

Technische Universiteit Delft
Faculteit der Scheikundige Technologie en der Materiaalkunde
Vakgroep Productie technologie
Sectie Metallurgie en Stollingstechnologie

Augustus 1996

**Het effect van de korrelgrootte op de
extrusie van aluminium.**

Afstudeerverslag

J.P. van Alten

Examencommissie:
Prof. Ir. L. Katgerman
Dr. W. H. Kool
Dr. Ir. M. Janssen

Samenvatting.

In dit onderzoek is de invloed van de korrelgrootte van een aluminiumlegering op het extrusiegedrag bepaald.

Om de extrusiesnelheid, doorbreek- en minimumdrukken te onderzoeken als functie van de korrelgrootte van het materiaal zijn drie materialen gegoten met verschillende korrelgrootte. Deze drie materialen hadden wel dezelfde legeringssamenstelling. Deze verschillende korrelstructuren zijn verkregen door twee materialen te gieten met afwijkende wachttijden na het toevoegen en mengen van de korrelverfijner. Het derde materiaal werd gegoten zonder korrelverfijner om een zeer grove structuur te krijgen. Deze materialen werden vervolgens gehomogeniseerd, waarna de extrusie plaats had.

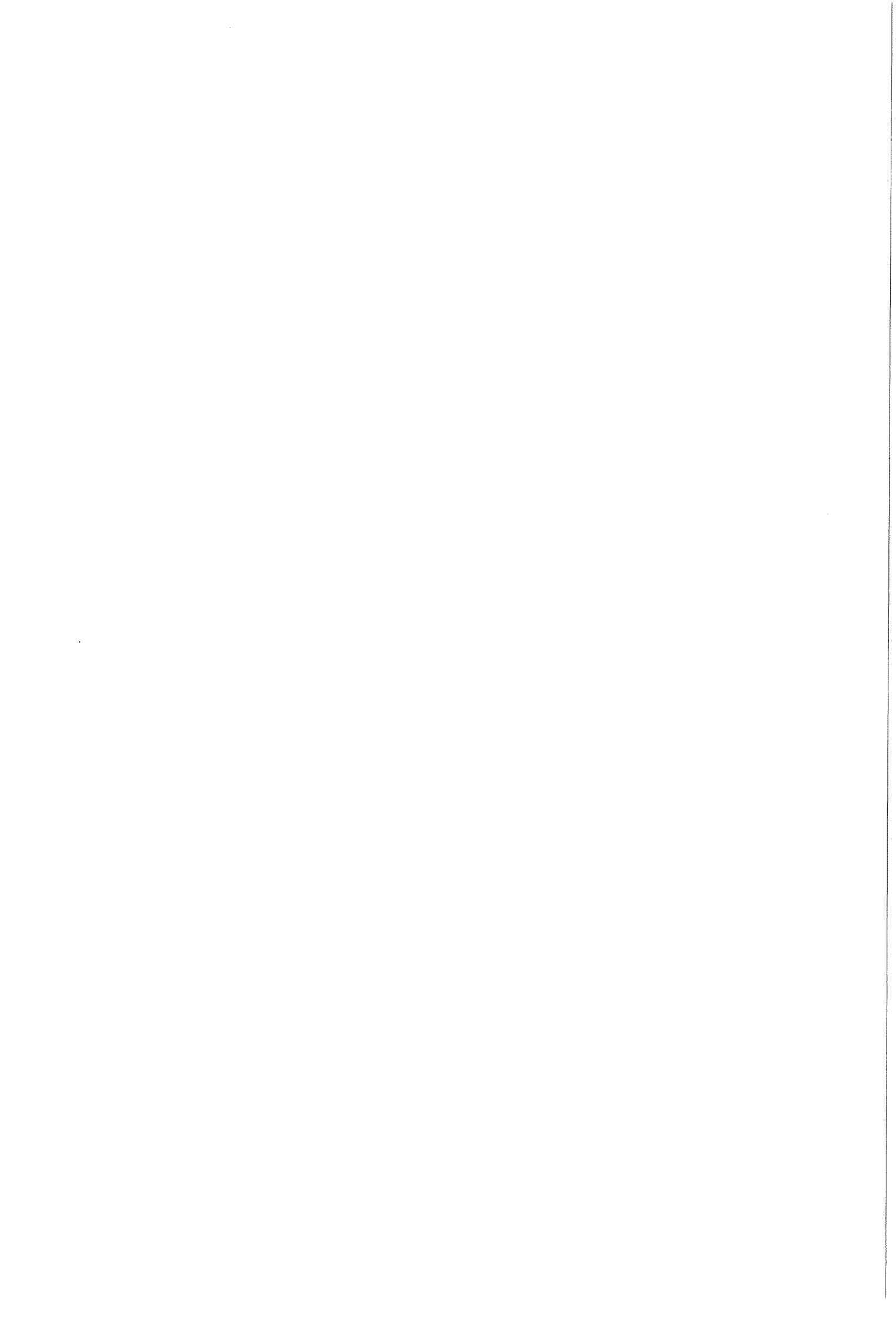
Uit het onderzoek komt naar voren dat de variatie in korrelgrootte geen invloed heeft op de extrusiesnelheid van het aluminium. Ook de minimumdruk die tijdens het extruderen bereikt wordt varieert niet met de korrelgrootte. Tijdens het extruderen vervormen de materialen kennelijk op een gelijksoortige manier. Alleen in de doorbreekdrukken is er een klein onderscheid te maken tussen de korrelstructuren. Materiaal met een grove korrelstructuur heeft een lagere doorbreekdruk dan de materialen met een fijnere structuur.

Summary.

The aim of this research is to determine the influence of the grain size on the extrusion parameters such as extrusion rate and pressure. A fine grained structure has more grain boundaries compared to a coarse grained structure. Grain boundaries play an important role in the deformation proces.

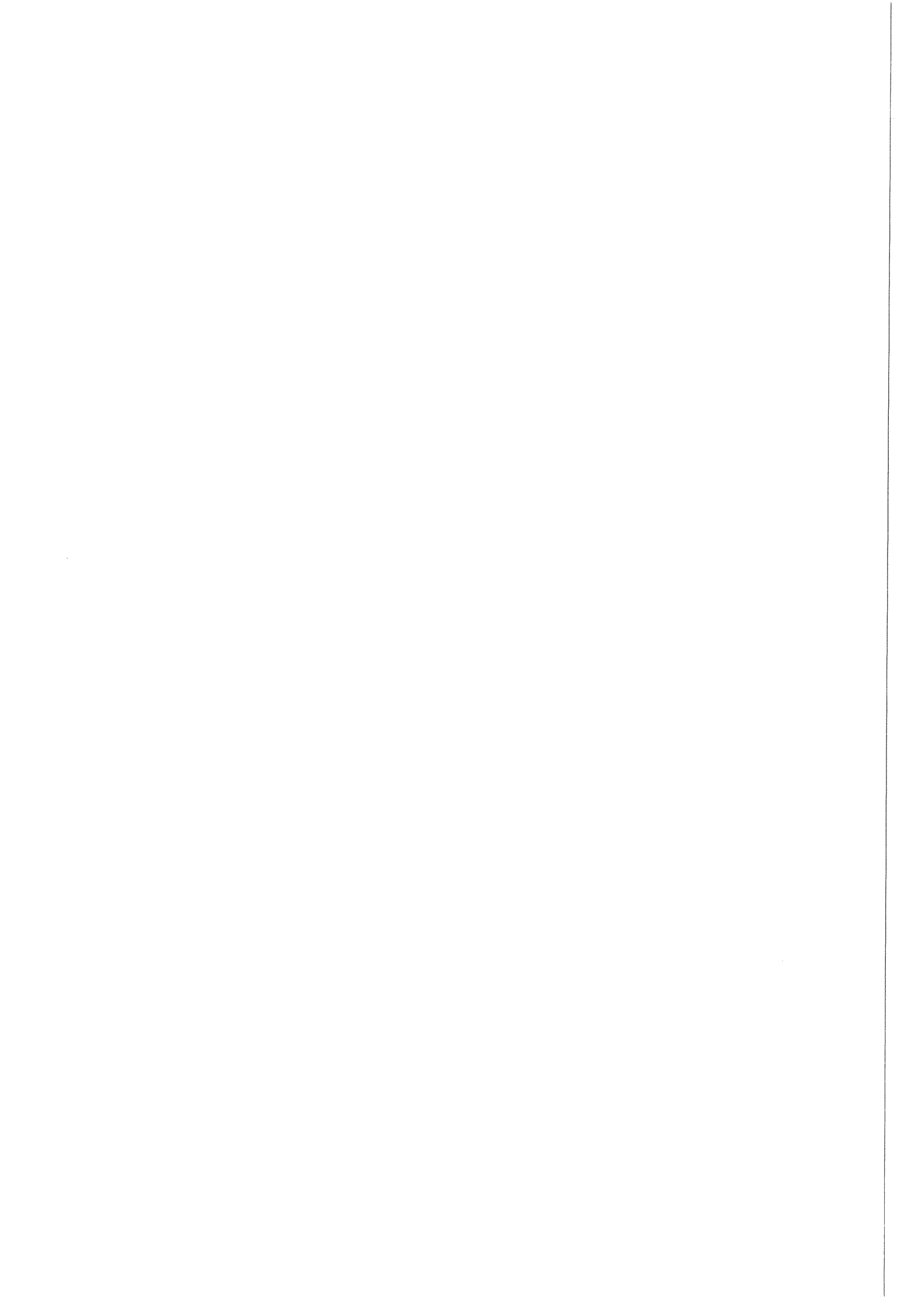
The extrusion rate, break-through pressure and minimum pressure during the extrusion proces have been investigated as a function of the grain size. Various grain sizes were made by different holding times after addition (and stirring) of the grain-refiner. One metal was cast without any grain-refiner to obtain a coarse grain structure. Before the extrusion took place all the specimens were homogenised.

The results show that the various grain sizes don't affect the extrusion rate of the aluminium alloys. The minimum extrusion pressure also does not depend on the grain size. It appears that during extrusion the materials with different grain sizes react in a similar way. Only the break-through pressure is affected by the grain size. Coarse grained materials show a lower break-through pressure than the fine grained materials.

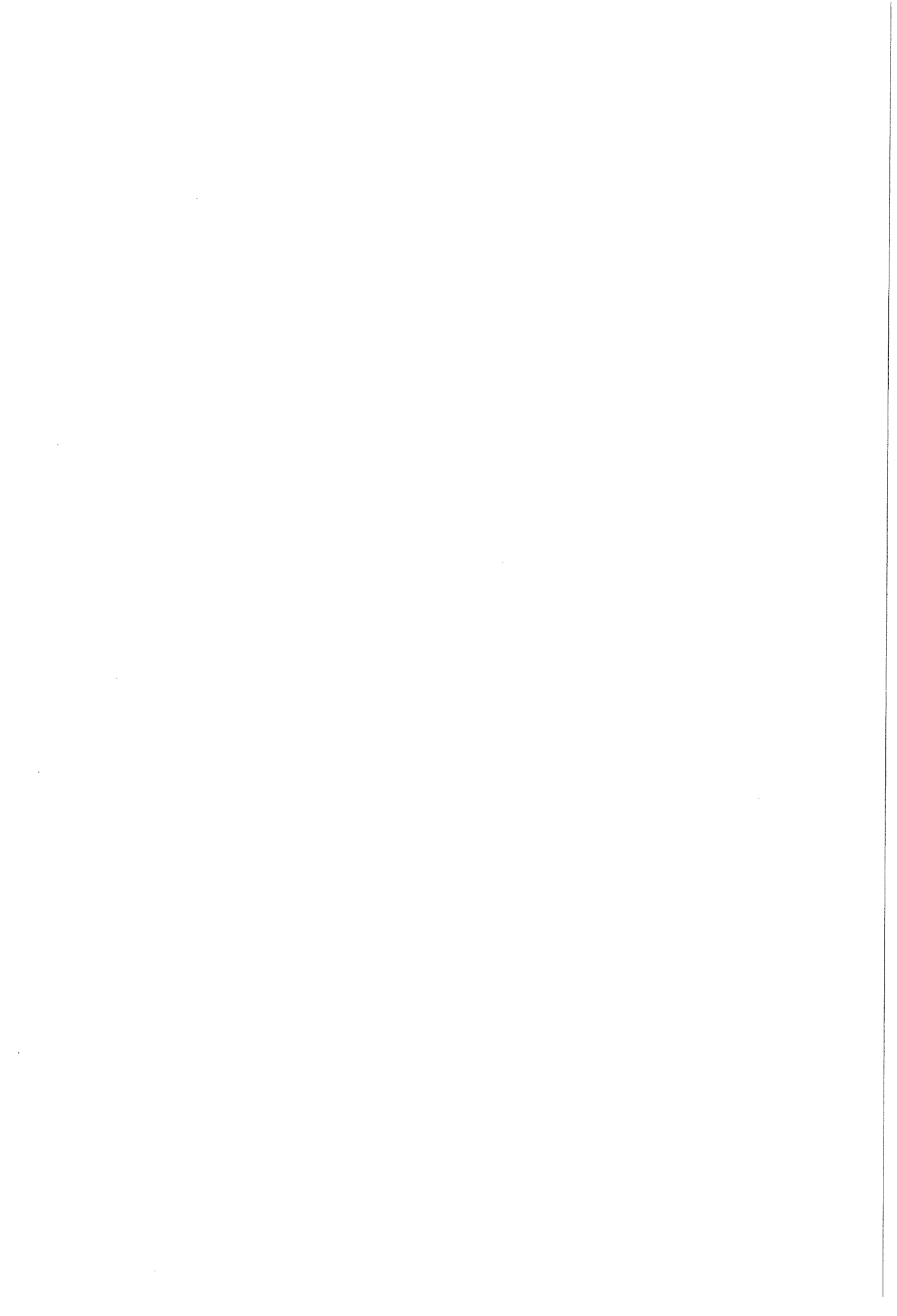


Inhoudsopgave.

	Pagina
Samenvatting	3
Summary	5
Inhoudsopgave	7
Symbolenlijst	11
1. Inleiding	13
2. Theorie.	15
2.1 Aluminiumlegering.	15
2.2 Extruderen.	17
2.2.1 Principe van directe extrusie.	17
2.2.2 Warmte tijdens de extrusie.	19
2.2.3 Isotherm extruderen.	19
2.2.4 De matrijs en de extrusieverhouding.	19
2.2.5 Extrudeerbaarheid.	21
2.2.6 Extrusiediagram.	21
2.3 Homogenisatie.	21
2.4 Deformatie van de structuur	25
2.4.1 Invloed van de korrelgrootte op de vloeispanning.	25
2.4.2 Korrelgrenzen en plastische deformatie.	25
2.4.3 Ontwikkeling van celstructuren.	27
2.5 Herstel en rekristallisatie tijdens de warmvervorming	27
2.6 Structuurontwikkeling tijdens extrusie.	31
2.7. Variatie van de korrelgrootte.	33
3. Experimenteel.	35
3.1 Het materiaal.	35
3.2 De temperatuurcyclus.	35
3.3 Structuuronderzoek	37
3.4 Voorbereiding van de billets.	39
3.5 De matrijs.	39
3.6 Het extruderen.	39
3.7 Presentatie van de resultaten	41
4. Resultaten.	45
4.1 Materiaalanalyse.	45
4.2 Korrelverfijning.	45
4.3 Homogeniseertijd.	49
4.4 Opwarmtijd van de billet.	49
4.5 Korrelgroottevariatie.	51
4.6. Extrusieresultaten.	55
4.3.1 Doorbreekdrukken.	55
4.3.2 Minimumdrukken.	55
4.7 m-waarden en aktiveringsenergieën.	63
4.8 Extrusiesnelheid en de extrusietemperatuur.	63

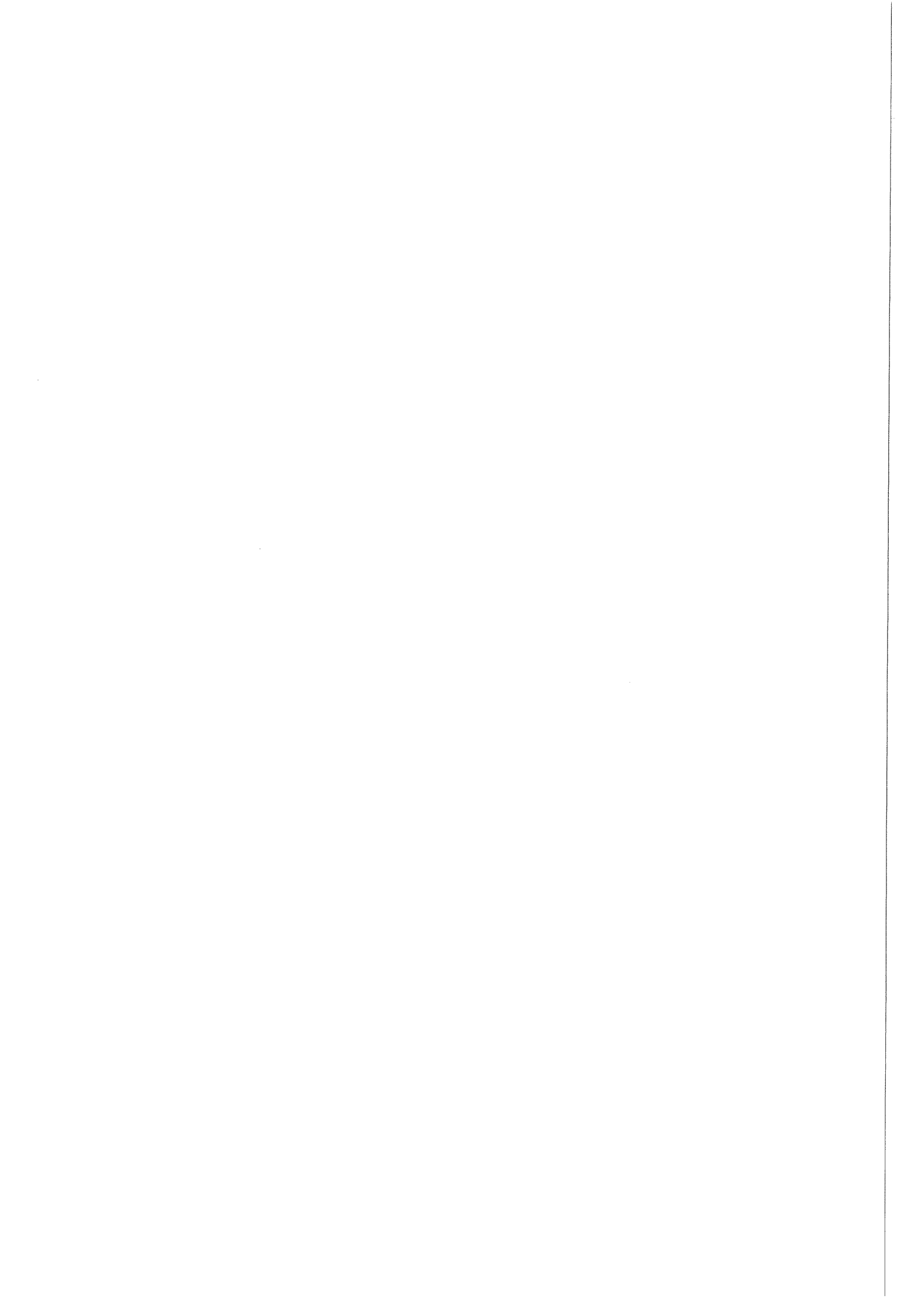


4.9	Deformatie structuur.	73
5.	Discussie.	75
5.1	Korrelgroottevariatie.	75
5.2	Doorbreekdrukken.	75
5.3	Minimumdruk gedurende het extruderen.	75
5.3.1	Temperatuursafhankelijkheid van minimumdruk.	75
5.3.2	De invloed van de extrusiesnelheid.	75
5.4	m-waarden en de aktiveringsenergie.	77
5.5	De invloed van de korrelgrootte op de extrusie van aluminium.	77
6.	Conclusies.	81
	Literatuurlijst.	83



Symbolenlijst.

AA 6063	AlMgSi legering volgens de ASTM-norm	
AA 6463	AlMgSi legering volgens de ASTM-norm	
α	Constante	[-]
ϵ	Rek	[-]
ϵ_s	Reksnelheid	[1/s]
σ_v	Vloeispanning	[MPa]
σ	Spanning	[MPa]
A_o	Doorsnede-oppervlak van de billet	[mm ²]
A_f	Doorsnede-oppervlak van het profiel	[mm ²]
b	Burgersvector	[m]
C	Constante	[MPa·s]
C_2	Constante	[MPa]
d_a	Gemiddelde korrelgrootte	[μ m]
DAS	Dendriet-arm-afstand	[μ m]
G	Glijmodulus	[MPa]
K_c	Constante	[-]
L	Celdiameter	[m]
L_s	Lengte schaalverdeling	[μ m]
l	lengte van n dendrietarmen	[μ m]
m	Constante	[-]
N	Aantal korrels	[-]
N_L	Aantal korrels per μ m	[μ m]
n	Aantal dendrietarmen	[-]
n	Constante	[-]
P	Druk	[MPa]
$P_{\text{doorbreek}}$	Doorbreekdruk	[MPa]
P_{min}	Minimumdruk	[MPa]
p	Aantal korrelgrenzen	[-]
Q	Aktiveringsenergie	[J/mol]
R	Universele gasconstante	=8.314 [J/mol·K]
R_v	Reduktieverhouding	[-]
t	Extrusietijd	[s]
T	Temperatuur	[°C]
T_m	Smelttemperatuur	[°C]
T_{extrusie}	Extrusietemperatuur	[°C]
V_{billet}	Volume van de billet	[mm ³]
V_{extrusie}	Extrusiesnelheid	[mm/s]



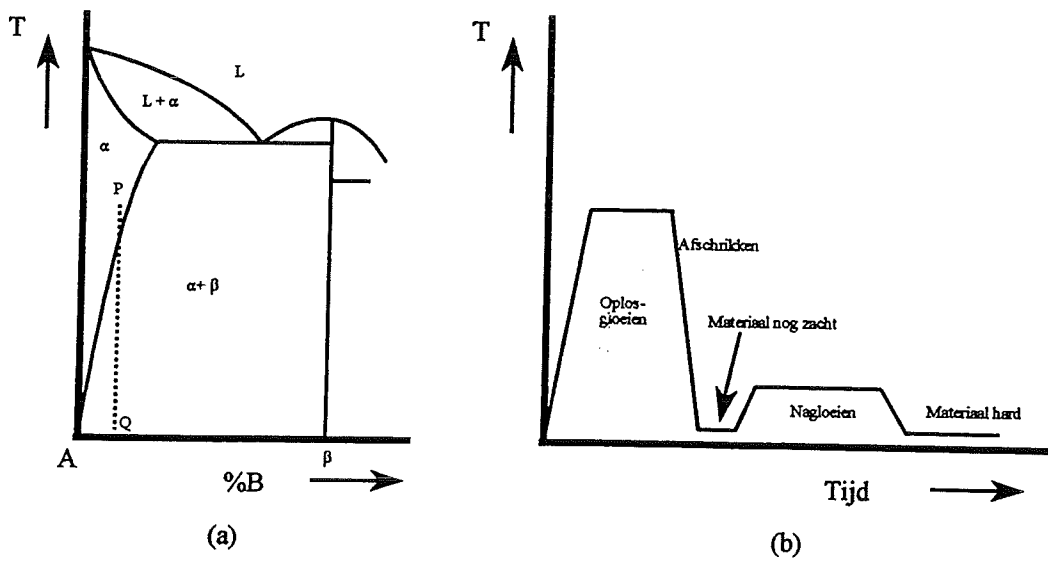
1. Inleiding.

Aluminium en aluminiumlegeringen zijn de meest gebruikte metalen voor het extrusieproces. Het grootste deel van alle aluminiumlegeringen is extrudeerbaar. De meest gebruikte aluminiumlegeringen voor dit warm vervormproces zijn de AlMgSi-legeringen.

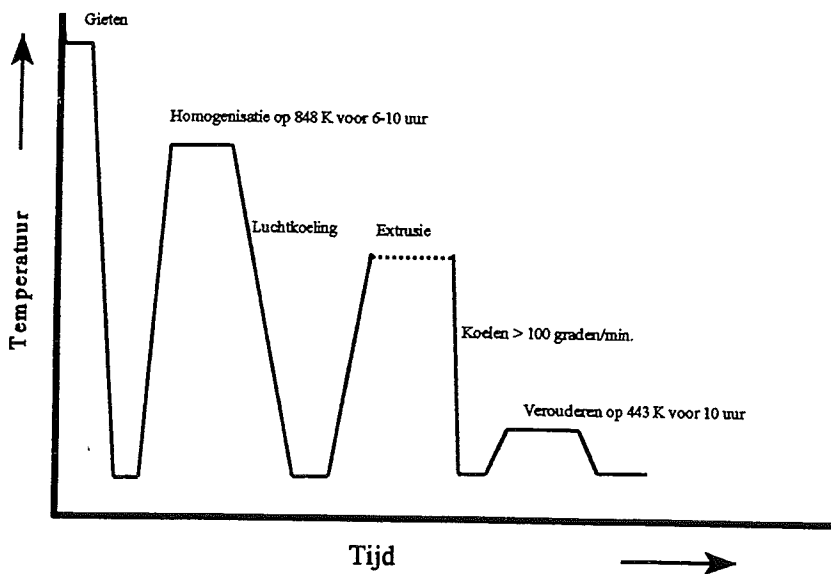
Het extruderen van aluminium is een belangrijk vormgevingsproces. Maatregelen die de produktiesnelheid van het extrusieproces verhogen zijn daarom vooral vanuit commercieel oogpunt aantrekkelijk. Tot nu toe heeft het onderzoek naar een verhoogde extrusiesnelheid zich onder andere toegespitst op het homogenisatieproces^[LAN95], waarbij vooral tijdsduur, temperatuur en afkoelsnelheden van belang zijn, en op het afkoelen van het extrusieprofiel direct na de matrijs met vloeibaar stikstof.

Tijdens de warmvervorming van metalen speelt de produktie en annihilatie van dislokaties een grote rol. Aangezien korrelgrenzen hierbij belangrijk zijn, is het interessant om de warmvervorming van metalen met verschillende korrelgrootten te onderzoeken. Hoe kleiner de korrelgrootte hoe groter het totale oppervlak aan korrelgrenzen in het materiaal, zodat een ander vervormingsgedrag verwacht wordt.

In dit afstudeeronderzoek zijn de extrusiesnelheid en-druk tijdens het extruderen onderzocht. Dit is gedaan met behulp van een AlMgSi-legering. Hiertoe zijn van deze legering proefstukken gemaakt met verschillende korrelgrootten. Deze verschillende korrelgrootten zijn verkregen door voor elke gewenste korrelgrootte de stolomstandigheden te variëren. De proefstukken met de verschillende korrelgrootten zijn vervolgens geëxtrudeerd. Vervolgens is er gekeken naar de drukken, temperaturen en de extrusiesnelheid tijdens het extrusieproces.



Figuur 2.1. (a). Binair systeem met teruglopende oplosbaarheidslijn.
 (b). Schema van de warmte behandeling voor precipitatieharding^[KOR69].



Figuur 2.2. Temperatuurbehandeling van een 6063-legering zonder oplosgloeibehandeling na het extruderen^[KOO].

2. Theorie.

2.1 Aluminiumlegering.

De gekozen aluminiumlegering voor het onderzoek is een 6xxx legering. De 6xxx serie bestaat uit aluminium-magnesium-silicium legeringen. Deze Al-Mg-Si legeringen worden veel gebruikt als redelijk sterke legeringen met als bijkomend voordeel dat ze goed lasbaar zijn, een goede corrosieweerstand hebben en ongevoelig zijn voor spanningscorrosie.

De 6xxx series worden in de meerderheid van de extrusies gebruikt. Deze legeringen liggen wat betreft de extrudeerbaarheid (zie hiervoor §2.2.5) tussen, aan de ene kant, de 1xxx en 3xxx series en aan de andere kant de 'moeilijk' te extruderen 2xxx, 5xxx en 7xxx legeringen. De legering ontleent zijn eigenschappen aan de precipitatie van Mg_2Si ^[KOO]. De stoichiometrische verhouding voor Mg_2Si is Mg:Si=1,73:1 (in gewichtsprocenten). Het Mg_2Si wordt door gloeien op hoge temperatuur van ongeveer 560 à 580°C opgelost. De oplosbaarheid van Mg en Si is hier zo groot dat homogene α -kristallen ontstaan. Door het materiaal nu af te schrikken (lijn PQ in figuur 2.1a^[KOR89]), zodat Mg en Si in oplossing blijven, en kunstmatig te verouderen op ongeveer 170°C ontstaat een fijne verdeling van Mg_2Si precipitaten in de aluminiummatrix (zie figuur 2.1b^[KOR89]). De precipitatie volgorde is:

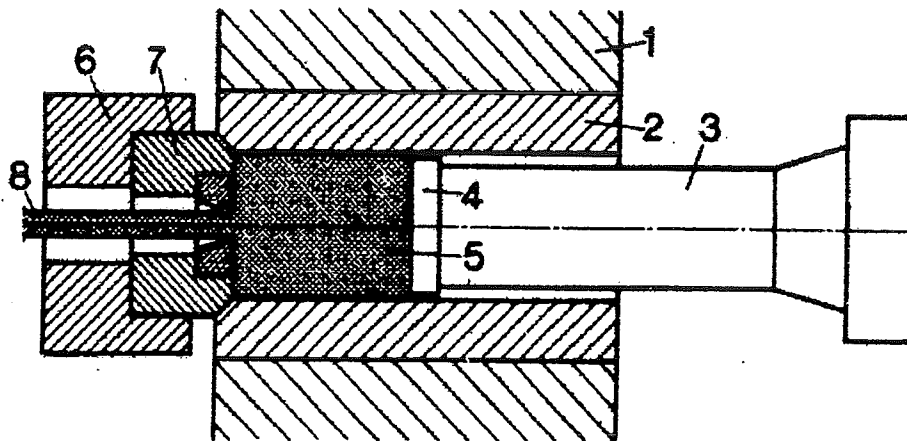
- GP-zones: Dit zijn naaldvormige zones langs (100) vlakken. De solvus van de GP-zones liggen in het algemeen boven de precipitatietermperatuur. Met deze deeltjes wordt de hoogste hardheid bereikt.
- β' -zones: boven 200°C gaan de naaldvormige GP-zones over in semi-koherente hexagonale Mg_2Si -staafjes. De staafjes vormen waarschijnlijk direkt uit de GP-zones.
- β -zones: Deze fase kan direkt transformeren uit de β' -zones. Er worden plaatvormige f.c.c. Mg_2Si -deeltjes gevormd.

