

De invloed van een extern
axiaal magneetveld op het
MIG-lasproces. (tekst)

M.J.M.Hermans.

Afstudeerverslag van
M.J.M. Hermans.

Begeleider:

Drs. W.J.P. Vink.

Afstudeerhoogleraar:

Prof. Dr. G. den Ouden.

Fakulteit der scheikundige
technologie en der MATERIAALKUNDE
Technische Universiteit Delft
Delft, november 1987.

Samenvatting

Dit verslag beschrijft de resultaten van het afstudeeronderzoek naar de invloed van externe, axiale (konstante en sinusvormig wisselende) magneetvelden op het MIG-lasproces.

Door de interactie tussen de lasstroom en de magnetische inductie ontstaat een Lorentz-kracht, $\underline{F}_1 = \underline{J} \times \underline{B}$, die werkzaam is op de aan de elektrode hangende druppel, de lasboog en het lasbad. Eèn van de belangrijkste redenen voor het toepassen van magneetvelden tijdens het lasproces is de mogelijkheid, om met behulp van de Lorentz-kracht, het lasbad elektro-magnetisch te roeren, waardoor ten gevolge van dendrietfragmentatie een korrelverfijning in het lasmetaal te weeg gebracht kan worden.

Het onderzoek is uitgevoerd aan twee staalsoorten, te weten ferromagnetisch Fe 510 en austenitisch roestvast staal AISI 310. Voor het opwekken van de axiale magneetvelden is gebruik gemaakt van twee identieke Helmholtz-spoelen.

Uit het onderzoek komt naar voren dat:

- de lasafmetingen kunnen worden aangepast
- er slechts sprake is van een kleine verandering van de korrelgrootte en de hardheid in het lasmetaal
- ook de druppelfrequentie slechts weinig verandert.

Summary

In order to investigate the influence of external, axial (constant and alternating) magnetic fields on Gas Metal Arc Welding (GMAW), bead on plate welds were made for ferro-magnetic Fe 510 and for austenitic stainless steel AISI 310.

The electro-magnetic Lorentz-force, which is the result of the interaction between welding current and magnetic induction, acts on the metal droplet, the welding arc and the weldpool.

One of the main reasons for the application of magnetic fields during welding is the possibility to achieve grainrefinement by means of electro-magnetic stirring (E.M.S) of the weldpool.

Main conclusions obtained are as follows;

- The weld dimensions can change, especially the depth of penetration
- There are only slight changes in grain dimension and hardness in the weld metal
- The droplet frequency just changes slightly.

Inhoudsopgave

	pagina
Samenvatting	3
Summary	4
Inhoudsopgave	5
Hoofdstuk 1 Inleiding	7
Hoofdstuk 2 Theoretische achtergronden	9
2.1 Materiaaltransport van elektrode naar werkstuk	9
2.1.1 De invloed van externe axiale magneetvelden op het materiaaltransport van elektrode naar werkstuk	12
2.2 De lasboog	14
2.2.1 De invloed van externe axiale magneetvelden op de lasboog	15
2.3 Het lasbad	17
2.3.1 De invloed van externe axiale magneetvelden op de stroming in het lasbad	18
2.4 De stolling	21
2.4.1 De macrostructuur van het lasmetaal	22
2.4.2 De microstructuur van het lasmetaal	23
2.4.3 Segregatie	26
2.4.4 Beïnvloeding van de stolling door elektromagnetisch roeren	26
Hoofdstuk 3 Experimenten	31
3.1 De lasapparatuur	31
3.2 Het opwekken van het magneetveld	32
3.3 De materiaalkeuze	34
3.4 Beschrijving van de experimenten	36
3.4.1 Het lasprogramma	36
3.4.2 Overige experimenten	38

	pagina
Hoofdstuk 4 Resultaten en discussie	41
4.1 Druppelfrequentie	41
4.2 Visueel onderzoek	42
4.3 De lasafmetingen	43
4.3.1 Lasafmetingen onder invloed van een konstant magneetveld	43
4.3.2 De invloed van een sinusvormig magneetveld op de lasafmetingen	44
4.3.3 Verklaringen voor de optredende veranderingen van de lasafmetingen	45
4.4 De macro- en microstructuur van de las	49
4.4.1 De macro- en microstructuur van Fe 510	51
4.4.2 De macro- en microstructuur van AISI 310	53
4.5 Hardheid	57
4.6 Macro-segregatie	59
4.7 Micro-segregatie	59
Hoofdstuk 5 Conclusies	62
Hoofdstuk 6 Aanbevelingen voor de voortzetting van het onderzoek	64
Symbolenlijst	66
Literatuurlijst	68

Hoofdstuk 1

Inleiding

Bij de ontwikkeling van lasprocessen heeft altijd verbetering van de laskwaliteit, verhoging van de efficiëntie en het vergroten van de toepassingsmogelijkheden centraal gestaan.

Reeds lang is bekend dat het booglasproces kan worden beïnvloed door magneetvelden. Deze magneetvelden kunnen door het lasproces zelf worden opgewekt, waardoor de bekende magnetische blaaswerking kan optreden. Zij kunnen echter ook extern worden aangebracht.

De externe magneetvelden kunnen zowel radiaal (loodrecht op de elektrode-as) als axiaal (evenwijdig aan de elektrode-as) gericht zijn. In beide gevallen is het mogelijk konstante en wisselende magneetvelden toe te passen.

Het onderzoek naar de beïnvloeding van het booglasproces door externe magneetvelden heeft zich in de afgelopen decennia hoofdzakelijk gericht op het TIG-lasproces (TIG = Tungsten Inert Gas). Het doel van dit afstudeeronderzoek was het op systematische wijze onderzoeken van de invloed van externe (konstante en sinusvormig wisselende) axiale magneetvelden op het MIG/MAG-lasproces (MIG = Metal Inert Gas, MAG = Metal Active Gas).

Bij het MIG/MAG-proces wordt onder bescherming van een inert of een actief gas een continu toegevoerde elektrodedraad afgesmolten. De afgesmolten vloeibare metaaldruppels verplaatsen zich door de boog naar het lasbad. Een schematische voorstelling van het proces wordt weergegeven in figuur 1.

Door de interactie tussen het axiale magneetveld en de lasstroom ontstaat een Lorentzkracht die aangrijpt op zowel de aan de elektrode hangende druppel als op de boog en het lasbad.

De positieve verwachtingen, die men ten aanzien van dit gemodificeerde lasproces heeft zijn gefundeerd op de resultaten die bij het TIG-lassen zijn behaald, en liggen op het gebied van de korrelverfijning van het lasmetaal (lit.1,2,3,4), verminderde (warm)scheur-gevoeligheid (lit.5,6), verbeterde weerstand tegen corrosie (lit.7), beïnvloeding van de taai-bros overgangstemperatuur (lit.8) en verlaging van de porositeit (lit.9,4).

In het volgende hoofdstuk wordt eerst ingegaan op de theoretische achtergronden van de elektro-magnetische beïnvloeding op het metaaltransport van elektrode naar werkstuk, het transport in het lasbad, de stolling en segregatieverschijnselen. Vervolgens wordt een overzicht gegeven van de opstelling en de uitgevoerde experimenten.

De hieruit verkregen resultaten worden in hoofdstuk 4 besproken. Afgesloten wordt met het trekken van een aantal conclusies en het doen van enkele aanbevelingen voor de voortzetting van het onderzoek.

Hoofdstuk 2

Theoretische achtergronden

2.1 Materiaaltransport van elektrode naar werkstuk

Bij het MIG/MAG-lassen wordt een continu toegevoerde elektrodendraad afgesmolten waardoor zich aan het uiteinde van de elektrode druppels metaal vormen. Onder invloed van een aantal krachten zal de druppel worden afgesplitst en naar het lasbad worden getransporteerd.

Algemeen wordt aangenomen dat de volgende krachten een bijdrage leveren aan dit materiaaltransport:

- elektrostatische aantrekkingskracht tussen de elektroden
- de zwaartekracht: afhankelijk van de laspositie zal de zwaartekracht een positief of negatief effect hebben op de druppelaf-splitsing
- de pinchkracht: dit is een elektro-magnetische kracht die ontstaat ten gevolge van de wisselwerking tussen de lasstroom in de elektrode en het hierdoor geïnduceerde magneetveld. Voorbeelden van verschillende mogelijkheden worden weergegeven in figuur 2a t/m 2c. Amson (lit.10) geeft voor de pinchkracht de volgende vergelijking:

$$F_p = \frac{\mu_0 \cdot I_w^2}{4\pi} \cdot \chi(\alpha, \beta) \quad (1)$$

In deze vergelijking stelt $\chi(\alpha, \beta)$ een vormcoëfficiënt voor die afhankelijk is van de druppelgeometrie. Opmerkelijk is dat in deze vergelijking geen term voor de magnetische inductie voorkomt. De magnetische inductie is echter afhankelijk van de lasstroom en opgenomen in de term I_w^2 .

Andere onderzoekers (lit.11,12) komen tot gelijksoortige formules waarin de verschillen gelegen zijn in de uitdrukking van de vormcoëfficiënt.

- een wrijvingskracht ten gevolge van de gasstroom. Deze kracht wordt door Waszink en Graat (lit.13) beschreven met de volgende formule

$$F_d = C_{gs} \left(1 - \left(\frac{R_w^2}{2R^2} \right) \frac{\rho v^2}{2} \right) R^2 \quad (2)$$

waarin $1 - R_w^2/2R^2$ een correctiefactor voorstelt die corrigeert voor het gedeelte van de hangende druppel dat, door de elektrode, van de gasstroom wordt afgeschermd.

- een elektro-magnetische kracht ten gevolge van de convergentie (figuur 2d) of de divergentie (figuur 2e) van de stroom in het plasma dat de druppel omringt.
- een kracht die ontstaat door de explosieve verdamping van het insnoeringsgebied tussen elektrode en druppel. De oorzaak hiervan is de in dit gebied heersende hoge elektrische stroomdichtheid.
- een kracht ten gevolge van gasontwikkeling aan de elektrode-tip.
- de oppervlaktespanning werkt de druppelafplitsing altijd tegen.

In het algemeen is de druppelvorming en -afplitsing een gevolg van de samenwerking tussen een aantal van deze krachten. Afhankelijk van het lasproces en de volgende parameters: beschermgas, elektrodemateriaal, lasstroom, boogspanning, booglengte, uitsteeklengte en de polariteit, kunnen de verschillende krachten het druppeltransport gaan domineren. Veel onderzoekers (lit.11,14,15) hebben door het opstellen van een krachtenbalans getracht modellen voor het materiaaltransport tussen elektrode en werkstuk te ontwikkelen. Men is het er echter niet altijd over eens welke kracht in een bepaalde situatie de grootste invloed heeft.

Van Adrichem (lit.12) geeft in de tabellen 1 en 2 een overzicht van het metaaltransport bij verschillende lasprocessen en de krachten die het transport beheersen.

De aard van de druppelovergang wordt bepaald door het samenspel van al deze factoren en kan worden ondergebracht in een classificatie die door het International Institute of Welding (I.I.W.) (lit.16) is opgesteld (zie figuur 3 en tabel 3). In dit verslag zullen de Engelse benamingen voor de transporttypen worden aangehouden, aangezien goede Nederlandse benamingen veelal ontbreken.

Voor het lassen tijdens dit onderzoek is alleen hoofdgroep I, free flight transfer, van toepassing, gekarakteriseerd door het ontbreken van contact tussen de afsmeltende elektrode en het werkstuk. De kenmerken van de in het te beschrijven onderzoek relevante metaalovergangstypen worden hieronder kort beschreven, waarbij tevens kenmerken van de elektrode worden behandeld.

- 1.1 Globular transfer: karakteristiek voor deze druppelovergang is dat de druppeldiameter groter is dan de diameter van de elektrode. De druppelovergang vindt met een lage frequentie (enkele druppels per seconde) plaats en is tamelijk regelmatig.
- 1.2 Spray transfer: de diameter van de druppel is bij dit type overgang kleiner dan de elektrode diameter. De afsplitingsfrequentie ligt hoog. De elektro-magnetische krachten overheersen bij dit type.

De spray-transfer is onder te verdelen in:

- 1.2.1 projected transfer: bij projected transfer worden de druppels voordat ze te groot worden met hoge snelheid en frequentie gericht afgesplitst. De elektrode-tip heeft geen tapse vorm.

- 1.2.2 Streaming transfer: Dit is een speciale vorm van de projected transfer. De snelle afsplitsing van kleine druppels heeft het voorkomen van een continue stroom vloeibaar metaal. Kenmerkend is de vorm van de elektrode-tip, die nu wel taps toeloopt.
- 1.2.3 Rotating transfer: Hierbij wordt het zachte uiteinde van de elektrode door elektro-magnetische krachten spiraalgewijs gedraaid. De elektrode-tip zal met hoge frequentie gaan roteren. De druppels splitsen zich in een hoog tempo in tangentiële richting af.

2.1.1 De invloed van externe axiale magneetvelden op het materiaal-transport van elektrode naar werkstuk

het lasproces een extern axiaal magneetveld wordt toegevoegd

Patskevich (lit.19) berekent de grootte van de Lorentz-kracht op de druppel en komt tot de volgende vergelijking:

$$F_1 = \frac{BI}{1 - \cos \alpha} \left[\frac{r_k}{3} \sin^2 \alpha + \frac{r_k}{4} \sin^3 \alpha \left(1 + \frac{\pi}{4} \right) - r_e \cotan \alpha \left(\frac{1}{2} \ln \left| \frac{\sin \alpha - 1}{\sin \alpha + 1} \right| - \sin \alpha \right) \right] \quad (4)$$

Bij grotere magnetische inductie is deze kracht in staat de aard van het materiaaltransport te beïnvloeden. Igumnov (lit.20) vindt in zijn onderzoek naar de effecten van elektro-magnetische beïnvloeding bij het MIG-lassen dat het gebied waarin streaming transfer plaatsvindt door het magneetveld wordt vernauwd (zie figuur 4). Dit komt overeen met gegevens die tijdens dit afstudeeronderzoek zijn gevonden. Dat de overgang van streaming transfer naar rotating transfer eerder plaatsvindt is heel begrijpelijk als men bedenkt dat de richting van de Lorentzkracht een rotatie van de druppel bevordert.

Geconcludeerd mag worden dat de Lorentzkracht ten gevolge van het axiale magneetveld geen echte bijdrage kan leveren voor een gericht materiaaltransport van elektrode naar lasbad, en dat vooral bij sterke konstante magneetvelden het gevaar voor spatverliezen duidelijk aanwezig is. Deze mening wordt gedeeld door Brown (lit.9) die echter wel een duidelijk verschil opmerkt tussen elektro-magnetische agitatie bij drop transfer en spray transfer. In het tweede geval is de divergentie van de stroom in de druppel veel kleiner, waardoor spatverliezen alleen optreden bij grote magnetische veldsterkten en bij hoge elektrische stroomdichtheden.

2.2 De lasboog

Ondanks het feit dat tijdens dit onderzoek geen aandacht is besteed aan de invloed van het axiale magneetveld op het gedrag van de lasboog, zal er in deze paragraaf toch kort op worden ingegaan. Voor diepere fysische achtergronden van de lasboog wordt verwezen naar de literatuur (lit.21).

Bij het booglassen wordt tussen de elektroden een boogontlading tot stand gebracht. Uitgaande van een staafvormige elektrode en een vlak werkstuk zal de boog in het algemeen een klokvorm aannemen. Deze geometrie is van essentieel belang voor de fysische verklaring van het booggedrag in een magneetveld.

De lasboog kan worden onderverdeeld in drie zones (zie figuur 5):

- het anode valgebied
- de boogzuil
- het kathode valgebied

De beide valgebieden zijn zeer klein (10^{-7} - 10^{-8} m) en zijn in het kader van dit onderzoek niet interessant. Het overgrote deel van de boog wordt in beslag genomen door de boogzuil.

