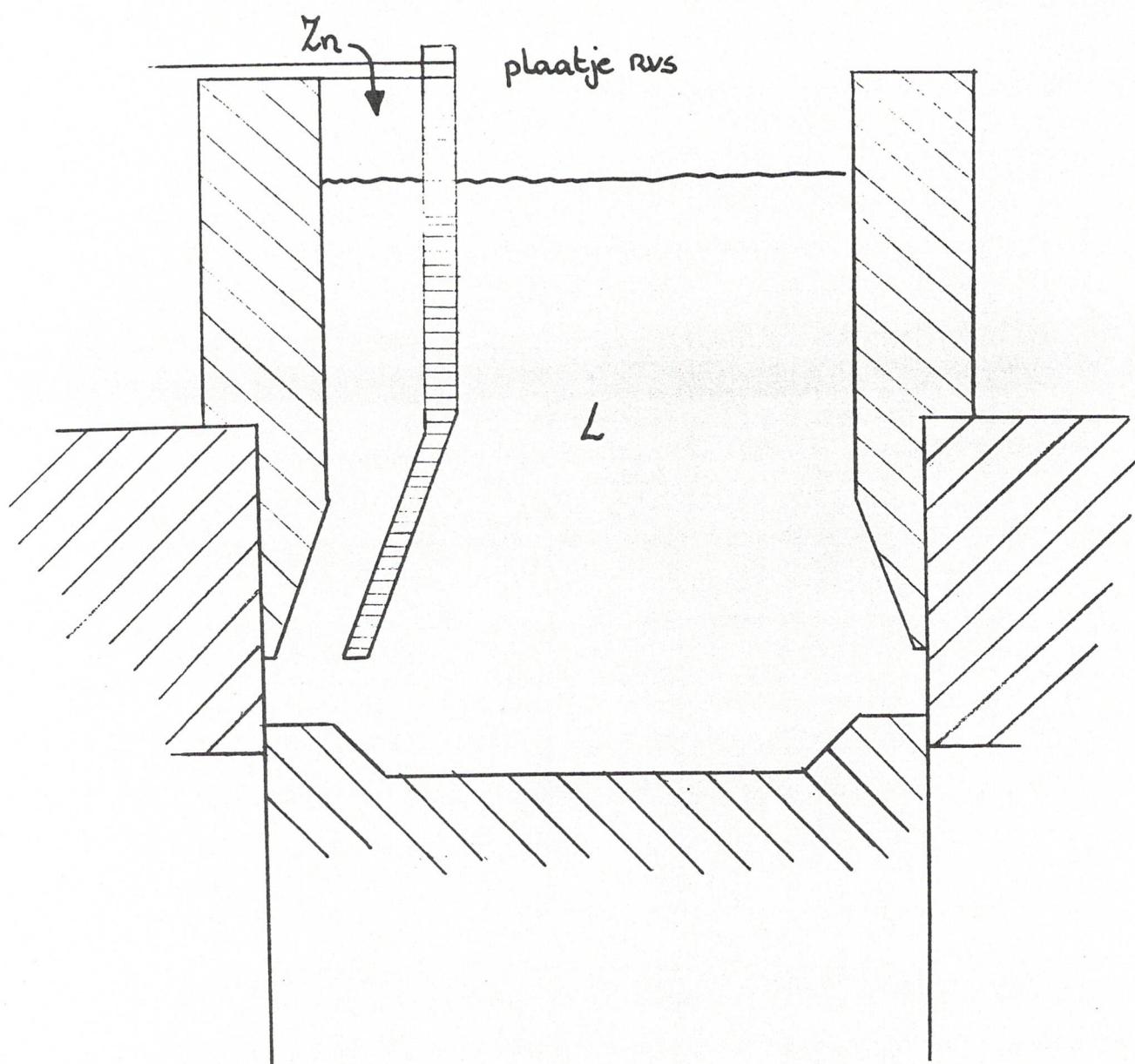
Figuur 14b: Schematische weergave van het verrijdingsmodel.
De situatie na het "doorspoelen".



Figuur 15: Het segregatiemodel onder de hot-top-overhang.



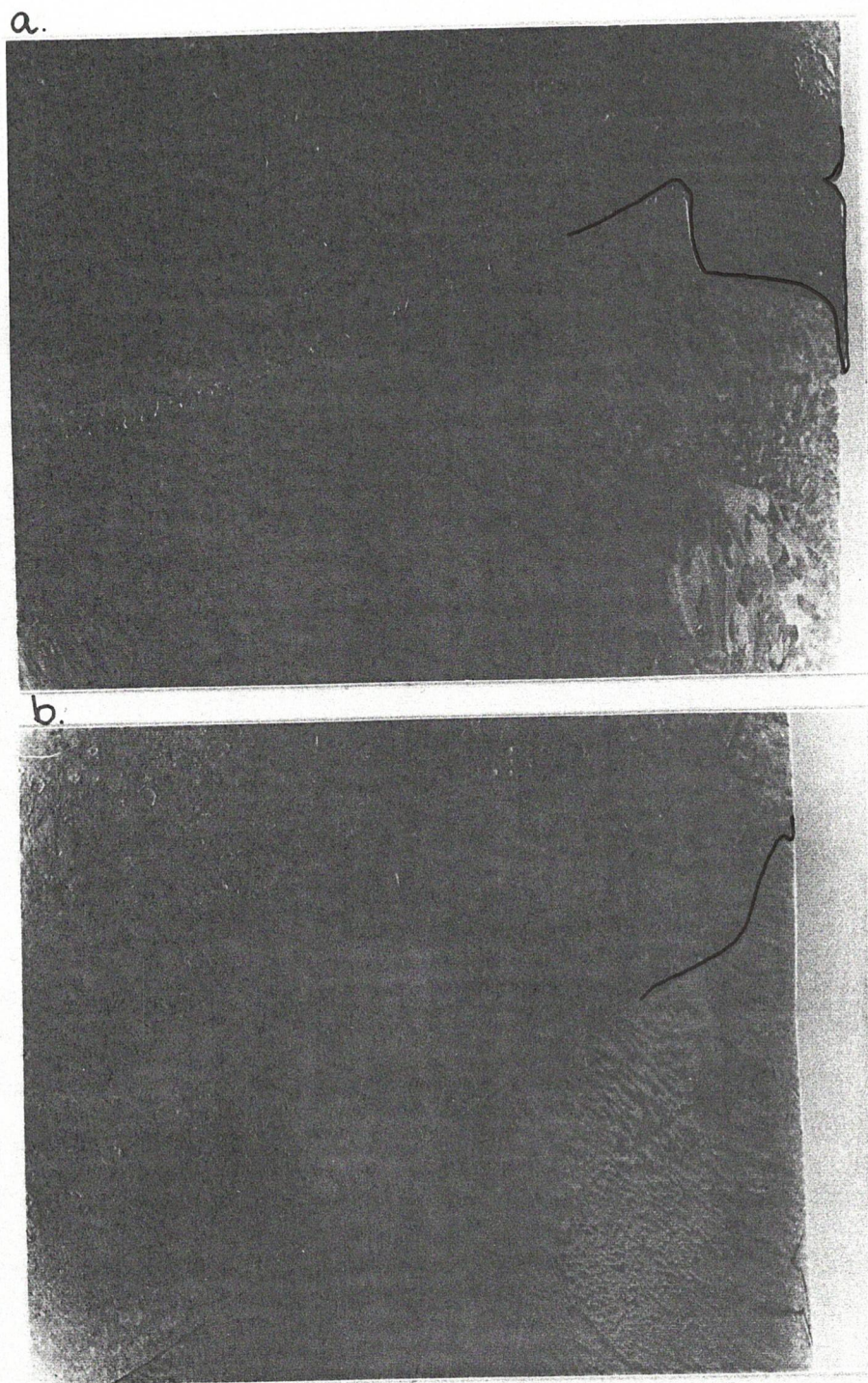
Figuur 16: Hermodellering van de hot-top.
a) "oude" situatie
b) afgevlakte hot-top.



Figuur 17: Schematische weergave van de zink toevoeging.