Deze precipitatieharding volgt altijd na het extrusieproces. In het geval van direkt koelen na de extrusie is het mogelijk de oplosgloeistap uit het produktieproces te elimineren. De thermische behandeling hiervan wordt weergegeven in figuur 2.2^[KOO].

Er is in dit onderzoek gebruik gemaakt van een zelf samengestelde legering die op een AA6063 legering lijkt. Door nu zelf de legering te smelten bestaat de mogelijkheid om de stollingsomstandigheden zodanig te beheersen dat verschillende stolstructuren verkregen kunnen worden. Zou er gebruik gemaakt worden van een industriële AA6063 legering, dan zou ten gevolge van de altijd aanwezige korrelverfijner de stolstructuur veel minder beheersbaar zijn. Voor de samenstelling van de AA6063 legering zie tabel 2.1. In deze tabel staan ook de legeringsgehalten van de AA6463 legering. Dit is een hoge-zuiverheid versie waarin het ijzergehalte laag gehouden wordt (<0,15%). Deze legering reageert goed op chemisch etsen en is goed te kleuren/anodiseren.

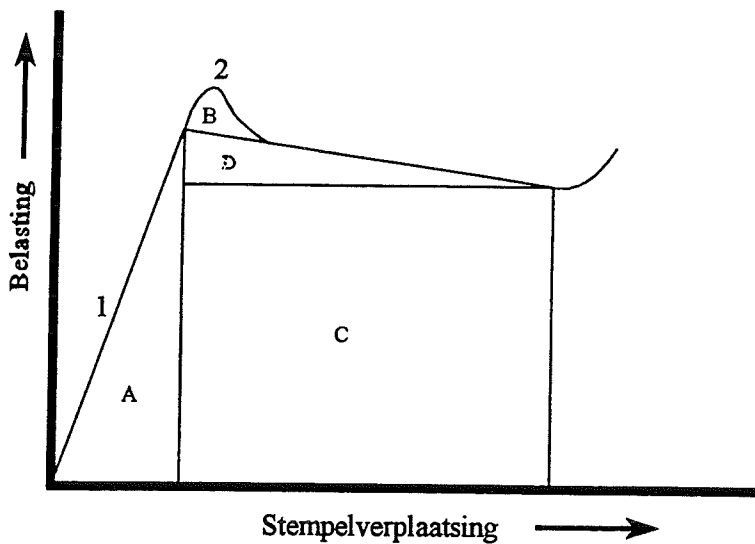
Tabel 2.1. De samenstelling, in gew%, van AA6063 en AA6463 volgens ASTM-norm (De enkele waarden zijn maximaal toelaatbare gehalten, de andere waarden geven de grenswaarden aan waarbinnen het gehalte moet liggen)^[MET79].

legering	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti
AA6463	0,20-0,6	0,15	0,20	0,05	0,45-0,9	0,05	-	-
AA6063	0,20-0,6	0,35	0,10	0,10	0,45-0,9	0,10	0,10	0,10



Figuur 2.3. Schematische voorstelling van het extrusieproces^[LAU76].

- | | | | |
|---|---------------|---|---------------------------|
| 1 | container | 6 | drukplaat |
| 2 | containerwand | 7 | matrijshouder met matrijs |
| 3 | stempel | 8 | profiel |
| 4 | persplaatje | | |
| 5 | billet | | |



Figuur 2.4. Belasting versus verplaatsingscurves voor ongesmeerde extrusie^[SHE85].

- | | | | |
|---|---|---|----------|
| A | arbeid van het "aan zetten" | | |
| B | arbeid nodig om de deformatie opgang te brengen | | |
| C | deformatiearbeid | | |
| D | arbeid ten gevolge van wrijving en afschuiving (alleen in het geval van directe extrusie) | | |
| 1 | "aanzetfase" | 2 | piekdruk |

2.2 Extruderen.

Extruderen is een vormgevingsproces om strengvormige halffabrikaten te produceren. Dit kunnen staven zijn maar ook massieve- en holle profielen, pijp en draad etc. Het principe van warmextruderen is redelijk eenvoudig. Een hoeveelheid voorverwarmd materiaal (de billet) wordt door een matrijs geduwd. Hierbij vindt een doorsnedevermindering plaats. Een schematische voorstelling van het extruderen wordt gegeven in figuur 2.3^[Lau76]. De temperatuur waarbij de extrusie wordt uitgevoerd, is afhankelijk van het gebruikte materiaal. Aluminiumbillets worden verwerkt in het temperatuurgebied van 300 tot 595°C.

Er zijn drie hoofdtypen van warmextrusie te onderscheiden: directe, indirecte en hydrostatische. Aluminium wordt doorgaans zonder smeermiddel geëxtrudeerd, het materiaal vloeit dan door inwendige afschuiving. Er wordt bovendien bij de matrijs een dode metaal zone gevormd.

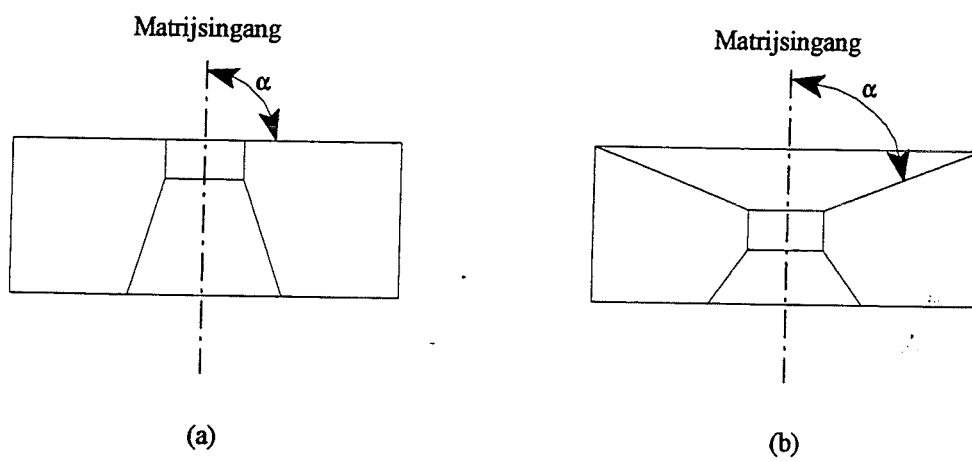
In het geval dat alle extrusieparameters vastgelegd zijn is ongesmeerde warm extrusie een redelijk rechtlijnig proces. Natuurlijk heeft er een wisselwerking plaats tussen metallurgische en verwerkingsprocessen, waardoor de mechanische eigenschappen, oppervlaktekwaliteit en corrosieweerstand van het uiteindelijke geëxtrudeerde produkt worden bepaald. Met dit extrusieproces kunnen zeer complexe extrusieprofielen, met uitstekende oppervlaktekwaliteit en nauwe maattoleranties, worden gemaakt. De matrijs die hier doorgaans voor gebruikt wordt is vlak (zie § 2.2.4).

De meest toegepaste vormen van warm extrusie zijn directe en indirecte extrusie. Bij directe extrusie (zie figuur 2.3) is de stempelbeweging in dezelfde richting als die van het extrusieprodukt. In het geval van indirecte extrusie beweegt de billet niet ten opzichte van de container. De matrijs wordt in dit geval tegen de billet gedrukt. Aangezien tijdens dit onderzoek gebruik is gemaakt van een extrusiepers, die werkt volgens het directe extrusieproces, wordt hier nader op ingegaan.

2.2.1 Principe van directe extrusie.

De opeenvolgende handelingen bij het direkt extruderen zijn in principe als volgt. De voorverwarmde billet wordt met het persplaatje in de container geladen. Vervolgens wordt de billet door de stempel met kracht vervormd. Het materiaal wordt zo gedwongen om door de matrijs te vloeien. Tijdens de extrusie bestaat de mogelijkheid dat een dunne laag materiaal achterblijft op de containerwand. De extrusie wordt voortgezet totdat er een dun schijfje restmateriaal overblijft. Aansluitend wordt al het (rest)materiaal verwijderd en kan de extrusie opnieuw beginnen.

Een karakteristieke belastings-verplaatsingskromme is te zien in figuur 2.4^[SHE85]. Hieruit volgt dat de belasting bij het begin van de directe extrusie zeer sterk toeneemt als de billet aangezet wordt om de container te vullen; de billet heeft namelijk een kleinere diameter dan de container omdat anders de billet niet of nauwelijks in de container te krijgen is. Dit wordt gevolgd door een verdere toename van de druk zodat op zeker moment de extrusie begint. De druk die hier gemeten wordt heet de doorbreekdruk. Er ontwikkelt zich voor de matrijsingang een conisch vormige deformatiezone. Nadat de druk een maximum bereikt heeft, zal de druk afnemen doordat de wrijvingskrachten minder worden. Dit komt doordat het kontaktoppervlak van de billet tijdens de extrusie steeds kleiner wordt. Aan het einde van de extrusie neemt de druk opnieuw toe. Deze toename is het gevolg van een toename van de deformatieweerstand omdat het restmateriaal, dat schijfvormig is, nu radiaal moet vloeien om



Figuur 2.5. Voorbeelden van (a) een vlakke en (b) een conische matrijs^[DIE88]. α is de ingangshoek van de matrijs.

door de matrijs te gaan.

2.2.2 Warmte tijdens de extrusie.

Wanneer een opgewarmde billet wordt geëxtrudeerd zal vanaf het begin van het proces een ingewikkelde thermische situatie ontstaan. De volgende processen dragen bij aan de warmtehuishouding^[LAU76].

- Het ontstaan van warmte in de deformatiezone in de nabijheid van de matrijs.
- Warmteproductie door wrijving aan de containerwand en aan de dode zone.
- Transport van warmte door verschuiving van de billet in de richting van de matrijs.
- Afvoer van warmte naar de matrijs, doorn en container.
- Afvoer van warmte via het restmateriaal
- Afvoer via het geëxtrudeerde profiel.
- Warmteproductie door wrijving aan de matrijs.

2.2.3 Isotherm extruderen^[LAU61,LAU76].

Wanneer men gaat extruderen met constante snelheid kan de uittreetemperatuur van het profiel van het begin tot het einde variëren, dit is afhankelijk van het feit of de warmteafvoer via de werktuigen (in het bijzonder de container) overheerst, of dat de warmte productie t.g.v. wrijving en afschuiving domineert. Om nu een gelijkmatige kwaliteit van het extrusieproduct te krijgen bij een druksnelheid zonder warmtescheuren, is het in de praktijk interessant om met constante uittreetemperatuur te extruderen. Uit de kennis met betrekking tot de samenhang tussen de profieluittreetemperatuur en de druksnelheid, is de basis voor het zogenaamde isotherm extruderen ontstaan. Het principe van isotherm extruderen behelst het zodanig regelen van de druksnelheid dat een constante uittreetemperatuur wordt verkregen.

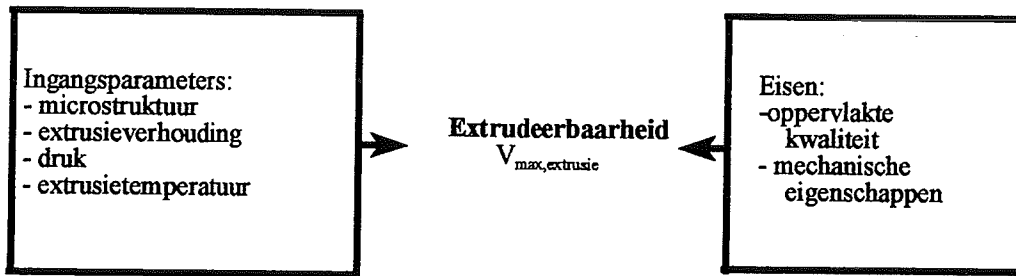
Er zijn meerdere mogelijkheden om isotherm te extruderen, bijvoorbeeld door de druksnelheid vanaf het begin van de extrusie te verminderen met behulp van een van te voren vastgesteld snelheidsprogramma, of door ongelijkmatig opwarmen van de billet zodat het laatste deel kouder is dan het begin. Een andere mogelijkheid is de vervormingssnelheid afhankelijk te maken van gemeten uittreetemperatuur van het profiel, hetgeen tijdens dit onderzoek gedaan is.

2.2.4 De matrijs en de extrusieverhouding.

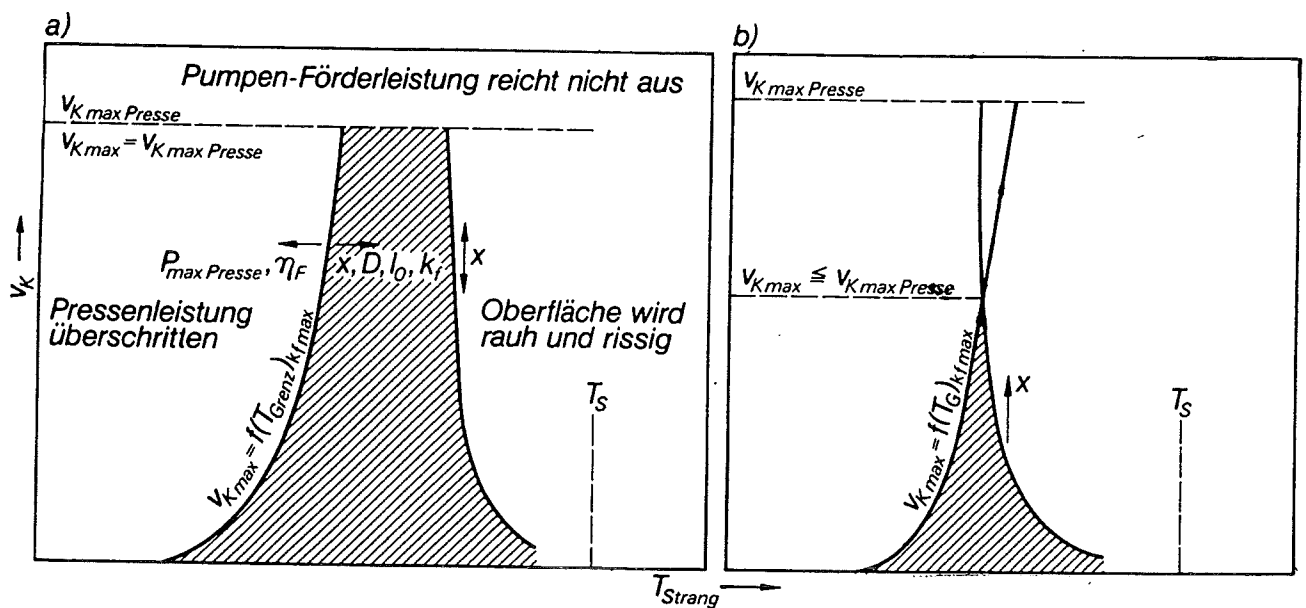
De matrijzen die gebruikt worden moeten bestand zijn tegen aanzienlijke aantastingen als gevolg van de hoge spanningen, thermische schok en oxydatie. Er wordt gebruik gemaakt van twee soorten matrijzen. Vlakke matrijzen (ingangshoek, α , is 90° , zie figuur 2.5a^[DIE88]) worden gebruikt in gevallen dat het metaal dat door de matrijs gaat zijn eigen dode metaalzone vormt en zo zijn eigen matrijshoek maakt. Matrijzen met conische ingangshoeken (figuur 2.5b) worden gebruikt bij extrusie met goede smering. Door kleinere ingangshoeken te nemen wordt de deformatie homogener en is de extrusiedruk lager.

De extrusieverhouding, R_v , wordt bepaald door het beginoppervlak, A_o , te delen door het uiteindelijke gedeformeerde oppervlak, A_f :

$$R_v = \frac{A_o}{A_f} \quad (1)$$



Figuur 2.6. Schematische voorstelling van afhankelijkheid van de extrudeerbaarheid van eisen en ingangsparameters.



Figuur 2.7. Extrusiediagram voor een makkelijk te extruderen legering (a) en een moeilijk te extruderen legering (b)^[LAU76].

v_K = snelheid

η_F = vervormingsgraad

D = billetdiameter

k_f = vervormingsweerstand

P_{max} = maximale drukkracht

x = extrusieverhouding

l_0 = billetlengte

T_s = solidustemperatuur.

Het beginoppervlak is gelijk aan de dwarsdoorsnede van de billet; het gedeformeerde oppervlak is gelijk aan de dwarsdoorsnede van het extrusieprofiel.

Het moge duidelijk zijn dat de extrusiedrukken toenemen naarmate de extrusieverhouding groter wordt. Naast de extrusieverhouding is ook de complexiteit van de matrijsdoorgang van invloed op het extrusiegedrag^[SHE93]. De belasting tijdens de extrusie kan veel groter zijn doordat het extrusieprofiel complexer is. In dit geval is er naast een kleine toename van de druk ten gevolge van een hogere vervormingsweerstand en het grotere wrijvingsoppervlak in de matrijs een grotere toename die wordt bepaald door een extra vervorming. Deze wordt in verband gebracht met het buigen van de stroomlijnen door de matrijs.

2.2.5 Extrudeerbaarheid.

De extrudeerbaarheid van een materiaal is een moeilijk definieerbaar begrip, maar wordt meestal tot uiting gebracht door produktieparameters zoals extrusiedruk en -temperatuur bij een gegeven extrusieverhouding (vergelijking (1)) te koppelen aan parameters die de oppervlaktekwaliteit van het extrudaat beschrijven en de extrusiesnelheid.

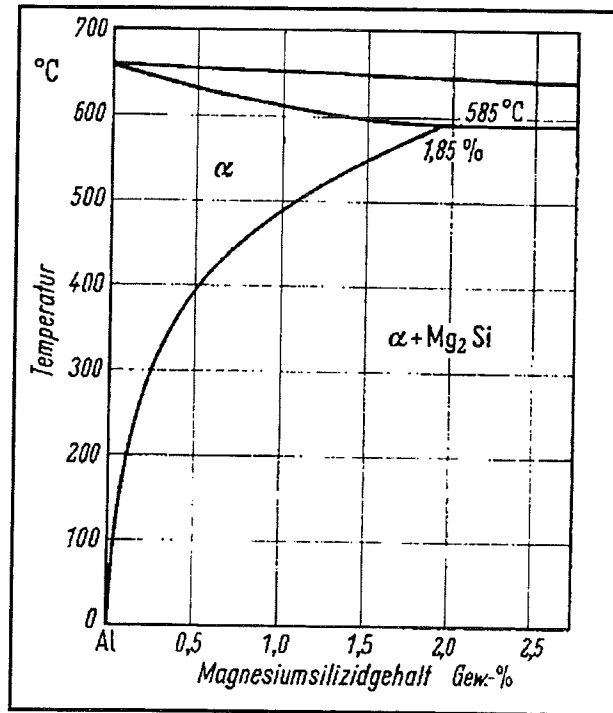
Reiso^[REI92] definieert extrudeerbaarheid als de maximale extrusiesnelheid waarbij geen oppervlaktescheuren plaats hebben. Deze scheuren zijn hoofdzakelijk het gevolg van plaatselijk smelten van niet-evenwichts, bij lage temperatuur, smeltende eutektische fasen (bijvoorbeeld Mg_2Si). Een nadeel van deze beschrijving is dat er geen rekening wordt gehouden met andere oppervlakte fouten zoals pick-up en matrijslijnen. Bijkomende criteria kunnen de mechanische eigenschappen na een eventuele verouderingsbehandeling zijn. Materialen die geëxtrudeerd kunnen worden bij zeer hoge snelheden met een goede oppervlaktekwaliteit, kunnen onvoldoende mechanische sterkte hebben, zelfs na de optimale verouderingsbehandeling. De samenstelling is dan dusdanig dat de benodigde grootte en verdeling van de precipitaten in de matrix niet bereikt kan worden. In figuur 2.6 staat schematisch de definitie van extrudeerbaarheid.

2.2.6 Extrusiediagram.

Met behulp van een extrusielimietdiagram kan men de extrudeerbaarheid weergeven. De maximale extrusiesnelheid kan in dit geval worden weergegeven als functie van de billettemperatuur bij konstante extrusieverhouding en materiaalsamenstelling. In figuur 2.7^[LAU76] staan schematisch twee extrusie(beperkings)diagrammen weergegeven. Uit het diagram volgt duidelijk dat er een optimale billettemperatuur is waarbij een maximale extrusiesnelheid wordt bereikt. Bij temperaturen die lager zijn dan deze optimale temperatuur wordt de snelheid beperkt door de gebruikte extrusiepers. De weerstand tegen vervorming neemt bij lagere billettemperaturen toe zodat de extrusiesnelheid afhankelijk is van de beschikbare druk van de extrusiepers. De maximale extrusiesnelheid bij temperaturen die hoger zijn dan de optimale temperatuur wordt bepaald door de kwaliteit van het extrusieoppervlak. Hogere billettemperaturen leveren een mindere oppervlaktekwaliteit.

2.3 Homogenisatie.

Homogeniseren wordt toegepast om de gietstructuur te transformeren om het materiaal geschikt te maken voor het omvormproces, zie figuur 2.2. Tijdens de hoge temperaturen van de homogenisatie vinden verschillende processen plaats. Precipitaten en eutektische structuren lossen op. Tevens kunnen elementen, die in een oververzadigde oplossing in de aluminiummatrix zitten, precipiteren. Bovendien is het mogelijk dat er zich een



Figuur 2.8 Quasi-binair toestandsdiagram van Al-Mg₂Si^[KOO].

van intermetallische verbindingen die reeds aanwezig zijn voor de homogenisatie. Een voorbeeld van zo'n intermetallische fase is AlFeSi ($\beta\text{AlFeSi} \rightarrow \alpha\text{AlFeSi}$). De drie bovengenoemde processen beïnvloeden de extrudeerbaarheid (zie § 2.2.5) op verschillende manieren. De invloed van precipitaten op de (warm)vervorming is afhankelijk van type, grootte en plaats. Kleine harde precipitaten zijn beter in staat om dislokaties vast te pinnen dan zachte precipitaten. De laatste worden makkelijker doorsneden door lopende dislokaties. Het gevolg hiervan is dat bij kleine harde precipitaten de vervormingsweerstand sneller toeneemt dan bij zachte precipitaten. Wanneer precipitaten tijdens het homogenisatieproces snel in oplossing gaan, vindt er oplosharding plaats doordat het rooster door de opgeloste "vreemde" atomen wordt verstoord.

Als er weinig maar grote precipitaten aanwezig zijn neemt de oplosharding tijdens het verhitten naar de billettemperatuur toe. Dit omdat de precipitatieharding ongeveer gelijk blijft. De deeltjes zijn zo groot dat ze niet helemaal oplossen. De oplosharding die plaats heeft zorgt echter wel voor een grotere sterkte.

In het geval van veel kleine precipitaten kan de afname van de precipitatieharding ten gevolge van het oplossen van de deeltjes significant groter zijn dan de toename van de versterking door het oploskoken.

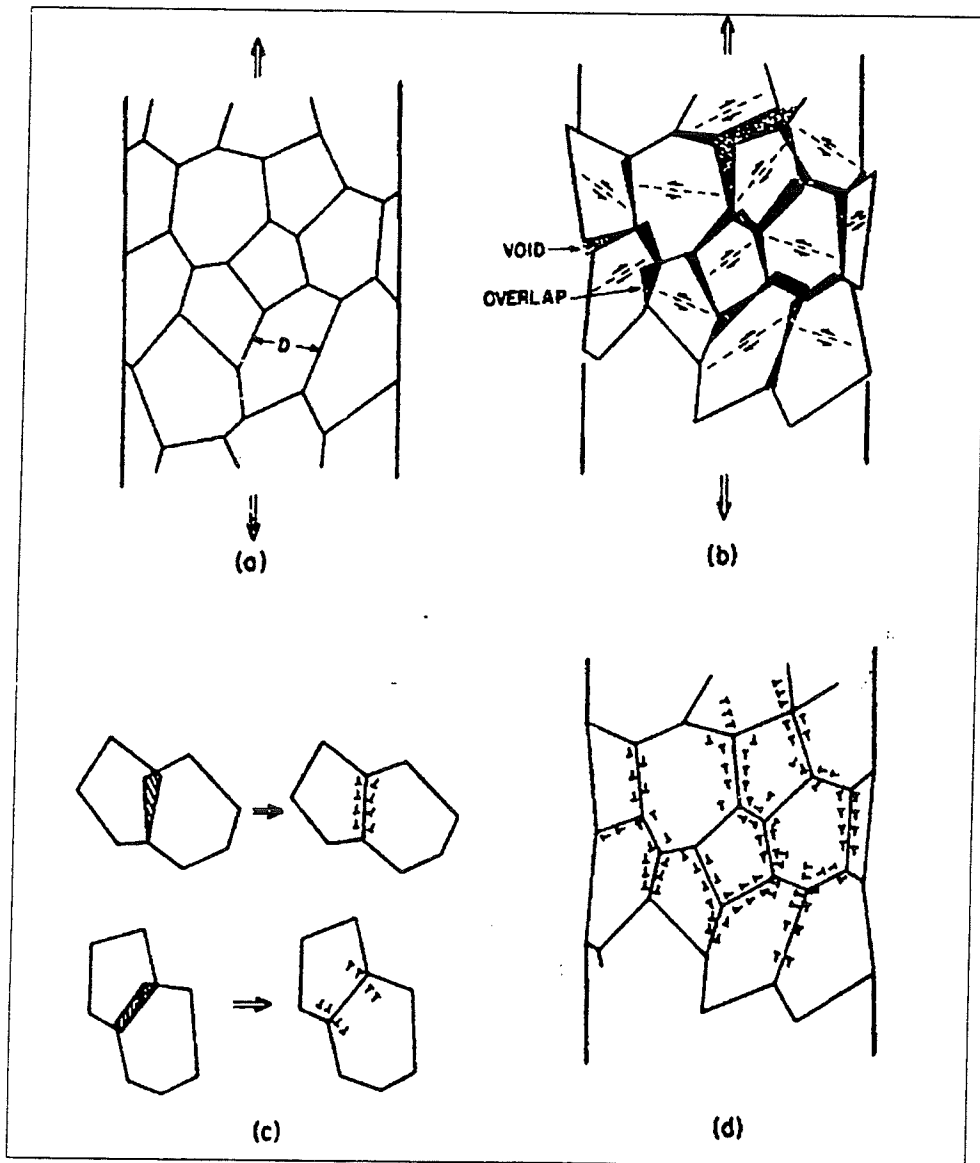
Intermetallische verbindingen worden doorgaans gevonden aan de dendriet- en korrelgrenzen. Ze zijn ontstaan door microsegregatie in de groeiende dendrieten tijdens de stolling. Deze verbindingen kunnen al dan niet oplossen tijdens het homogeniseren. Een andere mogelijkheid is dat er zich een fase-transformatie van deze intermetallische verbindingen voordoet. Ook eutektische structuren komen voor aan de dendriet- en korrelgrenzen. Deze structuren kunnen ook oplossen of een fase-transformatie ondergaan. Meestal zijn de gevolgen van intermetallische- en eutektische structuren niet gunstig voor de mechanische eigenschappen. Ze veroorzaken brosheid en inhomogeniteiten.

Niet alleen de duur en de tijd zijn van belang bij het homogeniseerproces, maar ook de wijze van afkoelen erna. Langzame afkoeling heeft in beperkte mate precipitatie tot gevolg, terwijl afschrikken een homogeen materiaal oplevert waarin de legeringselementen in oplossing zijn. De uiteindelijke weerstand tegen deformatie tijdens het omvormen is dan ook afhankelijk van de situatie vóór het opwarmen van het materiaal direct voorafgaand aan de extrusie.

In figuur 2.8 wordt het quasi-binaire fase-diagram van het $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$ -systeem afgebeeld^[KOO]. Uit de oplosbaarheidslijn blijkt dat de maximale oplosbaarheid van Mg_2Si in de α -fase 1,85 gew% bedraagt. De eutektische temperatuur is 585°C . Tijdens het homogeniseren mag geen vloeistof gevormd worden zodat de homogeniseertemperatuur altijd hier onder moet blijven. In de regel zullen in commerciële legeringen naast de hoofdlegeringselementen, waarvan meestal een fase-diagram beschikbaar is, ook nog andere (legerings) elementen aanwezig zijn. Het gevolg hiervan is dat het fase-diagram niet 100% betrouwbaar is voor commerciële legeringen. Een bijkomend nadeel van deze diagrammen is dat er geen rekening gehouden wordt met diffusie omdat ze alleen geldig zijn voor evenwichtsomstandigheden. Ze geven geen informatie over hoelang het duurt eer deze omstandigheden bereikt worden.

Gedurende de homogenisatiebehandeling verandert de korrelstructuur van commerciële legeringen niet significant. De korrelgrenzen worden aanvankelijk vastgezet door intermetallische deeltjes en eutektische structuren^[RAG91]. Het is echter mogelijk dat deze deeltjes bij de hoge temperaturen van de homogenisatie geheel of gedeeltelijk oplossen. Hierdoor worden de korrelgrenzen niet meer vastgehouden en is korrelgrensverplaatsing mogelijk. Een zo laag mogelijke korrelgrensdichtheid is immers energetisch gunstiger. In de praktijk worden deze omstandigheden vermeden.