In de boogzuil heerst elektrische neutraliteit. De afwezigheid van ruimtelading houdt in dat de elektrische veldsterkte konstant is (wet van Poisson). Als gevolg van het elektrische veld zal er in de boog elektrische geleiding plaatsvinden in de vorm van een elektronen- en ionenstroom. Het is aantoonbaar dat de elektronenstroom de grootste bijdrage levert aan de boogstroom. De boogstroom is op te vatten als een bundel elementaire stroompjes.

In een klokvormige boog divergeert de stroom, waarbij men aanneemt dat de elementaire stroompjes evenwijdig aan het boogoppervlak lopen. Dit houdt in dat de elektrische stroomdichtheid afneemt van elektrode naar werkstuk. De elektrische stroom induceert een magneetveld dat op twee manieren de boog kan beïnvloeden:

1. het opwekken van een plasmastroming

Door de interactie tussen de elektrische stroom en het interne magneetveld ontstaat de Lorentzkracht. De aantrekkingskracht tussen de elementaire stroompjes is omgekeerd evenredig met hun onderlinge afstand, en is dus het grootst in de gebieden met een hoge elektrische stroomdichtheid. Ten gevolge van deze kracht zal er op de boog een druk worden uitgeoefend (zie figuur 2, d en e) die qua grootte eenzelfde verloop vertoont als de elektrische stroomdichtheid. Door dit drukverschil zal er in de boog een plasmastroming ontstaan, van de elektrode naar het werkstuk.

2. magnetische blaaswerking

Bij nadering van de rand van het werkstuk of door de afbuiging van de stroom in een éénzijdig geaard werkstuk kan de magnetische veldlijn-dichtheid worden verstoord. Er zal een kracht op de boog gaan werken om deze verstoring teniet te doen. Het gevolg is het afbuigen van de boog, de zgn. magnetische blaaswerking (zie figuren 6,7).

2.2.1 De invloed van externe axiale magneetvelden op de lasboog

Indien een extern axiaal magneetveld aan het lasproces wordt toegevoegd zal er slechts dan een elektro-magnetische kracht op de lasboog werkzaam zijn als de richtingen van het externe magneetveld en de elektronenbanen niet parallel zijn.

De boog zal door de kracht op de ladingsdragers gaan roteren. De rotatierichting kan bepaald worden met de reeds vermelde kurketrekkerregel van Maxwell. De rotatiesnelheid van de boog is afhankelijk van:

1. de geometrische afmetingen van de boog
2. de elektrische parameters
3. de wrijving tussen boog en omgeving
4. de magneetveldsterkte en -frequentie
5. de fysische eigenschappen van het elektrode metaal

De boog zal door een konstant magneetveld en een wisselend magneetveld op een verschillende wijze worden beïnvloed. Bij het toepassen van een konstant magneetveld zal de boog unidirectioneel gaan roteren. Is er reeds sprake van een boogafwijking, ten gevolge van de nooit geheel te onderdrukken magnetische blaaswerking, dan zal de boog zich tevens over een kegelmantel voortbewegen (lit. 23). Een direct effect van de roterende boog is de verandering van de inbrandingsvorm. Aangezien de warmte-inbreng over een groter oppervlak wordt verdeeld zal de lasbreedte toenemen. De penetratie-diepte neemt echter af waardoor de kans op een onvolledige doorlassing zal stijgen. Een bijkomend effect is de verslechtering van de gasbescherming (lit.9). Onder invloed van een wisselend magneetveld zal de rotatierichting van de boog, met de verandering van de polariteit van het magneetveld, omkeren. Basler (lit.17,18) geeft aan dat een extern sinusvormig magneetveld de magnetische blaaswerking geheel zal onderdrukken. Tevens stelt hij dat de veranderingen van de lasbadafmetingen veel kleiner zijn in vergelijking met de veranderingen die optreden bij het lassen onder een konstant magneetveld.

Kuznetsov (lit.24) die geëxperimenteerd heeft met pulserende magneetvelden komt tot de onderstaande conclusies:

- pulserende magneetvelden hebben in vergelijking tot konstante en wisselende velden de kleinste verstoring van het lasbad tot gevolg.
- de boog neemt een konische vorm aan tijdens de inschakelduur van het magneetveld. De lasspanning neemt hierdoor toe.
- de transformaties van de boog treden op zonder traagheid. Daar de lasbadstroming wel een traagheid heeft, kan men door gebruik te maken van een optimale pulsschakelverhouding, de gunstige eigenschappen van de natuurlijke boog combineren met een rotatie in het lasbad.

2.3 Het lasbad

Bij het MIG-lassen wordt een lasbad gevormd waarvan de afmetingen afhankelijk zijn van de lasparameters en een aantal typen vloeistofstromingen. De invloed van de voortloopsnelheid wordt schematisch weergegeven in figuur 8, waaruit blijkt dat bij een toenemende snelheid het lasbad wordt uitgerekt en een druppelvorm aanneemt.

De stromingen waarvan in het algemeen (lit.25,26,27) wordt aangenomen dat ze een belangrijke rol spelen zijn het gevolg van de volgende effecten waarbij tevens de door Franse (lit.26) aangegeven stromingssnelheden staan aangegeven:

- elektro-magnetische krachten ten gevolge van de divergentie van de elektrische stroom in het smeltbad (Lorentzstroming, 0,25 m/s)
- variatie in oppervlaktespanning (Marangoni-stroming, 0,2-1,0 m/s)
- variatie in temperatuur en dichtheid in het lasbad (0,035 m/s)

- wrijving ten gevolge van de plasmastroming langs het oppervlak van het lasbad
- de impuls van de druppels (lasprocessen met afsmeltende elektrode)

2.3.1 De invloed van externe axiale magneetvelden op de stroming in het lasbad

Indien er een axiaal magneetveld wordt gesuperponeerd ontstaat een additionele Lorentzstroming. De elektro-magnetische kracht die deze stroming veroorzaakt, ligt in een vlak loodrecht op de elektrode-as.

Over de invloeden van een axiaal magneetveld op het stromingspatroon bij het MIG-lassen is nog niets bekend. In de rest van deze paragraaf wordt daarom ingegaan op de bevindingen bij het TIG-lassen, waar de storende werking van de druppelimpuls niet aanwezig is.

Er wordt een onderverdeling gemaakt in:

1. beïnvloeding van de stroming met een konstant axiaal magnetisch veld
2. beïnvloeding van de stroming met een sinusvormig wisselend magnetisch veld

Ad 1. Kovalev (lit.23) gaat uit van een niet beïnvloede lasbadstroming van het smelt- naar het stolfront. Deze stroming wordt gekarakteriseerd door een symmetrische snelheidsgradient. De snelheid bereikt in de as van de las een maximale waarde en neemt naar de randen van het lasbad af tot nul. dit wordt in figuur 9 weergegeven met de gestreepte lijn.

Als aan het lasproces een extern konstant magneetveld wordt toegevoegd zal als gevolg van de opgewekte Lorentzkracht een rotatiebeweging ontstaan. De snelheidsverdeling heeft langs de breedte-as gezien een sinusvormig verloop (zie figuur 9, getrokken lijn). Aan de randen van het lasbad zal de snelheid minimaal zijn doordat op deze plaatsen sprake is van de hoogste viscositeit en de laagste elektrische stroomdichtheid. Hier tegenover staat dat de hoek tussen de elektronenstroom en de magnetische inductie maximaal is, wat weer een verhoging van de stromingssnelheid tot gevolg heeft. Als beide snelheidsvelden worden opgeteld ontstaat een asymmetrisch snelheidsprofiel waarvan de maximale waarde niet meer in de as van de las ligt (figuur 9). Omdat de grootste hoeveelheid vloeistof zal worden verplaatst in het gebied met de hoogste stromingssnelheid zal het lasuiterlijk een asymmetrie gaan vertonen. Dit verschijnsel is eveneens waargenomen door Malinowski (lit.1) die het betitelde als het sloot-dijk effect (zie figuur 10).

Ad 2. Chernysh (lit.28) heeft onderzoek verricht naar het stromingsveld bij TIG-lassen met een extern axiaal wisselend magneetveld. Met behulp van filmopnamen constateert hij een sterke toename van de beweging in het lasmetaal. Deze stromingen kunnen veranderingen teweeg brengen in de condities voor de stolling. Chernysh deelt het lasbad in drie zones in. Deze zones staan weergegeven in figuur 11. Door het sinusvormige magneetveld zal de stroming afwisselend langs één van de zijden van het lasbad bewegen.

De stroming wordt geïnitieerd in zone 1 van het lasbad. Er is in dit gebied sprake van een sterk toenemende versnelling die een maximale waarde van $3-5 \text{ m/s}^2$ bereikt na ongeveer $0,01 \text{ s}$.

Vervolgens neemt de versnelling af. In zone 2, die bereikt wordt na 0,04-0,06 s, wordt de lasbadstroming vertraagd ($-0,5 - -1,6 \text{ m/s}^2$). De vertraging kan niet het gevolg zijn van plotseling toenemende weerstandskrachten, daar de omstandigheden weinig verschillen met die in zone 1. De viscositeit is in dit gebied zelfs minimaal door de grote hoeveelheid oververhit vloeibaar metaal. De vertraging moet dus het gevolg zijn van een sterke verlaging van de elektro-magnetische kracht. Dit komt overeen met het feit dat de lasstroomdichtheid maximaal is in zone 1 en in zone 2 sterk afneemt. In zone 3 (1,0-1,2 s) zal de stromingssnelheid verder vertragen. In dit gebied is dat echter wel te wijten aan toenemende wrijvingskrachten. De viscositeit neemt in dit gebied toe.

Als het magneetveld van polariteit wisselt zal de stroming worden beëindigd en een nieuwe stroming in zone 1 worden geïnitieerd die werkzaam zal zijn aan de andere zijde van het lasbad. Beschouwt men de tijdstippen waarop de verschillende zones worden bereikt, dan ziet men dat de magneetveldfrequentie van doorslaggevend belang is op de mate waarin de stroming het stolfront kan bereiken. Uitgaande van de gegevens van Chernysh kan men vaststellen dat bij frequenties van 10Hz en hoger de stroming ten gevolge van het magneetveld in het staartgedeelte van het lasbad te verwaarlozen is.

Chernysh (lit.29) heeft een analytisch model opgesteld voor de bepaling van de maximale snelheid V_{max} en de afstand S_k , waarover het stromingsfront zich uitbreidt.

Het model gaat uit van een half bolvormig lasbad en een pulserend magneetveld

$$B = \begin{cases} B_0 \sin \omega t & 0 < t < 0,5T \\ 0 & 0,5T < t < T \end{cases} \quad (5)$$

De uiteindelijke resultaten, verkregen door het oplossen van een gemodificeerde Navier-Stokes vergelijking, blijken goed overeen te komen met de experimenten (lit.28) (zie figuur 12). Dat er nog geen eenduidigheid bestaat over de stroomsnelheden die in het lasbad optreden ten gevolge van externe axiale magneetvelden blijkt uit een overzicht van Willgoss (lit.27) over de resultaten van verschillende onderzoeken naar stromingssnelheden. De snelheden variëren van 0,2-14 m/s. Chernysh vindt zelfs waarden tussen 0,05 en 0,1 m/s. Eigen waarnemingen bij een stationaire TIG-boog met een magnetische inductie van 10 mT resulteren in een schatting van de stromingssnelheid in het lasbad van 0,25 tot 0,5 m/s.

In het geval van het MIG-lassen zal rekening moeten worden gehouden met de impuls van de druppels. De kracht is gericht in de z-richting, waardoor de stroming, door Chernysh (lit.28) beschreven in het XOY-vlak, wordt verstoord en waarschijnlijk naar beneden zal worden afgebogen.

2.4 De stolling

In deze paragraaf zal uitvoerig worden ingegaan op de stolling tijdens het lasproces. De aard van de stolling bepaalt de structuur van het lasmetaal, maar beïnvloedt tevens de mogelijkheden van de structuurverbetering door het elektro-magnetische roeren.

2.4.1 Macrostructuur van het lasmetaal

Gewoonlijk vindt de stolling plaats door een kiemvormings- en -groeiproces. Bij het lassen speelt de kiemvorming een ondergeschikte rol daar er altijd sprake is van een ideaal bevochtigde vaste fase.

De macrostructuur die tijdens de stolling ontstaat is een gietstructuur die gekenmerkt wordt door een stengelvormige groei, evenwijdig aan de maximale temperatuursgradient, en een competitieve groei, waarbij de ligging van de voorkeursrichtingen (voor f.c.c. en b.c.c. de $\langle 100 \rangle$ richting) een rol spelen (lit. 25,30,31,32,33).

Dat de vorm van het lasbad een belangrijke invloed heeft op het ontstaan van de macrostructuur wordt duidelijk in figuur 13.

In het geval van een elliptisch lasbad (figuur 13a) waarin de richting van de maximale temperatuursgradient langs het vast/vloeibaar-grensvlak voortdurend verandert, zullen de korrels de neiging hebben om naar de lasrichting af te buigen. Ten gevolge van de competitieve groei zullen de verschillende korrels al naar gelang hun orientatie een maximale groeisnelheid bereiken. Er ontstaat een relatief fijne structuur.

Bij een druppelvormig lasbad (figuur 13b) varieert de richting van de maximale temperatuursgradient nauwelijks. De korrels die een voorkeursgroeirichting hebben evenwijdig aan de maximale temperatuursgradient zullen groeien ten koste van de minder gunstig georiënteerde korrels. De structuur is grover, in vergelijking met de structuur van een elliptisch lasbad, en heeft een hoge mate van textuur.

In metalen met een fase-overgang in de vaste stof verschijnt een secundaire (transformatie) structuur. De primaire (giet) structuur blijft vaak herkenbaar aan de uitscheidingen op de oorspronkelijke kristalgrenzen.

2.4.2 Microstructuur van het lasmetaal

Bij zuivere metalen wordt de stolling geheel bepaald door de warmteafvoer aan het vast/vloeibaar grensvlak. In het geval van een legering is er sprake van een stoltraject gelegen tussen de liquidus en solidus lijn. Naast het warmtetransport is nu ook de herverdeling van legeringselementen van belang.

De afkoelsnelheden die bij de stolling van lasmetaal worden waargenomen liggen zo hoog dat de volgende randvoorwaarden kunnen worden aangenomen (lit.30,33):

- diffusie in de vaste stof is verwaarloosbaar
- er treedt geen (mechanische) roering op binnen een grenslaag voor het vast/vloeibaar grensvlak
- concentratieveranderingen in de vloeistof zijn alleen het gevolg van diffusie
- er bestaat een microscopisch evenwicht tussen de beide fasen aan het grensvlak

Het stollingsproces (zgn. stollingstype III) kan worden gekarakteriseerd door drie afzonderlijke perioden:

1. beginfase van de stolling (initiatie)
2. stationaire periode
3. eindfase van de stolling (terminatie)

Na de initiatieperiode heeft zich een dynamisch evenwicht ingesteld tussen de vaste en de vloeibare fase. In de vloeistof is een concentratiegradient van opgeloste legeringselementen opgebouwd. Dit wordt veroorzaakt door het snelle stolproces tijdens het lassen, waardoor de diffusie de hoeveelheid opgeloste stof niet op effectieve wijze kan herverdelen. De verrijking voor het zich verplaatsende grensvlak heeft tot gevolg dat de effectieve liquidustemperatuur varieert met de afstand tot dit grensvlak.