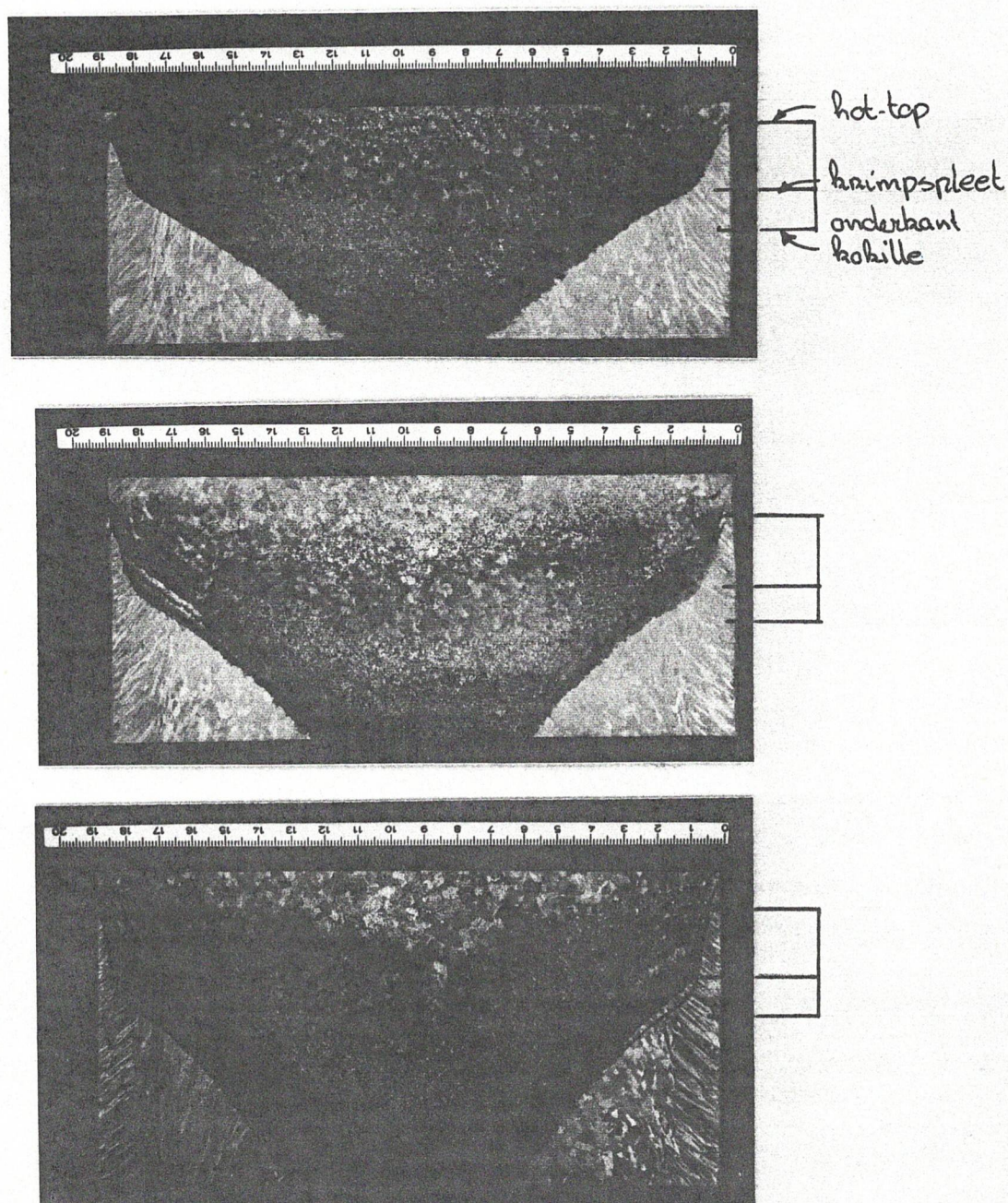
V=1X

- a) gieting 1; zaksnelheid 8 cm/min
b) gieting 3; zaksnelheid 10 cm/min



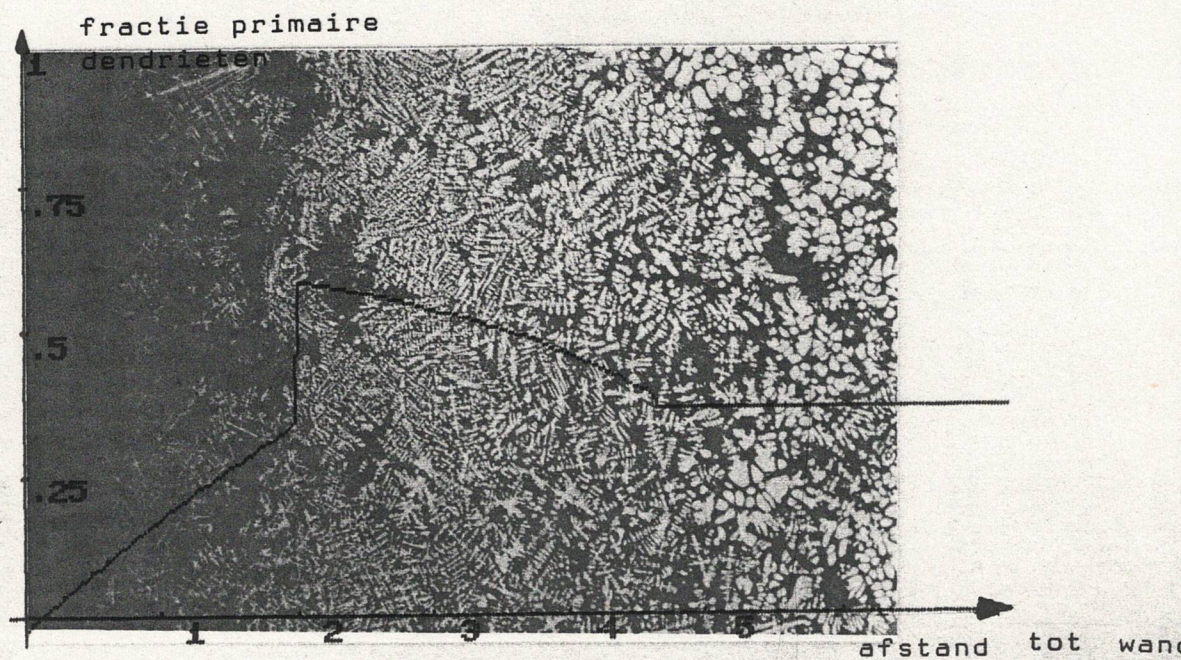
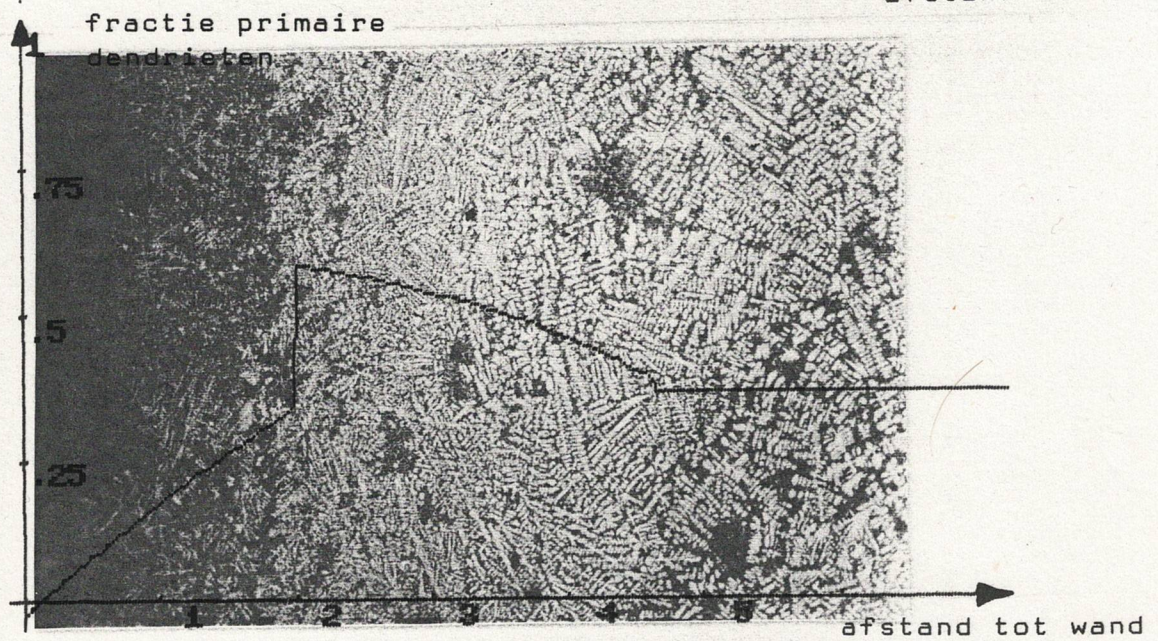
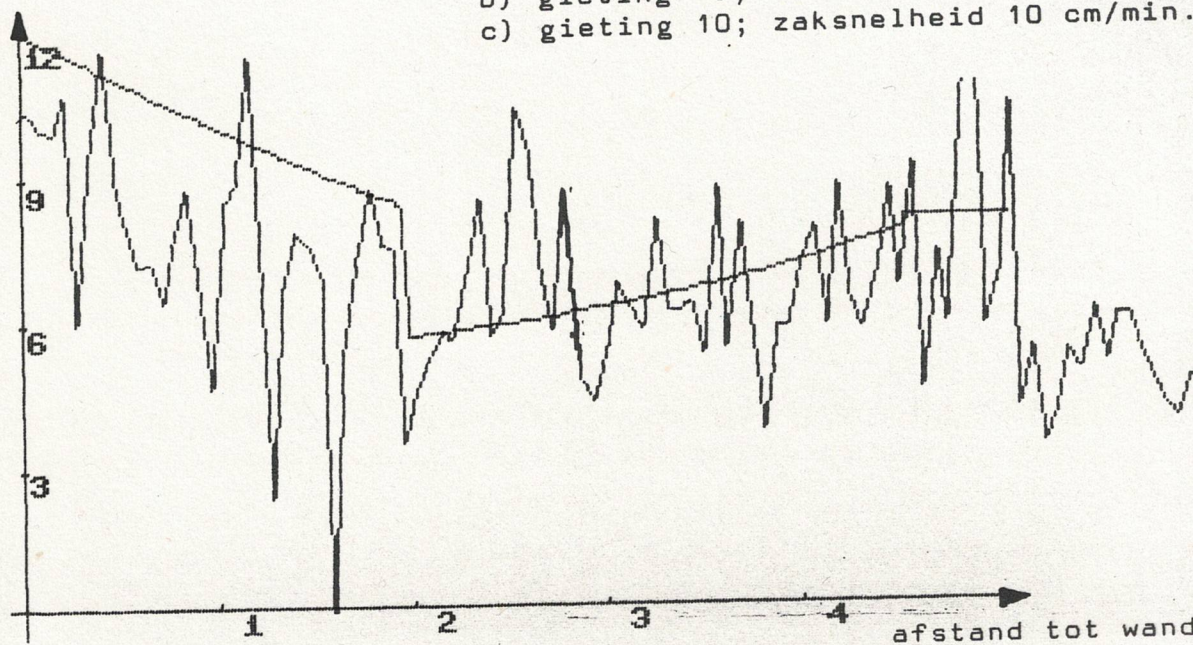
Figuur 18: De invloed van de hot-top-overhang op de vorming van een randzone.

- a) 15 mm niet afgevlakte hot-top
b) 2 mm afgevlakte hot-top.

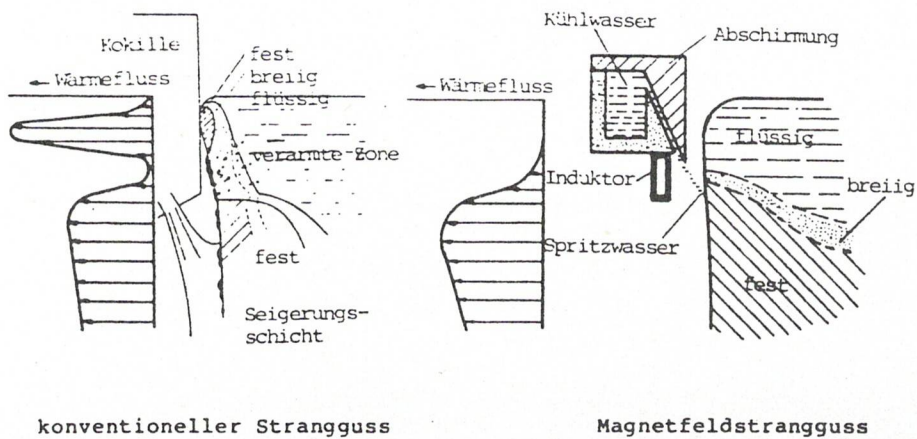


Figuur 19: De invloed van de zaksnelheid op de vorming van de randzone
a) zaksnelheid 8 cm/min
b) zaksnelheid 10 cm/min
c) zaksnelheid 12 cm/min.

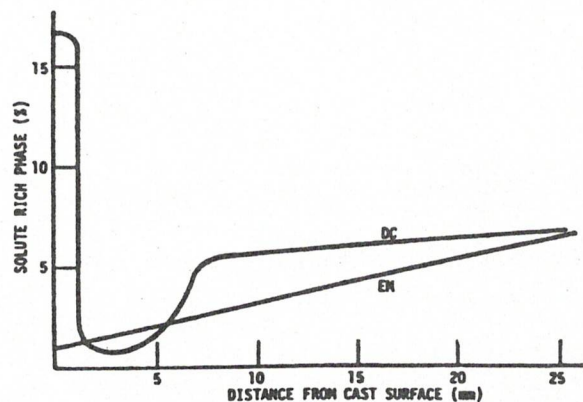
b) gietsing 9; zaksnelheid 10 cm/min
c) gietsing 10; zaksnelheid 10 cm/min.



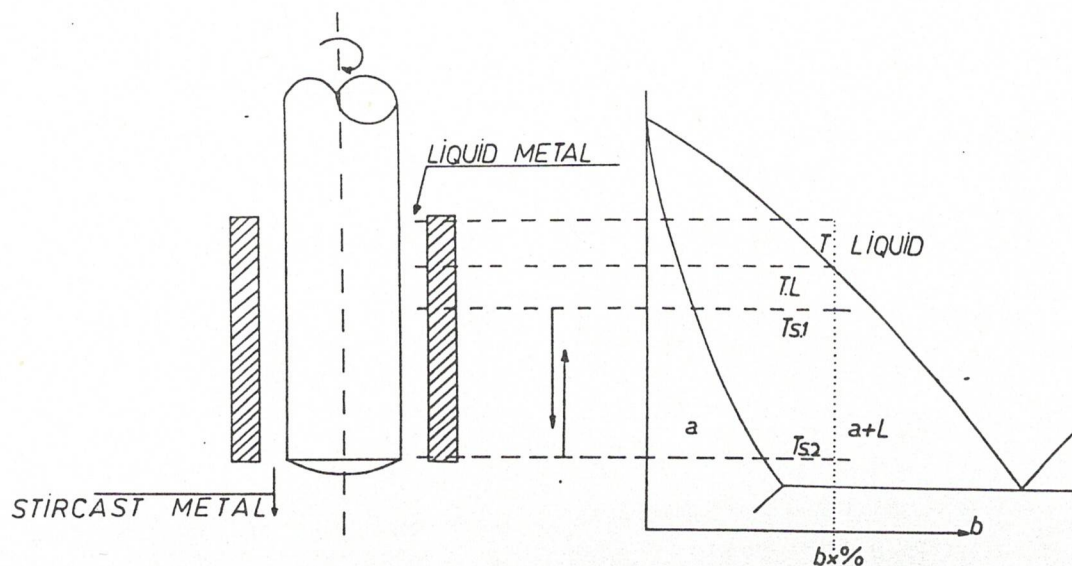
Figuur 20: Weergave van het verrijking- en doorspoelmodel en
a) microprobe analyse
b) conventionele randstructuur
c) roergegoten randstructuur.



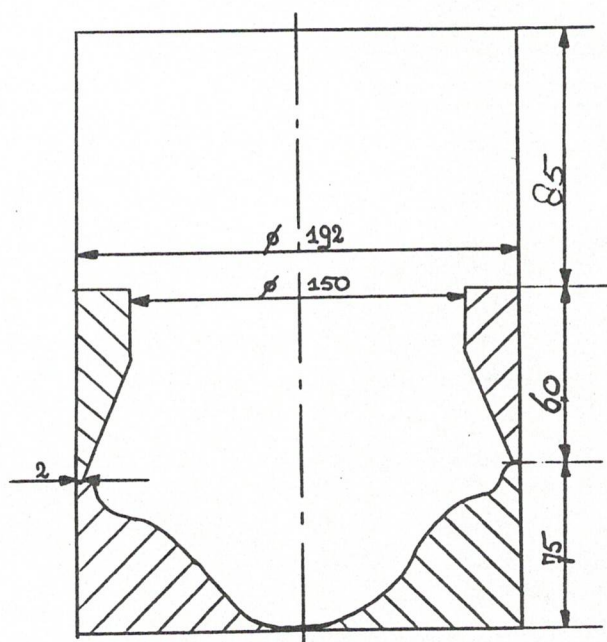
Figuur 21: Vergelijk invloed warmtestroom op rand-schaalvorming voor de conventionele kokille en de elektromagnetische kokille.