In de praktijk worden voor AA 6063 legeringen homogeniseertemperaturen gebruikt die variëren van 565 tot 585°C . De tijdsduur is dan 6 tot 10 uur.



Figuur 2.9. Schematische voorstelling van het deformatiemodel van Ashby^[ASH70] voor een polykristallijn materiaal.

- a) deformatie van een polykristallijn materiaal.
- b) materiaal deformeert macroscopisch op een uniforme wijze, wat overlappingsen en holten tot gevolg heeft.
- c) en d) correctie door geometrisch noodzakelijke dislokaties.

2.4 Deformatie van de structuur.

2.4.1 Invloed van de korrelgrootte op de vloeispanning^[BAK88].

In een polykristallijn metaal hebben bij plastische deformatie, door de vele oriëntaties van de kristallen, de schuifspanningen op de glijsystemen zeer uiteenlopende waarden. Stijgt nu de belasting verder dan neemt het aantal kristallen waarin de kritische schuifspanning bereikt is toe, totdat alle kristallen plastisch vervormen.

De kristalgrenzen vormen een barrière voor dislokaties in de glijsystemen van plastische kristallen. De schuifspanning die nu nodig is om deze barrières te overwinnen is bijvoorbeeld veel hoger dan in het geval van een ééncristal. Hieruit volgt dat de vloeispanning van een polykristallijn metaal toeneemt met het oppervlak van de kristalgrenzen per volume-eenheid, d.w.z. met afnemende korrelgrootte.

De mobiliteit van dislokaties neemt toe met toenemende temperatuur. Hierdoor neemt de weerstand tegen plastische vervorming af, hetgeen onder meer tot uiting komt in een daling van de rekgrens. In het algemeen daalt ook de breuksterkte en neemt de breukrek toe met stijgende temperatuur.

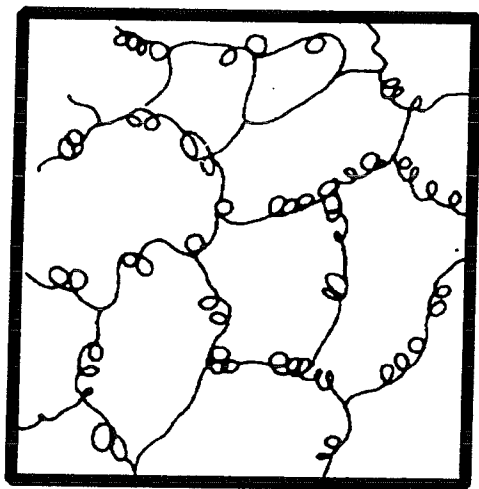
Dat de vloeispanning afneemt bij hogere temperaturen is ook waar te nemen bij de doorbreekdrukken tijdens het extruderen^[SHE93]. Deze piekdruk neemt toe met afnemende billettemperatuur.

2.4.2 Korrelgrenzen en plastische deformatie^[DIE88].

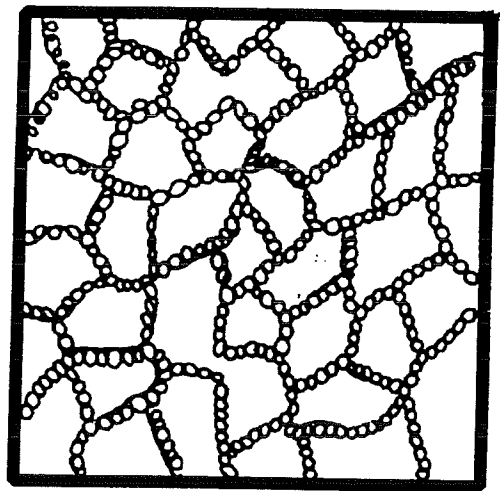
De gebieden waar aangrenzende kristalroosters niet passen worden gevormd door de korrelgrenzen. Deze korrelgrensstructuur bevat korrelgrensdislokaties, dit zijn immobiele dislokaties welke als functie hebben om een trapje of een korrelgrensrichel te vormen. Als de misoriëntatie tussen de korrels groot is dan zal het aantal korrelgrenstrapjes hoger zijn. Deze korrelgrenstrapjes zijn doeltreffende bronnen voor dislokaties. In een polykristallijn materiaal moet er continuïteit zijn tussen de vervormende kristallen. Ondanks dat elke korrel homogeen wil deformeren als gevolg van het hele deformatieproces, veroorzaken de rekken die ontstaan ten gevolge van de continuïteit grote verschillen in de vervorming tussen aangrenzende korrels en in één enkele korrel. In bijvoorbeeld grofkorrelig aluminium zijn de rekken in de omgeving van korrelgrenzen aanzienlijk verschillend van die in het centrum van de korrels^[URI52].

Ondanks dat de rek continu is over korrelgrenzen, kan er een steile rekgradiënt bestaan in dit gebied. Wanneer de korrelgrootte afneemt en de rek toeneemt zal de deformatie meer homogeen zijn. Door de "opgelegde" rekken als gevolg van de continuïteit van de korrelgrenzen heeft er nu slip plaats op verschillende glijsystemen, zelfs bij lage rekken. Daar er in de nabijheid van de korrelgrenzen meestal meerdere glijsystemen werkzaam zijn, zal de hardheid daar ook hoger zijn dan in het centrum van de korrels. Hieruit mag geconcludeerd worden dat de versteviging in een fijnkorrelig materiaal groter zal zijn dan in een grofkorrelig polykristallijn materiaal.

De voorwaarde van continuïteit, welke voor polykristallijne materialen tot veel complexere deformatie modes leidt dan in het geval van ééncristaldeformatie, heeft geleid tot een dislokatiemodel voor polykristallijne vervorming^[ASH70]. In dit model wordt het polykristallijn materiaal gedeformeerd door op te delen in korrels die het materiaal vertegenwoordigen, zie figuur 2.9. Deze korrels schuiven nu af volgens de wet van Schmid (experimenteel is gevonden dat een ééncristal slipt als de afschuifspanning op het glijvlak een kritische waarde



(a)



(b)

Figuur 2.10. Schematische voorstelling van het ontstaan van een dislokatiecelstructuur^[DIE88].
a) begin van de celstructuur met de dislokatieverwarring.
b) evenwichtscelgrootte met hoge dislokatedichtheid in de celwanden.

overschrijdt). Dit proces produceert statistisch opgeslagen dislokaties. Het gevolg hiervan is echter dat er overlappingsen en gaten ontstaan, zoals duidelijk uit figuur 2.9 blijkt. Wanneer overlappingsen gecorrigeerd kunnen worden door afschuifverplaatsingen, wordt met behulp van lopende dislokaties uit de korrelgrenzen een lokale afschuiving geïntroduceerd. Als nu voor de correctie van de overlappingsen lokale verplaatsingen voldoende zijn dan worden dislokatieparen (prismatische lussen) ingevoerd. Gaten worden op gelijkaardige wijze, maar nu met dislokaties met tegengesteld teken “opgelost” worden. Met beide bovenstaande processen kunnen alle overlappingsen en holten opgelost. Deze plaatselijk niet-gelijkmatige vervorming vindt plaats op elk korreloppervlak, en verschilt van oppervlak tot oppervlak zodat een ingewikkeld patroon ontstaat, zie figuur 2.9d. De dislokaties die hiervoor gebruikt worden zijn de geometrisch noodzakelijke, welke te onderscheiden zijn van statistisch opgeslagen dislokaties. Statistische dislokaties worden namelijk willekeurig vastgezet in een puur kristal. Samenvattend wordt gesteld dat geometrisch noodzakelijke dislokaties karakteristiek zijn voor de microstructuur en statistische karakteristiek voor het materiaal.

2.4.3 Ontwikkeling van celstructuren^[BEU78].

Zoals reeds eerder genoemd neemt het aantal dislokaties toe bij plastische vervorming. Bij grote vervormingen gaan de dislokaties zich groeperen: er ontstaat een celstructuur. Een celstructuur bestaat uit vrijwel dislokatievrije domeinen (de cellen) die gescheiden worden door celwanden van dislokaties. In figuur 2.10 wordt dit schematisch weergegeven. Naast de vervormingsgraad zijn ook de vervormingstemperatuur, de samenstelling van het materiaal en de stapelfoutenergie belangrijk bij de vorming van de celstructuur. Met bijvoorbeeld toenemende temperatuur en deformatiegraad treedt er eerder celvorming op. De reden voor celvorming is dat hierdoor de elastische energie van de dislokatie verlaagd wordt. De vergelijking voor de vloeispanning is in het geval van een celstructuur,

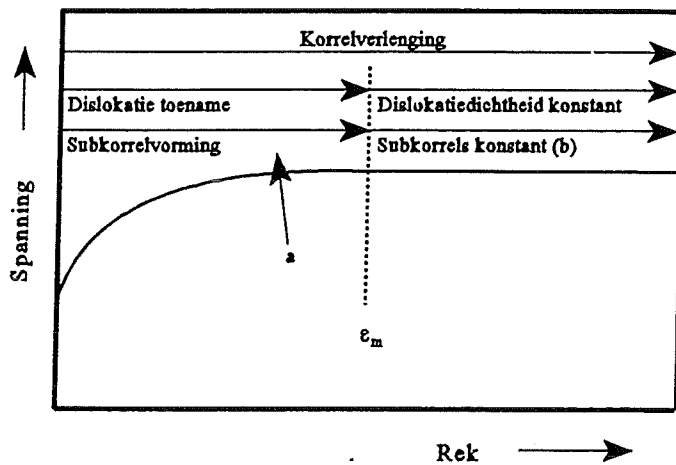
$$\frac{\sigma_v}{G} = \alpha K_c \frac{b}{L} \quad (2)$$

G is de glijmodulus, α en K_c zijn konstanten, b is de Burgersvector en L is de diameter van de cellen. Uit deze formule blijkt dat de celstructuren bijdragen tot de sterkte van het materiaal; hoe kleiner de celdiameter, hoe hoger de vloeispanning.

Opmerkelijk is dat de celgrootte onafhankelijk is van de beginkorrelgrootte en neemt af naar een limietwaarde na een bepaalde rek. Deze limietwaarde wordt groter naarmate het metaal zachter is. Tevens neemt de celgrootte af met het gehalte aan (legerings)elementen in het metaal.

2.5 Herstel en rekristallisatie tijdens de warmvervorming.

Naast de productie van dislokaties en de celvorming spelen er nog andere processen een rol bij de warm deformatie van metalen. Dit zijn dynamisch herstel en dynamische rekristallisatie. Dynamisch herstel is het annihileren van dislokaties met tegengesteld teken gedurende de warmvervorming. Bij dynamische rekristallisatie vindt er ook annihilatie plaats, maar nu worden nieuwe hergerangschikte korrels in de oude korrelstructuur gevormd. Deze nieuwe korrels zijn aanvankelijk vrij van dislokaties zodat er een energiereductie is. Herstel wordt, in combinatie met rekristallisatie, ook wel beschreven als alle veranderingen die



Figuur 2.11. Microstructurele veranderingen die plaatsvinden tijdens dynamisch herstel. ϵ_m is de minimumrek waarbij de dislokatievorming voor het eerst in balans is met de annihilatie.

- a) De pijl geeft aan waar de totale curve naar toe schuift bij verhoging van de reksnelheid.
- b) Konstant wil zeggen: konstante grootte, konstant oriëntatieverschil en equi-axiale korrels.

zich voordoen, behalve het “vegen” van de vervormde structuur door migrerende hoge hoek korrelgrenzen. Tijdens het herstel zullen meerdere eigenschappen veranderen, zoals bijvoorbeeld de elektrische, mechanische, microstructuur en de hoeveelheid opgeslagen energie. De hoeveelheid energie die vrijkomt tijdens het herstel is afhankelijk van het type metaal.

Mechanismen die hierbij een rol spelen zijn: vacaturediffusie en/of dislokatieherrangschikking. Aluminium kan alle opgeslagen energie, bij herstelgloeitemperaturen die lager zijn dan de rekristallisatietemperatuur, kwijtraken^[CAH83]. Aluminium vertoont hierdoor een aanzienlijke mate van “verzachting” tijdens het herstel.

In aluminium zijn twee stadia te onderscheiden tijdens het herstel. Tijdens het eerste stadium verandert de microstructuur als gevolg van dislokatieklimmen of wat meer waarschijnlijk is door dislokatieglijden. Het tweede stadium houdt in de groei van de subkorrels of polygonisatie (in het geval van minder grote vervormingen^[KOR89]).

De celstructuur die gevormd is als gevolg van de deformatie heeft een hoge stapelfoutenergie. Herstel heeft hier twee stadia met betrekking tot de microstructuur. De eerste stap bestaat uit een verscherping van de celwandstructuur zodat een subkorrelstructuur ontstaat. De afmetingen van de cellen veranderen niet tijdens deze stap. De cellen worden echter “schoner” wat dislokaties betreft (dit proces is analoog aan polygonisatie). Vervolgens wordt de substructuur grover door subkorrelgroei; dit is de tweede stap.

Bij een zekere rek ϵ_m ontstaat er een evenwicht in de dislokatievorming en het herstel. Neemt de rek nu nog verder toe dan blijft de subkorrelgrootte en het oriëntatieverschil tussen de subkorrels ongeveer gelijk. Er ontstaat nu een steady-state vloeispanning, σ_v , die toeneemt met hogere reksnelheden. Er zijn nu zeer grote deformaties mogelijk. Een en ander volgt ook uit figuur 2.11. Tevens neemt deze steady-state vloeispanning af met toenemende temperatuur. Hierdoor is de energie die nodig is voor warmvervorming doorgaans veel lager dan bij koudvervorming. In het geval van koudvervorming wordt de versteving niet hersteld zodat de vloeispanning toeneemt met de vervorming.

Warmvervormen geschiedt bij temperaturen die hoger zijn dan $0,6T_m$ en hoofdzakelijk bij hoge reksnelheden (in de orde van $0,5$ tot 500 s^{-1}).

De reksnelheids-en rekafhankelijkheid van de spanning wordt gegeven door de volgende vergelijking:

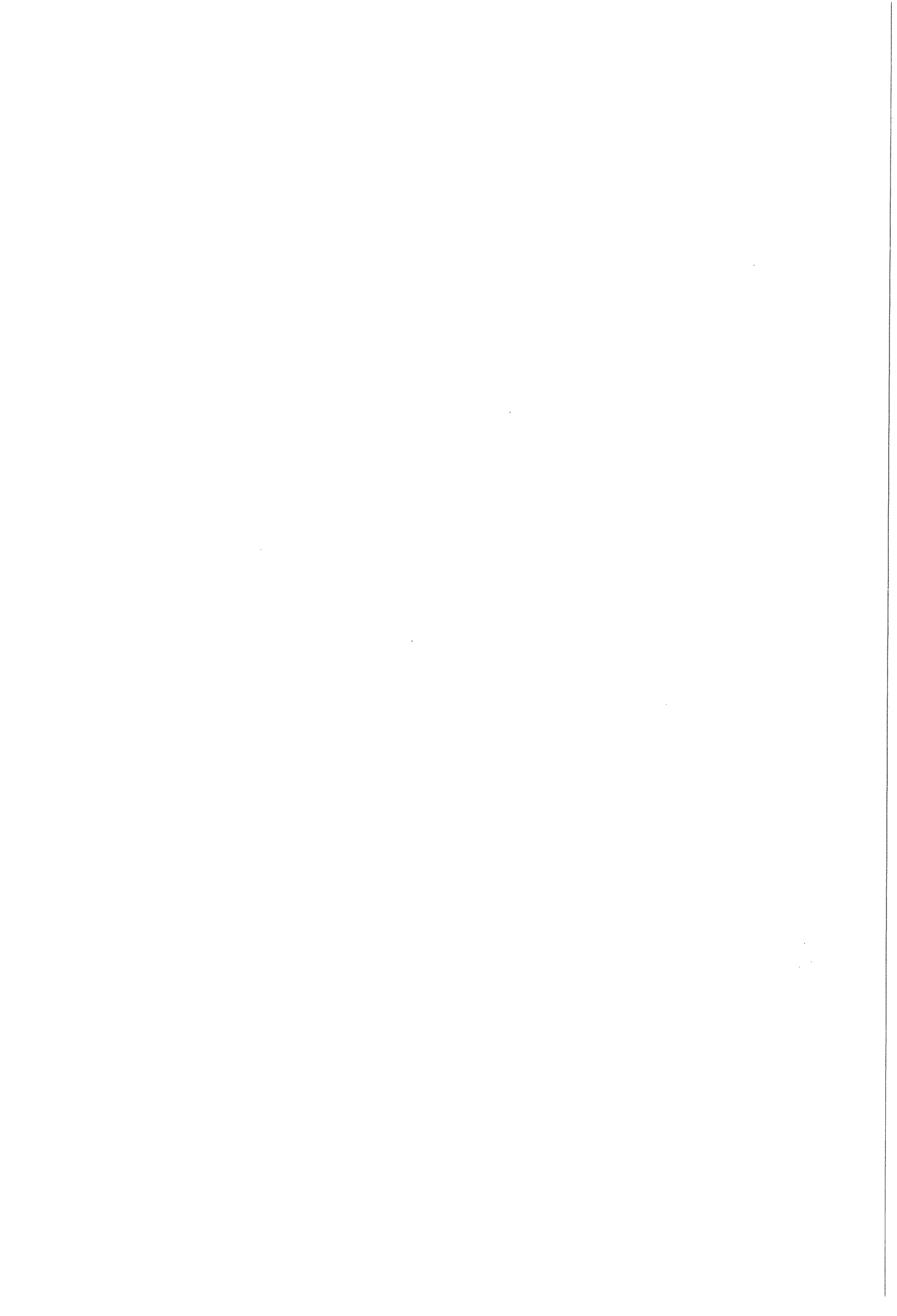
$$\sigma = C\epsilon^n \dot{\epsilon}^m \quad (3)$$

Hierin zijn C , n en m experimenteel te bepalen constanten, σ de spanning, ϵ de rek en $\dot{\epsilon}$ de reksnelheid. Bij constante rek en temperatuur, ϵ^n is dan een constante, is m de helling van de grafiek waarin $\log \sigma$ uitgezet is als functie van $\log \dot{\epsilon}$.

De temperatuurafhankelijkheid van de spanning bij constante rek en reksnelheid wordt in het algemeen gegeven door:

$$\sigma = C_2 e^{Q/RT} |_{\epsilon, \dot{\epsilon}} \quad (4)$$

Hierin is C_2 een constante, Q de aktiveringsenergie voor plastisch vloeien, R de universele gasconstante ($8,314 \text{ J/molK}$) en T de temperatuur. Wanneer aan deze vergelijking wordt voldaan, geeft de grafiek waarin $\ln \sigma$ uitgezet is als functie van $1/T$ een rechte lijn. De helling van deze lijn is Q/R .



Zoals reeds eerder opgemerkt heeft aluminium een hoge stapelfout energie, waardoor dislokatieklimmen en cross-slip makkelijk plaatshebben (de aktiveringsenergie voor warmvervormen is dan ook gelijk aan die voor kruip en zelfdiffusie). Dynamisch herstel is hierdoor een snel proces zodat de evenwichtsdislokatedichtheid nooit die hoge waarden kan bereiken waarbij dynamische rekristallisatie start ^[MCQ91].

Tijdens de verouderingsbehandeling na het extruderen bestaat wel de mogelijkheid van rekristallisatie. Rekristallisatie vindt plaats door een kiemvormings-en groeiproces. De drijvende kracht voor dit proces is de in het kristal opgeslagen energie in de vorm van dislokaties. Op de plaatsen waar het metaal het sterkst vervormd is, met andere woorden daar waar de inwendige spanningen het hoogst zijn, zal de kiemvorming het eenvoudigst gaan. Het aantal kiemen neemt toe met de deformatie. Bij zeer weinig deformatie zal er nergens een plaats zijn die voldoende vervormd is om dienst te doen als kiemplaats. Tijdsinvloeden komen niet zo naar voren door tegenstrijdige factoren. De kans op een gunstige heroriëntering zullen na langere tijd gunstiger zijn, ware het niet dat de inwendige spanningen ten gevolge van het gelijktijdige herstelproces afnemen.

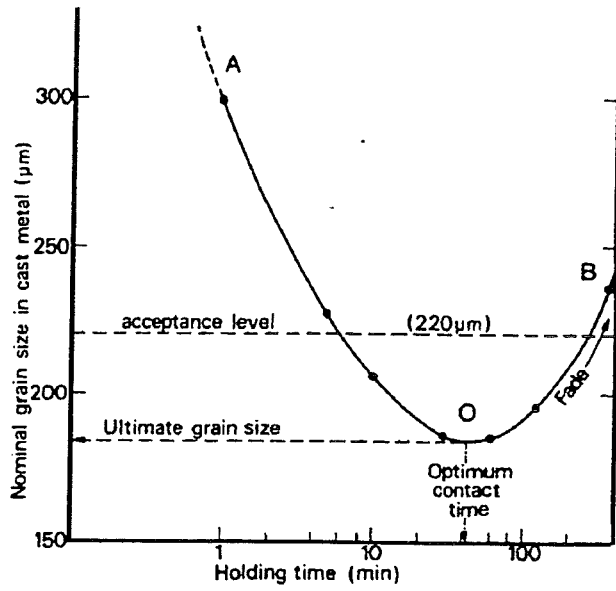
2.6 Structuur ontwikkeling tijdens extrusie.

De billet wordt tijdens het extrusieproces zeer sterk gedeformeerd. Deze vervorming start al bij het "aanzetten" van de billet, zie lokatie 1 in figuur 2.4. De deformatie begint in het gebied dat direkt grenst aan de matrijsmond ^[SHE85]. Het gebied breidt zich verder uit in de billet bij toenemende drukken. De bulkstructuur blijft tamelijk onveranderd ten opzichte van de aanvangsstructuur. Er is bovendien nog geen dode metaal-zone aanwezig, wel is er wandafschuiving over het gehele billettoppervlak. Op het moment dat de piekdruk wordt bereikt (figuur 2.4 lokatie 2) zijn er duidelijke veranderingen in de morfologie. Het nu reeds geëxtrudeerde materiaal heeft een typisch vezelachtige-of "koudvervormings"structuur. Volgens Sheppard et al. komt de doorbreekdruk dan ook niet overeen met het begin van de extrusie. De dislokatiestructuur in de billet tijdens het "aanzetten", zie positie 1 in figuur 2.4, is heterogeen. In sommige gebiedjes worden al wanden van dislokaties gevormd. Gelijkaardige wanden worden ook in het achterste gedeelte van de billet aangetroffen wat aangeeft dat de "aanzet" deformatie veroorzaakt door de gehele billet. Dichtbij de matrijsmond is de dislokatiwandvorming veel sterker en het begin van een celstructuur is waar te nemen bij hoge hoek korrelgrenzen. Normaliter worden subkorrels niet overal in de billet aangetroffen, wat in overeenstemming is met de aanname dat de rekken als gevolg van het "aanzetten" van de billet opgevangen worden door afschuiving aan de korrelgrenzen. Dit houdt in dat dislokaties gevormd worden om de rek te volgen en tevens is er een bijkomende produktie van dislokaties om de rekgradiënten als gevolg van de korrelgrensafschuiving te volgen. De dislokatedichtheid wordt dus noodzakelijk verhoogd en er ontstaat een drijvende kracht voor subkorrelvorming.

Na het doorbreken is er een duidelijke dode metaal-zone en de deformatiezone is nu volledig tot ontwikkeling gekomen.

Bij de matrijsmond worden tijdens het aanzetten eerst banden van subkorrels gevormd. Deze banden delen de originele korrels op. De banden zijn sterk verlengd in de extrusierichting (de eigenlijke extrusie is dan nog niet begonnen). Dit bandvormen is een gevolg van het discontinu zijn van de snelheid door het binnenstromen van het materiaal in de matrijsmond. De korrels worden hier zeer sterk verlengd zodat een hogere dislokatedichtheid nodig is. De dislokatedichtheid en-mobiliteit is hier groot genoeg voor de vorming van subkorrels. Deze banden nemen toe in lengte naar de achterkant van de billet toe.

In de nabijheid van de matrijsmond worden de eerste equi-axiale subkorrels gevormd, welke



Figuur 2.12. Korrelverfijningscurve volgens Jones en Pearson^[JON76].

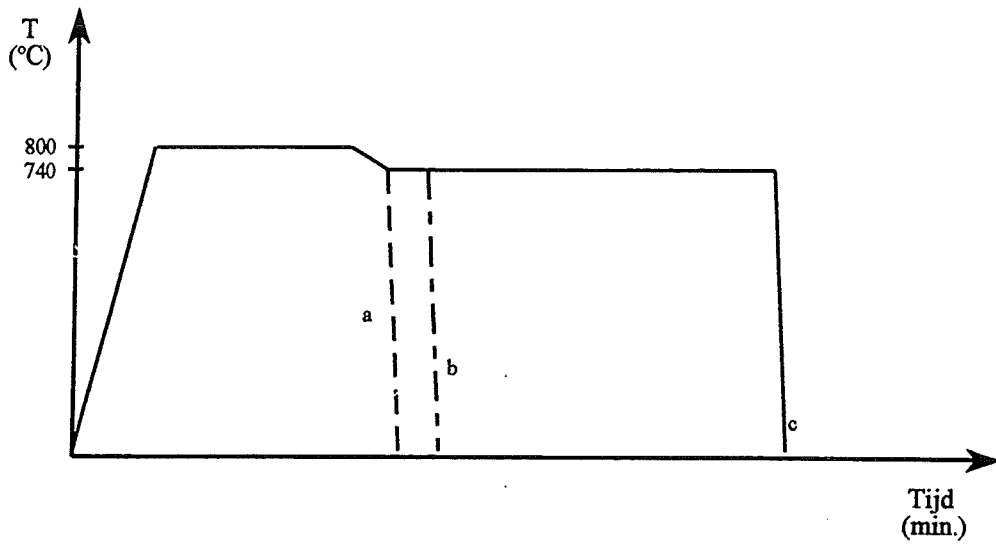
bij toenemende deformatie steeds talrijker worden. In de matrijsmond worden deze equi-axiale korrels iets verlengd en zijn heterogeen in grootte: de kleinste korrels komen voor aan hoge hoek korrelgrenzen. Wanneer nu de extrusie nu op gang is, d.w.z. de piekdruk is gepasseerd, dan bestaat de gehele deformatiezone uit equi-axiale subkorrels. De grootte van deze equi-axiale subkorrels wordt nu bepaald door het evenwicht in dislokatieproductie en-annihilatie (zie hiervoor §2.5). De subkorrels blijven hierdoor gelijk in grootte en oriëntatie.

2.7 Variatie van de korrelgrootte.

De primaire dendriet arm spatie of korrelgrootte van aluminium bij gebruik van de korrelverfijner Al-5%Ti-1%B is afhankelijk van de wachttijd^[JON76]. De wachttijd wordt aangeduid als de tijd van het roeren van de smelt, na toevoegen van de korrelverfijner, tot het gieten. Jones en Pearson laten verschillende korrelverfijningscurves zien. Deze curves vertonen twee duidelijke gebieden: na toevoeging van de korrelverfijner neemt de korrelgrootte af met de tijd (lijnstuk AO in figuur 2.12), waarna een minimum bereikt wordt, d.w.z. de kleinste korrels, bij punt O. De benodigde tijd om dit minimum te bereiken wordt meestal aangeduid als de "kontakttijd" van de korrelverfijner. Na dit minimum neemt de korrelgrootte weer toe (lijnstuk OB in figuur 2.12), wat aangeduid wordt als afzwakken van de korrelverfijning.

Door nu bij verschillende houdtijden na het toevoegen van de korrelverfijner te gieten, verkrijgt men materiaal met verschillende korrelgrootten. Bijkomend voordeel is nu dat de stollingssnelheden van de verschillende billets gelijk zijn zodat de secundaire dendriet arm afstanden (DAS) in principe gelijk zijn. Het bepalen van deze afstanden geeft enige aanwijzing over de plaatselijke stolsnelheid^[KUR92]. Wanneer er geen afkoelcurves beschikbaar zijn kunnen deze DAS-waarden zelfs een ondersteuning zijn bij het bepalen van de stolsnelheid.

Direkte gevolgen van de dendritische structuur op de extrudeerbaarheid van commerciële aluminium legeringen worden in de literatuur niet voldoende beschreven^[LAN95]. De dendritische structuur zou de wijze van dynamisch herstel (annihilatie van dislokaties van verschillend teken en dislokaties naar een lager energieniveau brengen) en van dynamische precipitatie kunnen beïnvloeden. Door nu de korrelgrootte te variëren m.b.v. de houdtijd van de korrelverfijner worden de mogelijke gevolgen van verschillende DAS-waarden omzeild. De diffusieafstanden tijdens het homogeniseren zijn bijvoorbeeld nu gelijk zodat alle precipitaten en intermetallische verbindingen in dezelfde mate opgelost worden.



Figuur 3.1 Schematische voorstelling van de temperatuercyclus voor de productie van extrusiebillets.
 a geen korrelverfijner toegevoegd en direct gegoten.
 b na korrelverfijnertoevoeging $\frac{1}{2}$ min. roeren en $\frac{1}{2}$ min. wachten om te gieten.
 c idem als b maar nu $9\frac{1}{2}$ minuten wachten alvorens te gieten.

3 Experimenteel.

3.1 Het materiaal.

Het materiaal dat gebruikt wordt voor dit onderzoek is zelf samengesteld. Er is gebruik gemaakt van technisch zuiver aluminium waaraan magnesium en silicium in zodanige hoeveelheid zijn toegevoegd zodat een legering is verkregen die qua samenstelling gelijkenis vertoont met de commerciële AA 6063 legering. Het magnesium en silicium zijn toegevoegd in de vorm van masteralloys (100% Mg en 100% Si). Dit bijgeleegde materiaal heeft dienst gedaan als uitgangsmateriaal. Hieraan werd al dan niet korrelverfijner toegevoegd.