In figuur 14 wordt een en ander op schematisch wijze voor een hypothetische binaire legering weergegeven. In deze figuur is tevens de reële temperatuursgradient in de vloeibare fase afgebeeld (G). Als deze reële temperatuur lager is dan de effectieve liquidustemperatuur is er sprake van een zgn. constitutionele onderkoeling. De mate waarin de constitutionele onderkoeling optreedt hangt af van de volgende factoren:

- de temperatuursgradient in de vloeistof - G

Uit figuur 15 moge blijken dat bij verandering van de temperatuursgradient het snijpunt met de effectieve liquidustemperatuur verschuift. Hierdoor verandert dus de afstand tot het grensvlak waarover constitutionele onderkoeling optreedt.

De temperatuursgradient in het gesmolten lasbad hangt af van het lasproces, de dimensies van het lasbad en de thermische eigenschappen van het moedermateriaal. Algemeen kan worden gesteld dat een toename van de intensiteit van de warmtebron, een afname van de lasbadafmetingen en slechtere thermische eigenschappen van het moedermateriaal, de temperatuursgradient zullen verhogen en daarmee de mate van constitutionele onderkoeling verlagen.

- de stolsnelheid - R

Een toeneming van de stolsnelheid houdt gelijktijdig een afnemening van de diffusiesnelheid in. Het gevolg is een steilere concentratiegradient voor het stolfront. De effectieve liquidustemperatuur zal hierdoor toenemen. Het gebied waar constitutionele onderkoeling heerst zal zich uitbreiden (zie figuur 15).

De mate van constitutionele onderkoeling heeft een vergaand effect op de stollingsmode en de daaruit resulterende substructuur. Dit wordt weergegeven in figuur 16. Uit deze figuur blijkt dat bij een afnemende stollingsparameter G/\sqrt{R} en een toenemend percentage opgeloste stof de planaire groei zal verschuiven naar een equiaxed-dendritische groei.

Figuur 17 geeft een overzicht van de omstandigheden waaronder de verschillende substructuren worden gevormd en van het uiterlijk van het stolfront.

- Planaire groei: een uitstulping van het stolfront zal hersmelten daar de vloeistoftemperatuur boven de effectieve liquidustemperatuur ligt (figuur 17a).
- Cellulaire groei: het gebied van de constitutionele onderkoeling is kleiner dan de korreldiameter. Elke korrel stolt als een cluster van cellen (figuur 17b).
- Cellulair-dendritische groei: het constitutionele onderkoelingsgebied breidt zich uit waardoor vertakkingen in de richting van de andere voorkeursgroeirichtingen kunnen ontstaan (figuur 17c).
- Kolomvormige-dendritische groei: het gebied van constitutionele onderkoeling is in dit geval veel groter dan de korreldiameter. Er treden aftakkingen langs de gehele centrale stam op (figuur 17d).

- Equiaxed-dendritische groei: dit stollingstype, waarbij een zeer hoge onderkoeling noodzakelijk is kan eigenlijk alleen worden waargenomen in de laskrater van legeringen met hoge percentages opgeloste stof. De centrale stam vertakt zich in primaire en secundaire dendrieten.

2.4.3 Segregatie

Segregatie is het verschijnsel dat er een samenstellingsverschil ontstaat tussen de als eerste genoemde vaste stof en het stolsel van de laatste vloeistofresten.

In stollingsstructuren kunnen twee typen segregatie onderscheiden worden. In de eerste plaats macrosegregatie, dit betreft samenstellingsveranderingen over afstanden die overeenkomen met het werkstuk. Ten tweede microsegregatie, wat plaatsvindt op een schaal van secundaire dendrietafstanden. In figuur 18 wordt een schematische voorstelling gegeven van segregatie tijdens unidirectionele stolling in een hypothetische binaire legering (figuur 14). Het verschil schuilt in het feit dat in figuur 18b de vloeistof perfect geroerd wordt terwijl in figuur 18a alleen sprake is van diffusiemenging in de vloeistof (stollingstype III).

2.4.4 Beïnvloeding van de stolling door elektro-magnetisch roeren

De uiteindelijke eigenschappen van de lasverbinding zijn afhankelijk van de stolstructuur. Veel onderzoek is verricht naar de mogelijkheden om de structuur te verbeteren.

Davies (lit.32), Brown (lit.9) en Morgan (lit.34) geven een overzicht van een aantal technieken om in het lasmetaal tot een korrelverfijning te komen. Deze technieken omvatten o.a. het inbrengen van kiemen in het lasbad, ultrasone en mechanische vibratie en elektro-magnetisch roeren.

In deze paragraaf zal dieper worden ingegaan op de effecten van elektro-magnetisch roeren op de korrelgrootte in het lasmetaal. Kort samengevat kan de beïnvloeding als volgt worden weergegeven: Evenals de boog zal ook het lasbad onder invloed van de elektro-magnetische krachten gaan roteren. Door de ontstane vloeistofstroming kunnen groeiende dendrieten worden afgebroken en gaan dienen als nieuwe kiemen. Het resultaat is een fijnere structuur (zie figuur 19).

Onderzoek heeft zich vooral gericht op elektro-magnetisch roeren tijdens het TIG-lassen en met name op het bepalen van de waarden van de parameters frequentie en magnetische inductie, waarbij een optimale korrelverfijning wordt verkregen. Uit de literatuur (lit.2,3,4) blijkt dat de optimale magneetveldfrequentie rond 15Hz ligt. Er treedt een duidelijke korrelverfijning op in vergelijking met unidirectioneel roeren (konstant magneetveld). Bij hogere frequenties zal ten gevolge van de traagheid van het vloeibare lasmetaal, de stroming onvoldoende zijn om de dendrieten af te breken. Aange- toond is dat bij hoge frequenties de korrelverfijning niet of in veel mindere mate optreedt. Wat betreft de magnetische inductie kan gesteld worden dat hoe groter het magneetveld, hoe fijner de korrel is. Er wordt echter wel een bovengrens gesteld in verband met door- branding van de plaat.

Voorts blijkt dat de lassnelheid een duidelijke invloed heeft op de korrelverfijning. Bij te hoge snelheden waarbij het lasbad een druppelvormig uiterlijk heeft zal de vloeistofstroming het staartgedeelte (stolfront) moeilijk bereiken waardoor de dendrietfragmentatie achterwege blijft.

Er is tot op heden nog zeer weinig onderzoek verricht naar de kinetiek van de stolling tijdens het elektro-magnetisch roeren van het lasbad.

Chernysh (lit.35) heeft bij het TIG-lasproces stolsnelheden bepaald in lasbaden die elektro-magnetisch werden geroerd. Hij gaat uit van een stroming van de voorzijde van het lasbad naar het stolfront, waarbij de vloeistofstroom afwisselend langs één van beide zijden vloeit. Chernysh onderscheidt daarom twee fasen tijdens de stolling:

1. de zijde van het lasbad wordt "schoongeveegd" door de vloeistofstroom, waarbij de diffusie laag geheel wordt verwijderd. Er kan in deze periode een hersmelting van de kristallen optreden. Mede hierdoor wordt de groeisnelheid sterk gereduceerd.
2. in de tweede fase vindt een versnelde stolling plaats. De vloeistofstroom is nu werkzaam op de overliggende zijde van het lasbad. De groeisnelheid neemt met een factor 2-10 toe, doordat de temperatuursgradient veel kleiner is. Deze sterke toename van de groeisnelheid heeft ook gevolgen voor de korrelgrootte en de chemische heterogeniteit. Er ontstaat een fijnere primaire structuur met een homogenere samenstelling.

Het geheel wordt bevestigd door temperatuurmetingen die Chernysh (lit.36) in het lasbad heeft uitgevoerd.

Gagen (lit.37) vindt in zijn onderzoek naar de stolling van een lasbad in een magneetveld, dat door het elektro-magnetisch roeren de stoltijd toeneemt. Dit verbetert de ontgassing en resulteert tevens in een fijnere structuur. Deze structuurverfijning is in tegenstelling met de gangbare opvatting dat een langere stollings-tijd een korrelgroei tot gevolg heeft.

Beziet men het echter in het licht van de theorie van Chernysh, dan kan men de langere stollingstijd onderverdelen in een lange fase met een kleine stolsnelheid met daarop volgend een korte fase met een zeer hoge stolsnelheid. De structuur kan dan inderdaad ondanks de langere totale stoltijd toch verfijnen.

Concluderend kan men zeggen dat om uiteindelijk met behulp van elektro-magnetisch roeren tot een korrelverfijning te komen aan een aantal voorwaarden moet worden voldaan.

1. De elektro-magnetische Lorentzkracht moet sterk genoeg zijn om een stroming in het lasbad op te wekken. Deze stroming moet ook nog effectief zijn in het achterste deel van het lasbad waar de stolling plaatsvindt. Omdat de Lorentzkracht veroorzaakt wordt door de elektrische stroomsterkte en de magnetische inductie, kan men stellen dat:
 - de plaats van aarding van het werkstuk invloed heeft
 - de afmetingen en de vorm van het lasbad van belang zijn in verband met de stroomdichtheid
 - het verschil in elektrisch geleidingsvermogen tussen vaste stof en vloeistof een kleine invloed heeft
 - de frequentie van het sinusvormige magneetveld van grote invloed is

- een verschil in magnetische permeabiliteit tussen gebieden met $T < T_{\text{curie}}$ en $T > T_{\text{curie}}$, de magnetische inductie in het stollingsgebied kan beïnvloeden. Magnetische veldlijnen kunnen worden afgebogen naar het plaatmateriaal waardoor de magnetische fluxdichtheid in het lasbad afneemt.
2. Het stollingstype moet dendritisch zijn, zodat de opgewekte lasbadstroming dendrietfragmentatie kan veroorzaken. Er ontstaan op deze manier nieuwe kiemen die voor een korrelverfijning kunnen zorgen. Om tot dit stollingstype te komen moet er een voldoende groot gebied constitutioneel onderkoeld zijn. Dit kan worden bereikt door:
- hoog percentage opgeloste stof
 - lage stollingsparameter G/\sqrt{R} , dus een hoge stolsnelheid (las-snelheid) en een lage temperatuursgradient in de vloeistof (G).
- Tevens moet de lasbadstroming niet te turbulent zijn, anders zullen de dendrietfragmenten naar de smelt worden meegevoerd en hersmelten.
3. De viscositeit van het gesmolten metaal in de partieel gestolde zone mag niet te hoog zijn. Is dit wel het geval dan zal hierdoor een soort grenslaag ontstaan waardoor de kinetische energie van het roterende lasbad niet voldoende kan worden overgedragen op de dendrieten. De dendrietfragmentatie zal dan niet plaatsvinden (lit.38).

Hoofdstuk 3

Experimenten

De opstelling waarmee de lasexperimenten zijn uitgevoerd staat schematisch weergegeven in figuur 20. In deze figuur is aan de rechterzijde de MIG-lasapparatuur te onderscheiden. De linkerzijde geeft het elektrische schema weer waarmee de magneetvelden zijn opgewekt.

3.1 De lasapparatuur

Alle oplassingen zijn uitgevoerd met een Morelisse Weldblizz 400 met hieraan verbonden een draadtoevoereenheid DA401. De draadtoevoer is gekoppeld aan de lasstroomsterkte. Lasstroom en -spanning werden geregistreerd met behulp van een twee kanaals recorder (Kipp en Zonen).

Een Ar 2%O₂ mengsel is gekozen als beschermgas, daar dit gas zowel bij het lassen van Fe 510 als AISI 310 kan worden toegepast. De zuurstof toevoeging is noodzakelijk om de hoge oppervlaktespanning van het vloeibare staal te verlagen waardoor de druppelafplitsing wordt vergemakkelijkt (lit.39). Tevens wordt door het zuurstof de boog gestabiliseerd.

Het werkstuk is zowel aan de voor- als de achterzijde geaard. Matsuda (lit.2) heeft de invloed van de aarding op de korrelverfijning tijdens elektro-magnetisch roeren onderzocht. De oorzaak van de beïnvloeding is gelegen in het feit dat de elektrische stroomdichtheid, en daardoor de roerende werking in het stollingsgebied, afhankelijk is van de plaats waar de aarding is aangesloten.

De lastoorts is (stationair) geplaatst in de bovenste spoel. Het werkstuk wordt tijdens het lassen door een transportmechanisme, tussen de spoelen door, voortbewogen.

3.2 Het opwekken van het magneetveld

Om tijdens de experimenten een zo goed mogelijk gedefinieerd magneetveld te verkrijgen is in de opstelling uitgegaan van twee identieke gekoelde Helmholtz spoelen. Hierdoor ontstaat in de kern een magneetveld dat over een groot gebied homogeen is. In figuur 21 staat het Hallvoltage, dat evenredig is met de magnetische inductie, uitgezet als functie van de plaats in het inwendige van de spoel (lit.1). Als gesteld wordt dat de maximale afwijking van de veldsterkte niet meer dan 10% mag bedragen ontstaat een cilindrisch werkgebied met een diameter van 30 mm. Elke spoel bestaat uit 800 windingen koperdraad en heeft een ohmse weerstand van 2,1 Ω . De spoelen zijn bevestigd in een frame waarin het gebruik van ferromagnetische materialen is vermeden. De afstand tussen de spoelen is instelbaar met behulp van stelschroeven en is tijdens de experimenten op 40 mm gehouden.

De magnetische inductie B is meetbaar met een Hall-sonde (Siemens FC33). Een schematische voorstelling van een Hall-sonde wordt gegeven in figuur 22. De werking berust op de interactie tussen de te meten magnetische inductie B en een controle stroom i_c . Door het magneetveld zullen de elektronen worden afgebogen. Hierdoor ontstaat het potentiaalverschil, V_{hall} .

Uit dit potentiaalverschil, de controlestroom en een materiaalkonstante (materiaal InAsP) is de magnetische inductie te berekenen met de formule:

$$B = \frac{V_{\text{hall}}}{i_c \cdot K} \quad (6)$$

Met behulp van deze techniek is een ijklijn opgesteld, die wordt weergegeven in figuur 23.

Voor het opwekken van een konstant magneetveld is gebruik gemaakt van een gelijkstroombron (Delta-powersupply E030-10).

Sinusvormig wisselende magneetvelden zijn verkregen door middel van een funktiegenerator (Wavetek 5MHz sweep generator model 184) waarvan het uitgangssignaal versterkt werd met een twee-kanaals Crown DC-300A versterker.

In verband met de hoge impedantie van de spoelen die optreedt bij het toepassen van, met hogere frequentie, wisselende magneetvelden, was het noodzakelijk de stroomkring in resonantie te brengen. Hiervoor is in de stroomkring een, per frequentie, geschikte condensator opgenomen. Om een voldoende hoge magnetische inductie te verkrijgen bij $f=300$ Hz en $f=350$ Hz is tevens een transformator toegevoegd.

De instelling van de magnetische inductie geschiedt met behulp van de Hewlett Packard oscilloscoop (type 132A dual beam) welke over een meetweerstand van $0,5 \Omega$ is geschakeld.

3.3 Materiaalkeuze

De lasproeven zijn uitgevoerd aan twee staalsoorten:

- AISI 310: een volledig austenitisch roestvast staal. De chemische samenstelling en enkele materiaalgegevens staan weergegeven in tabel 4 (lit.40,41). Figuur 24 geeft horizontale doorsneden van het ternaire Fe-Cr-Ni toestandsdiagram. Figuur 25 is een verticale doorsnede waarbij de arcering het gebied aangeeft met de samenstelling van het type 25/20. Het austenitische staal is niet ferro-magnetisch en kenmerkt zich voorts door een slechte thermische geleiding en een hoge uitzettingscoëfficiënt (lit.42). Het staal is goed lasbaar hoewel zich problemen kunnen voordoen door het ontstaan van warmte-scheuren. De oorzaak hiervan is gelegen in de geringe oplosbaarheid van zwavel en fosfor in het austeniet, waardoor zich laagsmeltende eutectica aan de korrelgrenzen kunnen vormen.
- Fe 510: een ferritisch perlitisch constructiestaal. De chemische samenstelling en enkele relevante materiaalgegevens zijn weergegeven in tabel 5 (lit.40). In figuur 26 staat het ijzer-koolstof diagram weergegeven. Het is een ferro-magnetisch staalsoort. Bij het bereiken van de Curie-temperatuur verliest het metaal zijn magnetisatie. Tijdens het lassen wordt in een gebied rond de las de Curie-temperatuur overschreden. In dit gebied, waarvan de grootte afhankelijk is van de warmte-inbreng, de lassnelheid en de warmtegeleidingseigenschappen, neemt de magnetische permeabiliteit af. Het gevolg hiervan is dat magnetische veldlijnen zullen worden afgebogen naar het ferro-magnetische plaatmateriaal buiten deze zone, met een veel hogere waarde voor de magnetisch permeabiliteit.