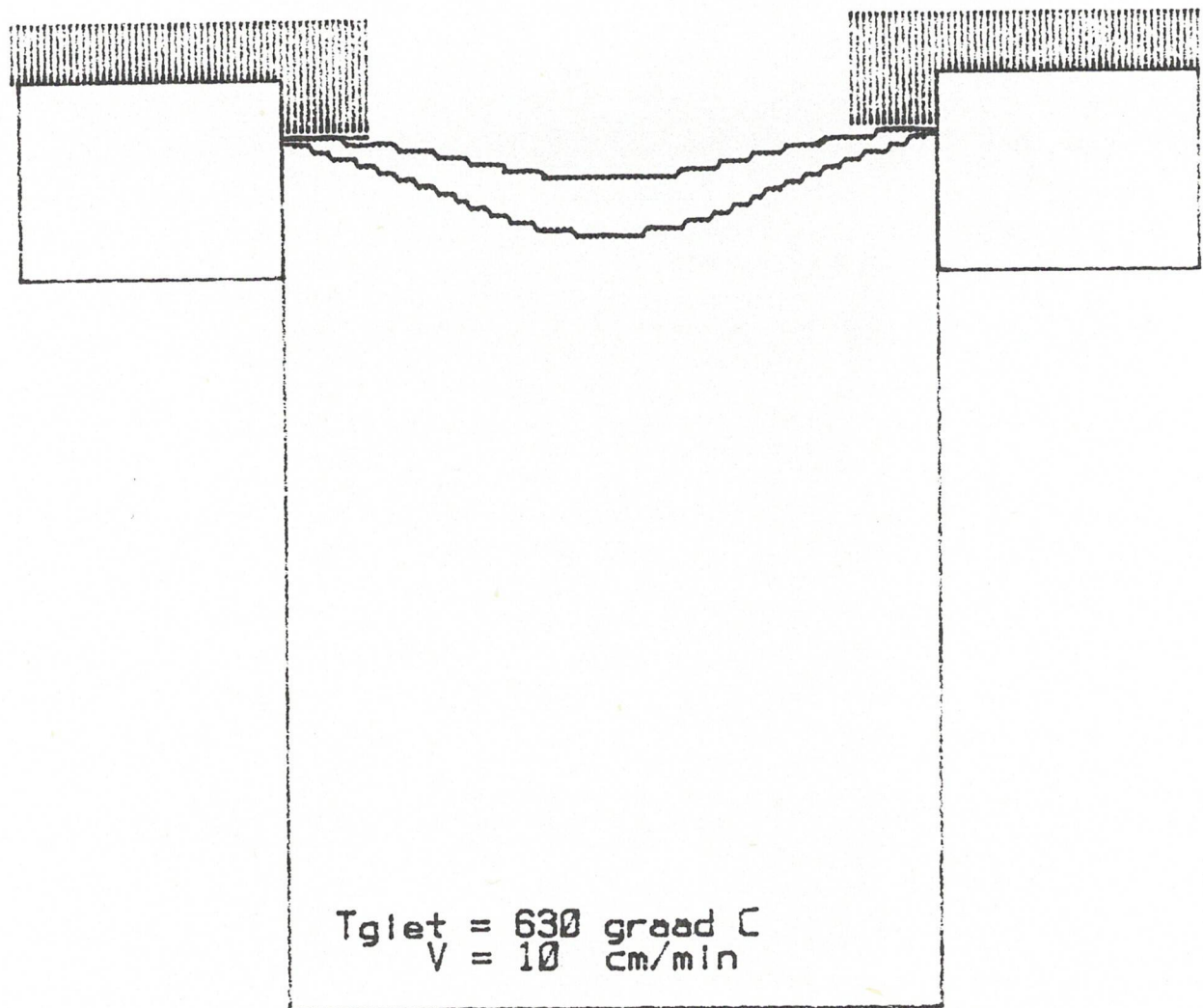
Figuur 22: Vergelijk inversesegregatie patronen voor EM- en DC-gieten.
 EM = elektromagnetische kokille
 DC = de conventionele direct chill kokille.



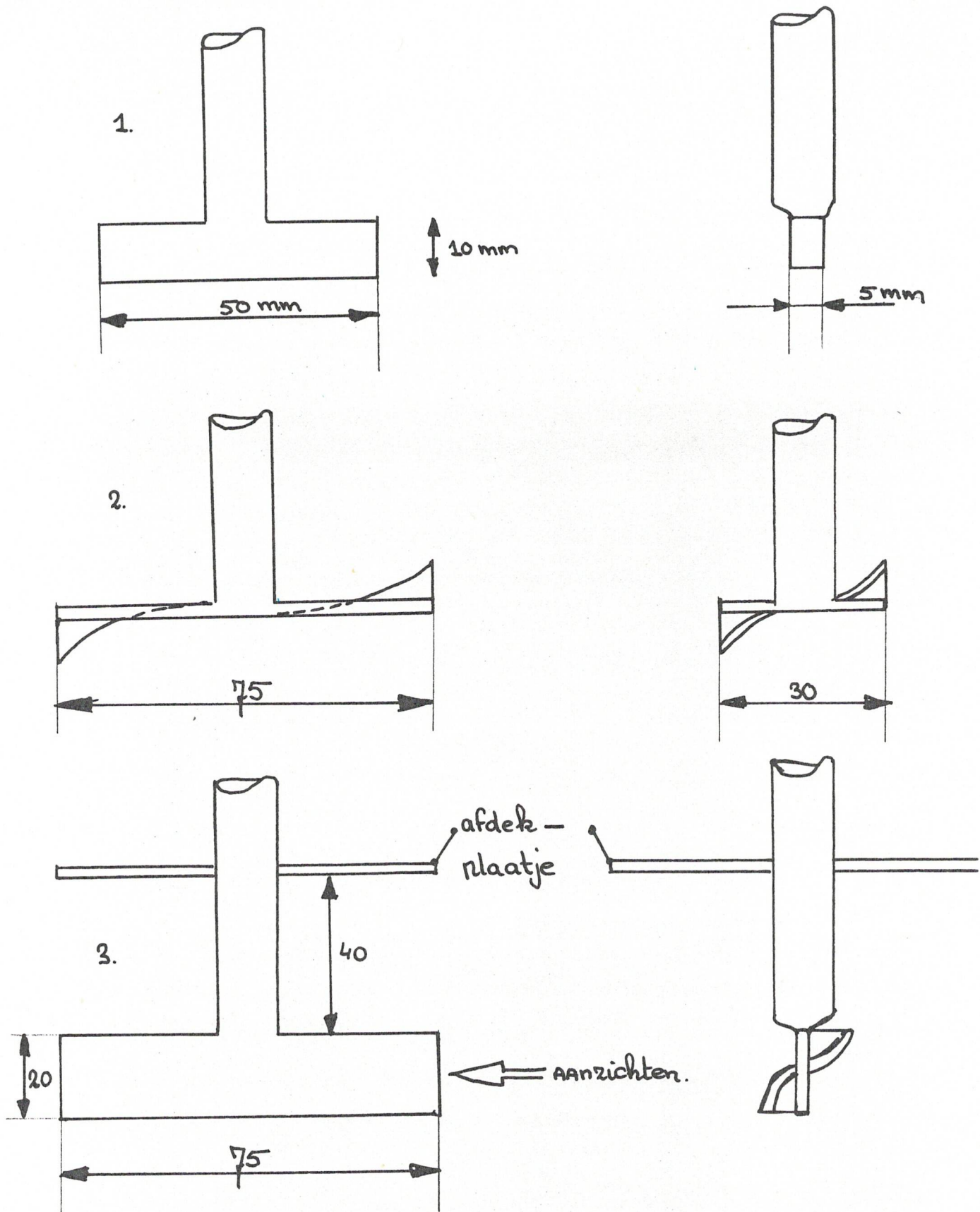
Figuur 23: Het basis principe van het roergieten.



Figuur 25: Het perspex model van de gietinstallatie en het stolfront voor de simulatie van het stromingspatroon tijdens het roergieten.

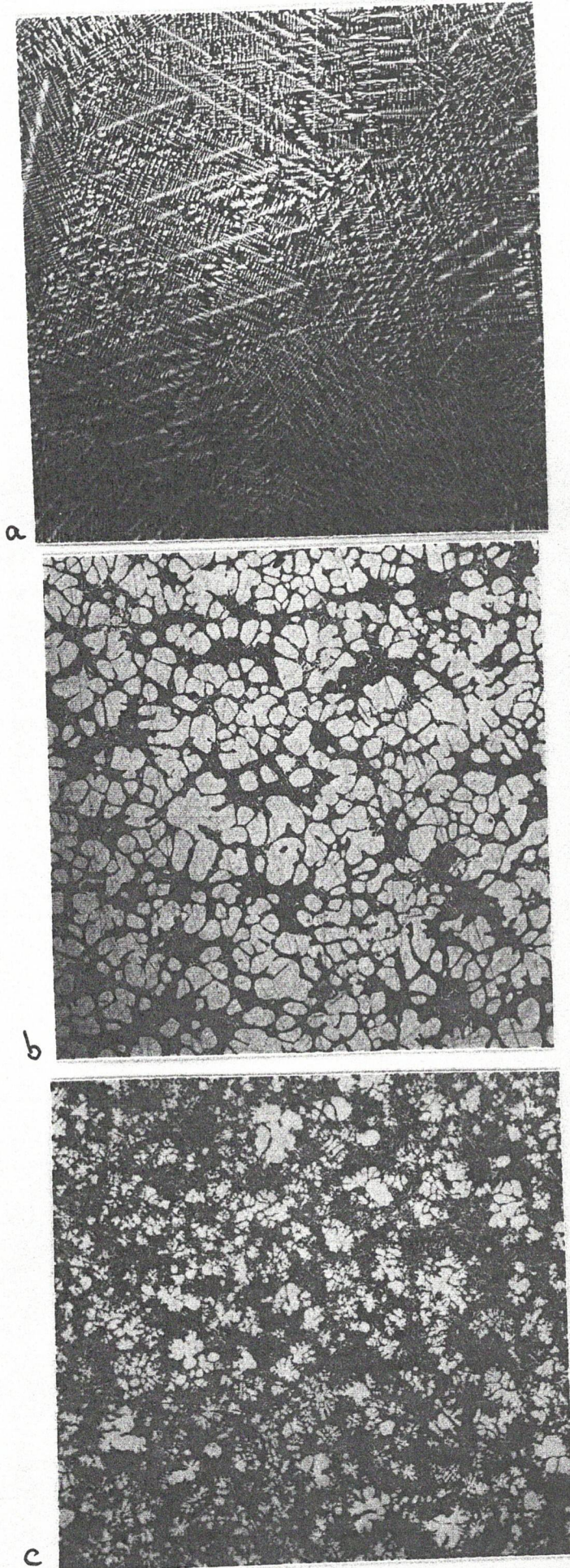


Figuur 24: De liquidus- en solidusisotherm volgens de roergietsimulatie met het computermodel.

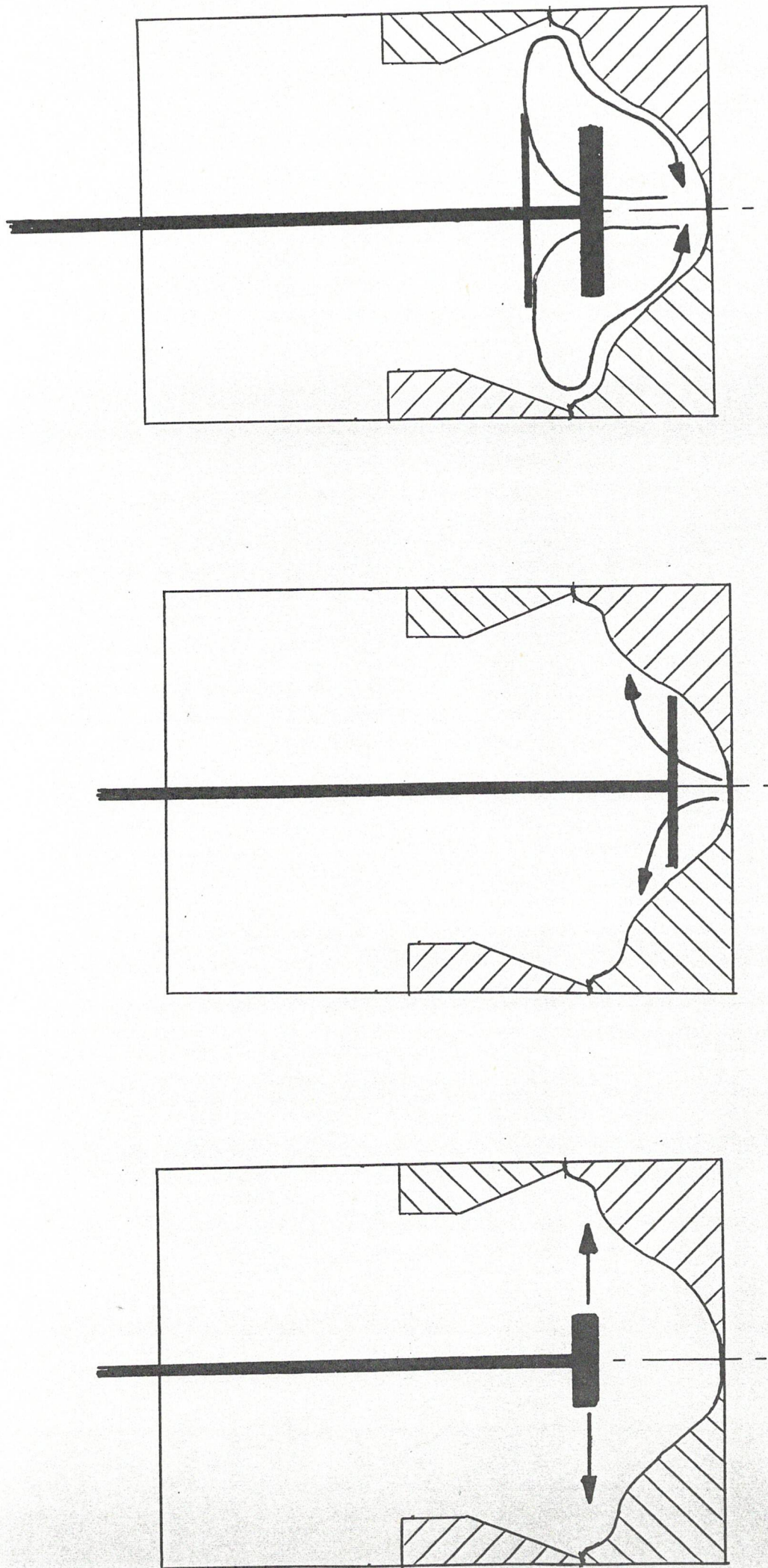


Figuur 26: De drie beproefde roerdergeometrien.