De gebruikte korrelverfijner is het commerciële AlTi5B1 (ook tabor genoemd). Hierin zit 5 gew% Ti en 1 gew% B in een aluminiummatrix. Om zo weinig mogelijk de vervorming van het materiaal te beïnvloeden is eerst de minimale hoeveelheid tabor bepaald waarbij nog juist geen stengelvormige kristallen gevormd worden. Hiertoe zijn, met dezelfde temperatuurcyclus (zie §3.2) als voor de produktie van de extrusiebillets, proefbillets gegoten met verschillende taborgehalten. De wachttijd na een halve minuut roeren, na toevoegen van de korrelverfijner, was bij het bepalen van de minimale hoeveelheid korrelverfijner een halve minuut. Om de minimale hoeveelheid AlTi5B1-korrelverfijner te bepalen zijn verschillende gehalten aan het aluminium toegevoegd.

Ter controle zijn de korrelgrootte en de DAS-waarde na verschillende wachttijden na het toevoegen en roeren van de korrelverfijner gemeten.

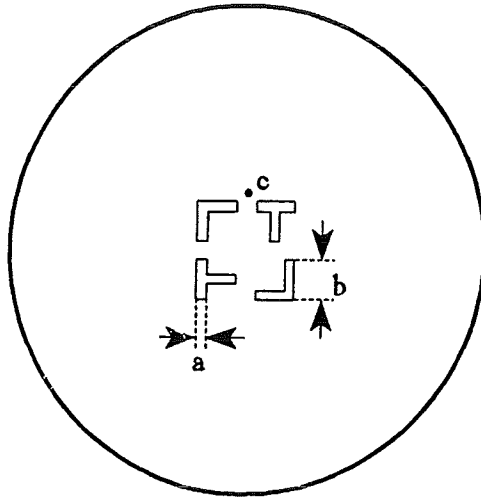
3.2 De temperatuurcyclus.

In figuur 3.1 staat de temperatuurcyclus die gebruikt is voor de produktie van de extrusiebillets. Het materiaal werd eerst opgewarmd tot 800°C waarop het vijf minuten bleef om alle vreemde stolkiemen te vernietigen. Vervolgens werd het vloeibare metaal gekoeld tot 740°C. Hierna verschilde de procedure al naar gelang de vereiste stolstructuur.

Voor een fijne korrelstructuur werd er tabor toegevoegd en 30 seconden geroerd om het materiaal na 9½ minuten houdtijd in een cilindrische stalen coquille, met diameter van 30mm, te gieten. Een minder fijne korrelstructuur werd verkregen door niet 9½ minuten te wachten na het roeren van de met tabor bijgeleegde smelt, maar reeds na 30 seconden het materiaal uit te gieten. De grofste structuur werd verkregen door bij het bereiken van 740°C het materiaal direkt te gieten zonder toevoeging van enige korrelverfijner.

Het materiaal dat met de hierboven beschreven methode is gemaakt, dient gehomogeniseerd te worden. Dit werd gedaan in een hete luchtoven. Om de juiste homogeniseertijd te bepalen werden er bij 575°C verschillende homogeniseertijden toegepast. De homogeniseertijd waarbij het grootste deel van de interdendritische structuren is opgelost wordt vervolgens bij alle proefstukken toegepast. Langer gloeien is niet logisch omdat dit naast de hogere kosten ten gevolge van de verwarming ook de mogelijkheid van korrelgroei als gevolg kan hebben. Terwijl de winst door het verder oplossen van de precipitaten en eutektische structuren waarschijnlijk niet bijzonder groot is. Bovendien ondergaan alle billets dezelfde homogeniseerbehandeling zodat er geen verschil in vervormingsgedrag is ten gevolge van verschillen in grootte en verdeling van de precipitaten.

Zoals reeds eerder opgemerkt (§2.3) is het extrusieproces ook afhankelijk van de afkoelsnelheid na het homogeniseren. Het materiaal wordt langzaam gekoeld, in de oven zodat een kleine hoeveelheid Mg₂Si precipiteert.



Figuur 3.2. Schematische voorstelling van de gebruikte extrusiematrijs.
a dikte van het profiel = 0,6 mm
b lengte = 3 mm
c plaats waar de extrusietemperatuur gemeten wordt.

Tijdens het opwarmen van de billet voor het extruderen kunnen net zoals tijdens het afkoelen van de homogenisatie temperatuur structurele veranderingen optreden. De billets worden dan ook allemaal even lang opgewarmd, om verschillen in extrudeerbaarheid als gevolg van verschillende precipitaatgroottes en-verdelingen te vermijden. Ook hier gebeurde de verhitting met een hete luchtoven.

De opwarmtijd van de billets voor het extruderen wordt eerst onderzocht door te extruderen na 20, 30 en 40 minuten opwarming. De extrusietijden en minimum-en doorbreekdrukken worden hiervan vergeleken.

Uit de resultaten wordt bepaald welke opwarmtijd gehanteerd wordt. De kortste opwarmtijd waarmee dezelfde resultaten worden bereikt als bij de langere opwarmtijden wordt in dit geval toegepast. Om dezelfde redenen als bij de homogeniseertijd (economisch en praktisch nut) wordt ook hier de kortste tijd gehanteerd.

3.3 Structuuronderzoek.

Om de microstructuur van het gegoten en gehomogeniseerde materiaal te onderzoeken is het dwarsdoorsnede oppervlak van de billets natgeschuurd met achtereenvolgens P60, P240, P320, P400 en P600 waterproofschuurpapier. Daarna is het oppervlak gepolijst met diamantpasta's van 3 en 1 en 0,25 μm . Tussen de afzonderlijke polijststappen en tussen het schuren en polijsten wordt het oppervlak met Kroll etsmiddel (2ml HF, 6ml HNO₃ en 92 ml H₂O) geëtsd.

Met een lichtmicroscop zijn vervolgens de korrelgrootte en/of de DAS bepaald. De korrelstructuur werd zichtbaar gemaakt door gebruik te maken van gepolariseerd licht.

Om de korrelgrootte te bepalen, is gebruik gemaakt van de lineaire doorsnijstechniek^[RIC91].

Hierbij wordt het proefstuk in een willekeurige oriëntatie geplaatst. Het aantal korrelgrenzen, p , dat de schaalverdelingsas snijdt en de lengte van deze as, L_s , worden genoteerd. Aangezien het aantal doorsnijdende korrelgrenzen bij grote aantallen, bij een groot proefstuk, ongeveer gelijk is aan het aantal korrels, N , wordt het aantal korrels per lengte-eenheid, N_L , gegeven door:

$$N_L = \frac{N}{L_s} \approx \frac{p}{L_s} \quad (5)$$

De gemiddelde korrelgrootte, d_a , wordt gegeven door:

$$d_a = \frac{L_s}{N} \approx \frac{L_s}{p} \quad (5)$$

Om de meting voldoende willekeurig te laten zijn moet de oriëntatie na enige metingen veranderd worden.

De DAS-waarden worden bepaald door de afstand te meten van enkele secundaire dendrietarmen. Hierbij wordt gemeten met behulp van de interdendritische ruimten, die aangeëtsd zijn. De DAS-waarde is dan gelijk aan de lengte, l , gedeeld door het aantal dendrietarmen, n , in formulevorm is dit:

Tabel 3.1 Relevante extrusie gegevens.

billet	lengte	40mm
	diameter	28mm
	dwarsdoorsnede	615,8mm ²
matrijs	verhouding, R	47,4
	profielen	2x T-profiel 2x L-profiel
	doorgangsopper- vlak	13,0mm ²
container	diameter	30mm

$$DAS = \frac{l}{n} \quad (7)$$

Om de microstructuur na het extruderen te onderzoeken is het profieloppervlak, in de lengte richting van het profiel, op dezelfde manier geschuurd en gepolijst als het gegoten en gehomogeniseerde materiaal. Nu werd echter begonnen met P400 waterproofschuurpapier. Tussen de polijststappen en tussen schuren en polijsten werd het oppervlak geëtsd met een etsmiddel om subkorrels aan te tonen. De samenstelling van dit etsmiddel is 5ml HF, 10 ml H₂SO₄ en 85 ml H₂O^[ALU93].

3.4 Voorbereiding van de billets.

Na het homogeniseren zijn de staven afgedraaid naar een diameter van 28mm. Hierdoor werden mogelijke gevolgen van (chemische) reacties verwijderd. Tevens zijn nu alle oppervlakken van de billets gelijk zodat hierdoor geen verschillen in wrijving ontstaan tijdens het extruderen. Bovendien is de containerdiameter 30mm zodat voor een soepel verlopende belading van de container, de diameter van de billet iets kleiner moet zijn. Vervolgens werden de staven gezaagd en met een draaibank op 40mm lengte afgedraaid. Dit ook met oog op de wrijvingskrachten; iedere billet had nu een even groot contactoppervlak met de containerwand.

De massa van de billets wordt na het afdraaien ter controle bepaald, waarna de billets gecodeerd werden.

3.5 De matrijs.

De matrijs die bij dit onderzoek gebruikt is, was een vlakke matrijs. Een afbeelding hiervan staat weergegeven in figuur 3.2. In deze figuur staat ook de lokatie aangegeven waar de extrusietemperatuur gemeten is. Het matrijsmondoppervlak, A_f , is 13,0mm² en het beginoppervlak, A_o , van de billets was 615,8 mm². De reductieverhouding, R_v , van de extrusie was derhalve 47,4.

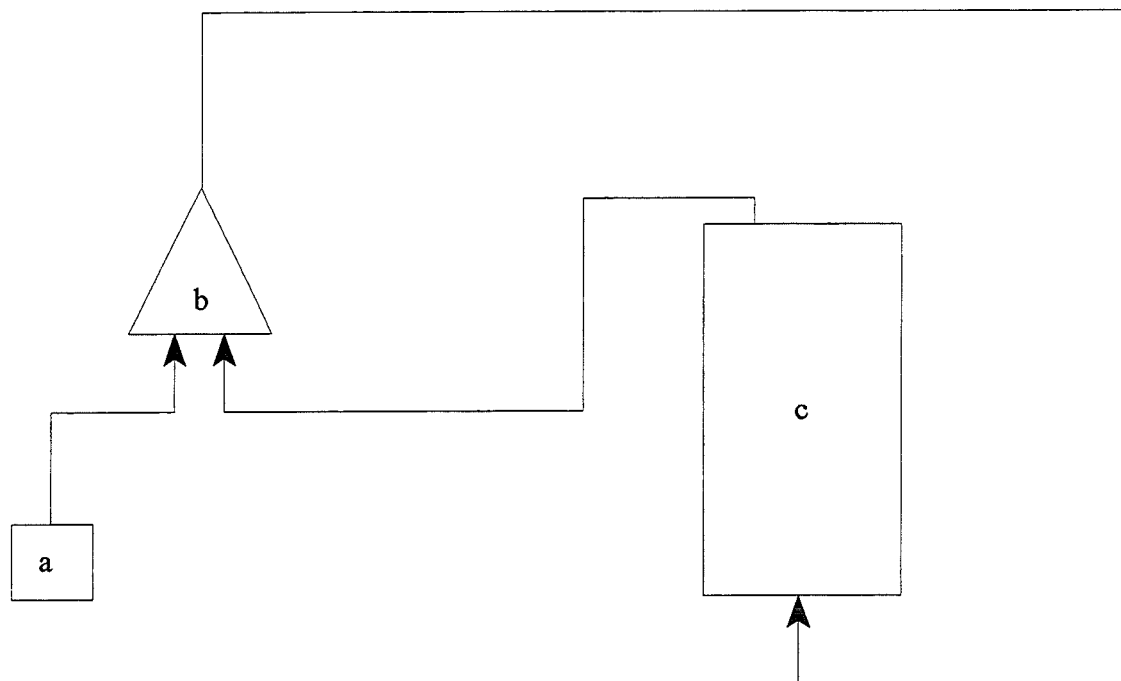
Doordat de aluminiumlegering vrij weinig legeringselementen bevat, had het de neiging om vast te plakken aan de matrijs. De hoeveelheid materiaal aan de matrijs nam toe met het aantal uitgevoerde extrusies. Dit zou de uitkomsten negatief beïnvloeden zodat hiervoor de volgende maatregel genomen is. Voor iedere extrusie werd een zeer kleine hoeveelheid wolfracote op de matrijs aangebracht. Wolfracote is een smeermiddel voor hogere temperaturen. Iedere extrusie werd hierdoor uitgevoerd zonder restmateriaal van voorgaande extrusies.

In tabel 3.1 staan de afmetingen en vormen gemeld van het materiaal, de matrijs en de container.

3.6 Het extruderen.

De extrusiepers waar gedurende dit onderzoek gebruik van is gemaakt, is vertikaal uitgevoerd. In de praktijk worden meestal horizontale persen gebruikt.

In figuur 3.3 staat schematisch het regelschema van de gebruikte extrusiepers. De gemeten extrusietemperatuur wordt continu vergeleken met de ingestelde extrusietemperatuur (de referentie). Wanneer de gemeten temperatuur lager is wordt er een signaal naar de pers gestuurd zodat de druk opgevoerd wordt met als gevolg een verhoging van de



Figuur 3.3 Schematische voorstelling van het regelcircuit van het isotherm extruderen. De ingestelde referentie extrusietemperatuur (a) wordt vergeleken (b) met de gemeten extrusietemperatuur (c). De regelaar (b) stuurt een signaal naar de extrusiepers (c) als de gemeten temperatuur lager is dan de referentie temperatuur. De druk wordt in dit geval verhoogd.

ratuur.

De processtappen van het extruderen worden hieronder beschreven. De voorverwarmde billets werden op persplaatjes geplaatst, die tijdens de billetopwarming op de stempel zijn geplaatst. Op deze persplaatjes werd een kleine hoeveelheid wolfracote gesmeerd om het verwijderen van de persrest te vergemakkelijken. Zowel billet als persplaatje werden in de container geplaatst, doordat de stempel omhoog verplaatst werd. Hierna zat een wachttijd van één minuut om het persplaatje de gelegenheid te geven om op te warmen. Na deze minuut vond de extrusie plaats. De containertemperatuur werd gelijk genomen aan de billettemperatuur. Tijdens de extrusie werden de temperatuur, in graden Celcius, en de druk tegen de tijd genoteerd op een X-t-schrijver. De temperatuur die gemeten wordt, hier de extrusietemperatuur, wordt gemeten in de matrijs in de nabijheid van de matrijsmond, zie c in figuur 3.2. De temperatuur werd geregistreerd vanaf 400°C omdat de temperatuur hier niet beneden komt (laagste billettemperatuur = 400°C en laagste extrusietemperatuur = 435°C). De temperaturen van de billets voor extruderen waren 400, 410, 420, 430, 440 en 450. Bij al deze billettemperatures werden de volgende extrusietemperaturen gebruikt: 435, 440, 445, 450, 455, 460. Hogere temperaturen waren niet mogelijk ten gevolge van de capaciteit van de containerverwarmingselementen. Er is tevens niet gewerkt met billettemperatures beneden 400°C omdat de drukcapaciteit van de extruder dan te laag zou kunnen zijn. Tevens zou het mogelijk kunnen zijn dat de matrijs niet tegen deze hogere drukken bestand is. De extrusietijd is bepaald door de tijd van de doorbreekdruk te meten tot het bereiken van de maximale druk aan het einde van de extrusie. Voor de extrusietemperatuur die tijdens het proces gemeten is, is het gemiddelde genomen van het begin (doorbreken) tot het einde (bereiken van het maximum).

3.7 Presentatie van de resultaten.

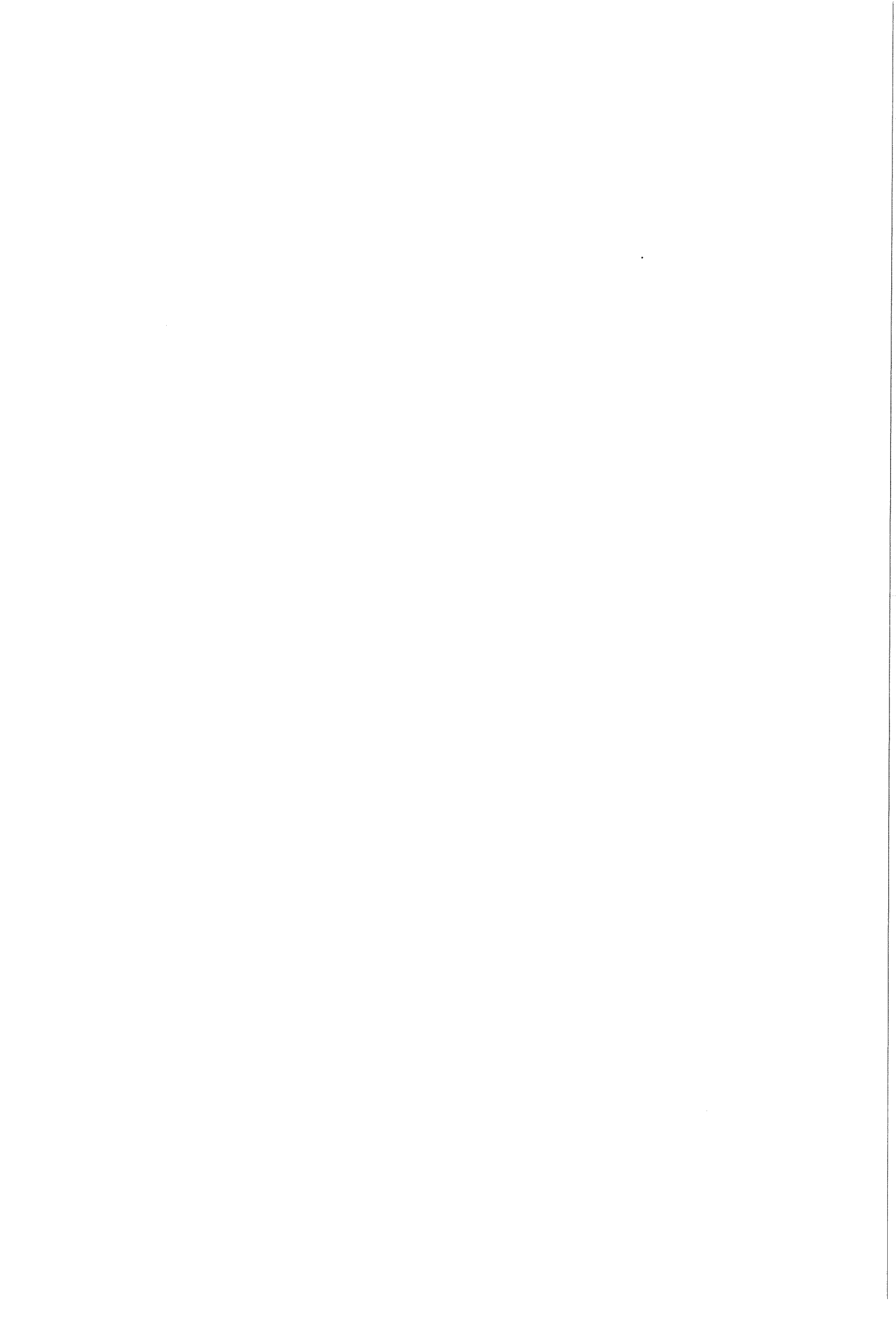
De extrusiesnelheid van de verschillende korrelstructuren wordt in grafieken weergegeven waarin de snelheid uitgezet is als functie van de gemeten extrusietemperatuur. De uittreesnelheid van de profielen was niet meetbaar doordat er geen ruimte was voor meetapparatuur direct na de matrijs. De extrusiesnelheid, $v_{extrusie}$ (mm/s), wordt bepaald door het billetvolume dat door de matrijsmond wordt geperst gedurende de extrusie. In formule vorm wordt dit:

$$v_{extrusie} = \frac{V_{billet}}{A_f t} \quad (8)$$

Hierin is V_{billet} het billetvolume dat geëxtrudeerd wordt in mm^3 , A_f het doorsnede oppervlak van het profiel in mm^2 , zie ook vergelijking (1) en t is de extrusietijd in seconden.

Daar de doorbreekdruk ook afhankelijk van de temperatuur is, worden voor de verschillende korrelstructuren de doorbreekdrukken bij de verschillende billettemperatures met elkaar vergeleken. Bovendien worden de minimumdrukken die bereikt worden tijdens de extrusie uitgezet als functie van de gemeten gemiddelde extrusietemperatuur. De doorbreekdrukken worden niet tegen de extrusietemperatuur uitgezet omdat ten tijde van het doorbreken de temperatuur meestal nog aan het toenemen is. Omdat de temperatuur bij het doorbreken nog niet veel verschilt met die van de oorspronkelijke billettemperatuur wordt de doorbreekdruk uitgezet tegen de billettemperatuur. De minimumdruk wordt tevens uitgezet als functie van de gemiddelde extrusiesnelheid van heel de extrusie.

Om de invloed van de korrelgrootte op de extrudeerbaarheid weer te geven worden de



m-waarden uit vergelijking (3) voor verschillende temperaturen bepaald. Dit wordt gedaan door de logaritme van P_{\min} uit te zetten tegen de logaritme van de reciproke extrusietijd ($=1/t$). Omdat de extrusiesnelheid op het moment dat de minimumdruk bereikt wordt niet bepaald kon worden, wordt hier met de totale extrusietijd gewerkt. P_{\min} is de minimumdruk die tijdens het extruderen wordt gemeten.

Met behulp van de rechte lijnen uit de grafieken waarin $\log(P_{\min})$ als functie van $\log(1/t)$ staat, wordt per korrelstructuur de aktiveringsenergie, zie vergelijking (4), bepaald. Hiertoe worden per korrelstructuur bij één vaste extrusiesnelheid voor alle temperatuurintervallen de minimumdrukken met behulp van de rechten uit de $\log(P_{\min})$ versus $\log(1/t)$ -grafieken bepaald. De gemeten extrusietemperatuur varieerden nogal tijdens het extruderen zodat geen echte isothermen gebruikt kunnen worden. Door nu de natuurlijke logaritme van de minimumdruk uit te zetten tegen $1/T$ ontstaat er een rechte lijn waarvan de helling gelijk is aan Q/R (Q is de aktiveringsenergie en R is de universele gasconstante).



Figuur 4.1. Korrelstructuur van het aluminium verfijnd met tior.
a. gehalte Ti = 0,01 gew% b. gehalte Ti = 0,005 gew%

4 Resultaten.

4.1 Materiaalanalyse.

Het basis materiaal is geanalyseerd met röntgenfluorescentie spectrometrie (XRF). De resultaten hiervan staan in tabel 4.1. Vervolgens is het materiaal al dan niet bijgelegeerd met tabor. De normwaarden van de commerciële legeringen AA6063 en AA6463 staan eveneens in tabel 4.1. Het Mg-gehalte van het gebruikte materiaal is iets hoger dan het gehalte van de beide commerciële legeringen. De andere legeringselementen liggen alle binnen de specificaties. Het ijzergehalte van de gebruikte legering ligt ruim binnen de specificaties van de AA6063 legering, maar is iets hoger dan bij de AA6463 legering voorgeschreven wordt. Alle andere legeringselementen liggen ruim binnen de marges.

Tabel 4.1 Concentratie van de legeringselementen in gew% van het basismateriaal gemeten met XRF en van de commerciële legeringen: AA6463 en AA6063.

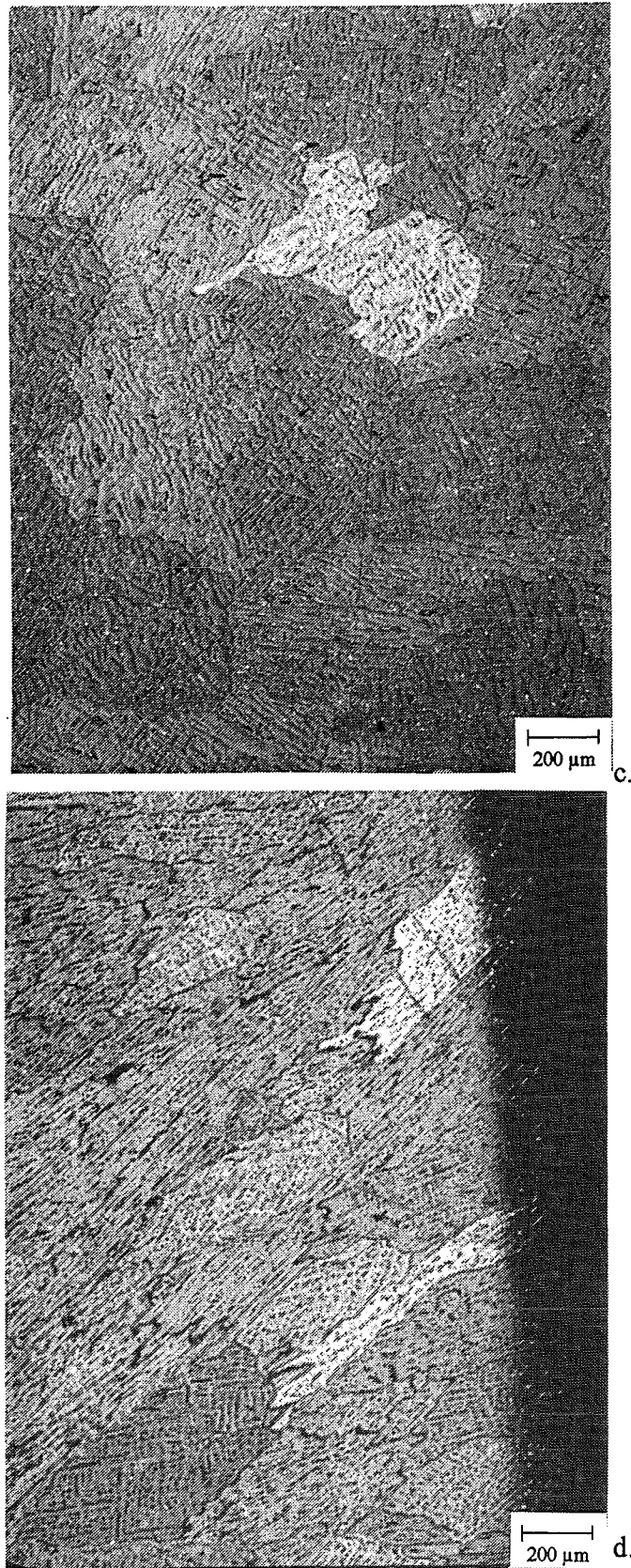
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti
AA6063	0,20-0,6	0,35	0,20	0,10	0,45-0,9	0,10	0,10	0,10
AA6463	0,20-0,6	0,15	0,20	0,05	0,45-0,9	0,05	-	-
XRF	0,503	0,161	0,006	0,002	0,938	0,004	0,002	0,008

4.2 Korrelverfijning.

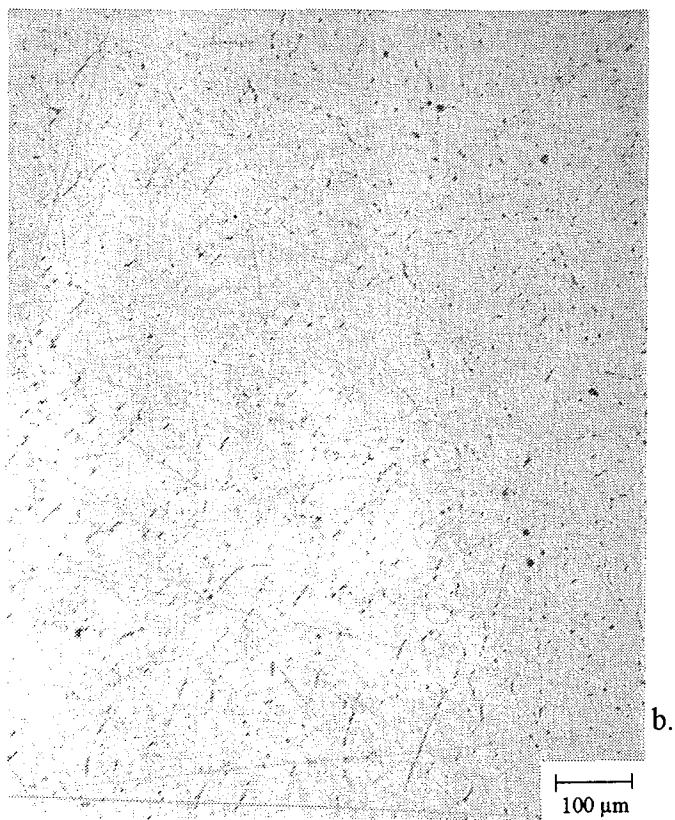
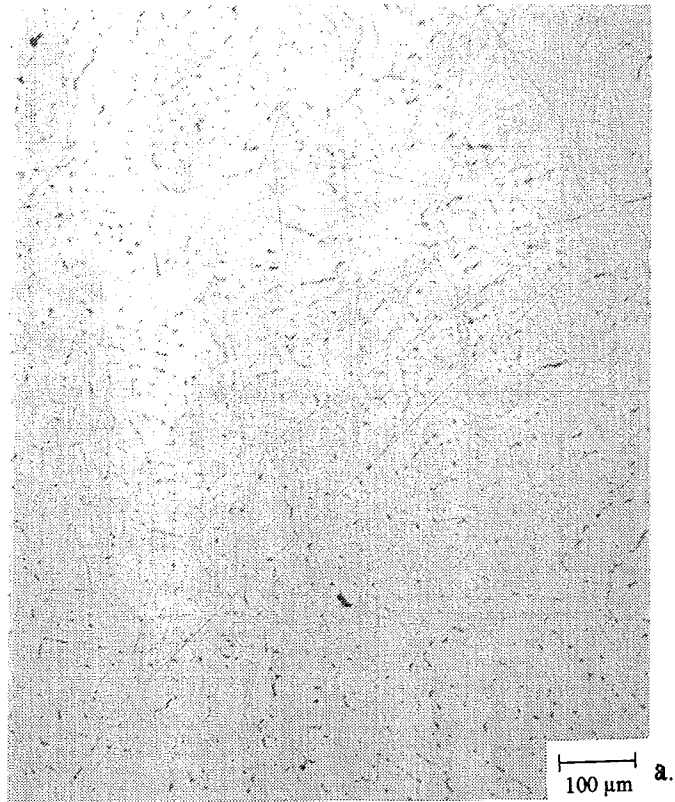
De minimale hoeveelheid korrelverfijner, waarmee geen stengelvormige korrels gevormd worden, werd bepaald door het materiaal eerst bij te legeren met zoveel tabor dat het toegevoegde titaniumgehalte 0,01 gew% bedroeg (Jones en Pearson^[10N76] verkregen fijne korrels met 0,005 gew%). Aangezien dit een fijne structuur zonder stengelvormige kristallen opleverde werd bij de volgende proefstukken het gehalte steeds verlaagd, totdat stengelvormige kristallen gevormd werden. De resultaten van deze korrelverfijnergehalte bepalingen staan weergegeven in figuur 4.1a t/m d. Deze foto's zijn allemaal aan de rand van het proefstuk gemaakt (de rand van het proefstuk zit bij alle foto's aan de rechterkant). In figuur 4.1d is de rand van het proefstuk duidelijk te zien.