De verwachting is dat boven het lasbad de magnetische veldlijndichtheid afneemt en dat deze dichtheid toeneemt in het gebied waarvan de temperatuur beneden de Curie-temperatuur ligt. Dit heeft een direct effect op de Lorentzkracht in het lasbad en dus ook op de mate waarin het lasbad wordt geroerd.

Er is een experiment uitgevoerd om enig inzicht te verkrijgen in de orde van grootte van dit effect. Aangezien het onmogelijk is de magnetische inductie te meten bij een brandende boog, is de meting uitgevoerd aan een plaat waarin in plaats van het niet ferro-magnetische gebied ($T > T_{\text{curie}}$) een gat is geboord.

De resultaten zijn weergegeven in figuur 27. Het blijkt dat de magnetische inductie afneemt boven het "lasbad" en dat er een toename valt waar te nemen aan de randen van het gat. De veranderingen liggen in de orde van 10%. Het experiment diende alleen om een kwalitatieve indruk te krijgen van de effecten die kunnen optreden als men een ferro-magnetisch metaal toepast bij het lassen onder invloed van een elektro-magnetisch veld. De resultaten mogen niet kwantitatief worden gebruikt daar er fouten optreden ten gevolge van:

- de positionering van de Hall-sonde
- het feit dat de afmetingen van het gat niet geheel overeen komen met de werkelijke afmetingen van het niet ferro-magnetische gebied
- de verwaarlozing van de temperatuurstijging in de rest van de plaat

- elektrodendraad

Bij het lassen van roestvast staal AISI 310 is gekozen voor een massieve draad van 310-samenstelling. Bij deze draad ligt het percentage chroom en nikkel iets hoger in vergelijking met het plaatmateriaal in verband met de afbrand van deze elementen in het lasproces. De elektrodendraad heeft een diameter van 1,2 mm.

Bij de lasexperimenten met het constructiestaal Fe 510, is als elektrodendraad gekozen voor het type SG1 (DIN 8559). De legeringsbestanddelen (0,09% C, 1,15% Mn en 0,6% Si) zijn gedeeltelijk toegevoegd om het zuurstof uit het lasbad te verwijderen. De draad die een diameter heeft van 1,0 mm is aan de buitenzijde verkoperd met als doel:

- verbetering van de stroomoverdracht van contactbuis naar de elektrode
- het tegengaan van roestvorming
- smeermiddel

3.4 Beschrijving van de experimenten

3.4.1 Het lasprogramma

Het lasprogramma dat is opgesteld voor het uitvoeren van de lasproeven, is onder te verdelen in drie groepen:

I referentielas : las zonder magnetisch beïnvloeding

II lassen met een konstant magneetveld: $f=0$ Hz, $B=5,10,15,20,25$ mT

III lassen met een sinusvormig wisselend magneetveld:

f= 5 Hz	B=5-25 mT	stapgrootte 5 mT
f= 10 Hz	B=5-25 mT	stapgrootte 5 mT
f= 15 Hz	B=5-25 mT	stapgrootte 5 mT
f= 20 Hz	B=5-25 mT	stapgrootte 5 mT
f= 25 Hz	B=5-25 mT	stapgrootte 5 mT
f= 50 Hz	B=5-15 mT	stapgrootte 5 mT
f=200 Hz	B=5-20 mT	stapgrootte 5 mT
f=250 Hz	B=5-20 mT	stapgrootte 5 mT
f=300 Hz	B=5-15 mT	stapgrootte 5 mT
f=350 Hz	B=5-15 mT	stapgrootte 5 mT

Dit programma is afgewerkt voor Fe 510 en AISI 310. De las uit groep I dient als referentielas, waarmee alle resultaten van het onderzoek vergeleken zullen worden.

De keuze van de frequenties voor het sinusvormig wisselende magneetveld is gemaakt op grond van literatuurstudies (lit.1,42). Hierin kwam naar voren dat:

1. de korrelverfijning optimaal is bij lage frequenties 0-20 Hz
2. bij frequenties overeenkomend met de natuurlijke druppelfrequentie (referentielas) de druppelafsplitsing beïnvloed wordt. Deze natuurlijke druppelfrequentie ligt rond de 200 à 300 druppels per seconde.

Bij de wisselende magneetvelden (200-350 Hz) was het onmogelijk de magnetische inductie te verhogen boven 15-20 mT, ten gevolge van de toename van de impedantie van de spoel (zie paragraaf 3.2).

De lasparameters zijn zo gekozen dat de druppelovergang in het sproeihooggebied ligt (spray transfer). Een inleidende proef heeft uitgewezen dat de ligging van het werkgebied onder invloed van het magneetveld verschuift en dat het werkgebied zich vernauwt (zie figuur 28).

De lasparameters vertonen de volgende spreiding:

	I_1 (A)	V_1 (V)
Fe 510		
lage frequentie	204-225	26,7-28,3
hoge frequentie	190-227	26,6-28,5
AISI 310		
lage frequentie	190-216	26,0-26,7
hoge frequentie	190-250	26,0-26,7

Hierbij moet worden vermeld dat per frequentie de parameters op een enkele uitzondering na, een veel kleinere spreiding vertonen.

De lassnelheid is tijdens de experimenten niet veranderd, 6,67 mm/s; ook de gasstroom is constant gehouden op 0,3 l/s.

Per werkstuk, met afmetingen 200 x 250 x 6 mm, was het mogelijk drie lassen te leggen.

3.4.2 Overige experimenten

De lassen zijn op de volgende wijze onderzocht:

- druppelfrequentie: tijdens het lassen is de druppelfrequentie gemeten met behulp van een transient-recorder. Met deze recorder is het mogelijk kleine spanningsvariaties, die het gevolg zijn van druppelgroei en -afsplitsing, op te meten. Het aantal spanningspulsen over het meetinterval is om te rekenen tot een druppelfrequentie.

- visueel onderzoek; spatgedrag

- lasafmetingen: breedte, hoogte en penetratiediepte. Hiervoor zijn per las drie dwarsdoorsneden genomen, waarvan de afmetingen zijn bepaald met een Reichert-microscoop. De afmetingen zijn gedefinieerd als weergegeven in figuur 29.

- oppervlakte van de dwarsdoorsnede van de las: het oppervlak is eveneens op drie plaatsen in de las met behulp van de Reichert microscoop bepaald. De doorsneden werden afgebeeld op het matglas, waarna de contouren zijn overgetrokken op een transparant folie. De uitgeknipte "las" is gewogen met een mettler M20 (nauwkeurigheid 0,01 mg). Door gebruik te maken van een ijkwaarde is het mogelijk het oppervlak te berekenen.

- macrostructuur: om de macrostructuur van de las te kunnen waarnemen zijn dwarsdoorsneden en boven- en zij-aanzichten van de beide staal-soorten geëtst. De gebruikte etsmiddelen staan hieronder vermeld.
 - Fe 510: nital 5%, 95 ml ethylalcohol 96% + 5 ml salpeterzuur 1.40
 - AISI 310: koningswater: drie delen HCl, 1 deel HNO₃, (aqua regia); glyceresia: 1 deel HNO₃ (1.40), 1 deel HCl (1.19) en 1 deel glycerine

De korrelgrootte-metingen zijn uitgevoerd op een Neophot-2 microscoop. Gemeten is volgens het principe van Heyn waarbij het aantal kristallen, die een uitgezette lijn doorsnijden, wordt bepaald. Het quotient van dit aantal en de lengte van de lijn geeft de gemiddelde kristaldiameter. Een aantal voorbeelden van de macrostructuur is gefotografeerd.

- microstructuur: de gebruikte etsmiddelen om de microstructuur zichtbaar te maken zijn:

- Fe 510: nital 2%

- AISI 310: etsmiddel volgens Marble,

50 ml HCl 1.19 + 25 ml verzadigde CuSO_4 oplossing

(of 10 gr. CuSO_4 in 50 ml H_2O)

Voor het roestvast staal is de subkorrelgrootte van een aantal bovenaanzichten bepaald.

- hardheidsmeting: op de dwarsdoorsneden van Fe 510- en AISI 310-lassen zijn hardheidsmetingen uitgevoerd. Bij de Fe 510-lassen is hiervoor gebruik gemaakt van een Zwick hardheidsmeter (Z323) met een belasting van 1 kg. Uit een achttal metingen is het gemiddelde bepaald. De plaatsen in de doorsnede waar de metingen zijn verricht staan weergegeven in figuur 30a.

Voor het AISI 310 is gebruik gemaakt van de micro-Vickers hardheidsmeter (Leitz-Wetzlar) met een belasting van 100 g. Hier is het gemiddelde genomen van 30 hardheidsprikken, waarvan de plaatsen staan weergegeven in figuur 30b.

- macro-segregatie: om te onderzoeken of het elektro-magnetisch roeren invloed heeft op de macrosegregatie zijn chemische analyses uitgevoerd, met behulp van de Philips Röntgen fluorescentie spectrometer, in het begin, midden en einde van de las.

- micro-segregatie: microsegregatieverschijnselen zijn met behulp van de Röntgen Micro Analyse bepaald (Jeol Superprobe). Met een spatie van 2 μm zijn over een afstand van 500 μm in het midden van de las de gehalten van de elementen Fe, Cr, Ni, en P gemeten.

Hoofdstuk 4

Resultaten en discussie

In dit hoofdstuk wordt ingegaan op de resultaten van het onderzoek. Voorts wordt getracht voor de gevonden verschijnselen een aannemelijke verklaring te geven. Voor de bespreking van de resultaten is een splitsing aangebracht naar de verschillende, in het vorige hoofdstuk beschreven facetten van het onderzoek.

4.1 De druppelfrequentie

In de figuren 31 en 32 staan de druppelfrequenties van respectievelijk Fe 510 en AISI 310 uitgezet als functie van de magnetische inductie (a) en de magneetveldfrequentie (b).

Zoals reeds eerder vermeld is de druppelfrequentie bepaald met een transient-recorder. De spanningsvariaties geven het aangroeien en het afsplitsen van de druppel weer. Aangezien ook andere effecten, zoals o.a. een verplaatsing van de kathodevlek, spanningsveranderingen kunnen veroorzaken, kan er een fout in de bepaling optreden. Als men stelt dat per meting twee interpretatiefouten worden gemaakt, komt dat overeen met een fout in de druppelfrequentie van 10 druppels per seconde. Uit de figuren kan men constateren dat:

- de druppelfrequentie van Fe 510 met de lagere magneetveldfrequenties (5-25 Hz) lager ligt dan de referentiewaarde
- de druppelfrequentie van Fe 510 met hoge magneetveldfrequenties toeneemt met een stijgende magnetische inductie
- de druppelfrequentie van het roestvast staal in alle gevallen hoger ligt dan de referentiewaarde

De spreiding in de meetwaarden is het grootst bij de magneetveldfrequenties van 5 Hz. Men moet echter blijven bedenken dat de verschillen in druppelfrequentie niet erg groot zijn. Wil men een statistisch verantwoorde uitspraak doen over de druppelfrequentie onder invloed van een axiaal magneetveld, dan zal het experiment, per lasomstandigheid, een aantal malen herhaald moeten worden.

Zoals reeds eerder vermeld is de Lorentzkracht tangentieel gericht. Dit wil zeggen dat deze kracht geen rol speelt in de krachtenbalans van de z-richting, en dus geen bijdrage levert aan de druppelafsplitting. De druppel zal onder invloed van de Lorentz-kracht gaan roteren. Een mogelijke verklaring voor het toenemen van de druppelfrequentie is dat door de snelle verandering van de krachtrichting de druppel gaat vibreren, wat eventueel een snellere afsplitsing tot gevolg kan hebben.

4.2 Visueel onderzoek

Alle lassen zijn visueel beoordeeld. Met uitzondering van de lassen gelegd met hoge konstante magnetische inductie en de lassen met magneetveldfrequentie 5 Hz en magnetische inductie 20 en 25 mT, is het lasuiterlijk zeer regelmatig.

In de bovengenoemde gevallen verslechtert het spatgedrag aanzienlijk. De Lorentzkracht geeft de druppels een hoge tangentieel gerichte snelheid, waardoor de druppels niet meer in het lasbad terecht komen. Bij verhoging van de magneetveldfrequentie, zal door de traagheid van het druppelmetaal, de rotatiesnelheid veel lager liggen. Er treedt nagenoeg geen spatverlies meer op.

4.3 De lasafmetingen

Per las zijn op drie plaatsen dwarsdoorsneden gemaakt, waarvan de lashoogte, de penetratiediepte en de lasbreedte met een Reichert-microscop zijn gemeten. Tevens is het oppervlak van de dwarsdoorsnede bepaald. De meetfout ligt respectievelijk in de orde van 0,1 mm en 3 mm².

Van de drie meetwaarden is het gemiddelde en de standaarddeviatie berekend. Hoewel het berekenen van de standaarddeviatie statistisch gezien eigenlijk niet verantwoord is, geeft het toch een maat voor de spreiding van de meetwaarden. Per onderdeel is van alle standaarddeviaties het gemiddelde genomen. Deze gemiddelde standaarddeviatie staat onder de figuren weergegeven.

De inbrandingsvormen onder de verschillende lasomstandigheden zijn weergegeven in de figuren 33 tot en met 36. Hieruit kan men direct constateren dat het bij het TIG-lassen waargenomen zogenaamde "sloot-dijk"-effect (lit.1,23) niet optreedt.

4.3.1 Lasafmetingen onder invloed van een konstant magneetveld

In de figuren 37 en 38 staan voor beide staalsoorten de gemiddelden van de hoogte, de penetratiediepte, de breedte en het oppervlak, voor het lassen onder invloed van een konstant magneetveld weergegeven.

Figuur 39 toont de procentuele verandering van de lasafmetingen. Hierin zijn de afmetingen van de referentielas op 100% gesteld.

Aan de gegevens van Fe 510, B=25 mT, moet niet teveel waarde worden toegekend, daar de spreiding van de waarden groot is in vergelijking tot de gemiddelde standaarddeviatie.

Men mag stellen dat de gemiddelde lashoogte, penetratiediepte en het gemiddelde oppervlak van de dwarsdoorsnede van de las met toenemende magnetische inductie afnemen. De lasbreedte neemt daarentegen enigzins toe. Dit komt nogmaals naar voren in de foto's 1 t/m 7. Mogelijke verklaringen voor de optredende effecten worden gegeven in par. 4.3.3.

4.3.2 De invloed van een sinusvormig wisselend magneetveld op de lasafmetingen

De afmetingen en het oppervlak van de dwarsdoorsnede van de las onder invloed van een sinusvormig wisselend magneetveld staan weergegeven in de figuren 40 tot en met 55. Beschouwt men de afzonderlijke afmetingen dan kan men het volgende opmerken:

- lashoogte: figuur 40 tot en met 43

Bij Fe 510 blijft de gemiddelde lashoogte ongeveer konstant met uitzondering van de combinatie lage magneetveldfrequentie (5-15 Hz) en hoge magnetische inductie (20-25 mT). In het geval van roestvast staal is bij de lage frequentie geen duidelijk verschil met de referentiewaarde waar te nemen. Bij de hogere frequenties ligt een optimum bij 300 Hz.