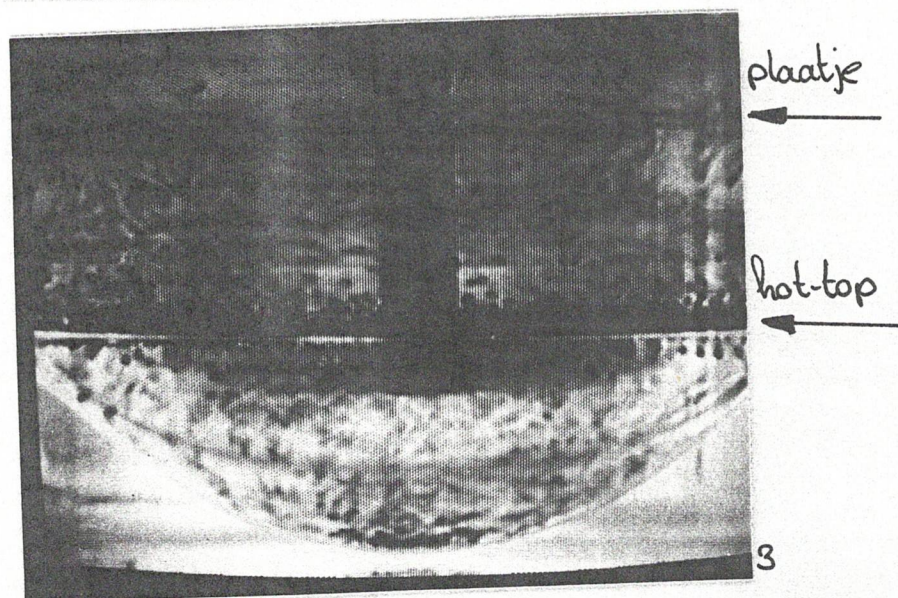
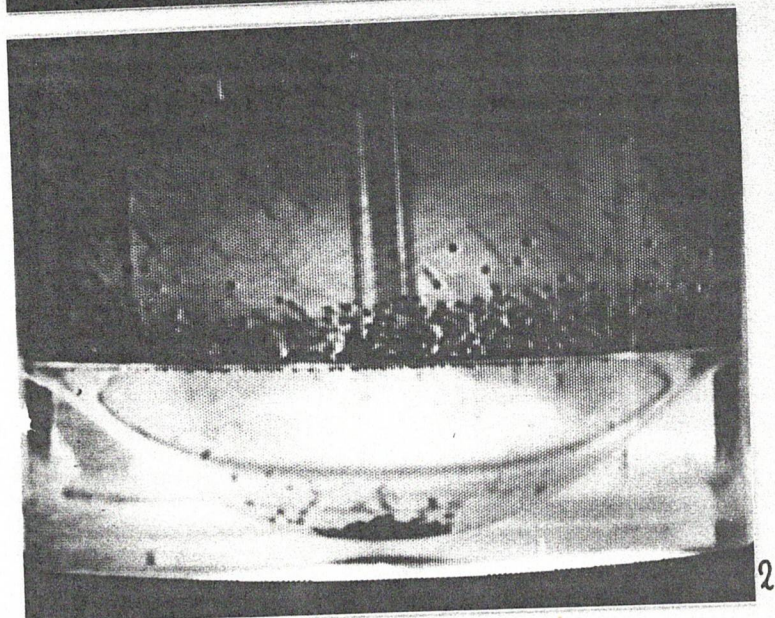
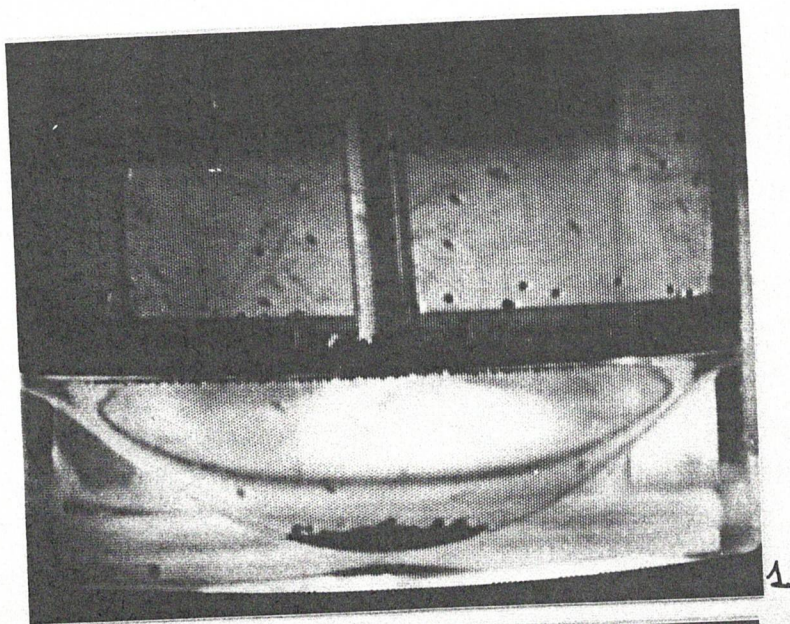
gieting 5 en 6
zaksnelheid 7 cm/min
V=50x



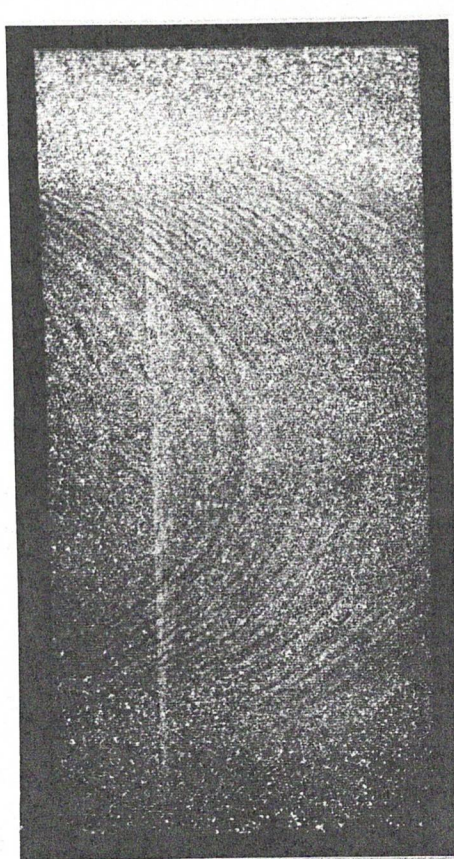
Figuur 27: Een drietal structuurvormen uit de gietingen 5 en 6.
a) conventioneel; gietsing 5
b) roergegoten; gietsing 6; rand billet
c) roergegoten; gietsing 6; midden billet.



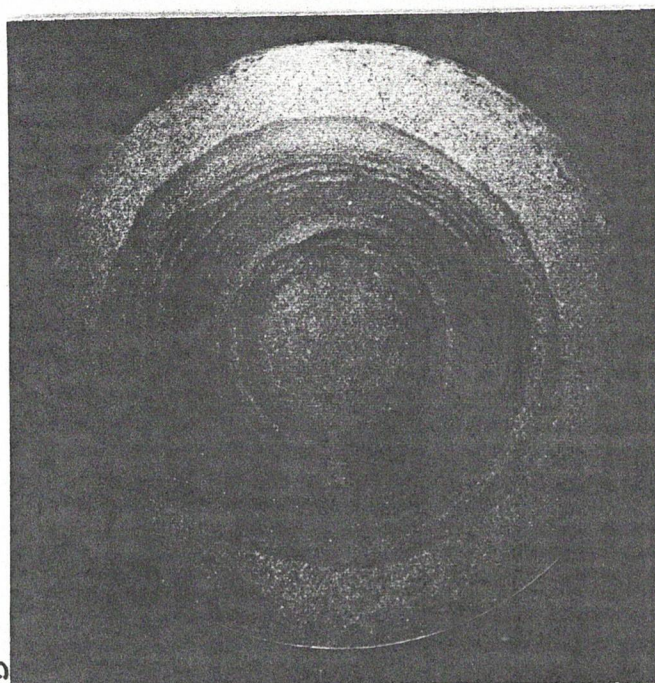
Figuur 28: Schematische weergave van de deeltjesstroom voor de drie roerdergeometrien uit figuur 26.



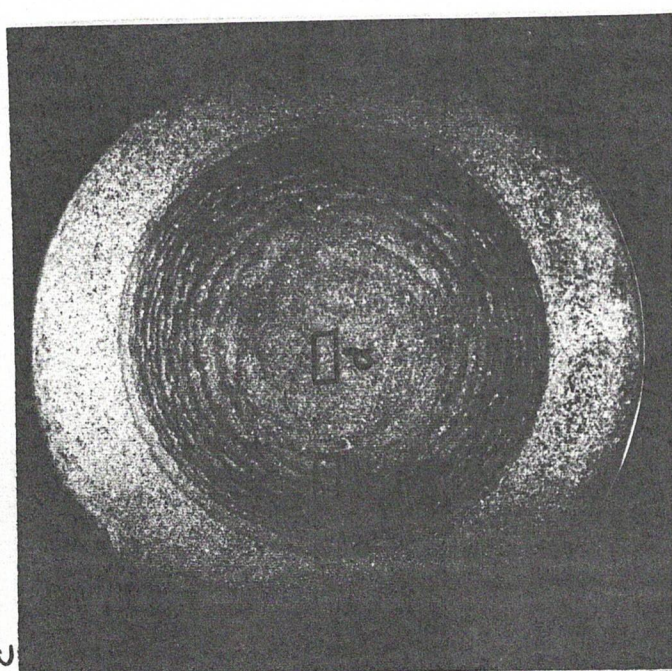
Figuur 29: Fotografische weergave van de deeltjesverdeling voor de drie verschillende roerdertypen.