Uit figuur 4,1a t/m c blijkt dat bijlegeren met tabor met titaniumgehalten die hoger zijn dan 0,001 gew%, een equi-axiale structuur wordt gevormd zonder stengelvormige kristallen. De korrelgrootte neemt toe met een afnemende concentratie korrelverfijner. Dit volgt ook uit tabel 4.2

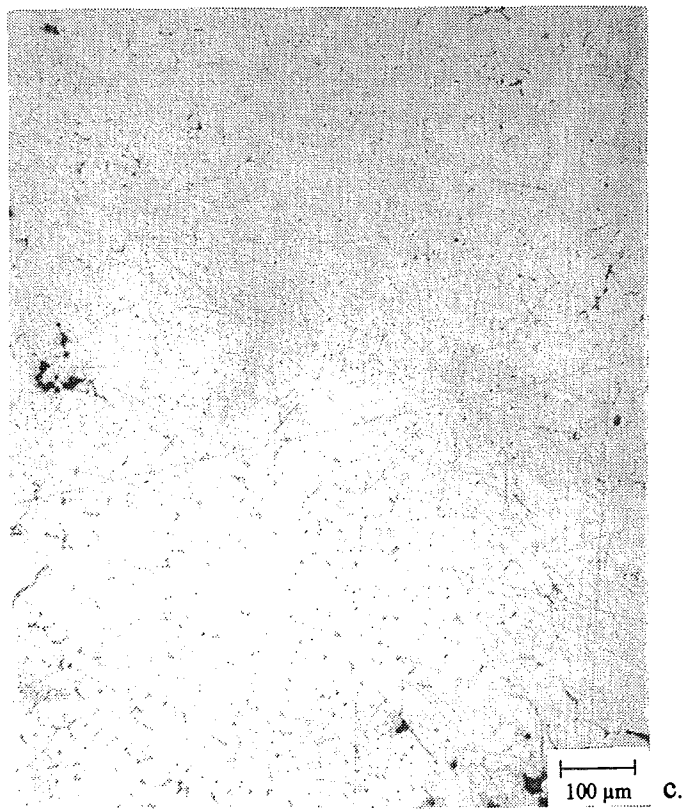
Bij titaniumgehalten lager dan 0,001 gew%Ti worden stengelvormige kristallen gevormd aan de rand van de proefstukken. Het gebruikte titaniumgehalte voor de billets die geëxtrudeerd werden was derhalve 0,001gew%Ti, het boorgehalte is dan: 0,0002 gew%B.



Figuur 4.1. Korrelstructuur van het aluminium verfijnd met tior.
c. gehalte Ti = 0,001 gew% d. gehalte Ti = 0,0005 gew%



Figuur 4.2. **Structuur na homogeniseren op 575°C.**
a. Na 5 uur. b. Na 7 uur.



Figuur 4.2. **Structuur na homogeniseren op 575°C.**
c. Na 24 uur.

Tabel 4.2 De korrelgrootten van het aluminium als functie van het toegevoegde hoeveelheid korrelverfijner (concentratie van het Ti wordt hierbij aangegeven).

	0,01 gew% Ti	0,005 gew% Ti	0,001 gew% Ti	0,0005 gew% Ti
korrelgrootte [µm]	445	460	460	590

De resultaten van de verschillende wachttijden na toevoegen van het tabor (gehalte toegevoegd Ti: 0,001 gew%), en roeren van de smelt staan in tabel 4.3.

Tabel 4.3 DAS-waarden en korrelgrootten als functie van de wachttijd (0,001 gew% Ti).

wachttijd [min.]	½	1 ½	9 ½
korrelgrootte [µm]	620	415	270
DAS [µm]	21	20	22

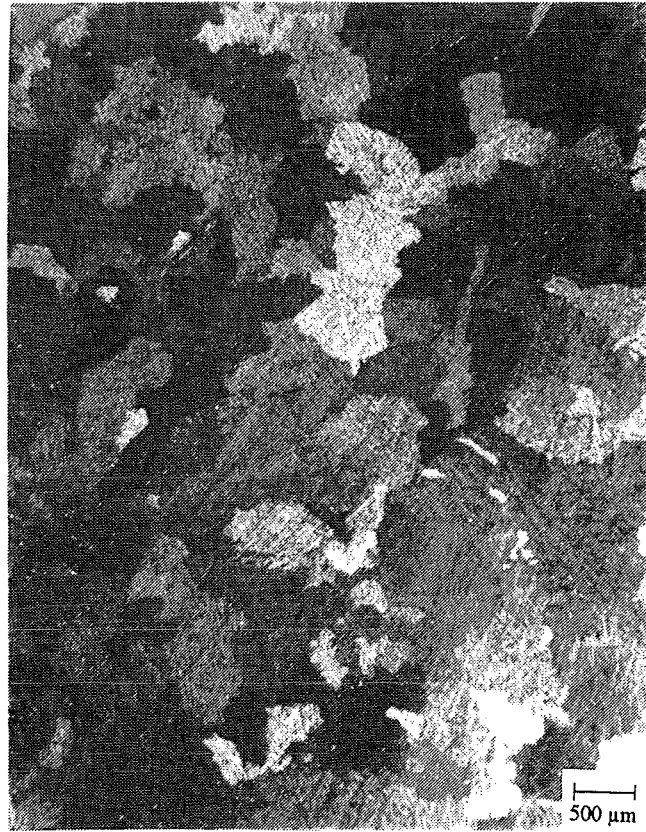
4.3 Homogeniseertijd.

Om de homogeniseertijd te bepalen worden billets 5,7, en 24 uur op 575°C gegloeid en vervolgens afgeschrikt in water. Aansluitend werd gecontroleerd welke homogeniseertijd een homogene structuur oplevert, waarin de interdendritische structuren niet meer aanwezig zijn. In figuur 4.2a,b en c staan de foto's van de drie homogeniseertijden. Een homogeniseertijd van 5 uur op 575°C (figuur 4.2a) levert een materiaal waarin nog duidelijk enige dendritische structuren zijn te onderscheiden. Het overgrote deel van de dendritische structuren is echter al opgelost. Na 7 uur homogeniseren (figuur 4.2b) op dezelfde temperatuur is het grootste deel van alle dendritische structuren verdwenen. Ook hier zijn nog enige dendritische structuren te herkennen, zij het minder dan bij een homogeniseertijd van 5 uur. Een homogeniseertijd van 24 uur levert een materiaal op waarin nauwelijks nog dendritische structuren herkenbaar zijn, zoals in figuur 4.2c te zien is.

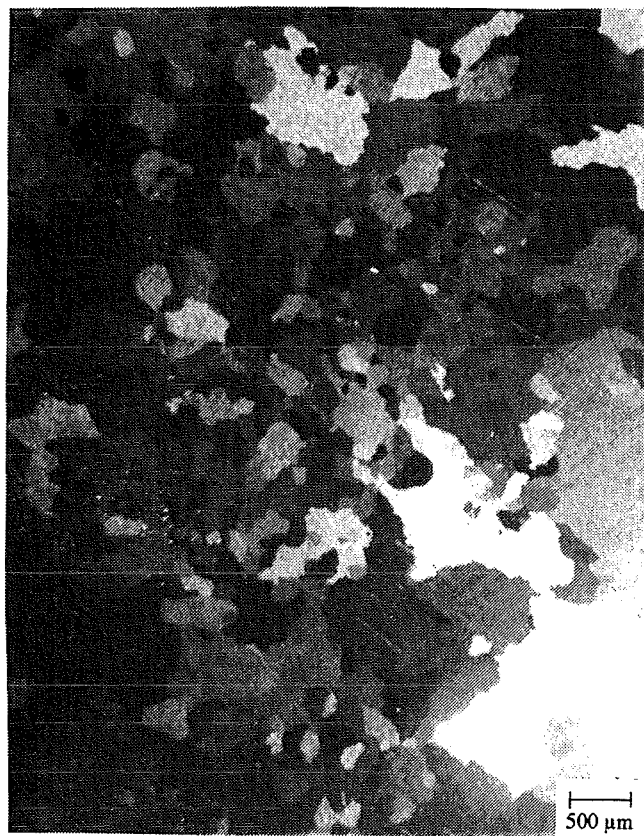
De billets werden als gevolg van bovenstaande resultaten 7 uur gehomogeniseerd op 575°C.

4.4 Opwarmtijd van de billet.

De invloed van de opwarmtijd voor het extruderen staat weergegeven in tabel 4.4. In deze tabel staan voor een billettemperatuur van 450°C en een extrusietemperatuur van 450°C de doorbreekdruk, minimumdruk en de extrusietijd als functie van de opwarmtijd van de billet.



a.



b.

Figuur 4.3. Fijnkorrelig materiaal (wachtijd: 9 ½ minuten).
a. De gietstructuur. b. De gehomogeniseerde structuur.

Tabel 4.4 De doorbreekdruk, minimumdruk en extrusietijd als functie van de billetop-warmtijd, voor $T_{\text{extrusie}} = 450 \text{ }^\circ\text{C}$ en $T_{\text{billet}} = 450 \text{ }^\circ\text{C}$.

	tijd		
	20 min.	30 min.	40 min.
P_{doorbrek} [MPa]	649	614	626
P_{min} [MPa]	494	460	448
t_{extrusie} [s]	4,2	4,6	4,6

De resultaten van het extruderen na 30 minuten billetopwarming komen qua druk en tijdsduur overeen met de resultaten die bereikt worden na 40 minuten opwarming. In het geval van 20 minuten billetopwarming verschillen de resultaten ten opzichte van die na 30 en 40 minuten opwarming. De doorbreekdruk is hoger en de extrusiesnelheid is hoger.

De extrusieproeven worden vanwege deze resultaten altijd voorafgegaan door een opwarmtijd van 30 minuten.

4.5 Korrelgroottevariatie.

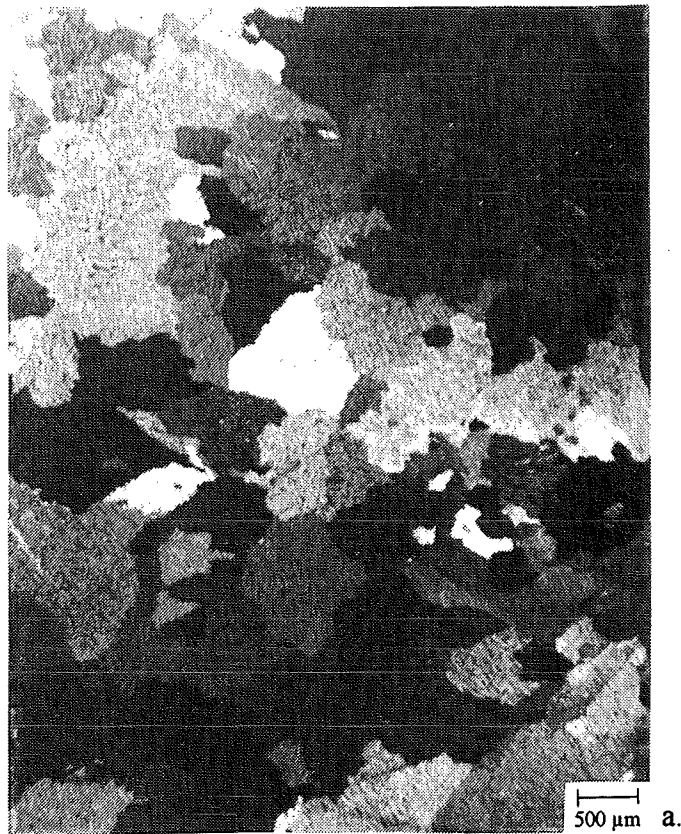
De resultaten van de verschillende gietmethoden staan weergegeven in figuur 4.3, 4.4 en 4.5. In deze figuren is duidelijk te zien dat de korrelgrootte van het materiaal waaraan geen korrelverfijner is toegevoegd groter is dan de korrelverfijnde structuren. Tevens blijkt dat de korrelgrootte van de structuren met een houdtijd van $9\frac{1}{2}$ minuten iets fijner zijn dan bij $\frac{1}{2}$ minuut houdtijd. Zoals te verwachten was bestaat de structuur bij het aluminium zonder korrelverfijner deels uit stengelvormige kristallen. Deze stengelkristallen komen aan het oppervlak van de billets voor.

In de gietstructuren zijn de dendrieten waarneembaar, terwijl in de gehomogeniseerde billets, zoals verwacht geen dendrieten meer waar te nemen zijn. De variatie in de korrelgrootte en de DAS-waarden van de verschillende stolomstandigheden staan weergegeven in tabel 4.5.

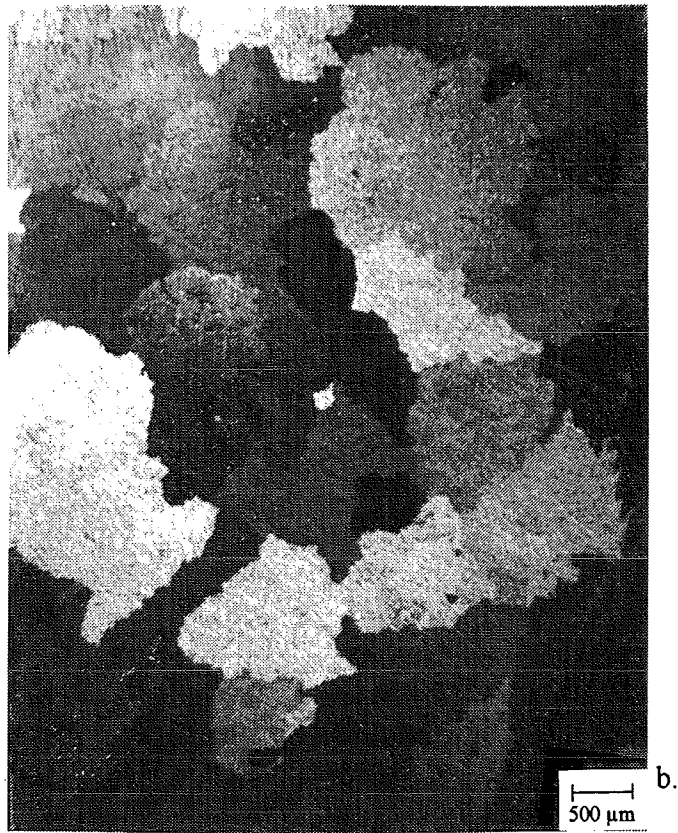
Tabel 4.5 De korrelgrootte en DAS-waarden voor de drie stolomstandigheden, voor de gietstructuur (zowel DAS als korrelgrootte) en de gehomogeniseerde structuur (alleen korrelgrootte).

	geen korrelverfijner toegevoegd		$\frac{1}{2}$ minuut houdtijd		9 $\frac{1}{2}$ minuten houdtijd	
	DAS (μm)	korrelgrootte (μm)	DAS (μm)	korrelgrootte (μm)	DAS (μm)	korrelgrootte (μm)
gietstructuur	20	860	21	600	21	525
homogenisatiestructuur	n.v.t.	950	n.v.t.	665	n.v.t.	435

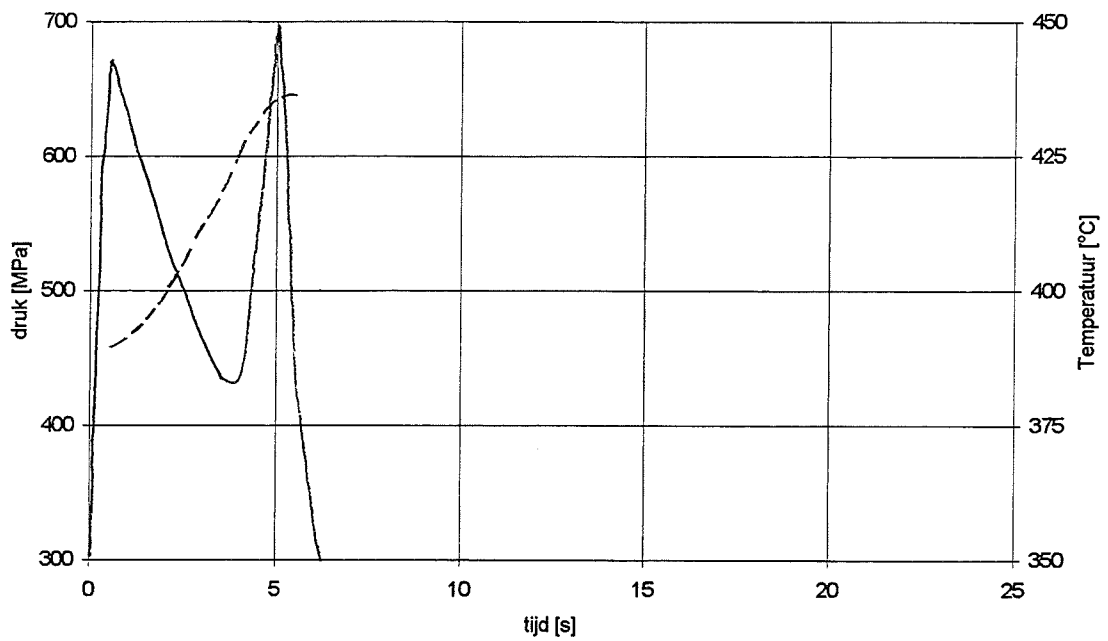
De verschillende manieren van korrelverfijning (geen korrelverfijner toegevoegd, $\frac{1}{2}$ minuut-en $9\frac{1}{2}$ minuut houdtijd) hebben naast een verschil in korrelgrootte wel tot gevolg gehad dat de



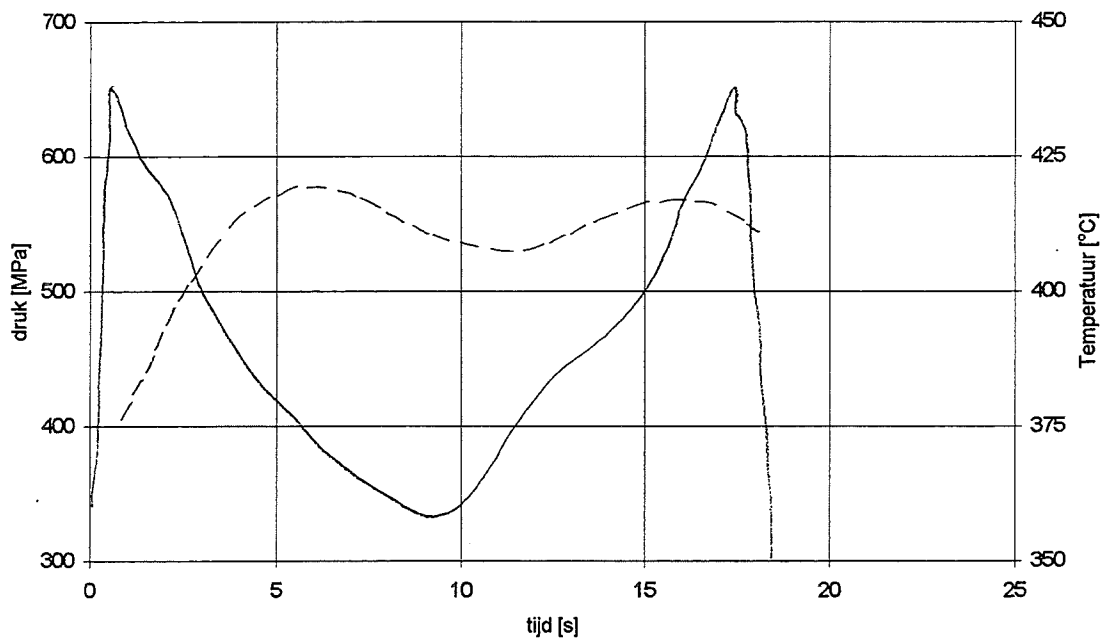
Figuur 4.4. Middelfijnkorrelig materiaal (wachtijd: ½ minuut).
a. De gietstructuur. b. De gehomogeniseerde structuur.



Figuur 4.5. Grofkorrelig materiaal (geen korrelverfijner toegevoegd).
a. De gietstructuur. b. De gehomogeniseerde structuur.



a. Temperatuur - - - - - Druk ———



b. Temperatuur - - - - - Druk ———

Figuur 4.6 Voorbeeld van twee extrusies zoals die door de X-t-schrijver worden weergegeven.
a. "snelle" extrusie b. "trage" extrusie

DAS-waarden van de drie structuren ongeveer gelijk zijn.

4.6 Extrusieresultaten.

In figuur 4.6 staan extrusiemetingen weergegeven, zoals die verkregen werden uit de X-t-schrijver, voor twee verschillende extrusies. De eerste grafiek geeft aan hoe een snelle extrusie (± 440 mm/s) verloopt, de tweede hoe een relatief langzame extrusie (± 110 mm/s) verloopt. Voor beide metingen staan temperatuur en druk uitgezet tegen de tijd.

In tabel 4.6a, b en c staan de extrusiegegevens van de drie korrelstructuren. Dit zijn de billettertemperatuur, de ingestelde extrusietemperatuur, de gemeten extrusietemperatuur en snelheid en de doorbreek- en minimumdruk.

Alle extrusies die in deze tabel vermeld staan zijn goed verlopen. Dit wil zeggen dat er geen warmtescheuren, matrijslijnen etc. voorkwamen. Tevens is de extrusiedruk bij de lagere extrusietemperaturen niet extreem hoog. De drukcapaciteit van de pers is voldoende om deze drukken bij lage temperatuur te bereiken. Uit deze twee waarnemingen volgt dat alle extrusies binnen het extrusielimietdiagram liggen.

4.6.1 Doorbreekdrukken.

In figuur 4.7 staan de resultaten van de doorbreekdruk als functie van de billettertemperatuur voor de verschillende korrelstructuren. In deze figuur is bij iedere billettertemperatuur het gemiddelde genomen van alle doorbreekdrukken bij die temperatuur. Dit omdat bij het doorbreken de billettertemperatuur weinig tot niets is veranderd.

Uit de figuur blijkt duidelijk dat de piekdruk afneemt met toenemende billettertemperaturen. Sheppard et al.^[SHE85] brachten reeds naar voren dat de doorbreekdruk afneemt met toenemende billettertemperatuur. Minder duidelijk maar toch waarneembaar is de minder hoge doorbreekdrukken bij de grovere korrelstructuur van het aluminium dat geen korrelverfijner bevat. Het verschil tussen de twee legeringen die wel korrelverfijner bevatten is minder duidelijk. De korrelgrootten van deze legeringen verschillen dan ook niet zoveel. De doorbreekdrukken van de iets grovere structuur van de $\frac{1}{2}$ minuut proefstukken zijn gemiddeld hoger dan die van de $9 \frac{1}{2}$ minuten proefstukken. Opvallend is wel dat de meetpunten van de $\frac{1}{2}$ minuut proefstukken veel meer spreiding vertonen. Opmerkelijk is ook dat de verschillen tussen de verschillende structuren bij lagere temperaturen kleiner zijn dan bij de hogere temperaturen.

4.6.2 Minimumdrukken.

De minimumdrukken tijdens het extruderen als functie van de gemeten extrusietemperatuur staan in figuur 4.8.

De minimumdrukken van de drie verschillende korrelstructuren verschillen over het gehele gemeten temperatuurgebied niet veel van elkaar. In de meetpunten bij één extrusietemperatuur van één korrelstructuur zit redelijk wat spreiding. De meetpunten van de drie materialen liggen hierdoor door elkaar heen zodat uit deze gegevens niet duidelijk naar voren komt of één van de structuren gemiddeld een lagere of hogere minimumdruk tijdens het extrusieproces heeft.

De invloed van de extrusiesnelheid op de minimumextrusiedruk volgt uit de figuren 4.9 t/m 4.12. Er zijn te weinig gegevens om isothermen weer te geven. De gegevens worden hierom

Tabel 4.6a. Billettemperatuur, ingestelde extrusietemperatuur, gemeten extrusietemperatuur, de extrusiesnelheid en de doorbreek-en minimumdruk van het fijnkorrelige aluminium.

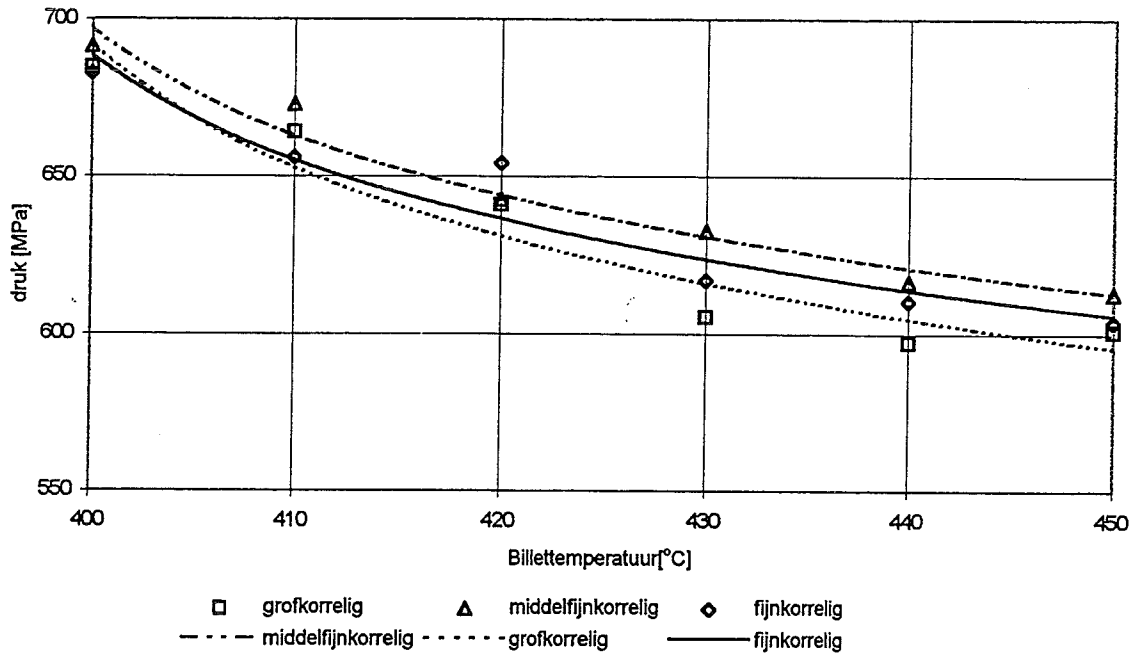
T-billet [°C]	T-extrusie [°C]	T-extrusie [°C]	snellheid [mm/s]	doorbreekdruk [MPa]	minimumdruk [MPa]
400	435	405	441	697	511
400	435	409	441	682	508
400	440	409	441	672	514
410	435	410	441	680	511
420	435	412	431	671	501
420	440	413	431	654	473
410	440	413	441	667	507
410	445	414	441	676	522
400	445	414	378	684	505
410	450	417	441	667	490
400	450	417	371	691	542
400	455	418	441	682	519
430	450	419	431	652	484
430	460	420	320	622	484
420	445	420	431	618	488
420	450	420	431	693	495
430	435	421	304	618	455
430	440	421	403	616	486
420	455	421	441	645	494
410	460	422	441	667	505
430	445	422	431	609	481
420	450	423	431	631	492
400	460	424	431	633	486
410	455	424	441	628	469
440	450	425	431	616	488
440	445	426	378	602	482
420	460	426	441	628	514
440	435	429	160	594	376
440	440	429	281	598	452
440	455	431	441	574	462
430	455	432	412	514	458
440	460	433	431	600	460
450	450	434	378	581	442
450	460	434	441	635	455
450	455	436	394	589	449
450	440	437	88	585	371
450	445	439	154	581	425

Tabel 4.6b. Billettemperatuur, ingestelde extrusietemperatuur, gemeten extrusietemperatuur, de extrusiesnelheid en de doorbreek-en minimumdruk van het middelfijnkorrelige aluminium.