- penetratiediepte: figuur 44 tot en met 47

Voor het Fe 510 laat de gemiddelde penetratiediepte een toename zien bij lage magneetveldfrequentie (5-50 Hz) en magnetische inductie (5-10 mT). Als de magnetische inductie toeneemt, neemt de penetratiediepte af tot de referentiewaarde. De frequentie lijkt weinig invloed te hebben. In het hogere frequentiebereik neemt de penetratiediepte over het algemeen toe.

De roestvast staal lassen tonen een tegengesteld beeld. De penetratiediepte neemt, met uitzondering van de frequentie 200 Hz, af.

- lasbreedte: figuur 48 tot en met 51

De beïnvloeding van de lasbreedte vertoont het volgende beeld.

Bij Fe 510 neemt de breedte over het algemeen toe zowel in het geval van lage als hoge magneetveldfrequenties. De toename is het grootst bij de combinatie van lage frequentie (5-20 Hz) met hoge magnetische inductie (15-20 mT). Evenals bij de penetratiediepte bestaat er een verschil tussen de magneetveldbeïnvloeding van Fe 510 en AISI 310.

Bij het roestvast staal is namelijk een afname van de breedte waar te nemen bij lage magnetische inductie, vervolgens neemt de breedte weer enigszins toe. Bij de hogere magneetveldfrequenties is de breedte maximaal bij 200 Hz en neemt met toenemende frequentie af.

- gemiddelde oppervlak van de dwarsdoorsnede: figuur 52 tot en met 55

De metingen van het oppervlak van de dwarsdoorsnede geven een onduidelijk beeld. Voor beide staalsoorten treden bij lage en hoge frequenties weinig veranderingen op. Bij het roestvast staal is een vergroting van het dwarsoppervlak waarneembaar bij 300 Hz.

4.3.3 Mogelijke verklaring voor de veranderingen in lasafmetingen onder invloed van axiale magneetvelden

De verklaringen voor de hierboven beschreven veranderingen van de lasafmetingen en het dwarsoppervlak van de las, onder invloed van konstante en sinusvormig wisselende magneetvelden, zijn reeds gedeeltelijk in voorgaande paragrafen aan de orde gekomen. De verschillen in de beïnvloeding die optreden tussen beide staalsoorten zijn op dit moment nog niet te verklaren.

De volgende effecten kunnen een verandering van de lasafmetingen en het oppervlak van de dwarsdoorsnede tot gevolg hebben.

1. De rotatie van de metaaldruppels

Door het feit dat de druppels een tangentiële snelheidscomponent krijgen zullen de druppels niet meer op één plaats in het lasbad terecht komen. Lancaster (lit.21) en Essers (lit.44) beweren dat de penetratiediepte sterk afhankelijk is van de impuls van de druppel. Bereikt een druppel het lasbadoppervlak, dan ontstaat ter plaatse een dip in het vloeibare lasmetaal. Deze dip wordt terstond opgevuld, tenzij de druppelfrequentie zodanig is dat door de snelle opeenvolging van de druppelinslagen de dip gehandhaafd blijft. De druppels oververhit metaal worden dan op effectieve wijze naar de bodem van het lasbad getransporteerd. Het gevolg is een vinger-vormige inbranding. Is de druppelfrequentie te laag of slaat de druppel op verschillende plaatsen op het lasbadoppervlak in, dan zal de penetratiediepte afnemen.

Uit de hierboven beschreven veranderingen van de gemiddelde penetratiediepte blijkt dat de bewering van Essers een aannemelijke verklaring is voor de sterke afname van de penetratiediepte onder invloed van een konstant magneetveld. Bij toenemende magneetveldfrequentie zal de rotatiesnelheid van de druppel ten gevolge van de traagheid afnemen. Het resultaat is dat de penetratiediepte veel minder verschilt van de referentiewaarde. In de gevallen van een sterk verslechterd spatgedrag kan door het metaalverlies de lashoogte afnemen. Dit komt voor bij een konstant magneetveld met hoge magnetische inductie en bij een wisselend magneetveld bij de combinatie van lage magneetveldfrequentie en hoge magnetische inductie.

2. De rotatie van de lasboog

Door de boogrotatie zal een groter gebied van het plaatmateriaal worden gesmolten. De warmte-inbreng is niet meer in het centrum van de las geconcentreerd. Het gevolg is een bredere en ondiepere las. De invloed van de boogrotatie is het duidelijkst bij het lassen onder invloed van een konstant magneetveld. Bij wisselende magneetvelden is de verandering van de breedte en penetratiediepte veel geringer.

Een bijkomend effect is de kracht van de boog op het lasmetaal, de zogenaamde arc-force. Uit de literatuur (lit.21) blijkt dat bij het TIG-lassen de booglengte invloed heeft op deze kracht. Een langere boog heeft een kleinere arc-force tot gevolg. Bij het MIG-lassen tijdens dit onderzoek wordt weliswaar de afstand, contactbuis tot werkstuk, konstant gehouden, maar de booglengte kan ten gevolge van de rotatie van de boog toenemen. Dit zou een verdere bijdrage kunnen leveren tot een ondiepere en eventueel hogere las.

3. Stromingen in het lasbad hebben een grote invloed op de lasbadafmetingen. In figuur 56 staan de stromingsrichtingen van de Lorentz- en Marangonistroming weergegeven. Beide stromingstypen ontspringen vanuit het centrum van het lasbad. Het gevolg is een respectievelijk diep en breed lasbad.

De stroming ten gevolge van het axiale magneetveld is op een geheel andere wijze werkzaam. Er ontstaat in het lasbad een roterende stroming rond het centrum die werkzaam is op het gehele grensvlak van het lasbad. Uitgaande van de in de literatuur vermelde snelheden van deze stroming mag men verwachten dat deze stroming in het lasbad zal domineren. Exacte metingen van de stromingssnelheden tijdens het MIG-lassen zullen nog moeten worden uitgevoerd.

Ten gevolge van deze stroming ligt het in de verwachting dat de breedte van de las zal toenemen en de typische vingervormige inbranding zal worden afgezwakt. Bij toenemende magneetveldfrequentie zal door de traagheid van het lasmetaal de stroming worden ingeperkt, waardoor de effecten op de lasafmetingen zullen verminderen.

4. De invloed van de lassnelheid

Aan de invloed van de lassnelheid op de lasafmetingen is tijdens dit onderzoek geen aandacht besteed, maar uit de resultaten van Malinowski (lit.1) komt naar voren dat bij hogere lassnelheden (en dus hogere stolsnelheden) de verandering van de vorm van het lasbad bij het TIG-lassen onder invloed van een axiaal magneetveld kleiner is in vergelijking tot lage voortloopsnelheden.

5. Rendementsveranderingen van het lasproces

Het oppervlak van de dwarsdoorsnede van een las kan als maat worden genomen voor de warmte-inbreng. De warmte-inbreng kan worden gedefinieerd met de volgende formule:

$$W = \eta V \cdot I / v_1 \quad (7)$$

Hierin stelt η het rendement van het lasproces voor. Uit de oppervlaktemetingen blijkt dat alleen in de gevallen van lassen onder invloed van een konstant magneetveld het oppervlak sterk vermindert. Dit kan zijn oorzaak vinden in een afname van het rendement van het lasproces. Warmteverliezen ten gevolg van veranderingen in de boog en het verslechterde spatgedrag kunnen hier debet aan zijn. Een echt bewijs kan hiervoor niet geleverd worden aangezien bij het lassen in het spray-transfer gebied onder invloed van een konstant veld het noodzakelijk bleek de stroomsterkte te verlagen, waarbij dan tevens de lasspanning toeneemt.

Zowel de lasstroom als de lasspanning hebben invloed op de warmte-inbreng, waardoor de effecten van de verschillende parameters niet meer gescheiden kunnen worden.

De vijf hierboven genoemde factoren zullen allen invloed hebben op de lasafmetingen en op het oppervlak van de dwarsdoorsnede van de las. Uit een eenvoudige vergelijking komt echter naar voren dat de impuls van de druppel een dominante rol speelt voor de penetratiediepte. Zoals reeds op pagina 21 is vermeld ligt de snelheid van de vloeistofstroming in het lasbad t.g.v. een axiaal magneetveld tussen 0,25 en 0,5 m/s. De snelheid van de druppel kan m.b.v. de literatuur (lit.21) worden geschat op 1,6 m/s. Voor gelijke massa's vloeibaar metaal betekent dit dat de impuls (t.g.v. de druppelinslag) in de z-richting 3 tot 6 maal groter is dan de impuls in de richtingen loodrecht hierop, die het gevolg is van de lasbadstroming. Men mag dus inderdaad veronderstellen dat de impuls van de druppel een belangrijke factor is voor de penetratiediepte.

4.4 De macro- en microstructuur van de las

Alvorens tot het bespreken van de resultaten van de macro- en microstructuur van de las over te gaan, moet een aantal opmerkingen worden gemaakt.

1. De structuur van het lasmetaal is door middel van een drietal aanzichten bestudeerd.
 - a. Dwarsdoorsnede van de las. Dit is het vlak loodrecht op de lasrichting
 - b. Langsdoorsnede van de las. Dit is het vlak evenwijdig aan de lasrichting en loodrecht op het plaatmateriaal. De doorsnede is gemaakt in het centrum van de las.

- c. Bovenaanzicht van de las. Dit is het vlak evenwijdig aan het plaatoppervlak. Hiertoe is de lasruips tot aan het plaatoppervlak verwijderd.
2. De structuren die in het lasmetaal van het AISI 310 en Fe 510 zijn waar te nemen zijn fundamenteel verschillend. Bij het roestvast staal is sprake van een primaire (giet)structuur, terwijl bij het Fe 510 een fase-transformatie plaatsvindt waardoor een secundaire structuur ontstaat.
3. Bij het meten van de korrelgrootte komt men voor een aantal problemen te staan:
- aangezien de korrels een ruimtelijke structuur bezitten zal de manier waarop een doorsnede wordt gemaakt, van doorslaggevend belang zijn voor de resultaten van de meting.
De korrels zullen over het algemeen een orientatie hebben die overeenkomt met de maximale temperatuursgradient en de voorkeursgroeirichtingen. Daar deze orientatie niet overeenkomt met de vlakken van de verschillende aanzichten, zullen de korrels onder verschillende hoeken worden doorsneden.
 - in tegenstelling tot het Fe 510, waar de korrels goed waarneembaar zijn door de ferriet uitscheiding op de voormalige korrelgrenzen van het austeniet, ontstaan bij het roestvast staal problemen bij de bepaling van de korrelgrens.
 - uit de eerste bevindingen kwam naar voren dat de plaats in de las voor de meting van de korrelgrootte van essentieel belang is.
 - zoals vermeld is de korrelgrootte-meting uitgevoerd met de methode van Heyn. Dit houdt in dat over een bepaald traject de gemiddelde korrelgrootte kan worden berekend. Het is echter niet zo dat van de afzonderlijke korrels de afmeting is bepaald.

4.4.1 De macro- en microstructuur van Fe 510

Bekijkt men de structuur van Fe 510 aan de hand van de foto's van de verschillende aanzichten dan kan men het volgende constateren:

- dwarsdoorsneden: foto's 1 tot en met 4

De perlitische fase wordt omgeven door primaire ferriet uitscheiding op de voormalige korrelgrenzen van het austeniet. Opvallend is dat het gedeelte van de korrels dat door deze doorsnede wordt afgebeeld, loodrecht op de lasgrens staat.

De korrelgrootte in de vingervormige inbranding is kleiner dan in de rest van het lasmetaal. Dit wordt enerzijds veroorzaakt door de hoge afkoelsnelheid, terwijl anderzijds de afstand waarover de korrels kunnen groeien wordt beperkt door de korrelgroei vanuit de overzijde van de las.

Beschouwt men de dwarsdoorsnede van de met een konstant magneetveld vervaardigde lassen, dan is het duidelijk dat door het verdwijnen van de vingervormige inbranding de korrels als het ware loodrecht op het plaatmateriaal komen te staan. Dit beïnvloedt de meting van de korrelgrootte volgens de methode van Heyn, aangezien de richting van de korrels evenwijdiger aan de uitgestippelde meetlijnen liggen.

Aan de dwarsdoorsnede heeft bij het Fe 510 een uitgebreid onderzoek van de korrelgrootte plaatsgevonden. De meetlijnen waarlangs de korrelgrootte is bepaald staan weergegeven in figuur 57. De verkregen resultaten zijn afgebeeld in de figuren 58 en 59. Hierin staan respectievelijk de gemiddelde korrelbreedte en de gemiddelde korrellengte weergegeven onder de verschillende lasomstandigheden. Men kan stellen dat de korrelbreedte minder verandert in vergelijking tot de korrellengte. Er is echter geen sprake van een bepaalde trend.

In figuur 60 is het gemiddelde korreloppervlak als functie van de magneetveldfrequentie weergegeven voor verschillende waarden van de magnetische inductie. Het gemiddelde korreloppervlak is het produkt van de gemiddelde korrelbreedte en de gemiddelde korrellengte voor de afzonderlijke situaties. Het verloop van de gemiddelde oppervlak van de korrel is grillig. Men kan hooguit concluderen dat in verschillende gevallen een korrelverfijning optreedt.

- langsdoorsneden: foto's 8 tot en met 11

De langsdoorsneden moeten bij uitstek met de nodige voorzichtigheid worden betracht. Daar bij kleine uitwijkingen vanuit het centrum van de las een totaal ander beeld naar voren kan komen, kan een onderling vergelijk tussen de lassen onder verschillende magneetveldbeïnvloeding volkomen verkeerd geïnterpreteerd worden. Aan deze doorsneden zijn derhalve geen metingen van de korrelgrootte uitgevoerd.

Op de foto's zijn de ferrietafscheidingen op de voormalige austeniet-korrelgrenzen weer duidelijk zichtbaar. Voorts kan men opmerken dat de oriëntatie van de korrels tijdens de stolling verandert.

- bovenaanzichten: foto's 12 tot en met 15

Wat aan de bovenaanzichten meteen opvalt, is dat de kenmerkende macrostructuur uit figuur 13 niet wordt waargenomen. Dit komt waarschijnlijk door het feit dat de lasrups tot aan het plaatoppervlak is afgeschaafd.

De gegevens, verkregen uit de korrelgrootte-metingen van de bovenaanzichten, lenen zich het best voor een onderling vergelijk, daar de plaats van de meting goed gedefinieerd is. Problemen kunnen zich voordoen aan de randen van de las waar de verschillende korrels

moeilijk van elkaar te onderscheiden zijn doordat ten gevolge van de stolling Widmannstätten ferriet gevormd kan worden.

De resultaten van de korrelgrootte-metingen van de bovenaanzichten staan weergegeven in figuur 61. In deze figuur staan de korreldiameters uitgezet als functie van verschillende magneetveldfrequenties bij een magnetische inductie van 15 mT. Tevens staat de gemiddelde korreldiameter van de referentielas aangegeven. Men kan vaststellen dat de korreldiameter weinig varieert, maar toch het kleinst is bij lage magneetveldfrequenties.

4.4.2 De macro- en microstructuur van AISI 310

Ook voor het roestvast staal is via de drie in de vorige paragraaf beschreven aanzichten de structuur bestudeerd. In tegenstelling tot het Fe 510 is bij het volledig austenitische roestvast staal een duidelijk verschil waarneembaar tussen de macro- en de microstructuur.

De langsdoorsneden staan afgebeeld in de foto's 16 tot en met 20.