a



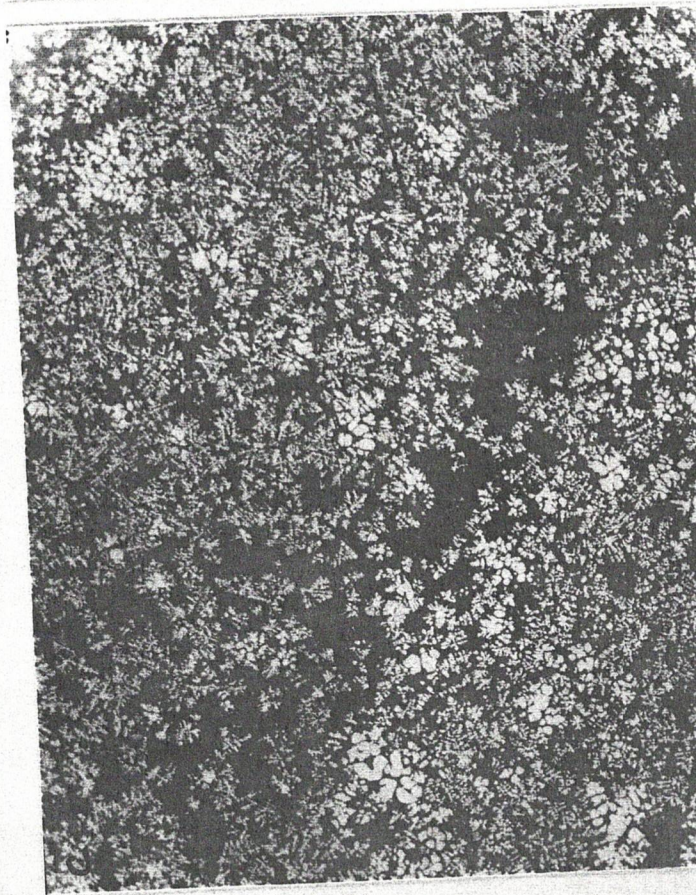
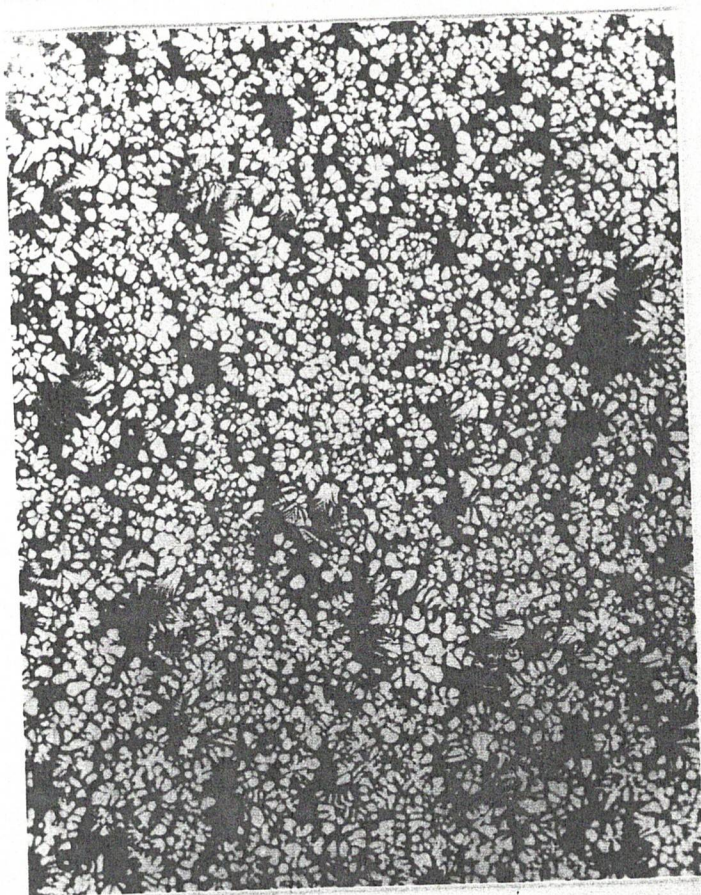
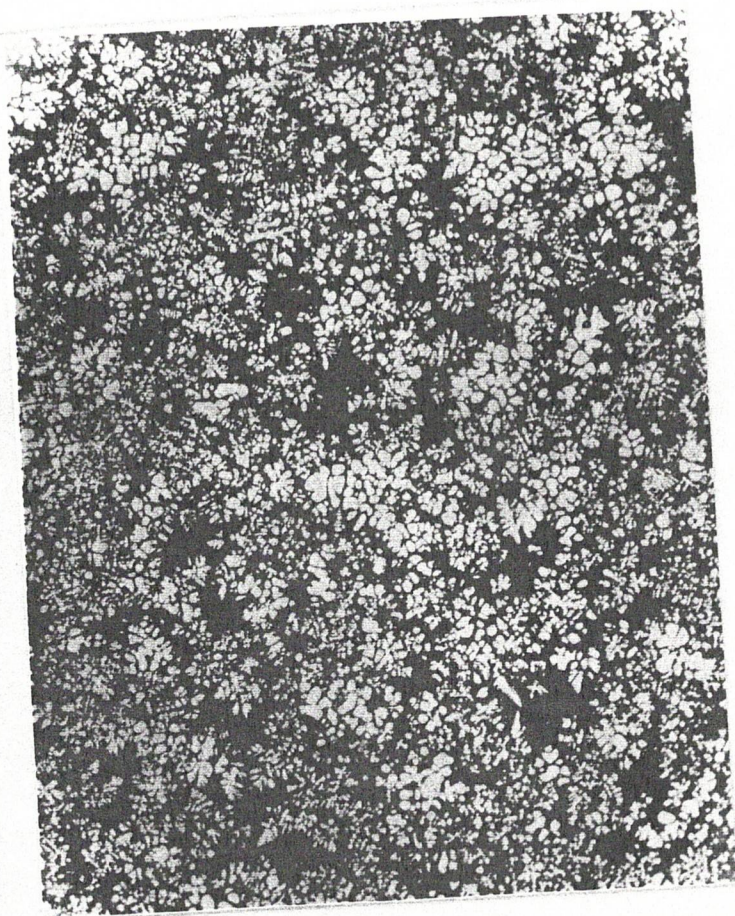
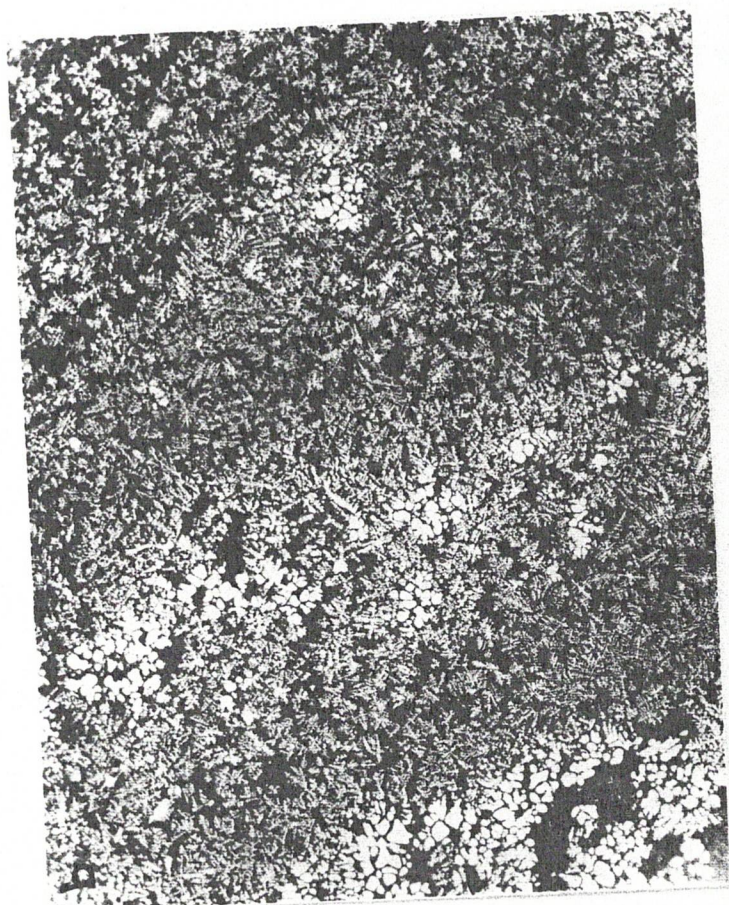
b



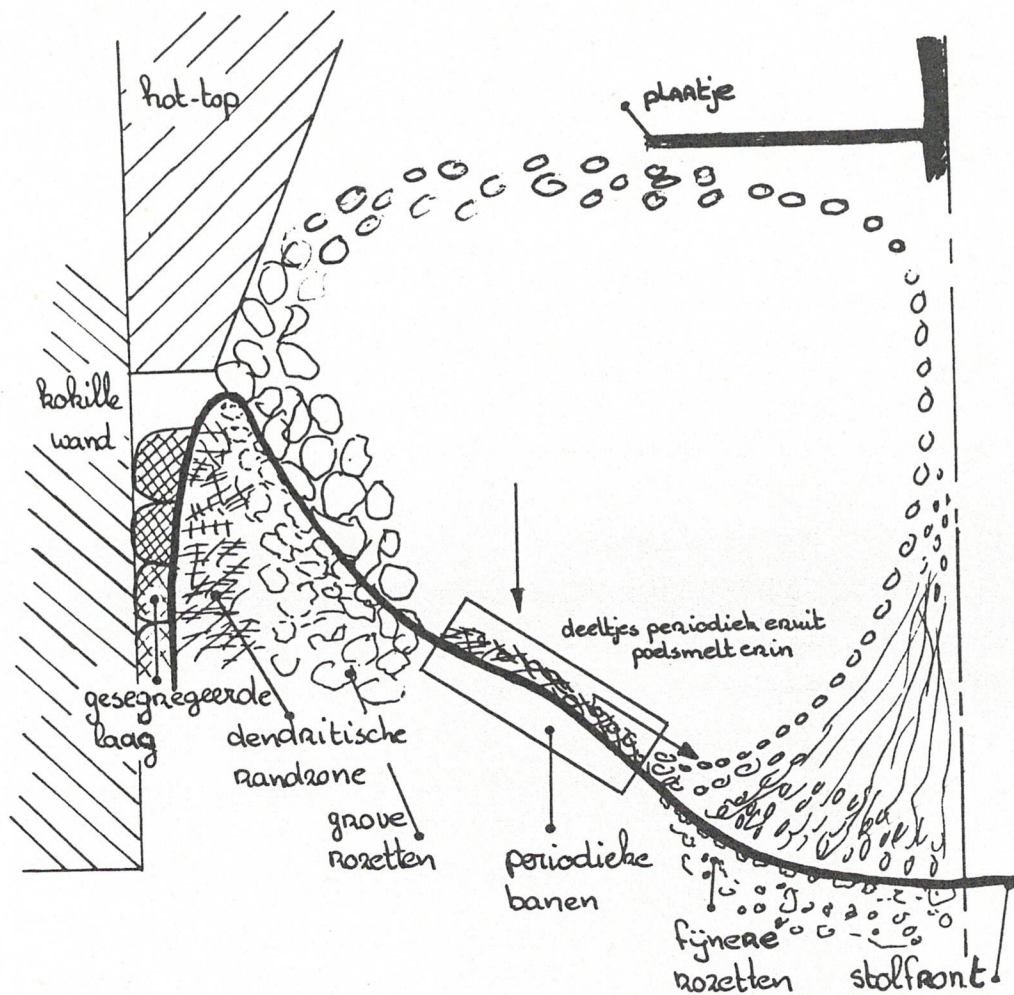
c

Figuur 30: Macrostructuren van de roergegoten billets als functie van een drietal stromingskentalen.

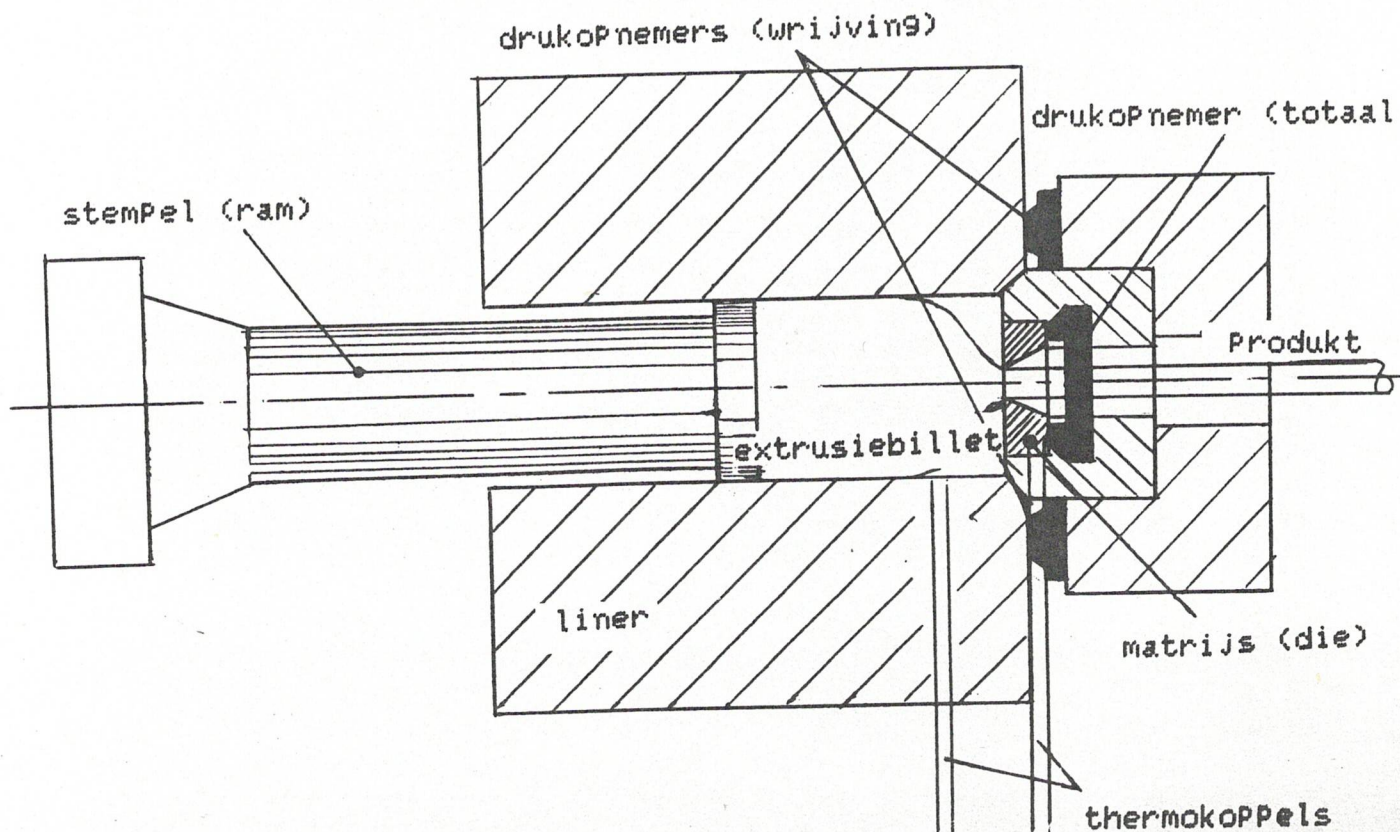
- a) kental = 25
- b) kental = 60
- c) kental = 100



Figuur 31: De in figuur 30 aangegeven micro-structuren bij een vergroting van 20x.