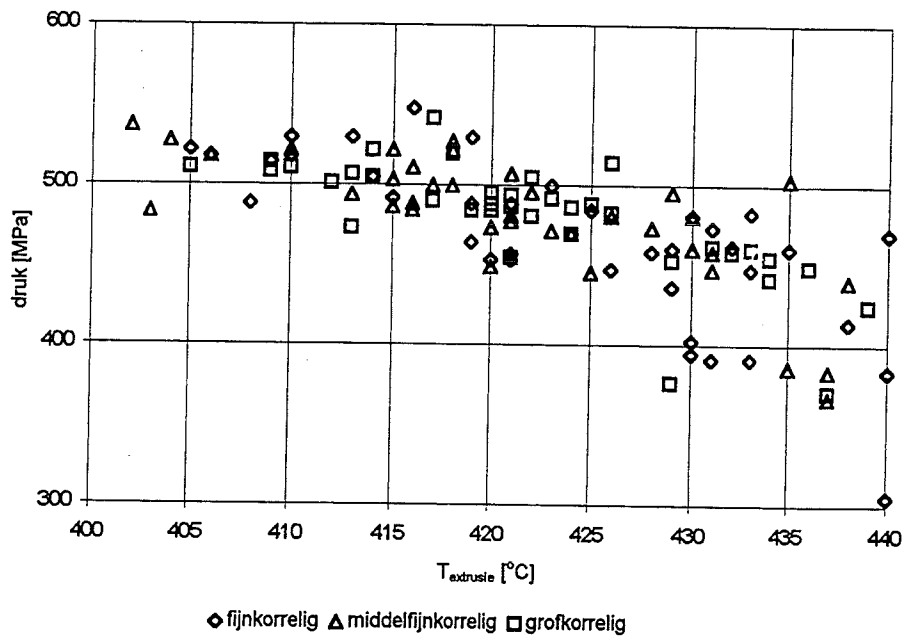
T-billet [°C]	T-extrusie [°C]	T-extrusie [°C]	snelheid [mm/s]	doorbreekdruk [MPa]	minimumdruk [MPa]
400	450	402	441	704	536
400	440	403	371	701	483
420	435	404	441	690	527
400	435	406	441	682	518
410	435	410	431	708	522
420	440	413	441	654	494
410	440	415	441	682	522
410	445	415	441	658	486
400	455	415	441	685	503
410	445	416	441	661	511
420	445	416	431	642	484
410	450	416	431	659	488
430	435	417	386	671	499
410	455	418	441	663	499
400	445	418	441	689	527
400	460	418	431	687	522
430	440	420	403	643	473
450	435	420	331	626	449
440	435	421	320	642	477
420	450	421	441	633	481
430	455	421	441	648	481
410	460	421	431	671	507
430	450	422	441	678	495
420	455	423	431	604	471
430	445	424	403	622	469
440	455	425	431	570	445
450	445	426	394	663	481
440	450	428	403	645	473
420	460	429	431	633	495
450	450	430	403	611	460
430	460	430	431	615	481
440	440	431	193	648	458
450	455	431	431	581	447
450	440	435	110	605	386
440	460	435	421	615	503
450	440	437	30	585	384
440	445	437	75	604	367
450	460	438	394	591	439

Tabel 4.6c. Billettemperatuur, ingestelde extrusietemperatuur, gemeten extrusietemperatuur, de extrusiesnelheid en de doorbreek-en minimumdruk van het grofkorrelige aluminium.

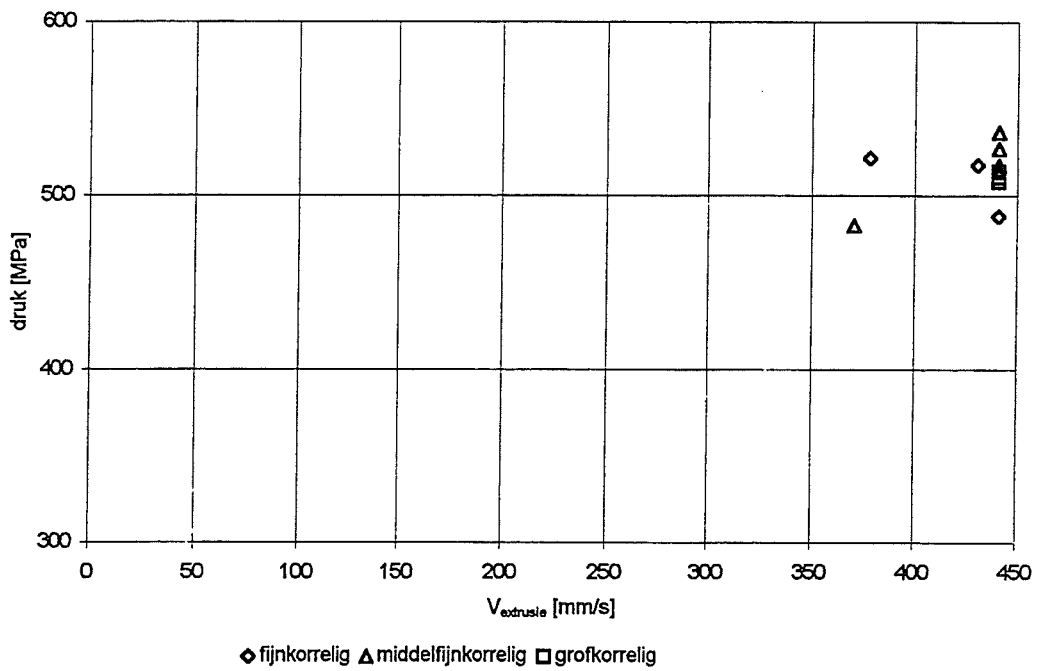
T-billet [°C]	T-extrusie [°C]	T-extrusie [°C]	snelheid [mm/s]	doorbreekdruk [MPa]	minimumdruk [MPa]
400	440	405	378	693	522
400	435	406	431	678	518
420	435	408	441	697	488
410	435	409	441	674	514
410	440	410	431	680	518
400	445	410	441	678	529
400	450	413	441	678	529
410	445	414	441	672	505
420	440	414	431	633	505
410	450	415	431	641	492
400	455	416	431	676	548
430	435	419	403	611	464
410	455	419	441	645	488
400	460	419	431	693	529
440	440	420	412	658	453
430	440	421	403	628	453
420	455	421	421	659	488
450	435	421	294	633	456
410	460	423	421	646	499
430	445	424	431	607	469
430	455	425	441	641	484
450	440	426	294	626	447
450	445	428	337	581	458
440	435	429	146	615	436
440	455	429	441	613	460
440	435	430	126	611	395
430	460	430	431	615	481
450	450	430	273	581	402
450	455	431	421	598	473
440	460	431	421	615	391
430	450	432	337	608	462
440	450	433	320	585	447
440	435	433	87	615	391
420	460	433	441	611	482
450	460	435	431	604	460
440	440	438	124	581	414
420	450	440	31	652	469
420	445	440	30	578	384
420	445	440	19	611	305



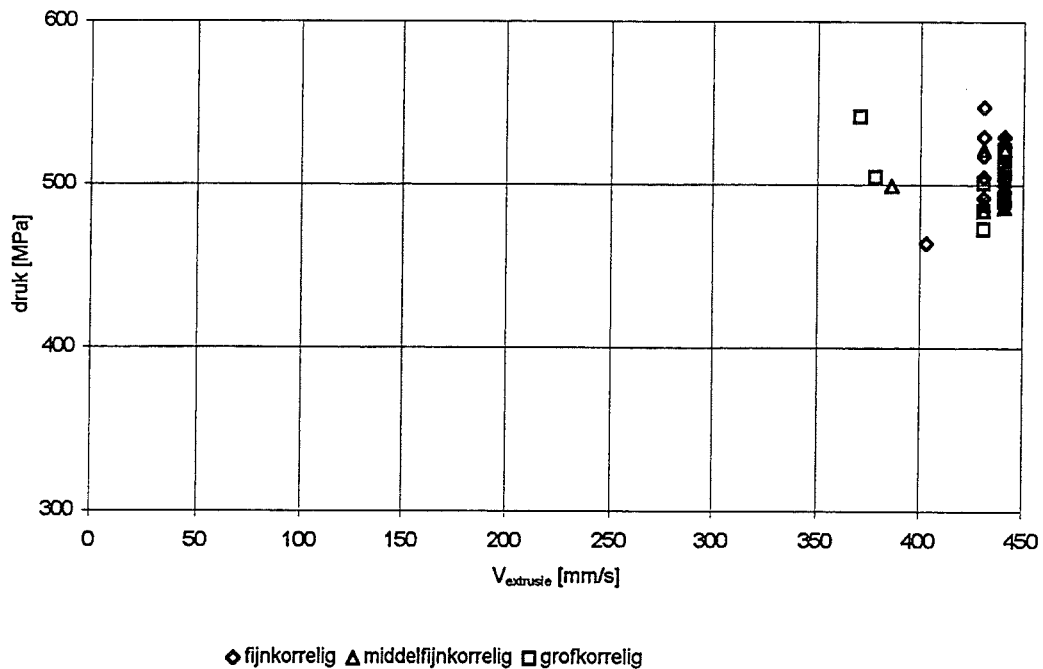
Figuur 4.7. De doorbreekdrukken van de drie korrelstructuren als functie van de billettemperatuur.



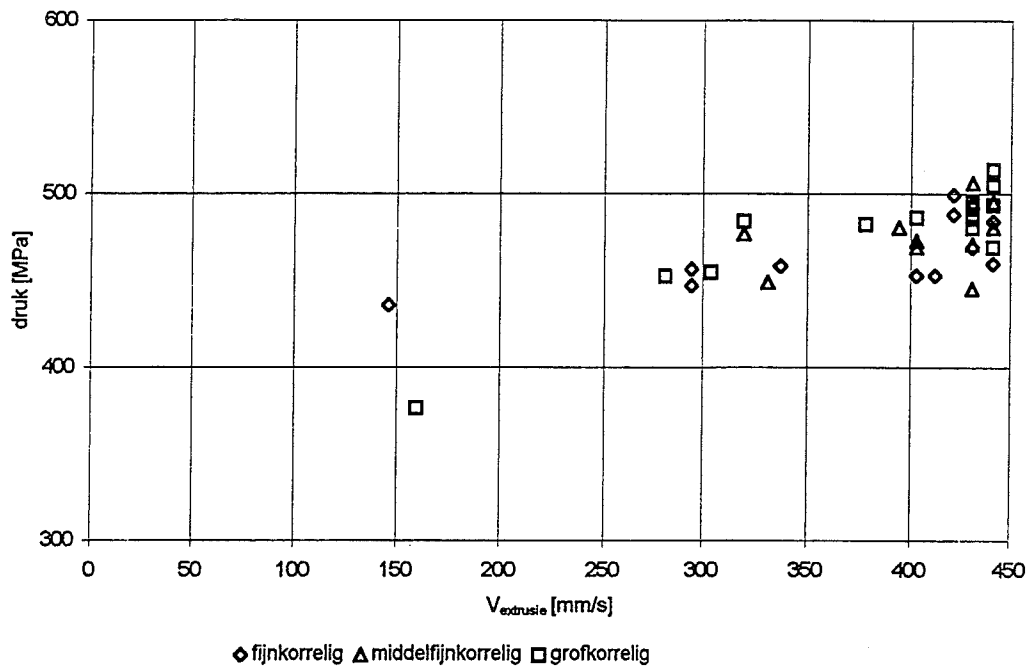
Figuur 4.8. De minimumdruk tijdens de extrusie als functie van de extrusietemperatuur voor de drie verschillende korrelstructuren.



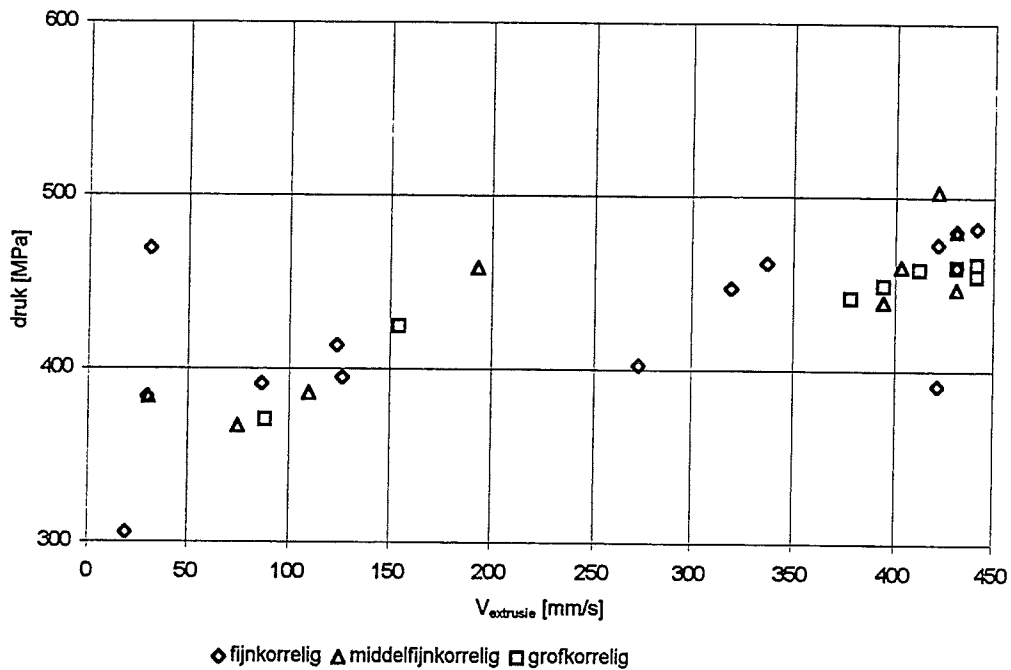
Figuur 4.9. De minimum druk tijdens de extrusie als functie van de extrusiesnelheid voor het temperatuursinterval van 400 tot 409 °C.



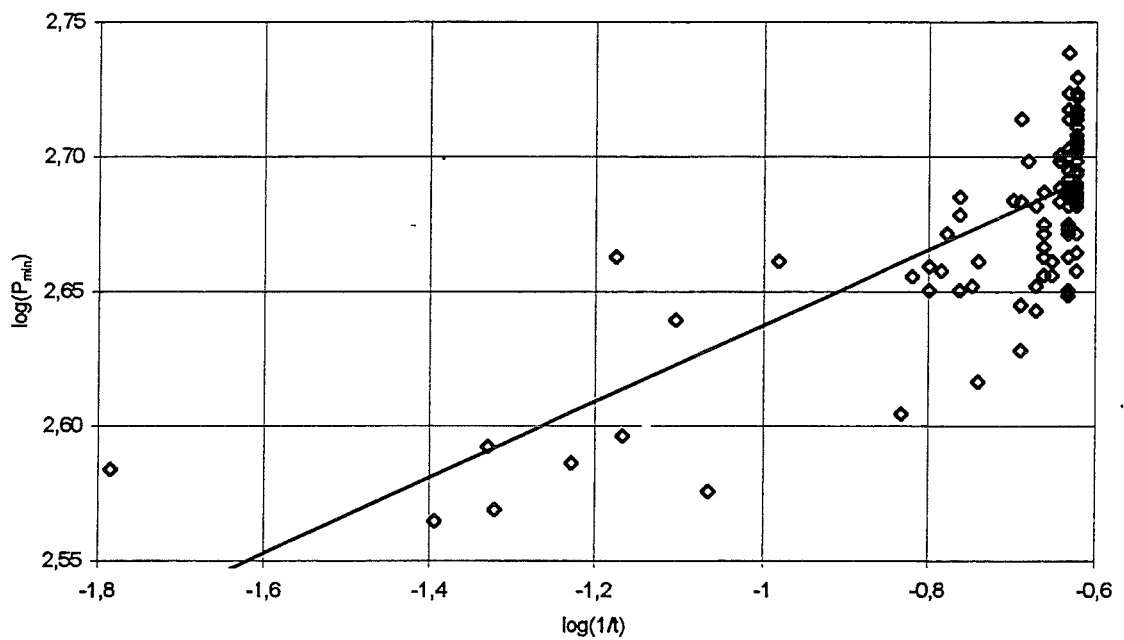
Figuur 4.10. De minimumdruk tijdens de extrusie als functie van de extrusiesnelheid voor het temperatuursinterval van 410 tot 419 °C.



Figuur 4.11. De minimumdruk tijdens de extrusie als functie van de extrusiesnelheid voor het temperatuursinterval van 420 tot 429 °C.



Figuur 4.12. De minimumdruk tijdens de extrusie als functie van de extrusiesnelheid voor het temperatuursinterval van 430 tot 440 °C.



Figuur 4.13. Log-log grafiek, voor alle temperaturen en materialen, waarin de minimumdruk uitgezet is als functie van de reciproke extrusietijd.

per temperatuurinterval van 10°C weergegeven. Uit figuur 4.11 en 4.12 volgt dat er geen onderscheid te maken is tussen de verschillende structuren. De meetpunten van de verschillende materialen liggen door elkaar heen. Ook uit de figuren 4.9 en 4.10 volgt, zij het minder duidelijk dan in het geval van figuur 4.11 en 4.12, dat er geen verschil is te maken tussen de korrelstructuren. Dit komt doordat bij de lagere extrusietemperaturen (figuur 4.9 en 4.10) de extrusiesnelheid niet veel varieert, terwijl bij de hogere extrusietemperaturen (figuur 4.11 en 4.12) een veel grotere spreiding in de extrusiesnelheid is.

4.7 m-waarden en aktiveringsenergieën.

De meetpunten in de dubbel logaritmische grafieken waarin de minimumdruk uitgezet is als functie van de reciproke extrusietijd liggen voor de drie korrelstructuren in hetzelfde gebied (figuur 4.13). Een universele rechte die door de meetpunten van alle drie de korrelstructuren en alle temperatuurintervallen gaat, werd hierom bepaald. Deze rechte werd vervolgens vergeleken met de meetpunten van de afzonderlijke korrelstructuren door de rechte met behulp van een stippellijn in de grafieken van de korrelstructuren bij verschillende extrusietemperaturen te plaatsen. De waarde van m is met deze universele rechte 0,14. Deze grafieken staan in de figuren 4.14 t/m 4.16. Ook hier staan geen isothermen in de grafieken, maar net zoals bij figuur 4.9 t/m 4.12 is er gebruik gemaakt van temperatuurintervallen. In deze grafieken wordt een rechte (getrokken lijn) met gelijke helling aan de universele rechte weergegeven. Deze rechte lijn werd bepaald door eerst een rechte door de meetpunten van één korrelstructuur bij één extrusietemperatuur te bepalen. Vervolgens werd deze lijn om het midden van de lijn geroteerd totdat de helling gelijk was aan de universele rechte. De nu verkregen lijn geeft per korrelstructuur en temperatuur de relatie aan tussen de minimumdruk en de extrusietijd.

Bij alle drie de korrelstructuren ligt de rechte door de meetpunten hoger naarmate de extrusietemperatuur lager was.

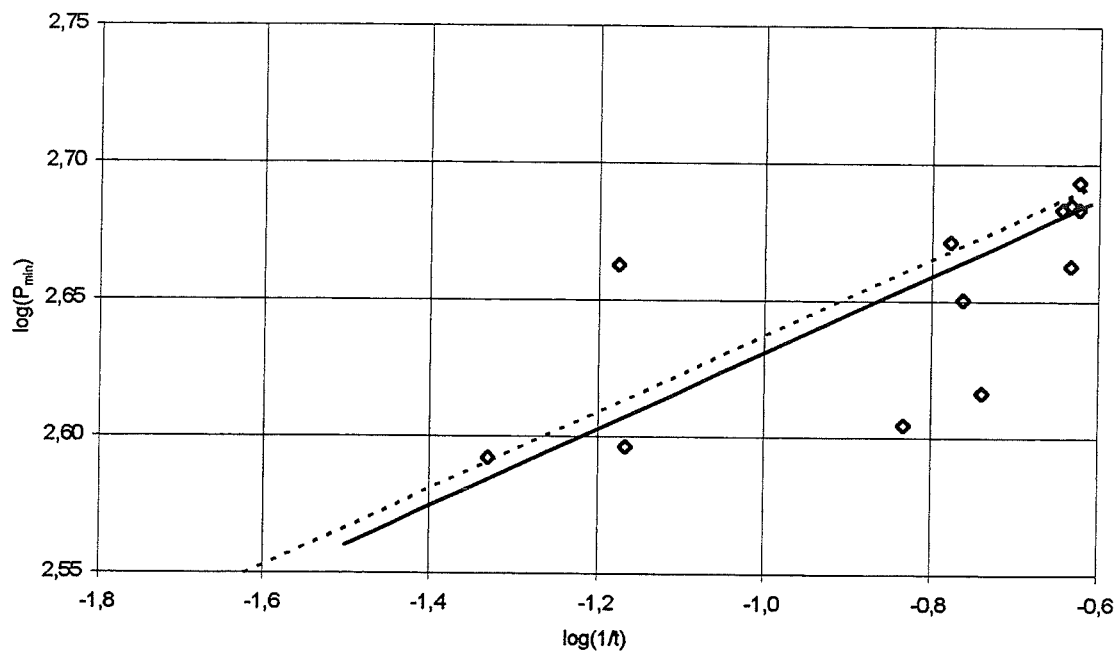
In figuur 4.17a,b en c staan de grafieken waarmee de aktiveringsenergie van de drie korrelstructuren bepaald kunnen worden. De aktiveringsenergieën van de korrelstructuren staan in tabel 4.7.

Tabel 4.7 De aktiveringsenergieën van de drie korrelstructuren.

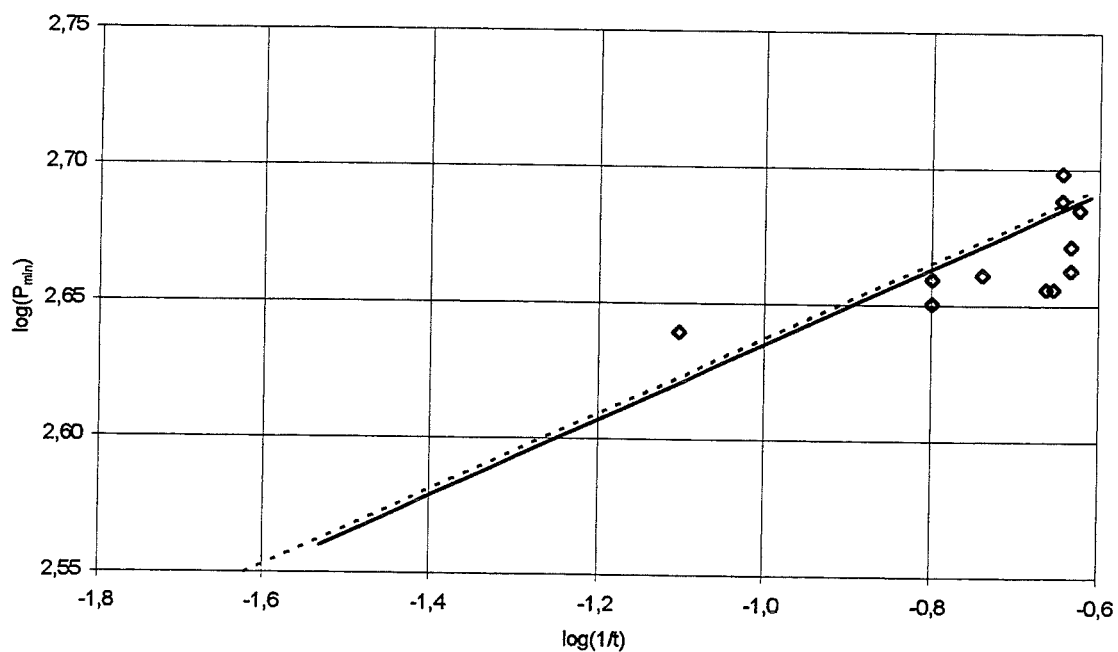
korrelstructuur	fijn	middelfijn	grof
Q [J/mol]	9600	5500	15200

4.8 Extrusiesnelheid en de extrusietemperatuur.

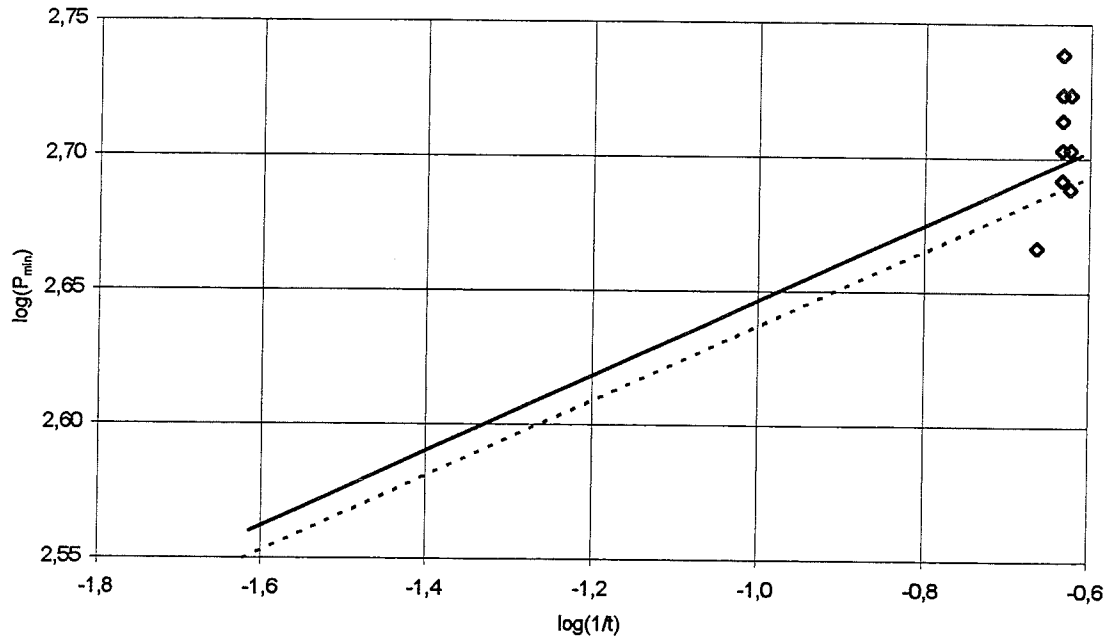
De extrusiesnelheid staat uitgezet tegen de extrusietemperatuur in figuur 4.18. In deze figuur zijn de meetpunten opgedeeld per billettertemperatuur. Uit de figuur blijkt dat bij één extrusietemperatuur de extrusiesnelheid sterk kan verschillen ondanks dat de (start)-billettertemperatuur van het materiaal gelijk was.



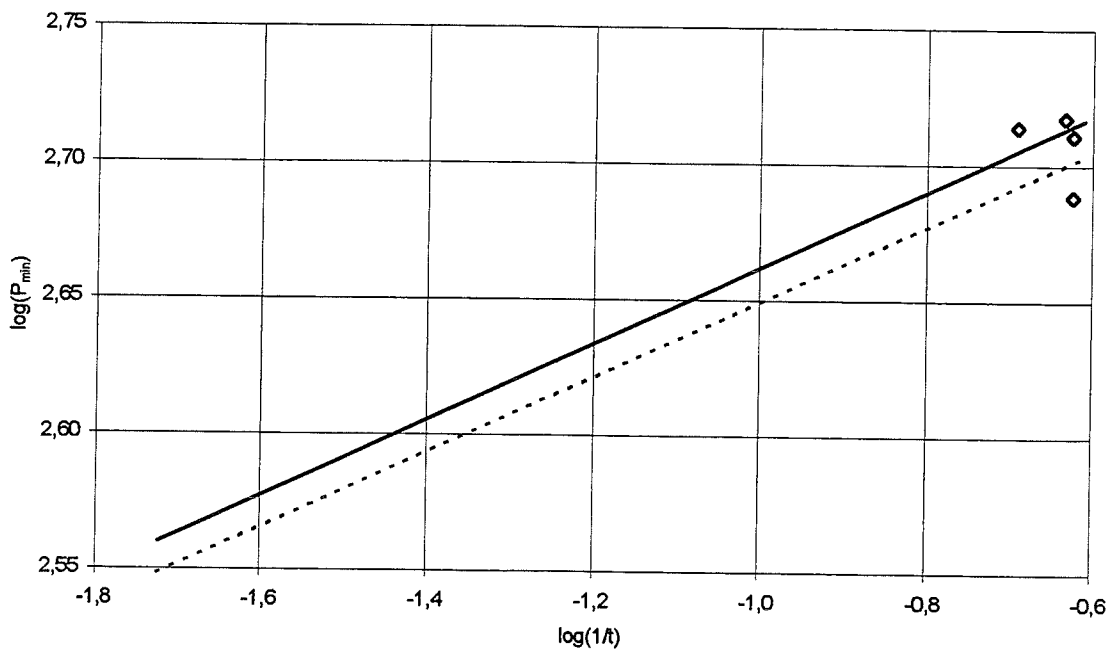
Figuur 4.14a. Log-log grafiek waarin de minimumdruk uitgezet is als functie van de reciproke extrusietijd, voor fijnkorrelig materiaal voor extrusietemperaturen tussen 430 en 440 °C.



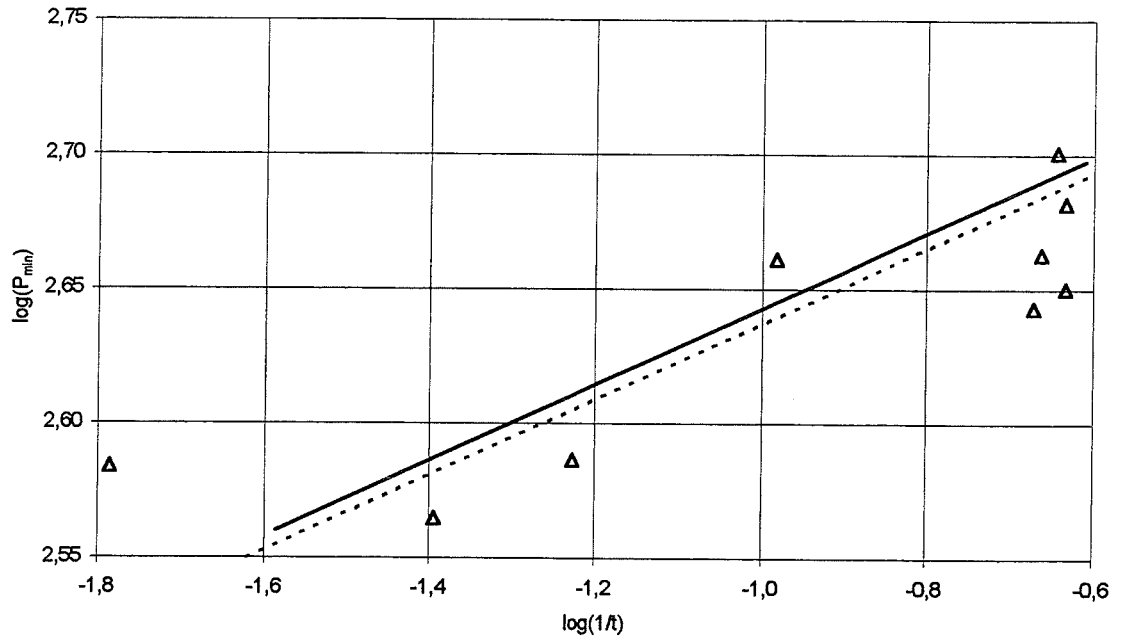
Figuur 4.14b. Log-log grafiek waarin de minimumdruk uitgezet is als functie van de reciproke extrusietijd, voor fijnkorrelig materiaal voor extrusietemperaturen tussen 420 en 429 °C.