Hieruit komt naar voren dat:

- de structuur in de vingervormige gedeelte van de las veel fijner is
- de stolling begint met een stengelvormige groei (foto 18), maar dat deze soms niet waarneembaar is omdat ten gevolge van een asymmetrische inbranding deze stengelvormige kristallen in een dwarsrichting worden doorsneden
- aan het oppervlak van de las een stengelvormige zone aanwezig is
- er onder invloed van een konstant magneetveld over de gehele doorsnede stengelvormige kristallen worden gevormd

Aan de bovenaanzichten zijn zowel macro- als microkorrelgrootte-metingen uitgevoerd.

De macrostructuur staat weergegeven in de foto's 21 tot en met 24. Hieruit komt duidelijk naar voren dat aan de randen van de las een stengelvormige zone aanwezig is. Na deze zone komt een gebied met een relatief fijne structuur. Hier heeft een snelle afkoeling kunnen plaatsvinden. Dit in tegenstelling tot de centrale zone die zich boven de vingervormige inbranding bevindt en waar korrelgroei is opgetreden.

Evenals het Fe 510 tonen de bovenaanzichten van AISI 310 niet de bekende macrostructuur uit figuur 13. Ook hier zal dat te wijten zijn aan het afschaven van de lasrups.

Aan de preparaten zijn metingen van de korrelgrootte uitgevoerd waarvan de resultaten staan weergegeven in figuur 62.

Tevens is van een drietal bovenaanzichten de microstructuur bestudeerd.

Roestvast staal AISI 310 stolt primair austenitisch. Door Lippold (lit.45) is aangetoond dat chroom naar de vloeistof voor het stollfront segregereert. De vaste stof die wordt gevormd tijdens de beginfase van de stolling (initiatie) is verarmd aan chroom en zeer licht verrijkt aan nikkel. In de hierop volgende stationaire fase wordt austeniet gevormd met ongeveer de nominale samenstelling. Tijdens de eindfase van de stolling (terminatie) verschuift de vloeistofsamenstelling in de richting van de eutectische samenstelling. Zoals uit figuur 24 blijkt ligt de eutectische samenstelling bij 49% Cr, 43% Ni en 9% Fe.

De microstructuur van het roestvast staal is te zien in de foto's 25 tot en met 30. De foto's 25, 27 en 29 tonen de randen van de las terwijl de foto's 26, 28 en 30 zijn genomen in het lascentrum. Het moge duidelijk zijn dat de structuur aan de rand van de las veel fijner is.

Aan de preparaten zijn korrelgrootte-metingen uitgevoerd. De gevonden waarden staan weergegeven in tabel 6.

Op deze microstructuur wordt nogmaals teruggekomen tijdens de micro-segregatie-metingen met behulp van de Röntgen micro-analyse methode. Bezie men de resultaten van de korrelmetingen dan kan men niet anders dan constateren dat de structuur geen dramatische korrelverfijning ondervindt ten gevolge van dendrietfragmentatie door het elektromagnetisch roeren. Om na te gaan hoe effectief de stroming in het lasbad is, m.b.v. de theorie van Chernysh (lit.29) een berekening uitgevoerd naar de stromingssnelheid van het vloeibare metaal en de afgelegde afstand waarover de stroming langs het lasbad werkzaam is. Chernysh heeft deze berekening opgezet voor het TIG-lassen onder invloed van een pulsvormig magneetveld zoals reeds is vermeld op pagina 21. Na het oplossen van een gemodificeerde Navier-stokes vergelijking, wordt de uiteindelijke berekening uitgevoerd met de volgende formules:

$$V_n = W \cdot 1,2 \cdot B \cdot \sum_k A_k \frac{1 - e^{-2 \pi \lambda_k}}{1 - e^{-\pi \lambda_k}} \quad (7)$$

en

$$S_k = V_{\max} (t - t_m) - \frac{A}{2} (t - t_m)^2 + \frac{D}{3} (t - t_m)^3 - 0,006 (90 - \frac{\phi}{2}) \quad (8)$$

De in deze formules voorkomende symbolen hebben de volgende betekenis:

V_n = de snelheid na de n^{de} puls. In ons geval berekenen we de snelheid na de eerste puls, aangezien anders de vergelijking niet opgaat met het tijdens dit onderzoek gebruikte sinusvormige magneetveld.

$$W = \frac{I_1}{493,5 \cdot \rho \cdot b^2}; \text{ dit is een constante met}$$

ρ = dichtheid van het vloeibare metaal, $8 \cdot 10^3 \text{ kg/m}^3$

b = breedte van het lasbad, in ons geval: $b = 10 \text{ mm}$.

I_1 = de lasstroom, 200 A.

B = magnetische inductie, gesteld op 20 mT.

$$\lambda_k = 0,0127 \cdot \frac{\mu_k^2 \nu}{b^2}$$

met ν = kinematische viscositeit; $0,85 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$

μ_k = eigenwaarden bepaald door een Besselfunctie gelijk te stellen aan nul.

$k = 1, 2, 3, \dots, 8$. In deze berekening wordt genoeg genomen met $k = 1$.

A_k = konstante.

Voor $k = 1$ geldt: $\mu_k = 4,493$ en $A_k = 1,476$.

S_k = de afstand waarover de stroming zich uitbreidt.

V_{max} = de maximale snelheid van de vloeistofstroming.

A en D zijn coëfficiënten die afhankelijk zijn van de magnetische inductie. Voor $B = 20 \text{ mT}$ geldt $A = 1000$ en $D = 2400$.

$(t-t_m)$ = totale tijd van voortbeweging van het vloeibare metaal min de tijd om de maximale snelheid te verkrijgen. Dit komt ongeveer overeen met de tijd van een halve periode van de magneetveldfrequentie. Voor 5 Hz komt dit overeen met 0,1 s.

Het resultaat is: $v_n = 9,05$ mm/s en $S_k = -5,1$ mm.

Dit wil zeggen dat de stroming na deze ene puls zeker niet domineert ten opzichte van de andere stromingstypen en dat de afstand waarover de vloeistof zich uitbreidt negatief is, met andere woorden zone 2 van het lasbad (zie figuur 11) wordt niet bereikt.

Hierbij is nog geen rekening gehouden met een toename van de viscositeit in de partieel gesmolten zone van de las. Men mag aannemen dat de viscositeit in deze zone orden van grootte hoger ligt, wat een negatief effect heeft op de snelheid van de vloeistofstroming en dus op de mogelijkheden van de dendrietfragmentatie.

De waarde voor de viscositeit, die in deze berekening is gebruikt, komt overeen met viscositeitsmetingen die zijn uitgevoerd aan Fe (lit.40) en Fe-Ni-legeringen (lit.46). Deze metingen zijn echter uitgevoerd bij hoge temperatuur aan oververhit vloeibaar metaal en resulteren in een waarde voor de viscositeit van 5-9 g/ms.

4.5 Hardheid

Zoals in paragraaf 3.4.2 is vermeld zijn aan beide staalsoorten op de dwarsdoorsnede Vickers-hardheidsmetingen verricht. De resultaten hiervan staan weergegeven in de figuren 63 en 64.

Men kan constateren dat voor het lage frequentiebereik voor beide staalsoorten geen grote veranderingen optreden. Voor het hoge frequentiebereik vertoont de hardheid bij Fe 510 een dalende tendens, terwijl bij het roestvast staal bij de hogere frequenties juist de hoogste hardheidswaarde wordt bereikt.

Er bestaat een empirische relatie tussen de Brinell-hardheid en de sterksterkte (lit.47). Voor ongelegeerd staal en gelegeerd staal geldt respectievelijk:

$$\sigma_B = 0,36 H_B \quad \text{en} \quad \sigma_B = 0,34 H_B$$

De Vickers-hardheid is met behulp van figuur 65 om te zetten in een Brinell-hardheid. De schalen komen voor hardheden tot 300 kg/mm² nagenoeg overeen. Bij hogere hardheden gaat de afplatting van de Brinellkogel een rol spelen.

De korrelgrootte kan met de Petch-relatie (lit.48) gerelateerd worden aan de vloeigrens:

$$\sigma_Y = \sigma_i + K_Y \cdot d^{-1/2} \quad (9)$$

met σ_Y = vloeigrens

σ_i = materiaalkonstante die afhankelijk is van de samenstelling en de temperatuur

K_Y = konstante, afhankelijk van de samenstelling. Deze konstante is over een groot gebied onafhankelijk van de temperatuur.

Uit formule 9 blijkt dat bij een kleinere korreldiameter, de vloeigrens toeneemt.

Door de combinatie van beide relaties is het mogelijk een verband te leggen tussen de hardheid en de korrelgrootte. Men mag dus verwachten dat een kleinere korrel een hogere hardheid zal opleveren.

Vergelijkt men de resultaten van de hardheidsmetingen met die van de korrelgrootte (figuur 58 t/m 62) dan moet men constateren dat dit verband slechts in sommige situaties waarneembaar is.

4.6 Macro-segregatie

Om te onderzoeken of tijdens het lassen onder invloed van een extern axiaal magneetveld macro-segregatie optreedt is met behulp van röntgen fluorescentie spectrometrie een analyse uitgevoerd naar de samenstelling in het begin, midden en einde van de las. De resultaten van de experimenten staan weergegeven in tabel 7 en 8. Hieruit blijkt dat er geen grote verschillen worden gemeten.

Men mag stellen dat er geen macro-segregatie-verschijnselen tijdens het lassen onder deze omstandigheden optreden.

4.7 Micro-segregatie

Voor de bestudering van micro-segregatie-verschijnselen is gebruik gemaakt van een negental preparaten AISI 310 van Malinovski (lit. 1). Deze preparaten zijn vervaardigd met het TIG-lasproces onder invloed van een axiaal magneetveld. De las- en magneetveldparameters staan weergegeven in tabel 9.

De segregatie-verschijnselen zijn onderzocht met de Röntgen Micro Analyse methode. Deze analyse maakt het mogelijk het concentratieverloop van de elementen langs een lijn te bepalen. Het principe berust op het meten van de intensiteit van de karakteristieke röntgenstraling die door de elementen wordt geëmitteerd als deze worden geëxciteerd door een bundel versnelde elektronen.

Met deze methode is in het midden van de las over een afstand van 500 μm met een stapgrootte van 2 μm de Fe, Ni, Cr en P-concentratie gemeten. De lijnscans van drie geselecteerde preparaten staan weergegeven in de figuren 66 t/m 69. Naast de figuren staan de magneet-

veldparameters van het preparaat, en de gemiddelde concentratie en de standaard-deviatie van het betreffende element vermeld.

Vooraf de standaard-deviatie moet met de nodige voorzichtigheid worden beschouwd. Dit blijkt duidelijk uit een vergelijking tussen de analyses van de preparaten nr. 5 en 6. In preparaat 5 wordt een (macro)-korrelgrens gepasseerd. Op deze korrelgrens daalt het Fe, Ni en Cr-gehalte sterk. Deze sterke afname heeft tot direct gevolg dat de standaard-deviatie in de meting sterk toeneemt.

Uit de scans blijkt dat:

- tijdens de eindfase van de stolling, de samenstelling verschuift in de richting van de eutectische samenstelling. Men ziet dat zowel het Cr- als Ni-gehalte aan de subkorrelgrens toeneemt, terwijl ter plaatse het Fe-gehalte daalt.

- de homogeniteit van de verdeling van de elementen in de las toeneemt met een toenemende magnetische inductie in het geval van een konstant magneetveld. Bij een wisselend magneetveld is de verdeling enigszins gehomogeniseerd bij de combinatie 20 mT, 5 Hz, terwijl met toenemende frequentie de homogeniteit afneemt.

- de fosforverdeling onder invloed van een konstant magneetveld enigszins gehomogeniseerd is, ten opzichte van alle andere scans. Fosfor speelt een belangrijke rol in het ontstaan van warmscheuren. De conclusie die Malinowski trekt ten aanzien van de fosforverdeling onder invloed van een konstant veld kan met de verkregen resultaten worden bevestigd. Zij stelt dat onder invloed van een konstant magneetveld de fosforverdeling wordt gehomogeniseerd.

In figuur 69 is over een afstand van $514 \mu\text{m}$ het aantal pieken geteld, dat een bepaalde fosforconcentratielijn bereikt. Dit aantal wordt naast de figuur weergegeven. Tevens is de gemiddelde piekbreedte bepaald voor de laagste concentratielijn. Voor preparaat 5 (konstant magneetveld, 5 mT) blijkt dat het aantal pieken minder wordt, terwijl de breedte van de pieken toeneemt. Het fosfor wordt dus homogener over het lasmetaal verdeeld.

Hoofdstuk 5

Conclusies

Uit het onderzoek naar de invloed van externe axiale magneetvelden op het MIG-lasproces kan men de volgende conclusies trekken.

1. Het metaaltransport van elektrode naar werkstuk.

De overgang van globular- naar spray-transfer vindt plaats bij lagere stroomsterkte. De werkgebieden verschuiven als gevolg van het toepassen van een magneetveld.

Door de opgewekte Lorentz-kracht krijgen de druppels een tangentele snelheid waardoor bij hoge magnetische inductie en lage frequentie het spatgedrag verslechtert.

De druppelfrequentie neemt toe met toenemende magneetveld frequentie

2. Het lasuiterlijk is onder de meeste omstandigheden zeer regelmatig.

Konstante magneetvelden en wisselende magneetvelden met de combinatie lage frequentie en hoge magnetische inductie moeten worden vermeden.

3. De lasafmetingen veranderen onder invloed van axiale magneetvelden.

De grootste veranderingen treden op bij konstante magneetvelden.

4. Een belangrijke beweegreden om een axiaal magneetveld aan het las-

proces toe te voegen is de mogelijkheid om door het elektromagnetisch roeren een korrelverfijning van het lasmetaal te verkrijgen.

Dit aspect van het onderzoek is niet verwezenlijkt. De sporadisch optredende korrelverfijning is waarschijnlijk het gevolg van een aantal effecten die tezamen met het elektromagnetisch roeren invloed hebben op de structuur. De opgewekte elektromagnetische stroming speelde waarschijnlijk tijdens dit onderzoek geen dominante rol.

5. Het wisselende magneetveld heeft niet de invloed gehad, die ervan werd verwacht. Waarschijnlijk is de magneetveldfrequentie te hoog gekozen om tot een voldoende sterke lasbadstroming te komen. De waarde voor de lasbadstroming die is berekend volgens de theorie van Chernysh toont aan dat de stroming het staartgedeelte van het lasbad niet bereikt. Hierdoor is het slechts mogelijk dat aan de randen van de las een korrelverfijning optreedt.
6. Bij het lassen van ferro-magnetische metalen moet rekening worden gehouden met het feit dat de magnetische veldlijndichtheid boven het lasbad zal afnemen. Dit heeft consequenties voor de grootte van de opgewekte Lorentz-kracht.
7. Macro-segregatie treedt niet op.
8. Uit de resultaten van de Röntgen Micro Analyse komt naar voren dat het fosfor onder invloed van konstante magneetvelden homogener wordt verdeeld. Bij de legeringselementen chroom en nikkel treden deze veranderingen in veel mindere mate op.

Hoofdstuk 6

Aanbevelingen voor de voortzetting van het onderzoek

1. Hoewel de resultaten wat betreft de korrelverfijning in het lasmetaal niet aan de verwachtingen voldeden, is het mogelijk dat onder ideale omstandigheden ook bij het MIG-lassen korrelverfijning kan worden bereikt. De optimale parameters om tot een korrelverfijning te komen zullen waarschijnlijk liggen bij magneetveelfrequenties tussen 0 en 5 Hz. Tevens zal het verlagen van de lassnelheid een positieve uitwerking kunnen hebben.
2. Het bepalen van de korrelgrootte zal nader beschouwd moeten worden. Om een gemiddelde korrelgrootte te bepalen is het noodzakelijk een zeer uitgebreid meetnet uit te zetten op zowel de dwarsdoorsnede als het bovenaanzicht.
3. Het is voor het onderzoek zeer nuttig om de stromingen in het MIG-lasbad te bepalen. Tevens is het van groot belang dat er inzicht wordt verkregen in de viscositeit van het lasmetaal in de nabijheid van de gedeeltelijk gesmolten zone.
4. Voor het onderzoek naar het druppeltransport van elektrode naar werkstuk, en het spatgedrag, is het beschikken over filmapparatuur van onschatbare waarde. Hiermee is het mogelijk de druppelfrequentie exact te bepalen terwijl tevens inzicht wordt verkregen in de vorm, massa en snelheid van de druppels.