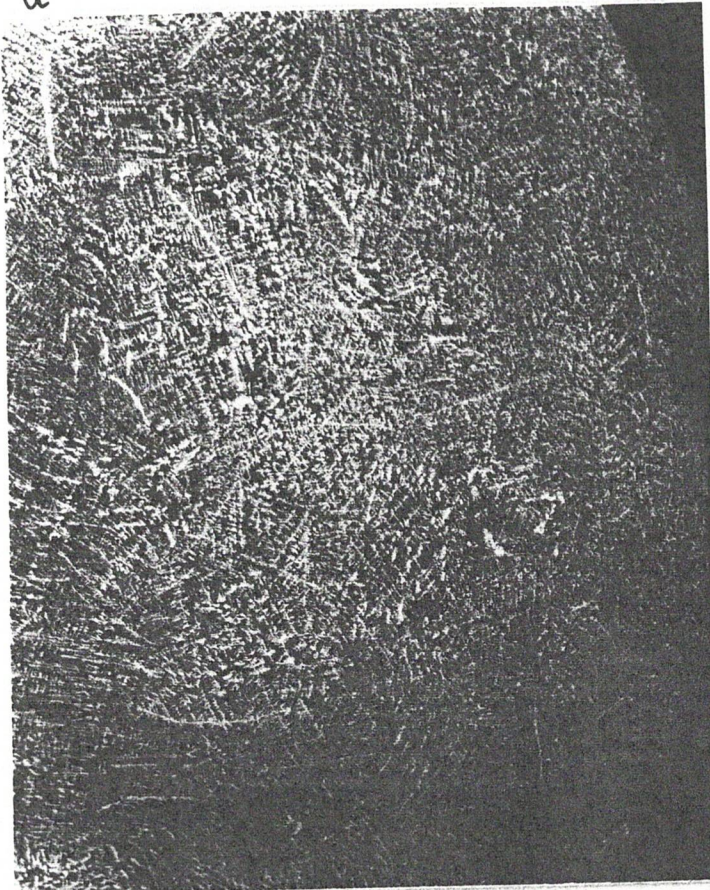


Figuur 32: Schematische weergave van het ontstaan van de verschillende structuurbestanddelen ten gevolge van de deeltjesstroom.



Figuur 33: Schematische weergave van de extrusie opstelling.

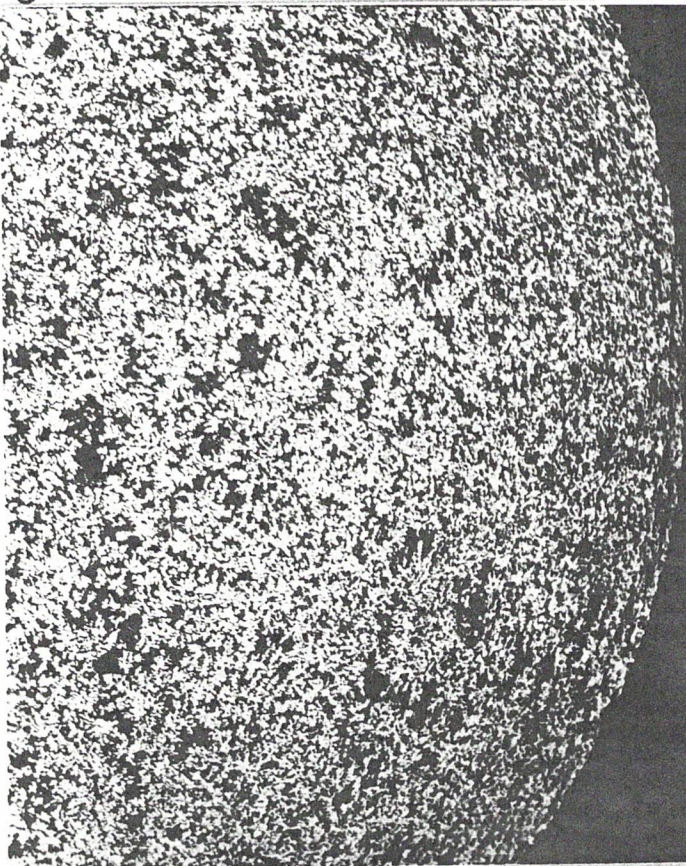
a



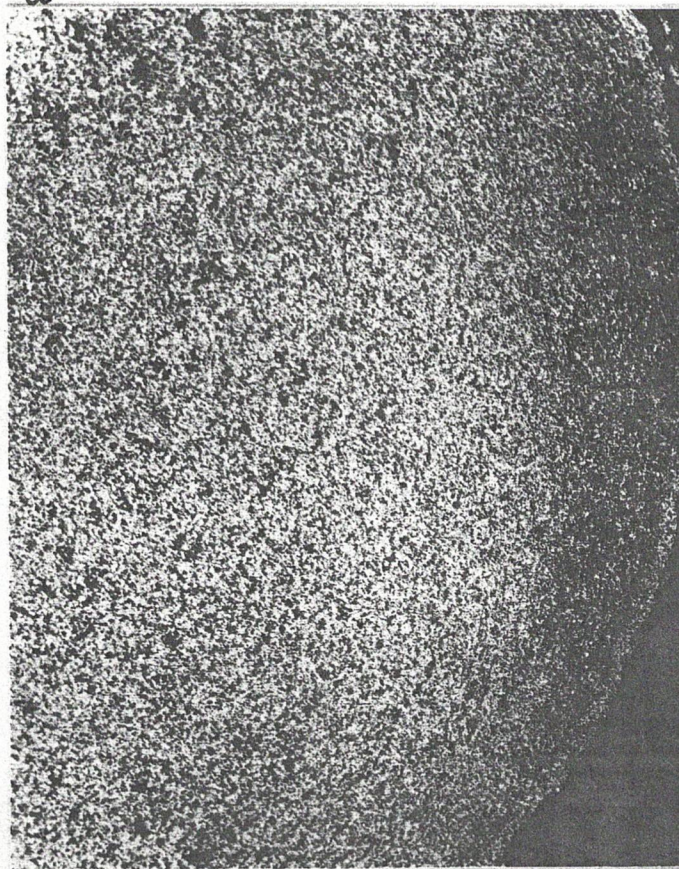
b



c

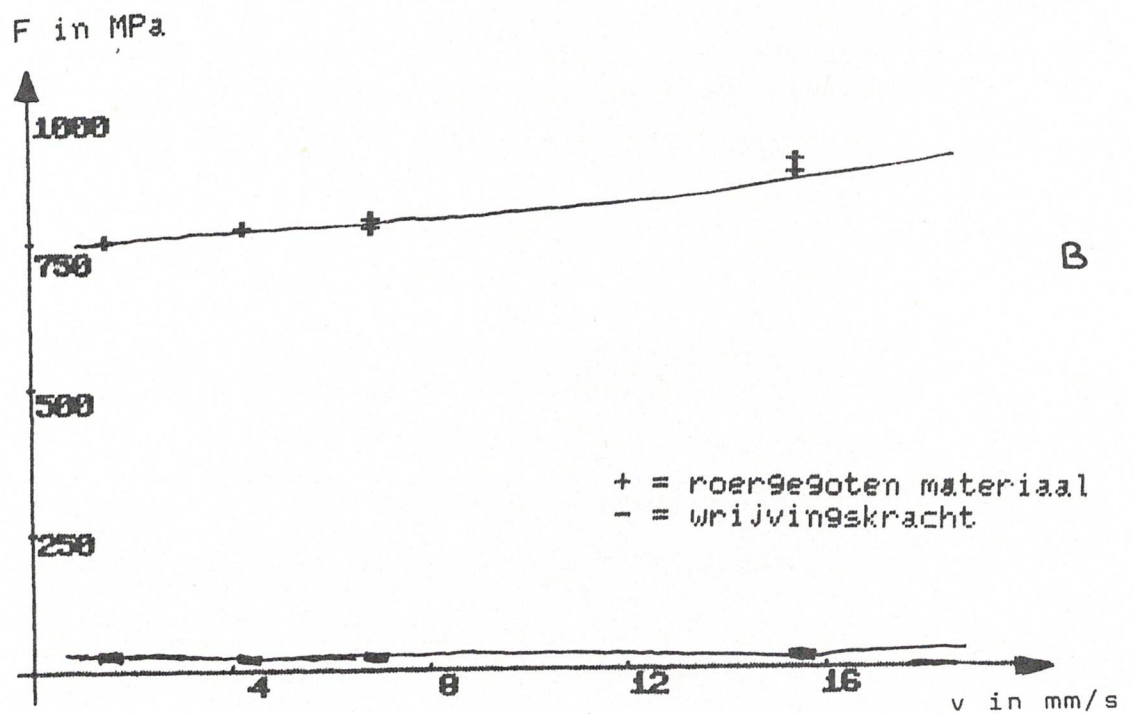
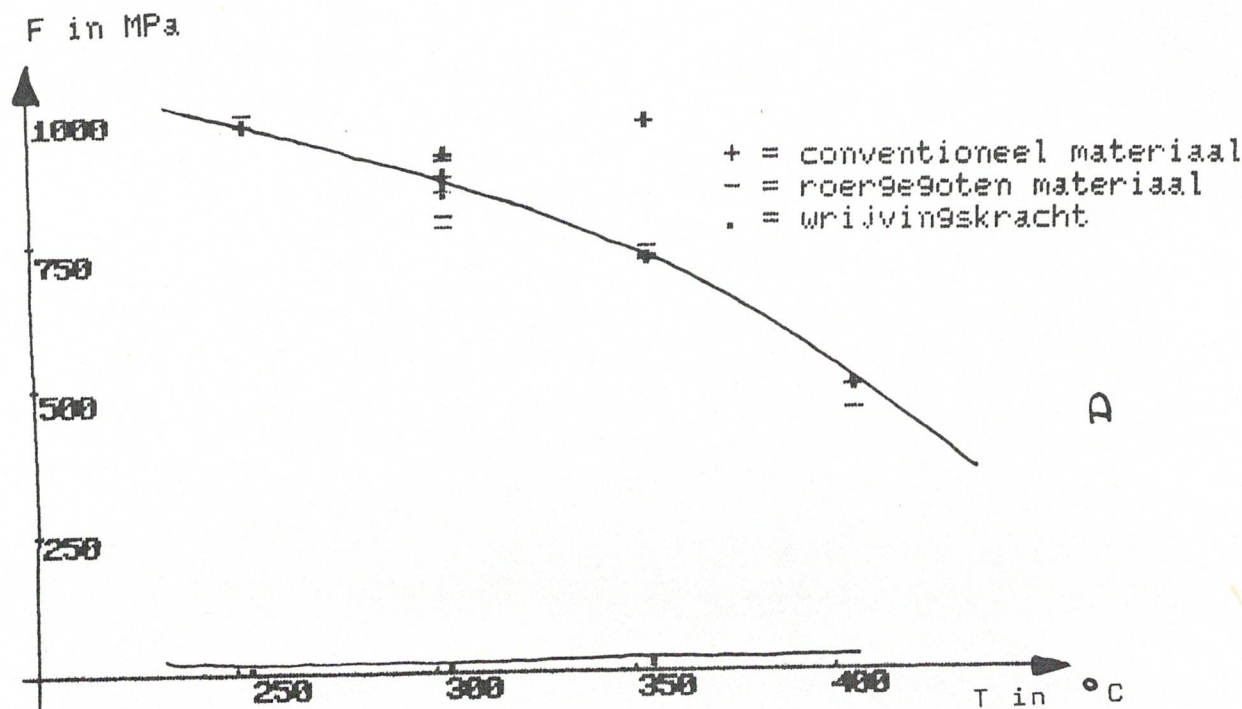