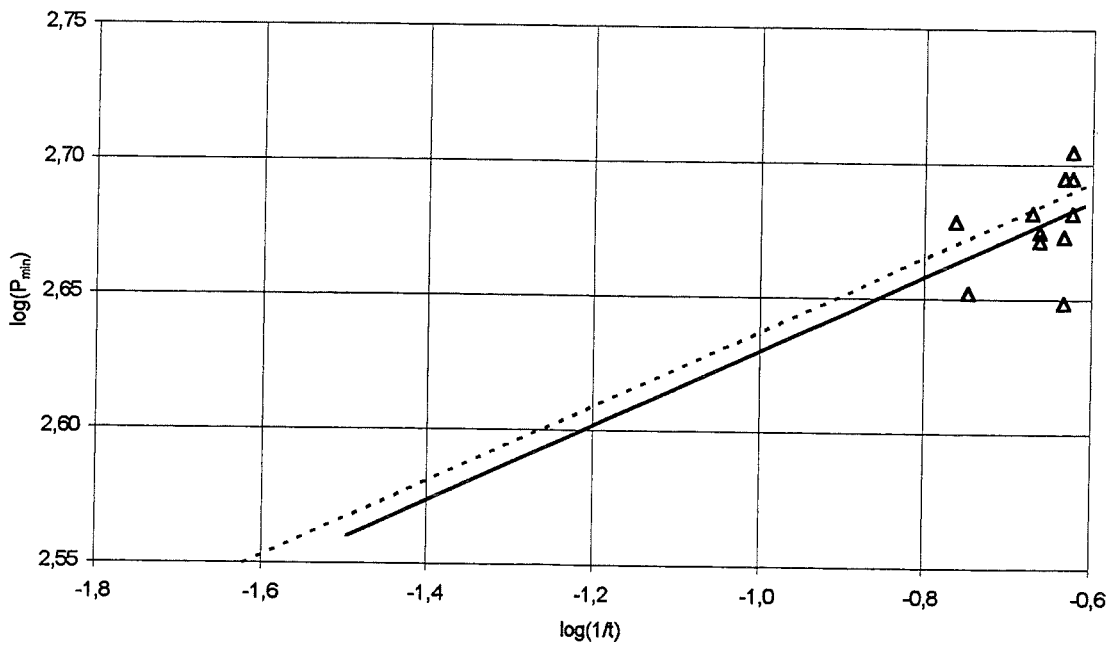
Figuur 4.14c. Log-log grafiek waarin de minimumdruk is uitgezet als functie van de reciproke extrusietijd, voor fijnkorrelig materiaal voor extrusietemperaturen tussen 410 en 419 °C.



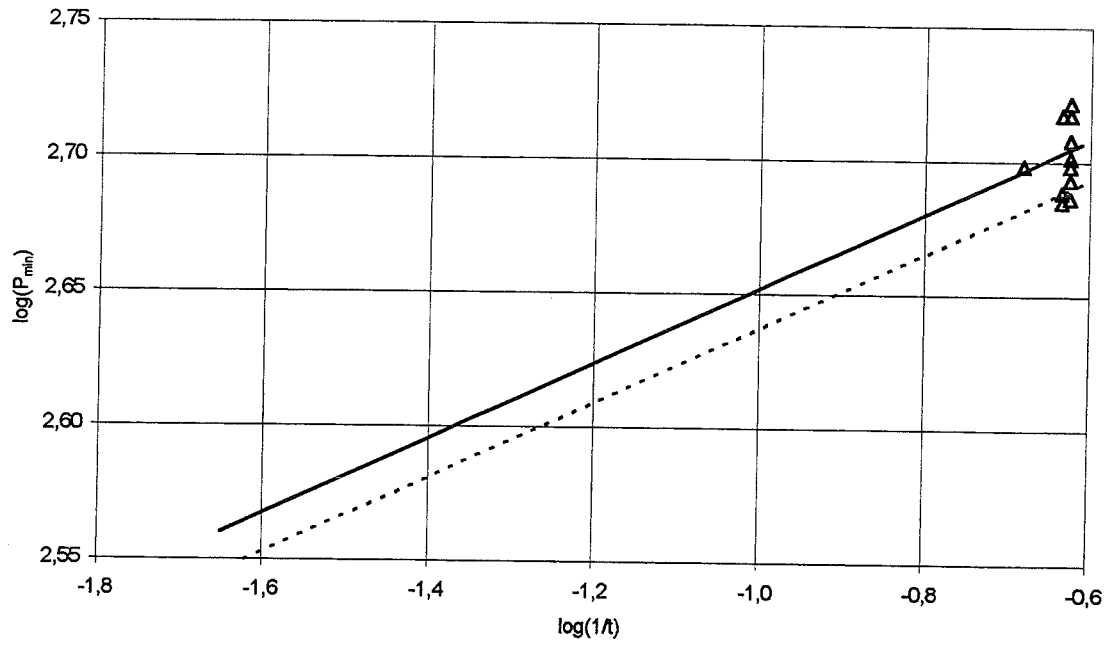
Figuur 4.14d. Log-log grafiek waarin de minimumdruk is uitgezet als functie van de reciproke extrusietijd, voor fijnkorrelig materiaal voor extrusietemperaturen tussen 400 en 409 °C.



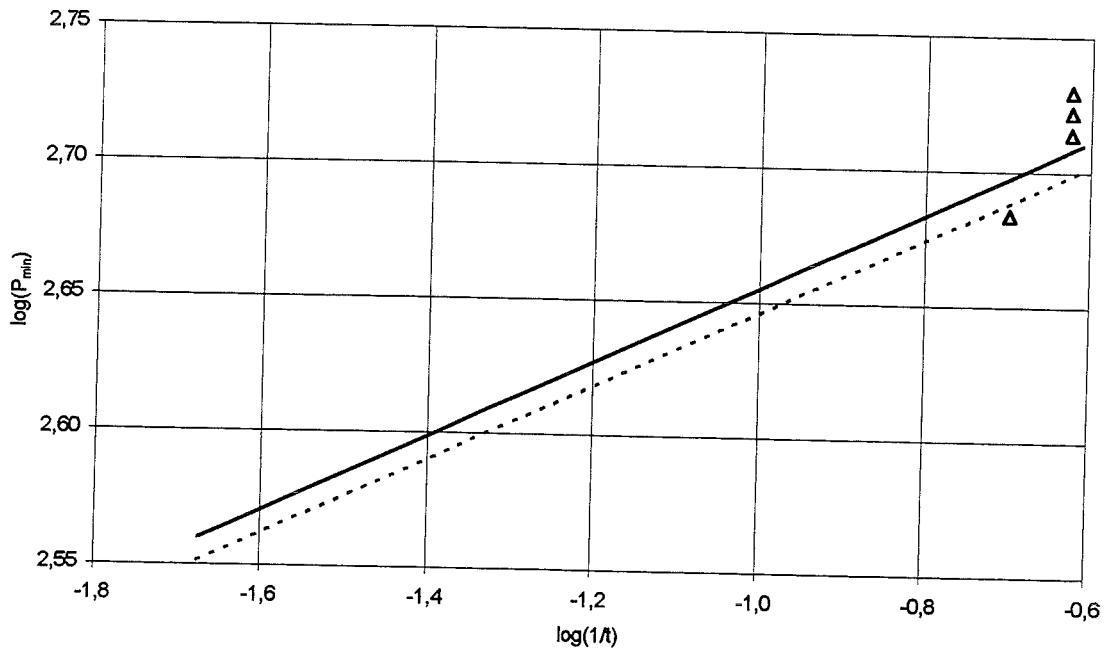
Figuur 4.15a. Log-log grafiek waarin de minimumdruk is uitgezet als functie van de reciproke extrusietijd, voor middelfijnkorrelig materiaal voor extrusietemperaturen tussen 430 en 440 °C.



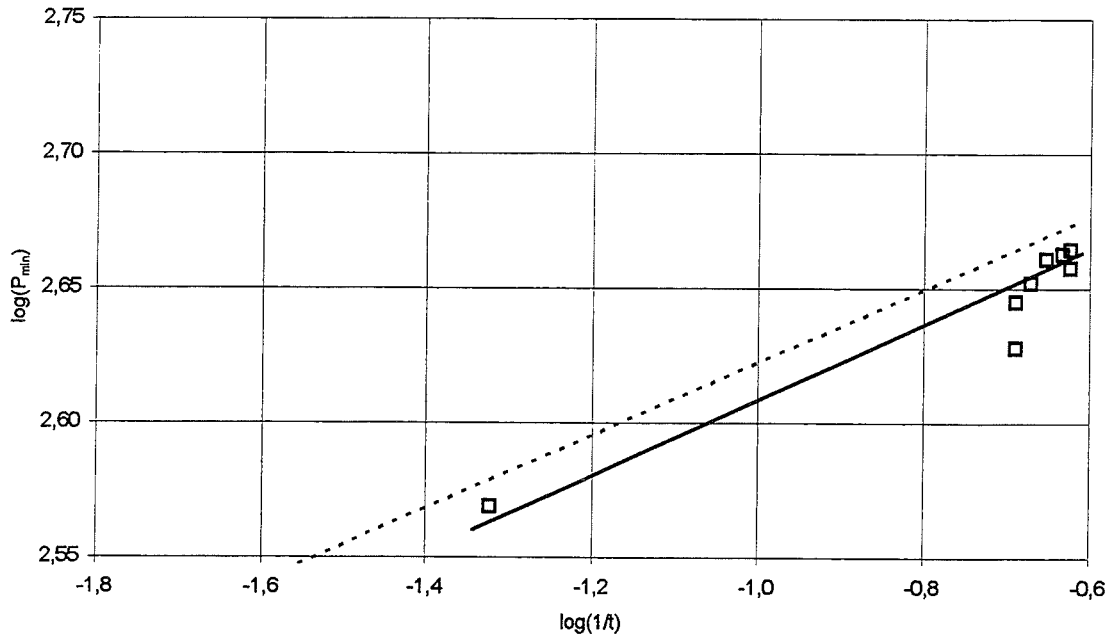
Figuur 4.15b. Log-log grafiek waarin de minimumdruk is uitgezet als functie van de reciproke extrusietijd, voor middelfijnkorrelig materiaal voor extrusietemperaturen tussen 420 en 429 °C.



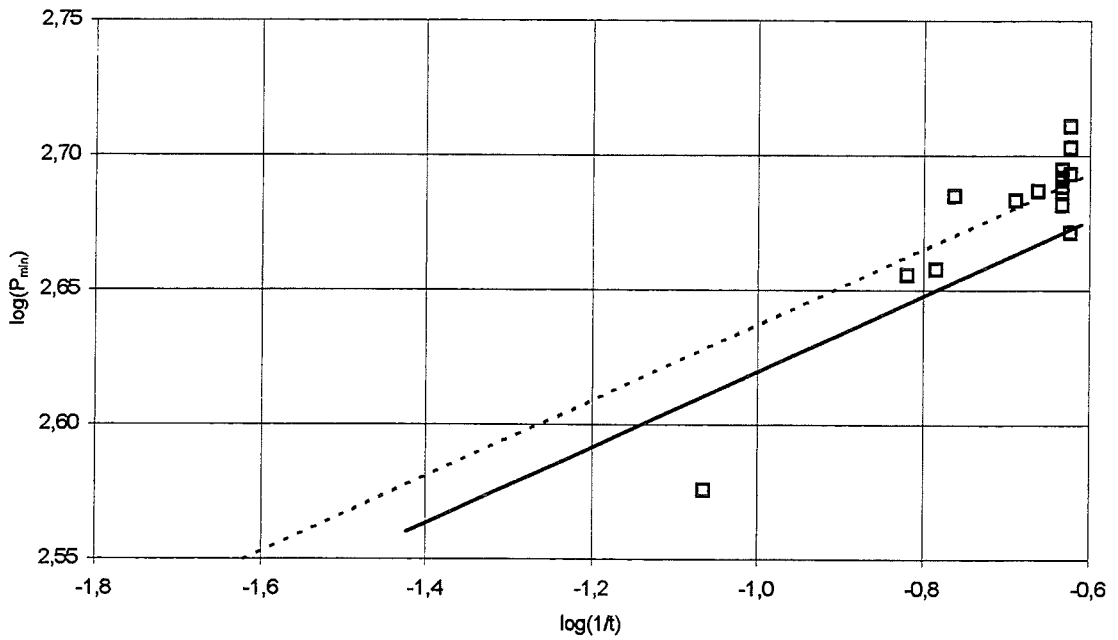
Figuur 4.15c. Log-log grafiek waarin de minimumdruk is uitgezet als functie van de reciproke extrusietijd, voor middelfijnkorrelig materiaal voor extrusietemperaturen tussen 410 en 419 °C.



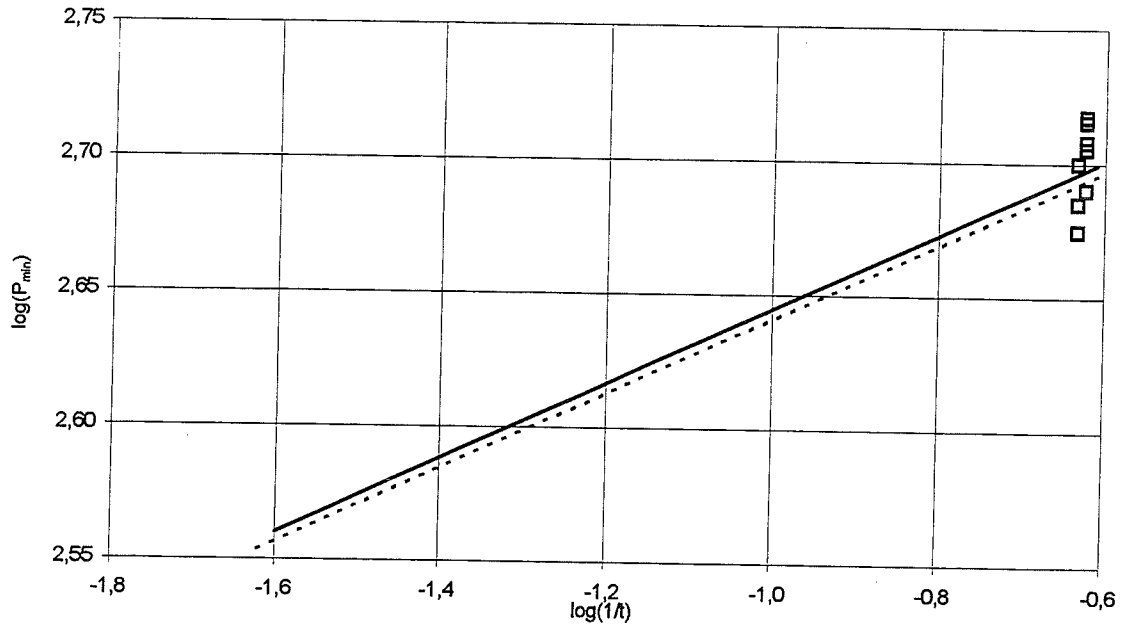
Figuur 4.15d. Log-log grafiek waarin de minimumdruk is uitgezet als functie van de reciproke extrusietijd, voor middelfijnkorrelig materiaal voor extrusietemperaturen tussen 400 en 409 °C.



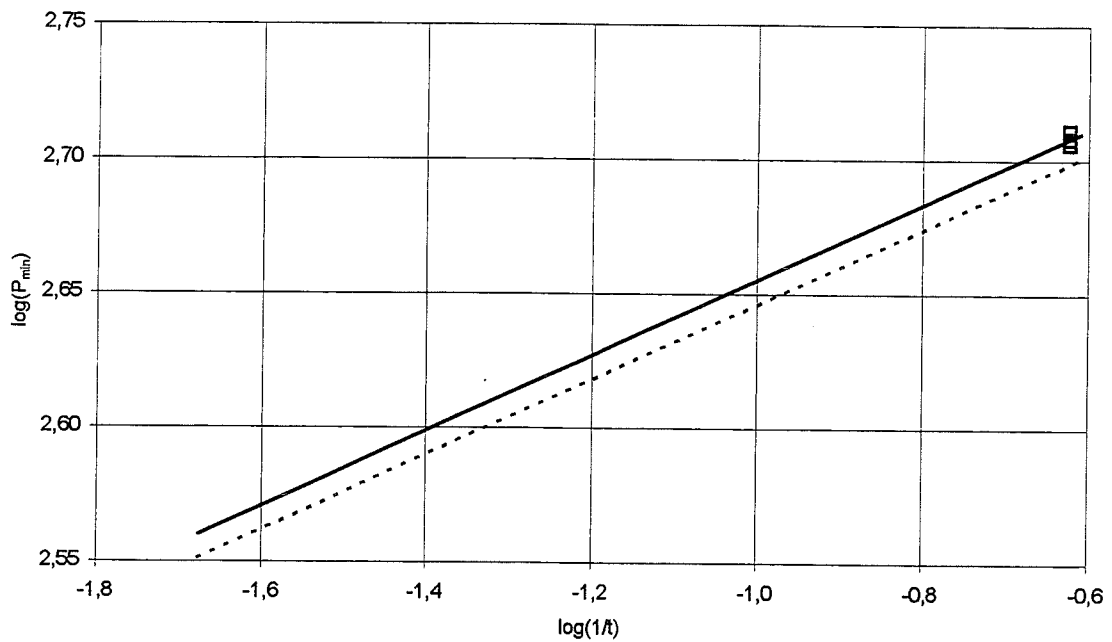
Figuur 4.16a. Log-log grafiek waarin de minimumdruk is uitgezet als functie van de reciproke extrusietijd, voor grofkorrelig materiaal voor extrusietemperaturen tussen 430 en 440 °C.



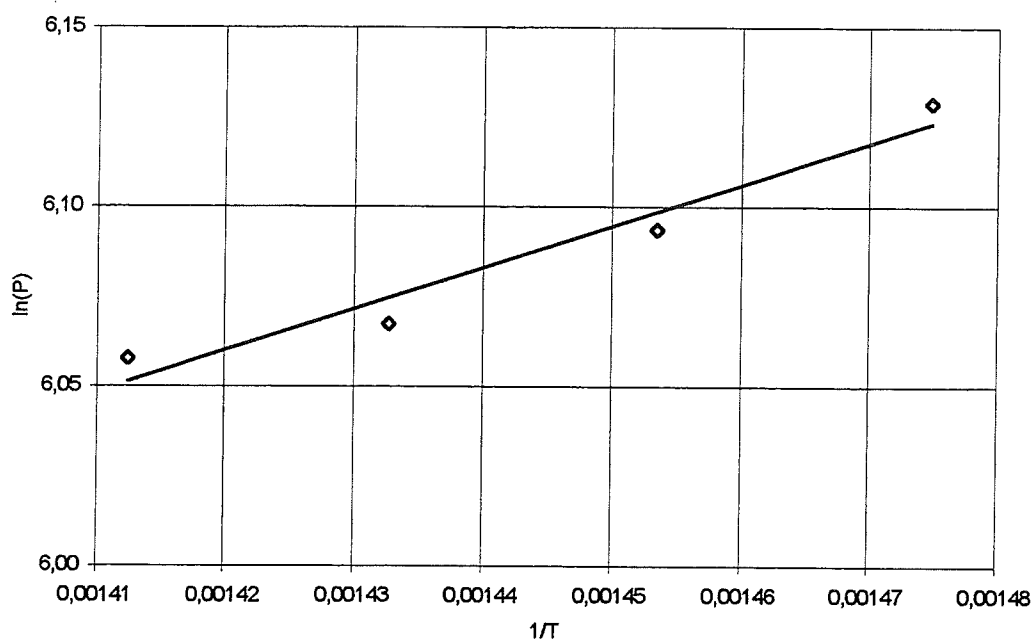
Figuur 4.16b. Log-log grafiek waarin de minimumdruk is uitgezet als functie van de reciproke extrusietijd, voor grofkorrelig materiaal voor extrusietemperaturen tussen 420 en 429 °C.



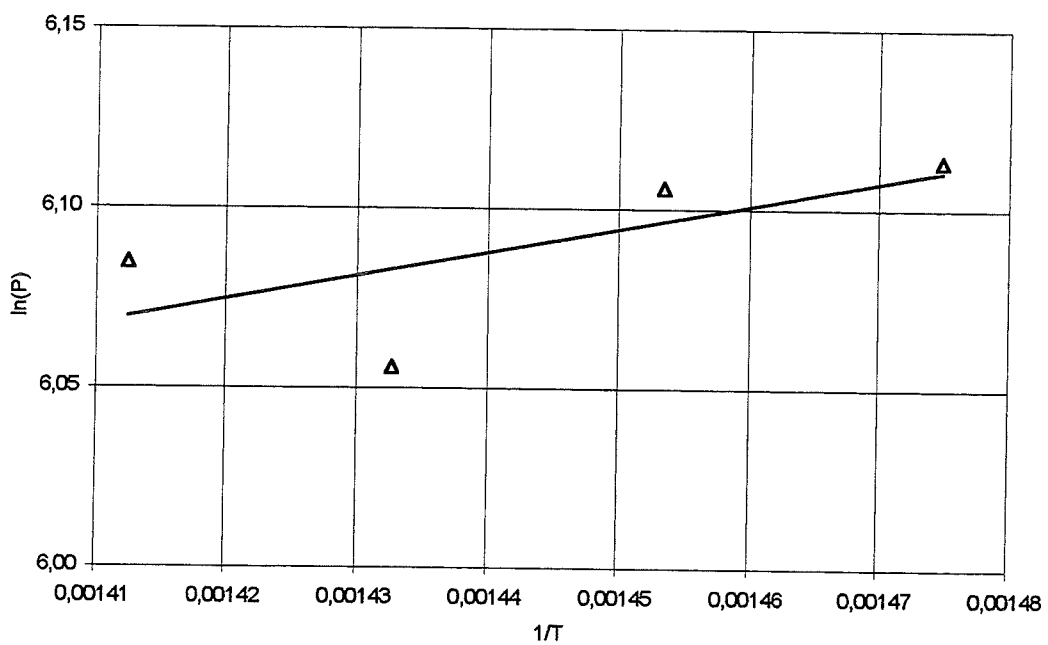
Figuur 4.16c. Log-log grafiek waarin de minimumdruk is uitgezet als functie van de reciproke extrusietijd, voor grofkorrelig materiaal voor extrusietemperaturen tussen 410 en 419 °C.



Figuur 4.16d. Log-log grafiek waarin de minimumdruk is uitgezet als functie van de reciproke extrusietijd, voor grofkorrelig materiaal voor extrusietemperaturen tussen 400 en 409 °C.

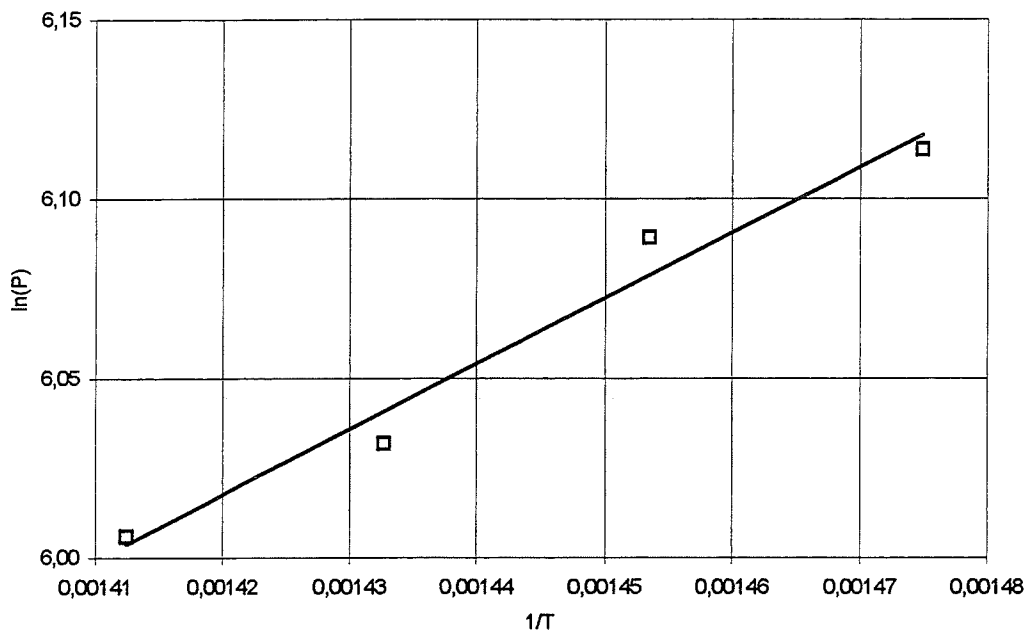


a.



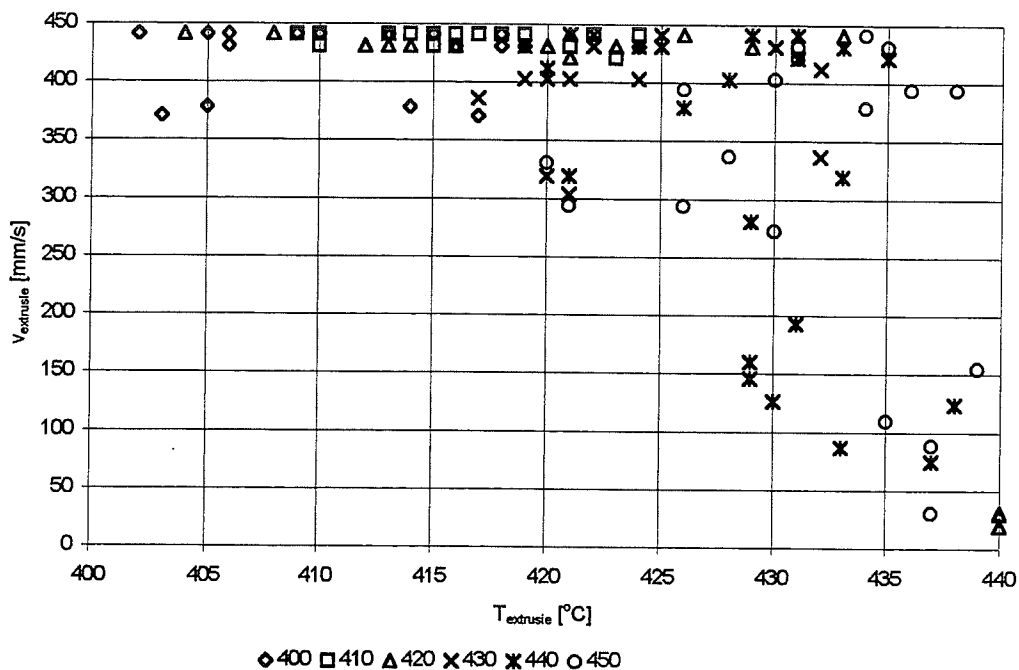
b.

Figuur 4.17 Grafiek ter bepaling van de aktiveringsenergie ($\ln(P)$ versus $1/T$)
 a. fijnkorrelig b. middelfijnkorrelig

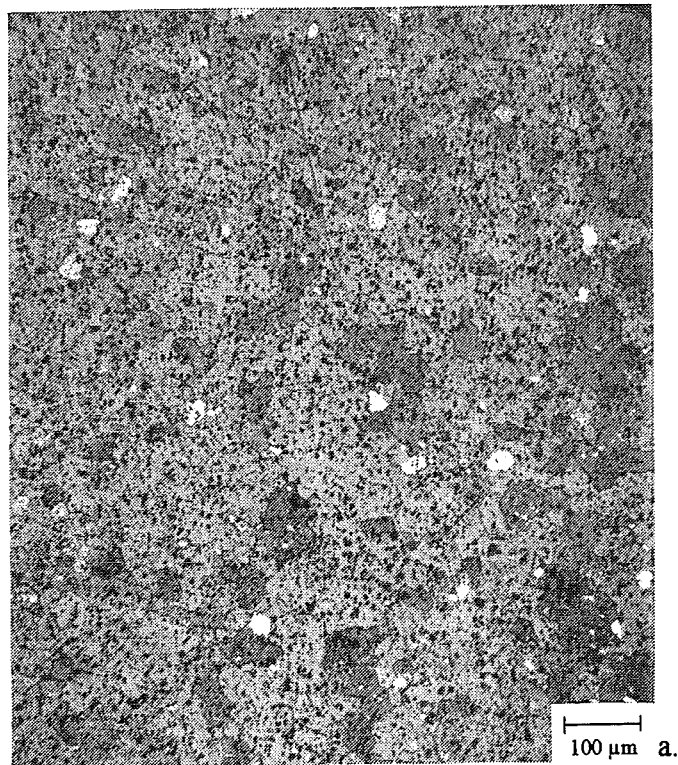


c.