5. Het onderzoek naar de microsegregatie verschijnselen zal op een andere wijze moeten geschieden. De R.M.A. zal over een grotere afstand moeten worden uitgebreid. Analyses van de randen van de las en het moedermateriaal zijn wenselijk. Eventueel kan worden uitgezien naar een andere analyse-methode.

Symbolenlijst

- a = afmeting
- b = breedte van de las, afmeting
- B = magnetische inductie
- c = afmeting
- C = samenstelling, coefficient
- d = penetratiediepte, korreldiameter
- e = elektrische eenheidslading
- f = frequentie
- F_p = pinch-kracht
- F_d = drag-kracht
- F_l = Lorentz-kracht
- G = temperatuurgradient in de vloeistof
- G/\sqrt{R} = stollingsparameter
- H_B = Brinell-hardheid
- H_{RC} = Rockwell C-hardheid
- H_V = Vickers-hardheid
- i_c = controlestroom van de Hall-sonde
- $I_{l,w}$ = lasstroom
- I_{sp} = stroom door de magneetspoel
- J = elektrische stroomdichtheid
- k = verdelingscoefficient
- K_y = konstante voor de Petch-relatie
- m = massa
- O = oppervlak
- $R_{,r_k}$ = stolsnelheid, straal van de druppel
- R_{w,r_e} = straal van de elektrode

S_k = afstand waarover de vloeistofstroming zich in het lasbad uitbreidt (Chernysh)

t = tijd

T = temperatuur, trillingstijd

U_m = snelheidsverdeling in het lasbad t.g.v. unidirectioneel roeren (figuur 9)

U_{rot} = snelheidsverdeling in het lasbad zonder magneetveldbeïnvloeding (figuur 9)

v = snelheid

v_l = lassnelheid

v_n = snelheid van de lasbadstroming (Chernysh)

V_l = lasspanning

V_{hall} = Hall-voltage

W = warmteïnbreng

$\alpha\beta\phi$ = hoek

μ_0 = magnetische permeabiliteit van het vacuum

χ = vormcoëfficiënt

ρ = dichtheid

ω = hoeksnelheid

Ω = elektrische weerstand

ν = kinematische viscositeit

η = dynamische viscositeit

Literatuurlijst

1. M. Malinowski-Brodnicka, "De invloed van een extern axiaal magneetveld op de lasverbinding bij het TIG-lassen van austenitisch roestvast staal", Afstudeerverslag T.U.Delft, augustus 1986.
2. F. Matsuda et.al., "Effect of electromagnetic stirring on weld solidification structure of aluminum alloys (report 1)", Transactions of J.W.R.I., 1978, vol. 7, no. 1, p.111-127.
3. F. Matsuda et.al., "Effect of electromagnetic stirring on weld solidification structure of austenitic stainless steels", Transactions of J.W.R.I., 1986, vol. 15, no. 2, p.155-166.
4. F. Matsuda et.al., "Effect of electromagnetic stirring on weld solidification structure of aluminum alloys (report 2)", Transactions of J.W.R.I., 1978, vol. 7, no. 2, p.33-45.
5. B.F. Yakushi et.al., "Increasing the cracking resistance of welded joints in the welding of a medium-alloy steel with the electromagnetic effect", Welding production, 1979, no. 12, p.10-13.
6. I.M. Zhadanov et.al., "Effects of electromagnetic agitation of the weldpool on the resistance of welds to hot cracking", Automatic welding, 1971, no. 9, p.11-13.
7. A.N. Briskman et.al., "Effects of electromagnetic stirring on the cracking and corrosion resistance of welded joints in Cr-Ni-steels", Welding production, 1983, no. 12, p.18-21.
8. V.P. Chernysh et.al., "The effect of electromagnetic stirring of the weldpool on the brittle temperature range of weld metal", Automatic welding, 1977, no. 9, p.6-9.
9. D.C. Brown et.al., "The effect of electromagnetic stirring and mechanical vibration on arc welds", Welding research supplement, 1962, June, p.241 s-250 s.
10. J.C. Amson, "Lorentz force in the molten tip of an arc electrode", British journal of applied physics, 1965, vol. 16, p.1169-1179.
11. G.B. Serdjuk, "Magnetic forces in arc welding metal transfer", Symposium: Physics in the welding arc, Institute of welding, London 1962, p.175-180.
12. Th.J.van Adrichem, "Metal transfer", I.I.W. doc. nr. 212-171-69.
13. J.H. Waszink et.al., "Experimental investigation of the forces acting on a drop of weld metal", Welding research supplement, 1983, April, p.108 s- 116 s.
14. J.C. Needham et.al., "Metal transfer in inert gas shielded arc welding" British welding journal, 1960, February, p.101-114.

15. J.F. Lancaster, "Metal transfer in fusion welding", Conference of arc physics and weldpool behaviour (vol. 1), the welding institute Cambridge, London, 1979, p.135-146.
16. Anon., "Classification of metal transfer on arc electric welding processes", Welding in the world, 1977, vol. 15, (5/6), p.113-117.
17. H.B. Basler, F. Erdmann-Jesnitzer, D. Rehfeldt, "Influence of longitudinal magnetic fields on metal-arc welding" I.I.W. doc. no. 212-282-73.
18. H.B. Basler, "Magnetisch Beeinflussung von Lichtbogen und Werkstoffübergang bei der Metall-Schutzgasschweissung", Proceedings colloquium: Physics of the welding arc. Hannover, D.V.S-Berichte no. 42, 1976, March, p.71-79.
19. I.R. Patskevich, A.V. Zernov, V.S. Serafinov, "Influence of a longitudinal magnetic field on fusion and transfer of electrode metal", Welding production, 1973, no. 7, p.14-17.
20. V.P. Igmunov et.al., "MIG-welding with electromagnetic agitation, Automatic welding, 1983, no. 3, p.42-43.
21. The physics of welding, International Institute of Welding, Edited by J.F. Lancaster, 1984, Pergamon Press.
22. Welding Handbook, vol. 1, 7th edition, American welding society, 1976.
23. I.M. Kovalev, "The movement of liquid metal in the weldpool in welding in a longitudinal magnetic field", Welding production, 1977, p.38-40.
24. V.D. Kuznetsov, et.al., "Behaviour of the arc, and transfer of electrode metal during welding in a longitudinal magnetic field", Welding production, 1972, no. 4, p.4-7.
25. G. den Ouden, "Lasttechnologie", Delftse Uitgevers Maatschappij, VSSD, 1987
26. J. Franse, "De invloed van lasparameters en vloeistofstromingen op de vorm en afmetingen van het lasbad bij het TIG-lassen van roestvast staal, zonder toevoeg materiaal". Afstudeerverslag T.U. Delft, december 1983.
27. R.A. Willgoss, "A practical future for electromagnetic stirring of the weldpool". Welding and metal fabrication, 1981, May, p.189-197.
28. V.P. Chernysh et.al., "Special features of the movement of metal in a weldpool during electromagnetic agitation". Automatic welding, 1977, no. 4, p.2-4.
29. V.P. Chernysh et.al., "The calculation of the parameters of movement of weldpool in electromagnetic stirring". Automatic welding, 1977, no. 10, p.9-13.

30. W.F. Savage, "1980 Houdremont Lectures, sofification, segregation and weld imperfections", *Welding in the world*, 1980, no. 5/6, vol. 18, p.89-112.
31. W.F. Savage et.al., "Weld metal soldification Mechanics", *Welding Research Supplement*, 1965, April, p.175-s-181-s.
32. G.J. Davies et.al., "Soldification structures and properties of fusion welds", *International Metallurgical Reviews*, 1975, vol. 20, p.83-106.
33. Porter and Easterling, "Phase transformations in metals and alloys", Van Nostrand Reinhold co. ltd., Berkshire, U.K., 1981.
34. E.J. Morgan-Warren, "Weld metal soldification and its control by stirring", *Conference of arc physics and weldpool behaviour*, vol. 1, 1979, London, The Welding Institute, Cambridge, p.325-331.
35. V.P. Chernysh et.al., "The kinetics of soldification of pool metal in welding with electromagnetic stirring". *Automatic welding*, 1979, no. 3, p.3-5.
36. V.P. Chernysh et.al., "Variation in the temperature state of the weldpool during electromagnetic stirring". *Automatic welding*, 1976, no. 7, p.3-6.
37. Yu. G. Gagen et.al., "Soldification of the weldpool in a magnetic field". *Automatic welding*, 1975, no. 8, p.6-8.
38. H. Shibata et.al., "The relation between the solid/liquid interface condition and convection caused by magnetic stirring in fusion welding. I.I.W. paper, 1972, voorlichtingsdag oktober 1985.
39. MIG/MAG-lassen, voorlichtingsblad Nederlands Instituut voor Lastech-niek, 1986, april, p.20-22.
40. "Metals handbook", Editor Taylor Lyman, the American society for metals, Cleveland Ohio, 1958.
41. "Handbook of stainless steels", Editors D. Peckner, I.M. Bernstein, Mc.Graw-Hill book Company, N.Y., U.S.A., 1977.
42. G. den Ouden, "Lassen van roestvast staal", Voorlichtingsdag Nederlands Instituut voor Lastechniek, 22 oktober 1985.
43. M.J.M. Hermans, "Metaaltransport bij het MIG/MAG-lassen", vierdejaars-scriptie, Tussenafdeling der Metaalkunde, T.U. Delft, november 1986.
44. Essers et.al., "Some aspects of the penetration mechanisms in metal inert gas (MIG) welding", *Conference on arc physics and weldpool-behaviour*, vol. 1, the welding institute, London 1979, p.289-300.
45. J.C. Lippold et.al., "Soldification of austenitic stainless steel weldments: part 2, the effect of alloy composition on ferrite morphology. *Welding Research Supplement*, 1980, February, p.48-s-58-s.

46. A. Adachi et al, "The viscosity of molten Fe-Ni-alloys", The properties of liquid metals, proceedings of the second international conference, Tokyo, Japan, 3-8 september 1972.
47. Kollegediktaat materiaalkunde I, deel VII, mechanische eigenschappen IVa, P.Jongenburg, Delft, november 1968.
48. Kollegediktaat materiaalkunde I, deel VII, mechanische eigenschappen IVb, P.Jongenburg, Delft, november 1968.

De invloed van een extern
axiaal magneetveld op het
MIG-lasproces.

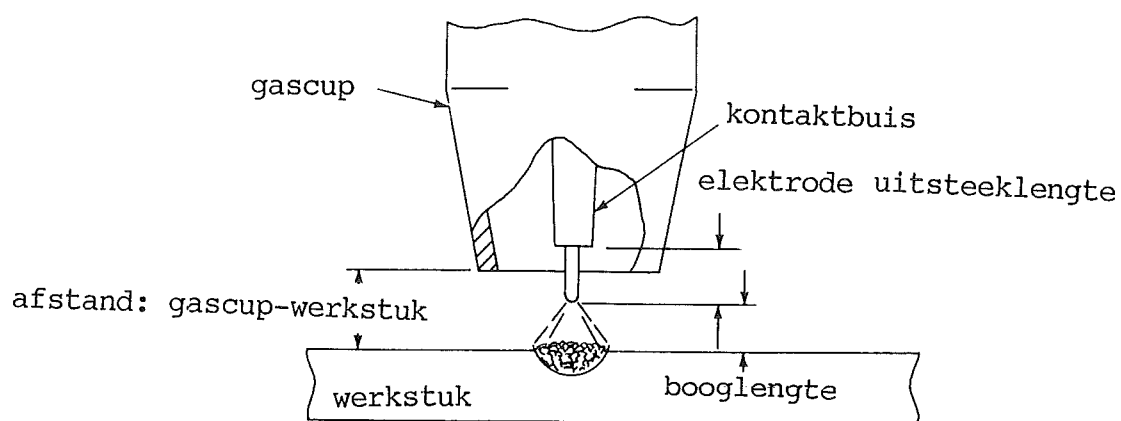
(figuren, tabellen en foto's)

M.J.M.Hermans.

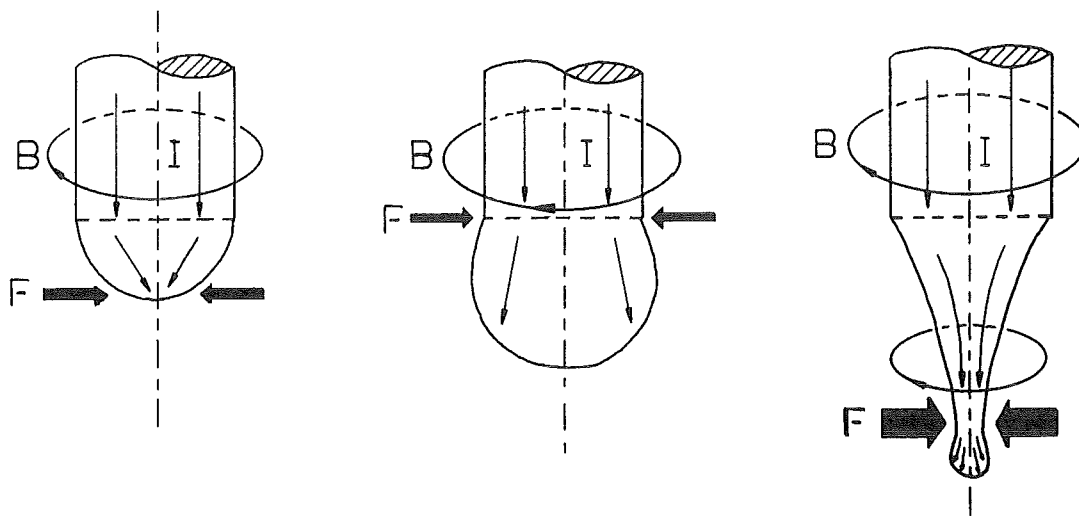
Figuren 1 t/m 69

Tabellen 1 t/m 9

Foto's 1 t/m 30



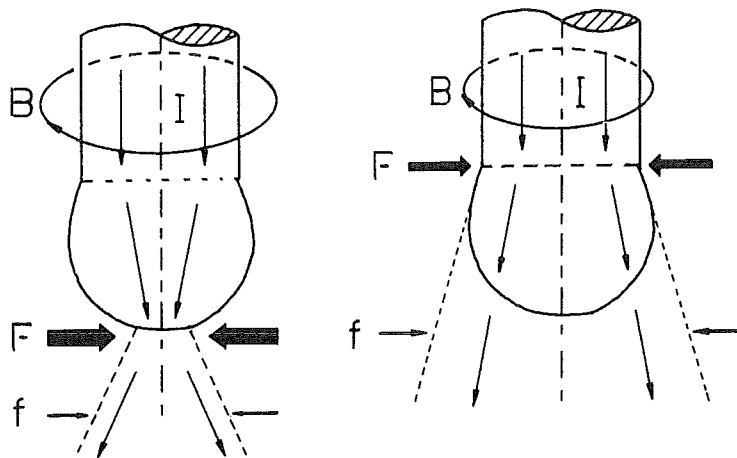
Figuur 1: Schematische voorstelling van het MIG/MAG-lasproces



(A)

(B)

(C)