d

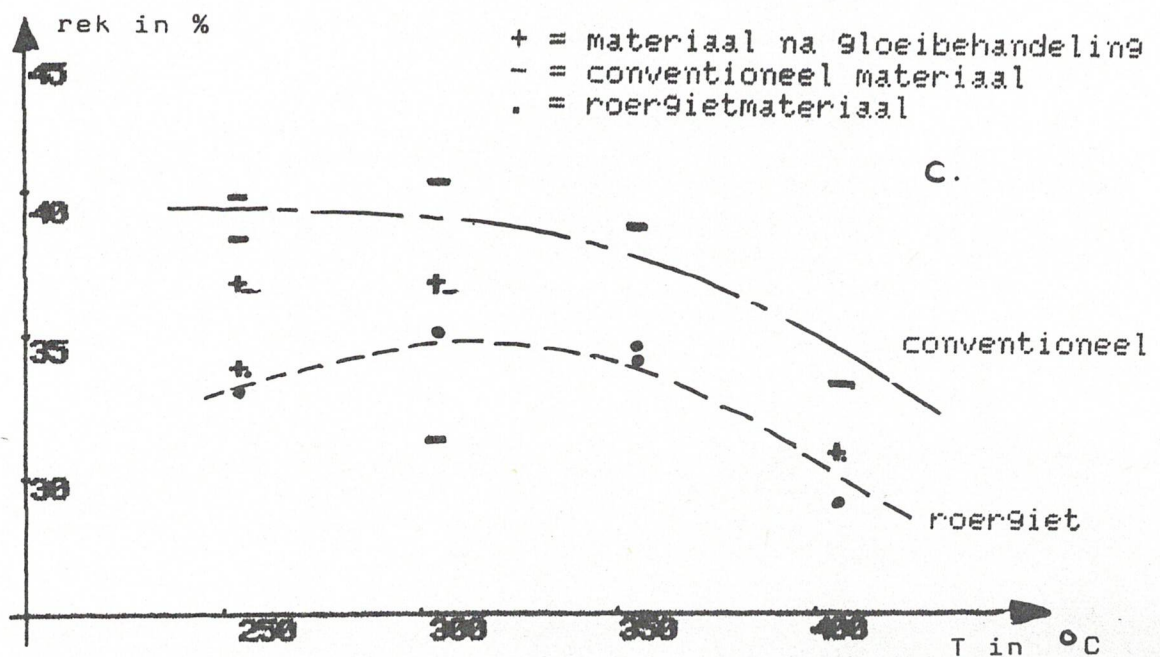
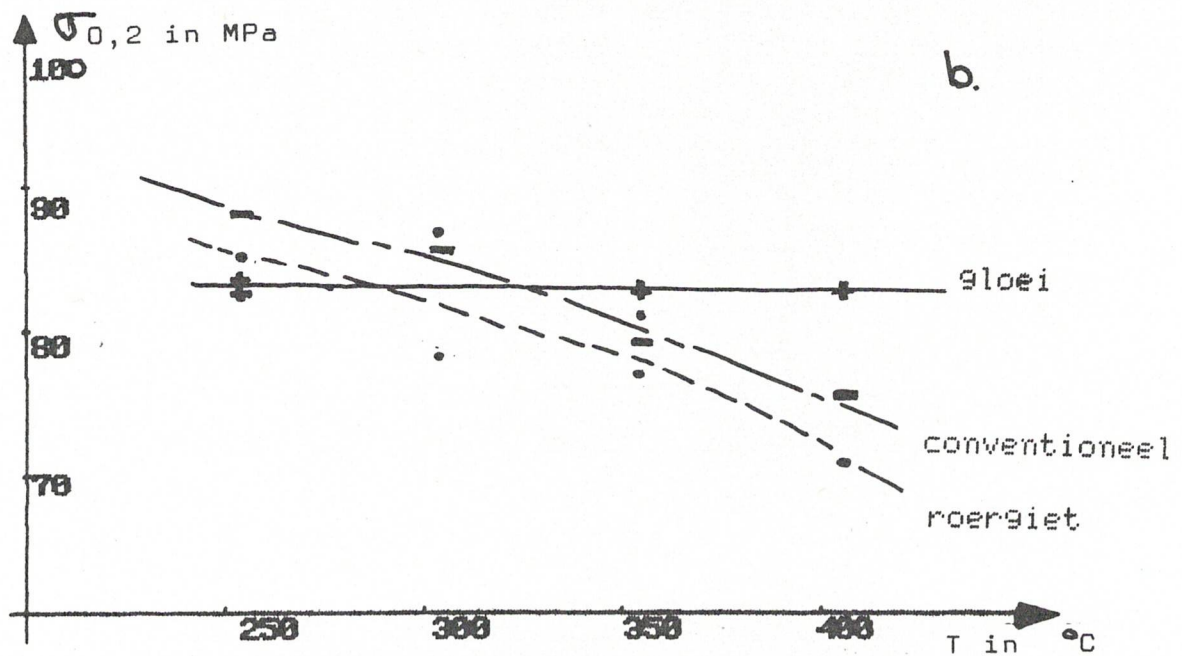
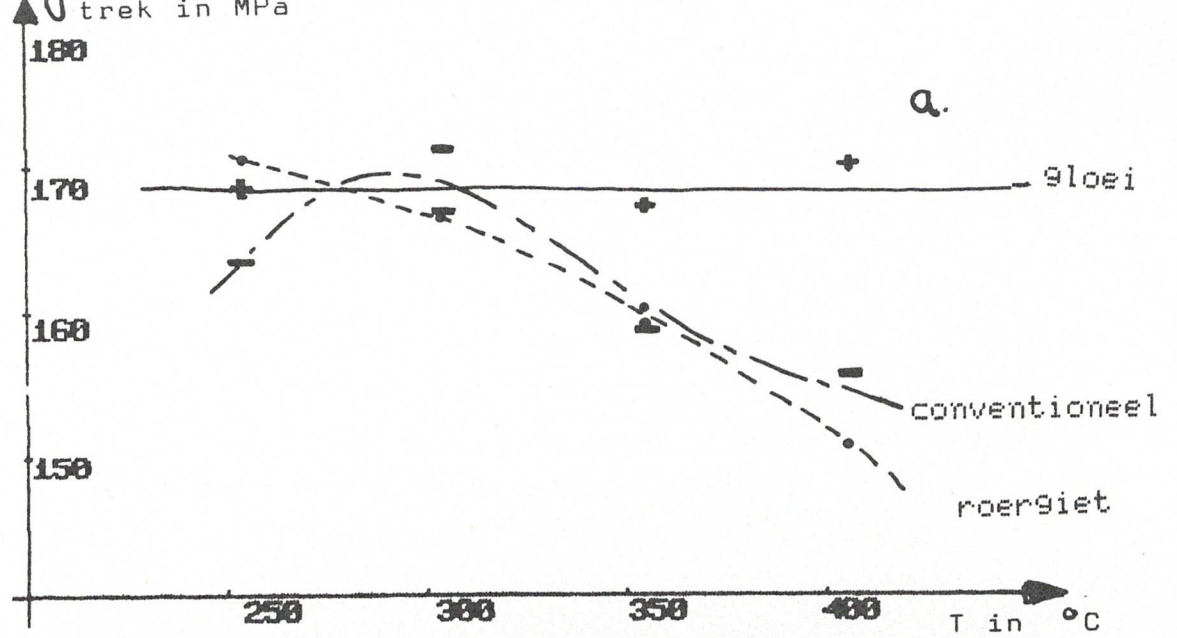


Figuur 35: Microstructuren van de extrusieprodukten als functie van de extrusietemperaturen.

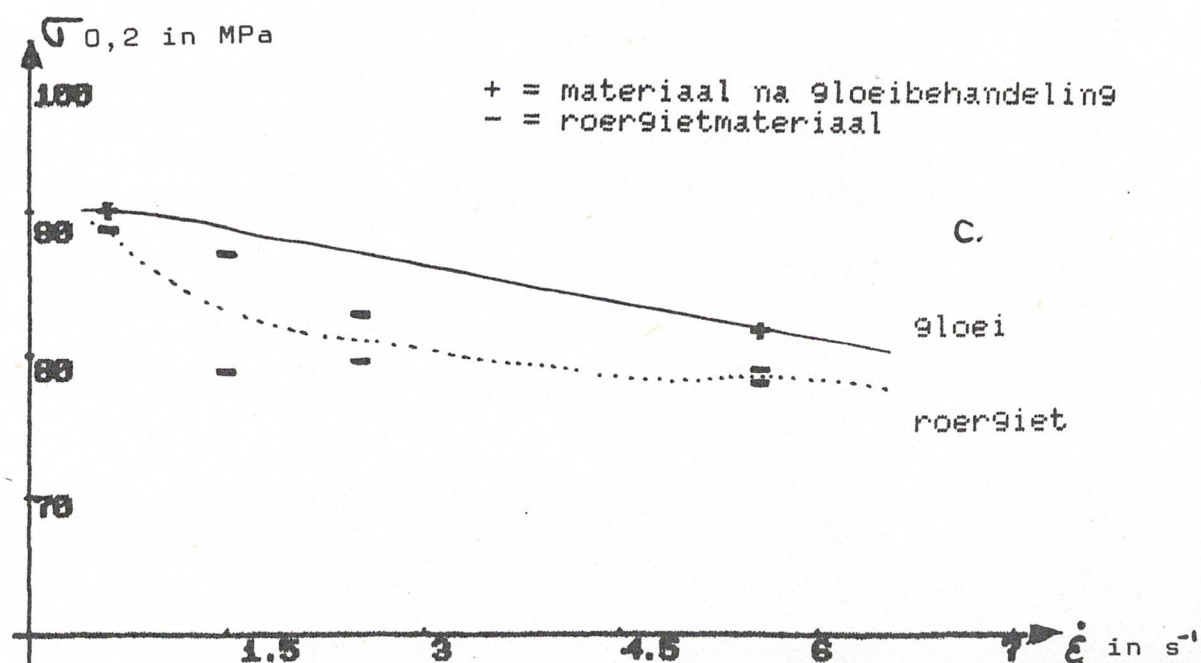
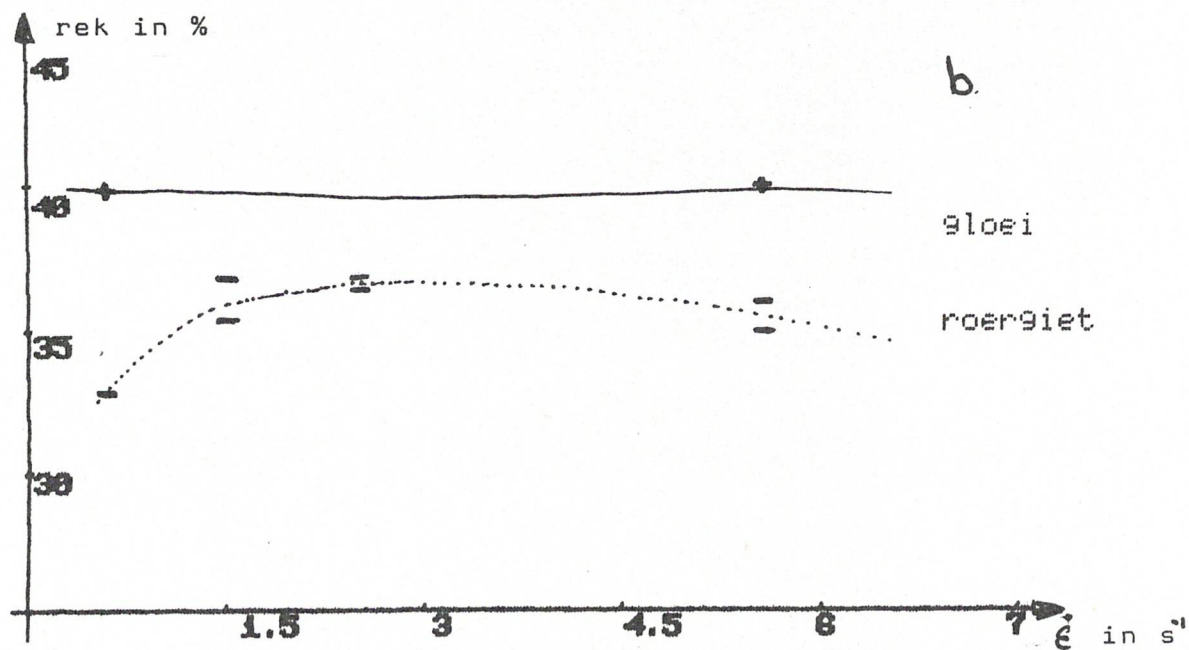
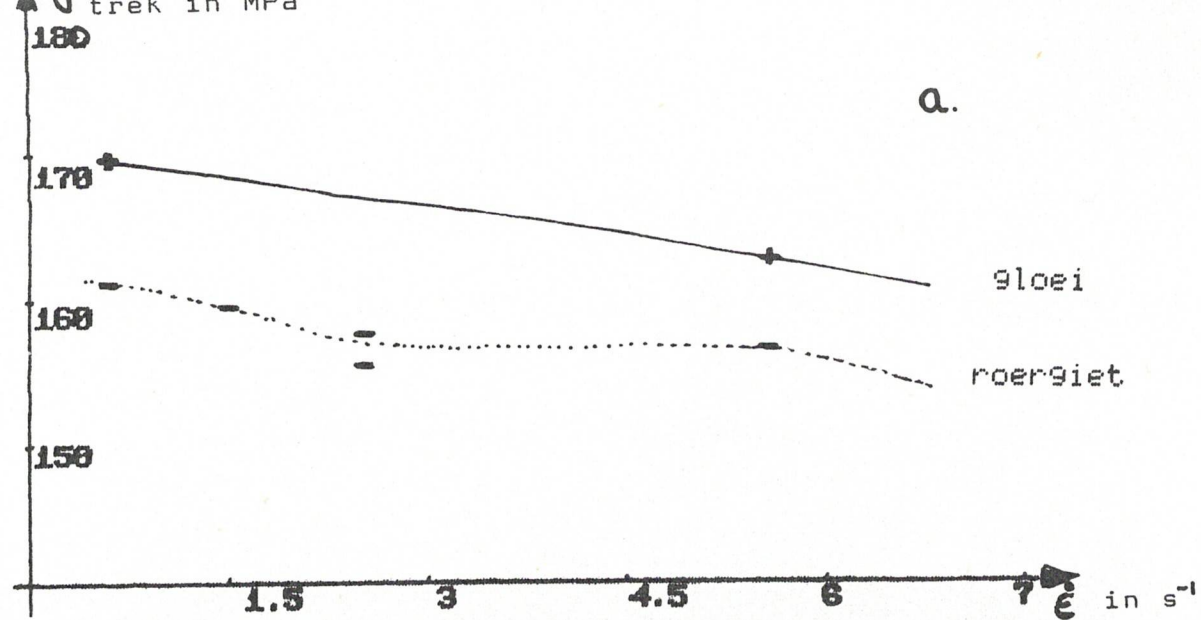
a) conventioneel 250 graden c) roergegoten 250 graden
b) conventioneel 400 graden d) roergegoten 400 graden