Figuur 4.17 Grafiek ter bepaling van de activeringsenergie ($\ln(P)$ versus $1/T$)
c. grofkorrelig



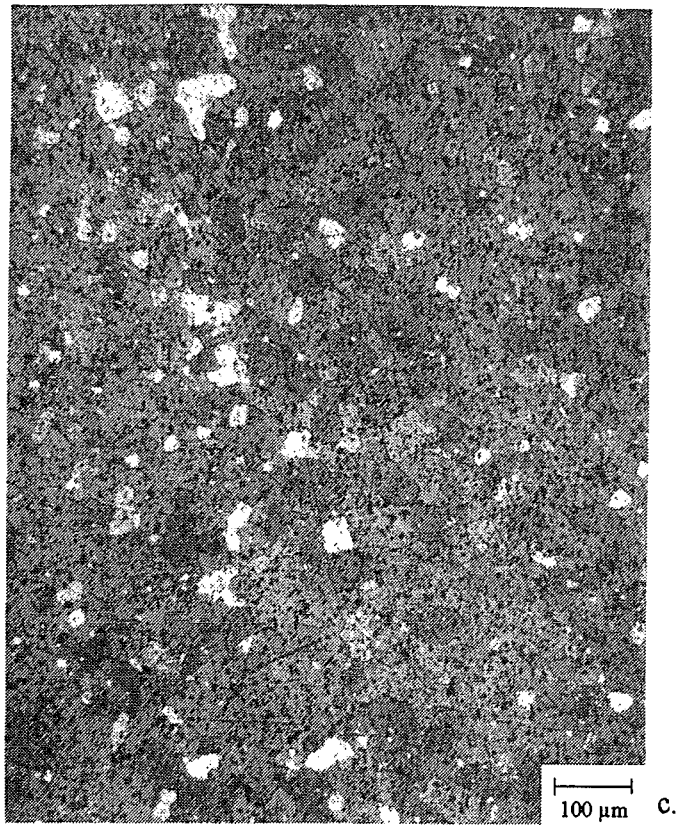
Figuur 4.18. De extrusiesnelheid als functie van de extrusietemperatuur. De meetpunten zijn ingedeeld naar de (start)-billetteratuur.



Figuur 4.19. Korrelstructuur van het aluminium na het extruderen.
a. Fijne korrelstructuur voor het deformereren.
b. Middelfijne korrelstructuur voor het deformereren.

4.9 Deformatie structuur.

In figuur 4.19a t/m c staan de structuren van het materiaal na extrusie weergegeven. In deze figuur staan de drie materialen die bij een extrusietemperatuur van 420°C zijn geëxtrudeerd. De preparaten voor deze foto's zijn op 20 cm van het einde uit het T-profiel genomen. De korrelstructuren van de drie materialen hebben vergelijkbare korrelgrootten.



Figuur 4.19. Korrelstructuur van het aluminium na het extruderen.
c. Grove korrelstructuur voor het deformereren.

5 Discussie.

5.1 Korrelgroottevariatie.

De korrelgrootten in de billets met een wachttijd van 9 ½ min. zijn aanmerkelijk groter (tabel 4.5) dan die in de proefstukken ter controle van de invloed van de wachttijd (tabel 4.3).

Hierdoor is het verschil in korrelgrootte van de billets, die gegoten zijn met verschillende wachttijden, minder groot dan verwacht.

Ook het verschil tussen het korrelverfijnde aluminium en het niet verfijnde materiaal is minder groot dan verwacht. Dit is waarschijnlijk het gevolg van de hoge afkoelsnelheden en de zeer kleine hoeveelheid korrelverfijner bij het korrelverfijnde materiaal. Hierdoor is er bij het niet korrelverfijnde materiaal ook een grote drijvende kracht voor kiemvorming.

5.2 Doorbreekdrukken.

De afname van de doorbreekkracht bij hogere temperaturen is het gevolg van een hogere mobiliteit van de dislokaties^[BAK88]. De doorbreekdrukken van de drie korrelstructuren liggen dichtbij elkaar. De doorbreekdrukken van het grofkorrelige materiaal liggen iets lager dan de fijnere structuren. Dit zou het gevolg kunnen zijn van de mindere weerstand tegen deformatie ten gevolge van minder korrelgrenzen die de dislokatiebeweging hinderen.

5.3 Minimumdruk gedurende het extruderen.

5.3.1 Temperatuursafhankelijkheid van de minimumdruk.

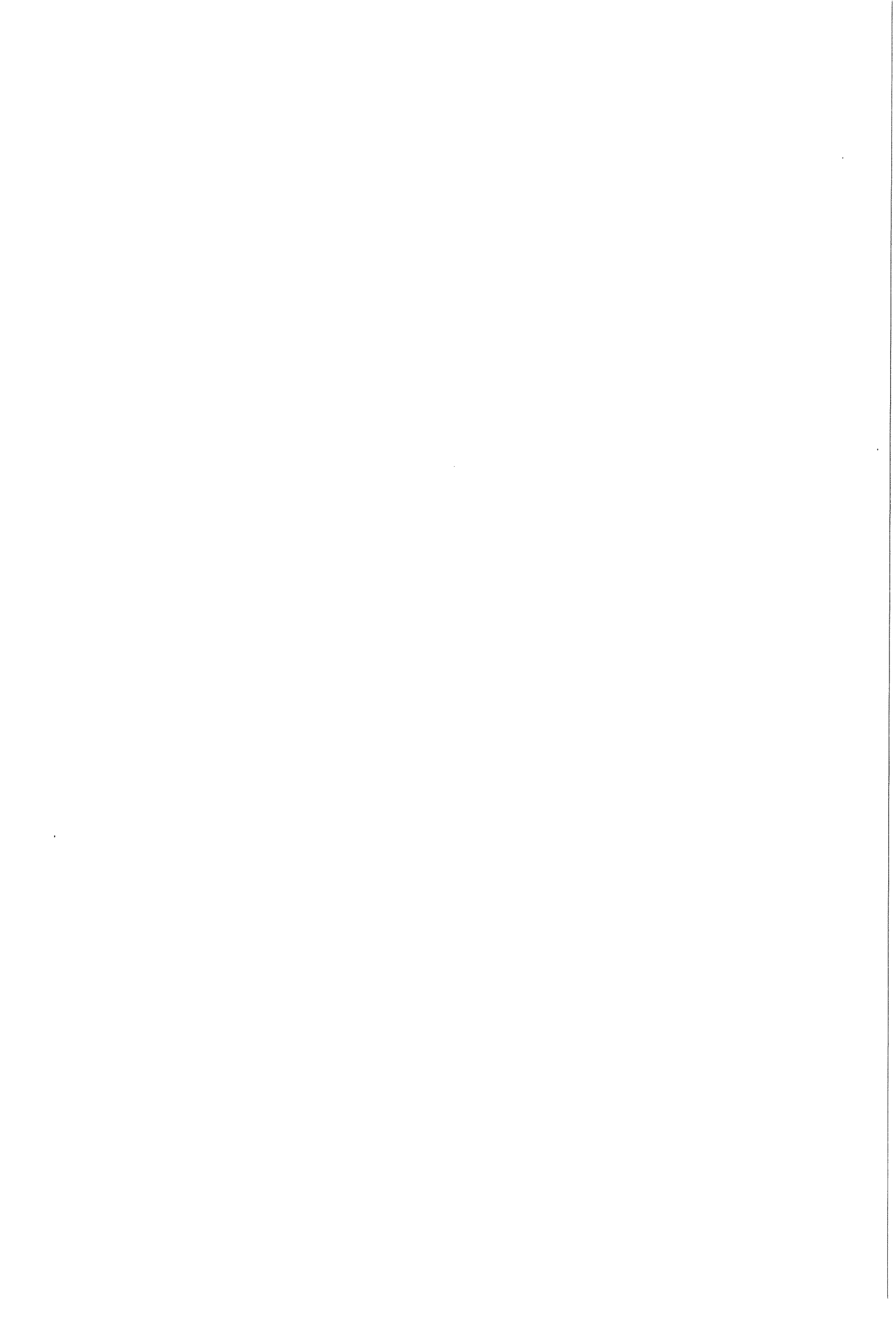
Uit figuur 4.8 blijkt dat de minimumdrukken tijdens het extruderen ongeveer gelijk aan elkaar zijn voor de verschillende korrelgrootten. Dit doet vermoeden dat tijdens het extrusieproces een celstructuur ontstaat die onafhankelijk is van de uitgangskorrelgrootte. De celgrootte is bij grote deformaties namelijk onafhankelijk van de beginkorrelgrootte, maar is afhankelijk van de rek^[BEU78]. Doordat de minimumdrukken van de verschillende korrelstructuren weinig verschillen is het aannemelijk dat tijdens de extrusie van de drie korrelstructuren dezelfde celgrootte ontstaat. Deze celgrootte bepaalt bij het vervormen immers de hoogte van de vloeispanning (zie ook § 2.4.4, vergelijking (2)).

Uit de foto's van figuur 4.19 blijkt dat de structuur na vervormen op dezelfde temperatuur, bij de drie verschillende materialen, ongeveer gelijk zijn aan elkaar. De aanname dat de celgrootte tijdens het vervormen gelijk is en onafhankelijk van de beginkorrelgrootte lijkt hierdoor gerechtvaardigd.

Uit de waarnemingen dat de minimumdrukken vergelijkbaar met elkaar zijn en dat de korrels na deformatie ongeveer even groot zijn is het aannemelijk dat in alle drie de structuren de situatie wordt bereikt dat er evenwicht ontstaat in de dislokatievorming en het herstel. Met als gevolg dat vloeispanning tijdens het vervormen onafhankelijk is van de beginkorrelgrootte. De celgrootte van het aluminium is wel afhankelijk van de temperatuur. Hogere extrusietemperaturen leveren lagere drukken op wat aangeeft dat de celgrootte toeneemt met de temperatuur, zoals ook door Sheppard en medewerkers werd gevonden^[SHE85].

5.3.2 De invloed van de extrusiesnelheid.

Uit de figuren 4.10 t/m 4.12 blijkt niet dat de minimumdruk als functie van de extrusiesnelheid beïnvloed wordt door de korrelgrootte van het materiaal. Waarschijnlijk is hier dezelfde



verklaring als bij de temperatuursafhankelijkheid van de minimumdruk (§ 5.3.1). De celstructuur die gevormd is, domineert het vervormingsgedrag van de drie materialen zodat de uitgangsstruktuur hier niet van belang is.

5.4 m-waarden en de aktiveringsenergie.

De constitutieve vergelijking (3) die gebruikt wordt om de relatie tussen de spanning en de vervormingssnelheid voor de korrelstructuren te beschrijven is eigenlijk niet geschikt om het gedrag tijdens het extruderen te beschrijven. Tijdens het extruderen is de vervorming inhomogeen, terwijl de vergelijking bedoeld is voor homogene vervorming. De vergelijking wordt hier echter gebruikt als een middel om het vervormingsgedrag van de materialen met verschillende korrelgrootten te kunnen beschrijven.

Uit de figuren 4.13 t/m 4.16 blijkt dat de verschillende korrelstructuren redelijk goed met de universele rechte te beschrijven zijn. Bij alle drie de structuren komt de rechte van het materiaal, bij lagere vervormingstemperaturen hoger te liggen ten opzichte van de universele rechte. Dit is logisch omdat om een gelijke snelheid te behouden de druk noodzakelijk omhoog moet.

De rechten van de verschillende korrelstructuren zijn zeker gezien de spreiding van de meetresultaten vergelijkbaar met elkaar. Hierdoor volgt dat voor deze korrelgrootten geen verschil in m-waarden is te maken. In de literatuur ^[DIE88] worden m-waarden tussen 0,1 en 0,2 gegeven. De m-waarde van de universele rechte (0,14) ligt hier precies in.

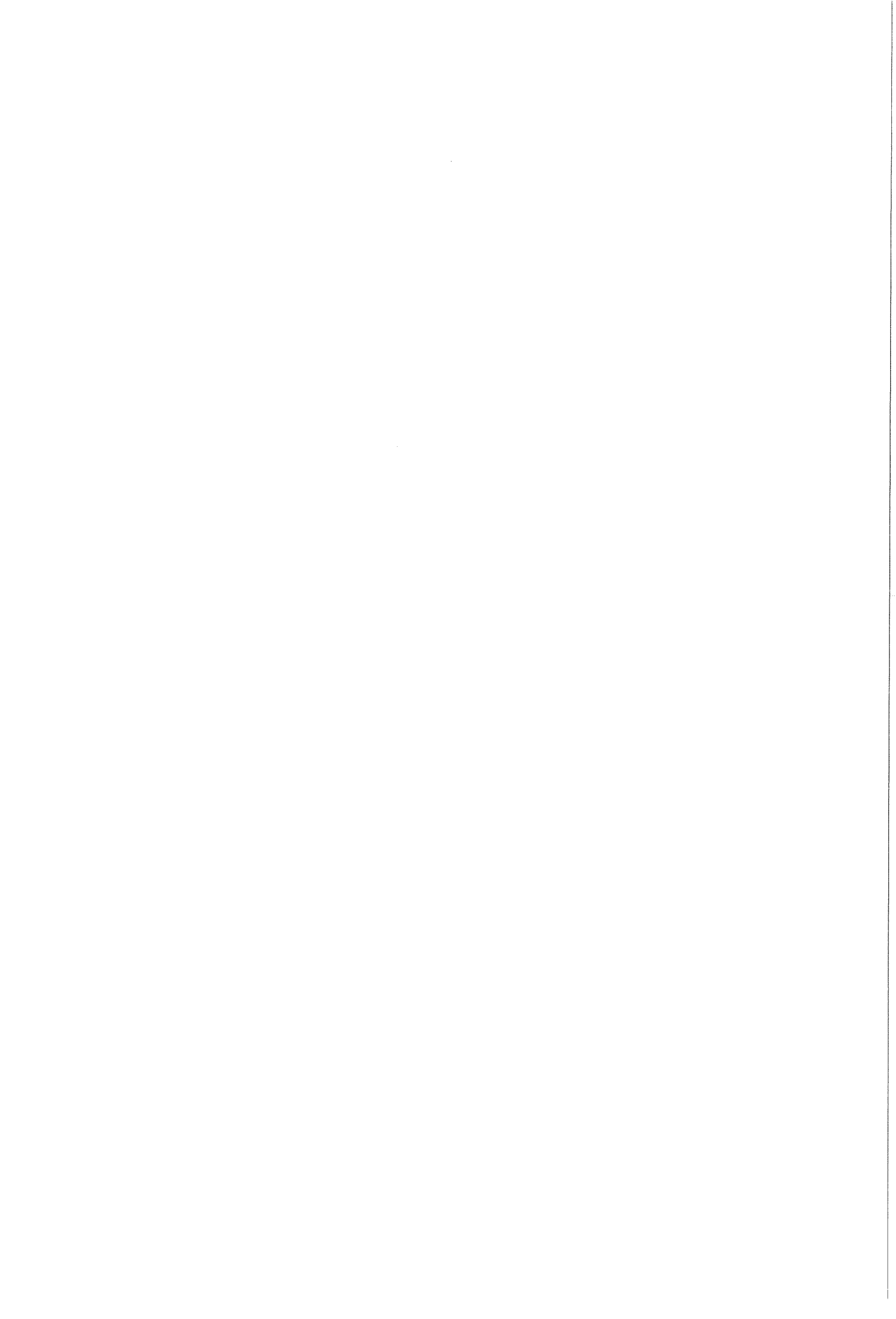
Net zoals bij de relatie tussen de spanning en de reksnelheid (3) is vergelijking (4) niet geldig voor het extrusieproces. Ook hier wordt de vergelijking gebruikt om de invloed van de korrelgrootte op het vervormingsgedrag te beschrijven.

Uit figuur 4.17 en tabel 4.7 blijkt dat de materialen met de verschillende korrelgrootten verschillende aktiveringsenergieën hebben. Er is echter geen duidelijke trend uit deze waarden te halen. Bovendien zijn deze aktiveringsenergieën veel lager dan de waarden die in de literatuur ^[SEL66] gemeld worden. Voor aluminium worden waarden van 120 tot 180 kJ/mol gegeven. Dit grote verschil tussen de literatuur, maar ook tussen de materialen onderling, komt waarschijnlijk door het kleine temperatuurinterval (circa 30°C) waarbinnen de aktiveringsenergieën bepaald worden. Ook de spreiding in de meetresultaten zoals die te zien zijn in figuur 4.14 t/m 4.16 zullen de waarden van de aktiveringsenergieën beïnvloeden.

5.5 De invloed van de korrelgrootte op de extrusie van aluminium.

Het enige verschil, bij het extruderen, tussen de materialen met verschillende korrelgrootten, bij deze variatie in korrelgrootte (korrelgrootte na gieten varieert van ca. 570 tot 860 µm), is het verschil in de doorbreekdrukken. Materialen met kleinere korrels hebben hogere vloeispanningen dus de doorbreekdrukken zullen in dit geval ook hoger zijn (figuur 4.7).

Zowel uit de resultaten van de minimumdruk versus de extrusietemperatuur, welke bepaald worden door dezelfde celgrootte, als bij de m-waarden (figuur 4.13 t/m 4.16) blijkt dat de korrelgrootte geen invloed heeft op de extrusiesnelheid en -krachten. De materialen met kleinere korrels waarin meer korrelgrenzen per volume-eenheid aanwezig zijn, en dus meer dislokatieproductiemogelijkheden, reageren hetzelfde tijdens de extrusie. Kennelijk speelt de mogelijkheid dislokaties te produceren niet of nauwelijks een rol. De celstructuur zal in het geval van een grove korrelstructuur net zo snel ontstaan als bij de fijnere structuren. Het vervormen van de verschillende structuren zal bij éénzelfde celgrootte geschieden.

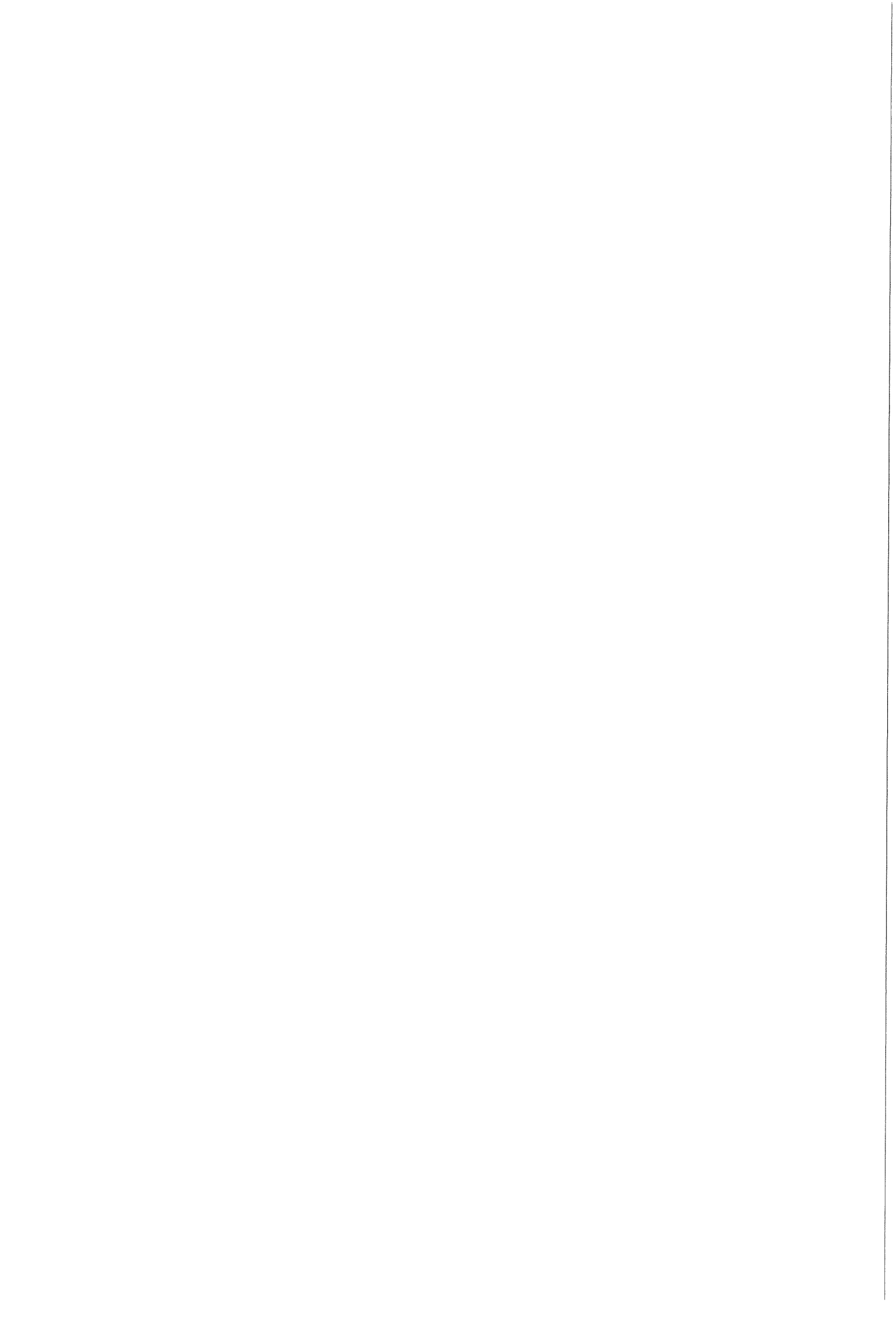


Ook het verschil in grootte van de subkorrels in de matrijsmond, ten gevolge van de aanwezigheid van hoge hoek korrelgrenzen, heeft geen invloed op de extrusiesnelheid en-druk van het aluminium.



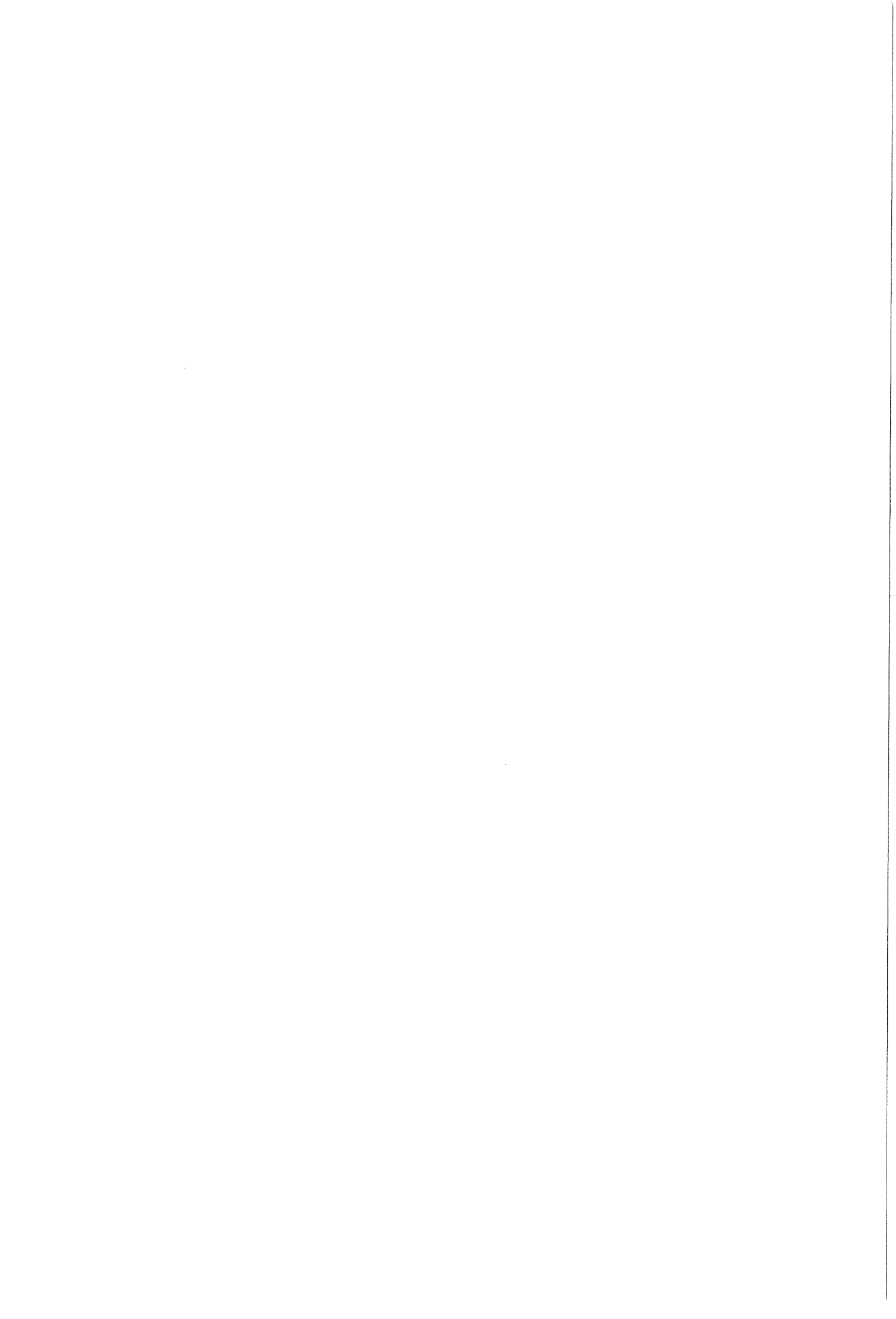
6. Conclusies.

- De verschillende wachttijden leveren verschillende korrelgrootten op. Een wachttijd van 9 ½ minuten levert een fijnere korrelstructuur op dan met een wachttijd van ½ minuut. De DAS-waarden bij deze verschillende wachttijden zijn even groot.
- De hoogte van doorbreekdruk neemt af bij hogere temperaturen.
- Het materiaal met de grovere korrelstructuur heeft doorbreekdrukken die lager zijn dan materiaal met een fijnere structuur.
- De minimumdruk tijdens de extrusie neemt af naarmate de extrusietemperatuur hoger is. De materialen met de verschillende korrelgrootten hebben bij gelijke extrusietemperaturen dezelfde minimumdrukken.
- De m-waarden van de materialen met verschillende korrelgrootten zijn binnen de toegepaste korrelgrootten gelijk aan elkaar. De warmvervormingsreksnelheid is niet afhankelijk van de korrelgrootte alvorens de deformatie begint.
- De aktiveringsenergie is bij de gebruikte korrelgrootten niet duidelijk afhankelijk van de korrelgrootte van het materiaal.



Literatuurlijst.

- [ALU93] Aluminum and aluminum alloys, ASM Specialty Handbook, Eds. J.R.Davis en Davis & Associates, The Materials Information Society, 1993.
- [ASH70] M.F.Ashby, "The deformation of plastically non-homogeneous materials", *Phil.Mag.*, ser.8, vol. 21, 1970, p.399-424.
- [BAK88] A.Bakker, "Plastisch vervormen en bezwijken van metalen", *Collegediktaat Materiaalkunde I - Plasticiteit (Mk 3b-P)*, TU Delft, Laboratorium voor Materiaalkunde, 1988.
- [BEU78] A.van den Beukel, "Fysica vaste stof II: dislokatietheorie van de mechanische eigenschappen", *Laboratorium voor Materiaalkunde*, TU Delft, 1978.
- [CAH83] R.W.Cahn, *Physical Metallurgy*, eds. R.W.Cahn en P.Haassen, 3rd ed., North Holland, 1983, p.1599.
- [DIE88] G.E.Dieter, "Mechanical Metallurgy", McGraw-Hill Book Company, New York, 1988.
- [JON76] G.P.Jones en J.Pearson, "Factors affecting the grain-refinement of aluminum using titanium and boron additives", *Met.Trans.B*, vol. 7B, 1976, p.223-234.
- [KOO] W.H.Kool, *Collegediktaat "Metaalkennis en keuze Mk59"*, TU Delft, Laboratorium voor Materiaalkunde.
- [KOR89] B.M.Korevaar, *Collegediktaat Materiaalkunde II Mk 51W-1*, TU Delft, Laboratorium voor Materiaalkunde, juni 1989.
- [KUR92] W.Kurz en D.J.Fisher, "Fundamentals of solidification" Third edition, *Trans Tech Publications*, Switzerland, 1992.
- [LAN95] J.van de Langkruis, "Homogenisation and extrudability of commercial aluminum alloys: a literature review", *Heat treatment science and technology group*, Laboratory of Materials Science, Delft University of Technology, November 1995.
- [LAU61] K.Laue, "Isothermes Strangpressen", *Z.Metallkde*, vol. 51, 1961, p.491-495.
- [LAU76] K.Laue en H.Stenger, "Strangpressen: Verfahren-Maschinen-Werkzeuge", *Aluminium-Verlag GmbH*, Düsseldorf, 1976.
- [MCQ91] H.J.McQueen, E.Evangelista en M.E.Kassner, "The classification and determination of restoration mechanisms in the hot working of Al alloys", *Z.Metallkde*, vol. 82, p.336-345.
- [MET79] *Metals handbook ninth edition*, Vol 2: Properties and selection: Nonferrous



alloys and pure metals, American Society of Metals, Metals Park, Ohio, 1979.

- [RAG91] N.Raghunathan, T.Sheppard en XianhuanYin, "Influence of billet processing on properties of extruded aluminium alloy", *Mat. Sci. Techn.*, vol. 7, 1991, p.341-352.
- [REI92] O.Reiso, "The effect of microstructure on the extrudability of some aluminium alloys", Hydro Aluminium, Metallurgical R&D Centre, Sunndalsøra, Norway, 1992.
- [RIC91] J.H.Richardson, "Handbook for the Light Microscope-A user's guide", Noyes Publications, New Jersey, 1991, p.258-269.
- [SEL66] C.M.Sellars en W.J.Mc.G.Tegart, "La relation entre la résistance et la structure dans la déformation à chaud", *Mem. Sci. Rev. Metall.*, vol. 63, p.731-746.
- [SHE85] T.Sheppard, S.J.Paterson en M.G.Tutcher, "On the development of structure during the extrusion proces", *Microstructural control in aluminium alloys*, The Metallurgical Society, 1985, New York, p.123-178.
- [SHE93] T.Sheppard, "Extrusion of AA 2024 alloy", *Mat. Sci. Techn.*, vol. 9, 1993, p.430-440.
- [URI52] V.M.Urie en H.L.Wain, "Plastic deformation of coarsegrained aluminium", *J.Inst.Metals*, vol.81, 1952-53, p.153-159.