Figuur 34: De extrusie- en wrijvingskracht als functie van
 a) de extrusietemperatuur (stempelsnelheid 4 mm/s)
 b) de stempelsnelheid (temperatuur 300 graden C).



Figuur 36: Mechanische eigenschappen van de extrusieprodukten als functie van de extrusietemperatuur. Vervormingssnelheid 1,4 s.



Figuur 37: Mechanische eigenschappen van de extrusieprodukten als functie van de vervormingssnelheden. Extrusietemperatuur 300 graden C.

symbool	betekenis	proef a	proef b	eenheid
Tliq	liquidus temperatuur	595	595	C
Tsol	solidus temperatuur	575	575	C
Tg	giетtemperatuur	600	600	C
Ro	soortelijke massa	2668	2668	kg/m
Lam	geleidingscoefficient in de vaste fase	130	130	j/s/m/K
Laml	effectieve geleidingscoefficient	85	110	"
v	zaksnelheid	7	7	cm/min
H	smeltwarmte	381.000	381.000	j/kg
RR	kokillestraal	.096	.096	m
Tw	koelwatertemperatuur	35	35	C
Tm	kokilleteperatuur	300	300	C
Tl	luchtspleettemperatuur	100	100	C
a1	warmteoverdrachts- coefficient zone 1	5000	5000	W/m/K
a2	" voor zone 2	100	100	"
a3	" voor zone 3	30.000	30.000	"
pr%	energieverschil	13%	10%	%

Tabel 1: De computersimulatieparameters tesamen met hun eenheden en betekenis

gieting kenmerk	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
legering	Al99	Al99	Al99	AlSi8	AlSi8	AlSi8	AlSi8	AlSi8	AlSi8	AlSi8
hot-top- overhang mm	15	5	2	5	5	2	2	2	2	2
zaksnelheid v										
1 cm/min	8	10	10	7	7	7	10	10	8	10
2	10		12	10	9	9	12	7	10	
3				12					12	
roersnelheid										
1 omw/s					12	12		12		2,5
2						13				4,0
3										6,5
Zn toevoeging										
1 bij v=	8	10	10						8	
2	10								10	
3									12	
Paallengte mm	1200	950	750	1610	1220	1560	900	1450	885	A 1005
giettempera- tuur graden C	675	675	680	620	605	600	625	600	630	630
opmerkingen	gaat om hot top	gaat om hot top	gaat om hot top	tempera tuur meting		gaat om roeren	conven tio- neel	gaat om roeren	conven- tio- neel	gaat om roeren

tabel 2: karakteristieken van de tien gietingen.

element materiaal	Si %	Mn %	Fe %	Mg %	Cu %
technisch zuiver	.01	.05	.30	.06	.05
50/50	51.2		.16		
AlSi8	8.7	.06	.28	.08	.04

Tabel 3: De legeringssamenstelling en de samenstelling van de legeringsuitgangsmaterialen.

symbool	glycerine	aluminium	eenheid
ρ	$1,26 \cdot 10^3$	$2,7 \cdot 10^3$	kg/m ³
η	1,5	1,0	kg/m/s
d	0,07	0,07	m
Vmin	7,0	2,0	omw./s
V		4,5	omw./s
Vmax	15	8,0	omw./s
kental 1	30	25	
kental 2		60	
kental 3	65	105	

Tabel 4: Kentalparameters voor de bepaling van de roersnelheid v.

extrusie- temperatuur graden C.	extrusiekracht in MPa conventioneel	extrusiekracht in MPa roergegoten
200		997
250	961 961	979
300	843 870 843	780 802
350	725	730 743
400	503	462
vervormings- snelheid in s ⁻¹		
0,47		798 780
1,44		780 802
2,38		798 780
5,40		897 875

Tabel 5: Extrusiekracht in MPa als functie van de extrusietemperatuur en de vervormingssnelheid.

temperatuur in graden C	σ trek in MPa		$\sigma_{0,2}$ in MPa		rek in %	
	conv.	roer	conv.	roer	conv.	roer
250	158	172	88	86	40	34
	164		88		39	
gloei	165	170	84	83	37	34
300	171	168	93	88	32	37
	167	160	85	79	41	36
	165		85		39	
350	159	160	82	82	39	35
		161		78		35
400	156	152	78	72	35	30
gloei	171	170	84	83	31	31

Tabel 6: Mechanische eigenschappen als functie van de extrusietemperatuur.

vervormings- snelheid in s ⁻¹	σ trek in MPa		$\sigma_{0,2}$ in MPa		rek in %	
	roergegoten	roergegoten	roergegoten	roergegoten	roergegoten	roergegoten
0,47	162		91		33	
gloei	170		91		40	
1,44	168		88		37	
	160		79		36	
2,38	158		83		37	
	156		80		37	
5,40	157		79		36	
	157		79		35	
gloei	164		83		40	

Tabel 7: Mechanische eigenschappen als functie van de vervormingssnelheid.

APPENDIX A

De warmtehuishouding van een klein volume-elementje in het blok wordt beschreven door de differentiaalvergelijking van Fourier op een cilindercoördinatenstelsel (zie figuurtje):

$$C \frac{\partial T}{\partial z} = \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \quad (1)$$

waarin $C = v_z \cdot \rho \cdot c_p / \lambda$

ρ = soortelijke massa
 c_p = soortelijke warmte
 v_z = zaksnelheid in de z-richting
 λ = warmtegeleidingscoëfficiënt
 r = straal van het blok

De oorspronkelijk in de Fourier vergelijking aanwezige factor q , de warmteproduktie, is volgens de zogenaamde enthalpiemethode /13/ verdisconteert in een tijdelijke verhoging van de soortelijke warmte:

$$\begin{array}{ll} T > T_{liq} & c_p = c_p(T) \\ T < T_{sol} & c_p = c_p(T) \\ T_{sol} < T < T_{liq} & c_p = c_p(T) + H / (T_{liq} - T_{sol}) \end{array}$$

in dit geval is $q=0$

Er zijn verschillende manieren om vergelijking 1 op te lossen. Gekozen is voor de eindige differenties en wel de relaxatiemethode /14/. Bij deze methode wordt een rooster over de rechter helft van de blokdoorsnede gelegd zoals dit staat weergegeven in figuur 5. Roosterafmetingen $(m+1 \times n+1)$, waarbij $n=2,4.m$ en met het volgende differentieschema:

$$\frac{\partial T}{\partial z} = \frac{T_3 - T_1}{2D}$$

$$\frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \frac{T_3 - 2T_0 + T_1}{D^2}$$

$$\frac{\partial T}{\partial r} = \frac{T_2 - T_4}{D}$$

$$\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} = \frac{T_2 - 2T_0 + T_4}{D^2}$$

De afstand tussen twee roosterpunten is D zowel in de r-, als z-richting. De centrale differenties ingevuld in vergelijking 1 levert:

$$T_0 = 1/4 * (T_1 * (1 + D * C/2) + T_2 * (1 + D/2/r) + T_3 * (1 - D * C/2) + T_4 * (1 - D/2/r)) \quad (2)$$

Vergelijking 2 laat zien dat de temperatuur van een punt pas berekend kan worden als de temperaturen van de omliggende punten bekend zijn. Daarom werkt men altijd met een beginschatting. Het hangt van deze beginschatting en het aantal roosterpunten af hoe snel de temperatuursverdeling naar de juiste oplossing convergeert.

Een belangrijk aspect voor o.a. de nauwkeurigheid van de oplossing vormen de randvoorwaarden. Voor de randen van het rooster worden de volgende randvoorwaarden aangenomen:

Linkergrens

vanwege de symetrie $T(1,j) = T(2,j)$ dan

$$T(2,j) = (T(2,j-1) * (1 + C * D/2) + t(3,j) * (1 + D/2/r) + t(2,j+1) * (1 - C * D/2)) / (3 + D/2/r) \quad (3)$$

Benedengrens

warmtetransport in de axiale richting is verwaarloosbaar klein $T(i,n+1) = T(i,n)$ dan:

$$T(i,n) = (t(i,n-1) * (1 + C * D/2) + T(i+1,n) * (1 + D/2/r) + T(i-1,n) * (1 - D/2/r)) / (3 + C * D/2) \quad (4)$$

Bovengrens

constante temperatuur gelijk aan de giettemperatuur dan:

$$T(i,1) = T_{giet} \quad (5)$$

Rechtergrens

dit is de belangrijkste grens omdat hier de afkoeling plaatsvindt. Voor de warmteoverdracht tussen het blok en het medium geldt:

$$Q'' = -\alpha * (T_m - T_{op}) \quad (6)$$

waarin T_m = temperatuur van het medium en T_{op} =

blokoppervlaktetemperatuur

Als het irreele punt $T(m+1,j)$ wordt beschouwd, dan volgt uit de centrale differentie:

$$Q'' = -\lambda \cdot (dT/dr) = -\lambda \cdot (T(m+1,j) - T(m-1,j)) / (2 \cdot D) \quad (7)$$

(6) en (7) tesamen geeft:

$$T(m+1,j) = T(m-1,j) - 4 \cdot \alpha \cdot D / 2 \cdot (T(m,j) - T_m) / \lambda \quad (8)$$

voor de oppervlaktetemperatuur geldt nu:

$$T(m,j) = (T(m,j-1) \cdot (1 + C \cdot D / 2) + T(m,j+1) \cdot (1 - C \cdot D / 2) + 2 \cdot T(m-1,j) + (1 + D / 2 / r) \cdot (4 \cdot \alpha \cdot D / 2 / \lambda) \cdot T_m) / (4 + (1 + D / 2 / r) \cdot (4 \cdot \alpha \cdot D / 2 / \lambda)) \quad (9)$$

Binnen deze laatste randvoorwaarde moeten de lengtes van de verschillende koelzones ingepast worden plus de daarbij behorende mediumtemperatuur en warmtegeleidingscoefficient.

De berekeningen worden uitgevoerd met behulp van een Macsym 150 systeem van Analog Devices. Dit is een 16-bits computer met een mathematische coprocessor, een compiler en een 256 kByte geheugen. Het gebruikte programma draagt de naam PISA en is geschreven in macbasic, een uitgebreide versie van basic.