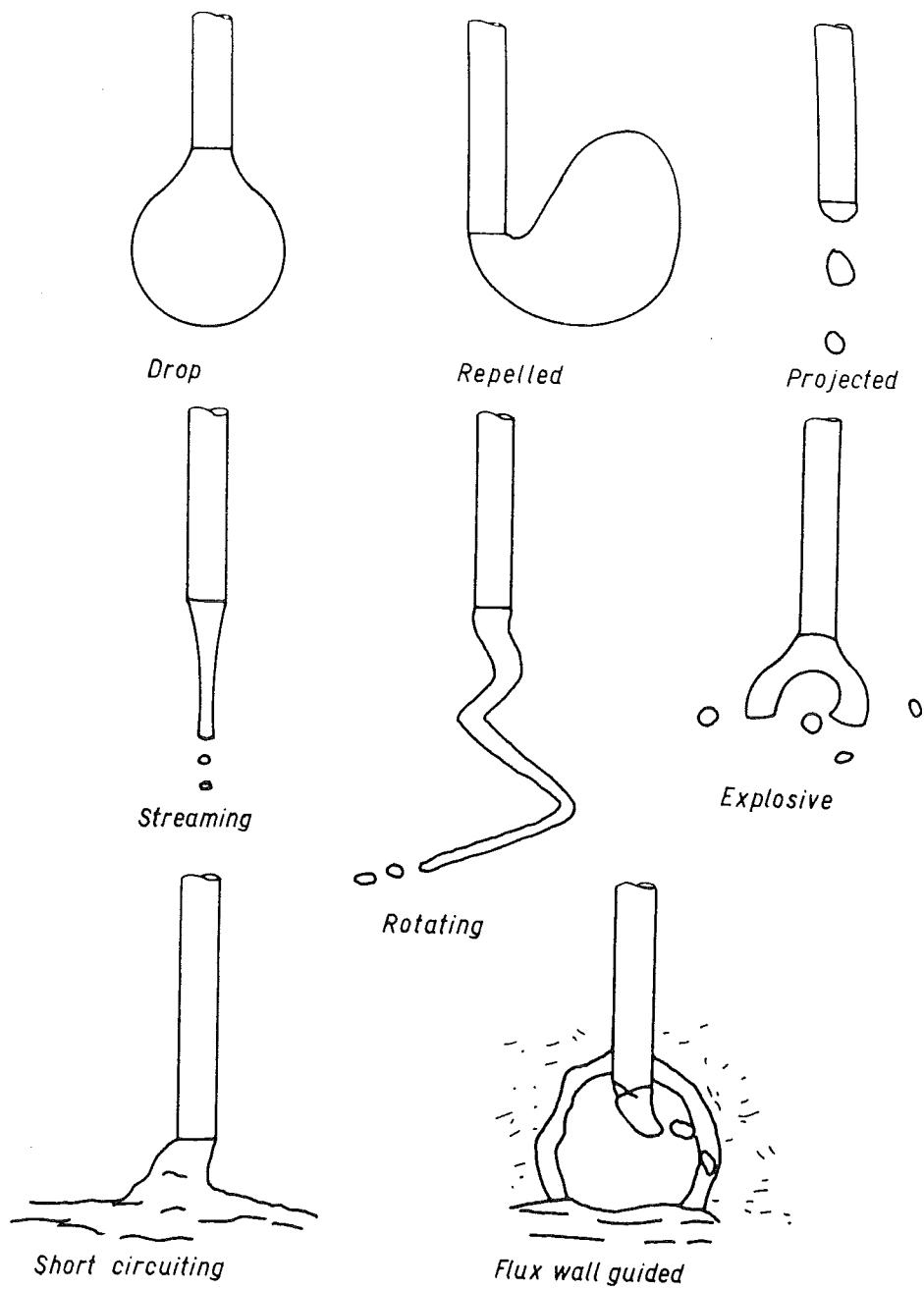


(D)

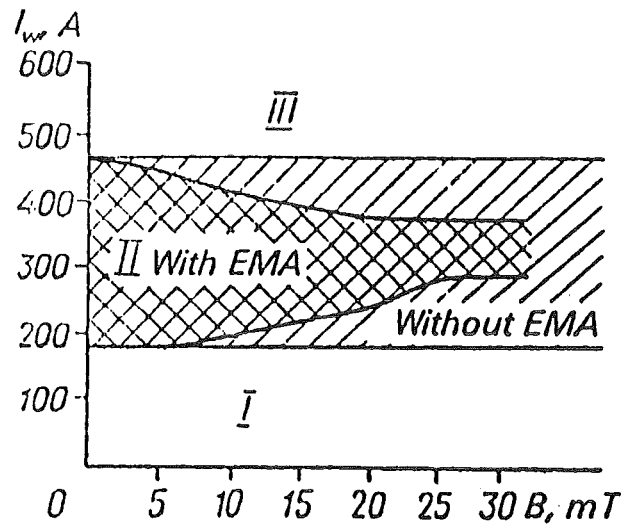
(E)

Figuur 2: De elektro-magnetische pinchkracht

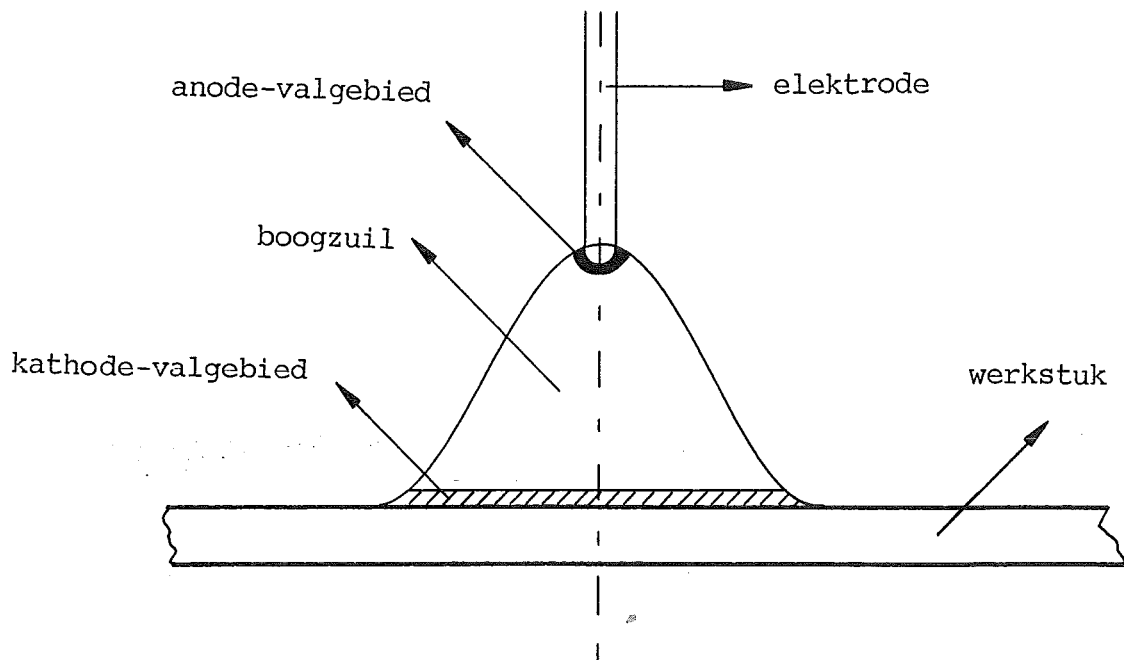
- a. convergentie van de lasstroom in de druppel resulteert in een afsplitsing tegenwerkende kracht
- b. divergentie van de lasstroom in de druppel resulteert in een druppelafsplitsende kracht
- c. t.g.v. de hoge stroomdichtheid neemt de pinchkracht sterk toe
- d. convergentie van de lasstroom bij de overgang van de druppel naar de boog resulteert in een druppelafsplitsing tegenwerkende kracht
- e. divergentie van de lasstroom bij de overgang van de druppel naar de boog resulteert in een druppelafsplitsende kracht



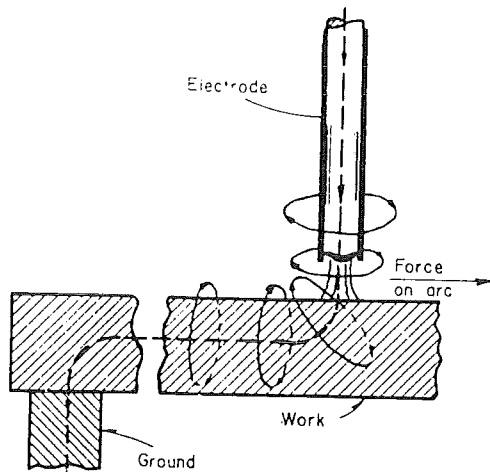
Figuur 3: Vormen van metaaltransport volgens het International Institute of Welding (lit.17)



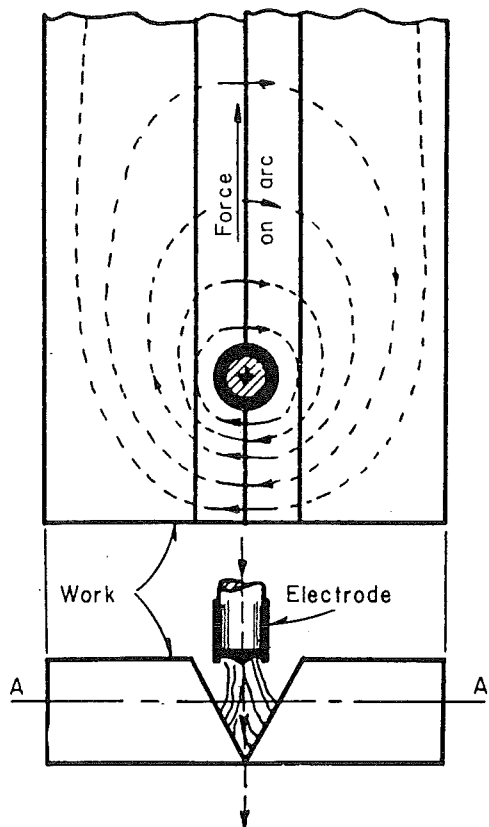
Figuur 4: Invloed van de magnetische inductie op de ligging van:
 I drop transfer
 II streaming transfer
 III rotating transfer
 tijdens lassen in Ar + 5% O₂ (lit.20)
 ema = electromagnetic agitation



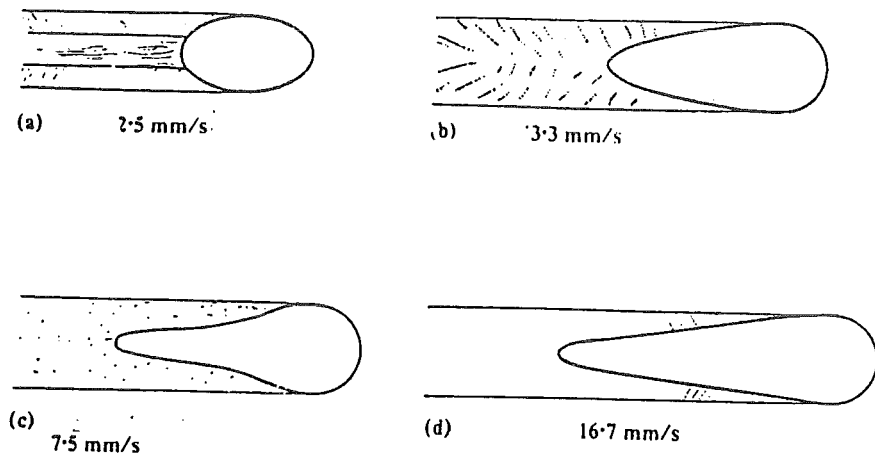
Figuur 5: Schematische voorstelling van de lasboog



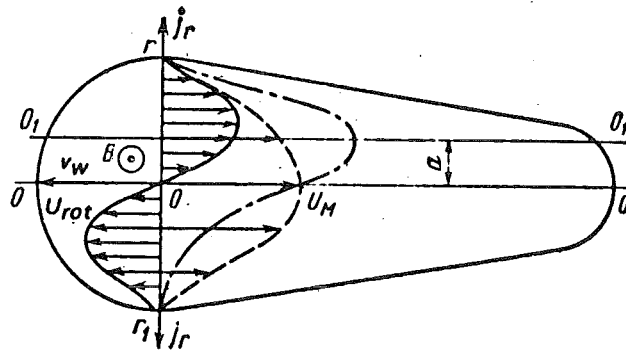
Figuur 6: Magnetische blaaswerking door de verstoring van het geïnduceerde magneetveld door de plaats van de aarding (lit.22)



Figuur 7: Magnetische blaaswerking door de verstoring van het geïnduceerde magneetveld door de asymmetrische plaatsing van de elektrode t.o.v. het werkstuk (lit.22)

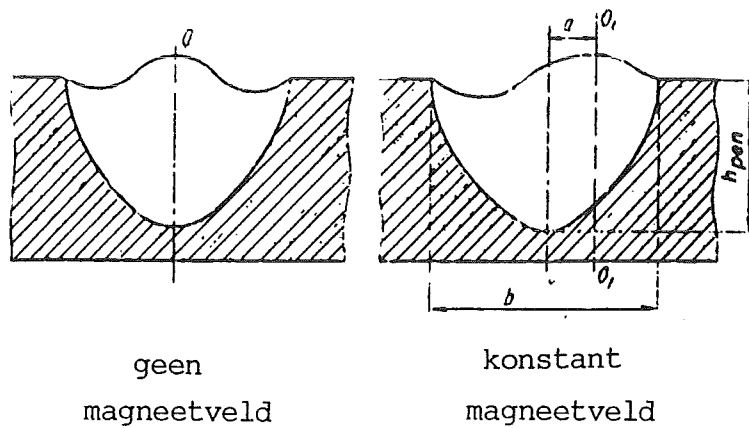


Figuur 8: Schematische voorstelling van de vorm van het lasbad (bovenaanzicht) voor verschillende waarden van de voortloopsnelheid (lit.25)

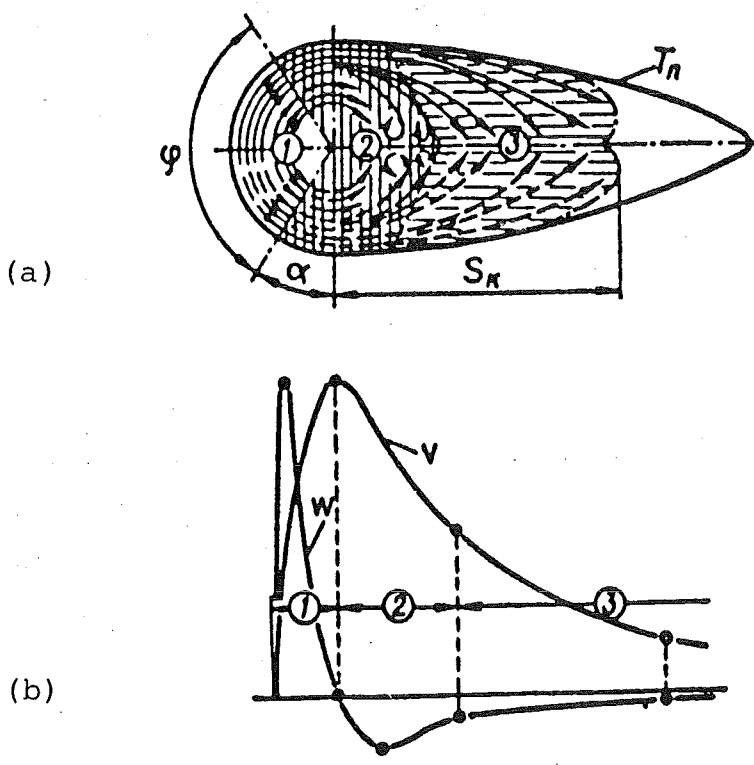


Figuur 9: Invloed van een constant axiaal magneetveld op snelheidsverdeling van de lasbadstrooming (lit.23)

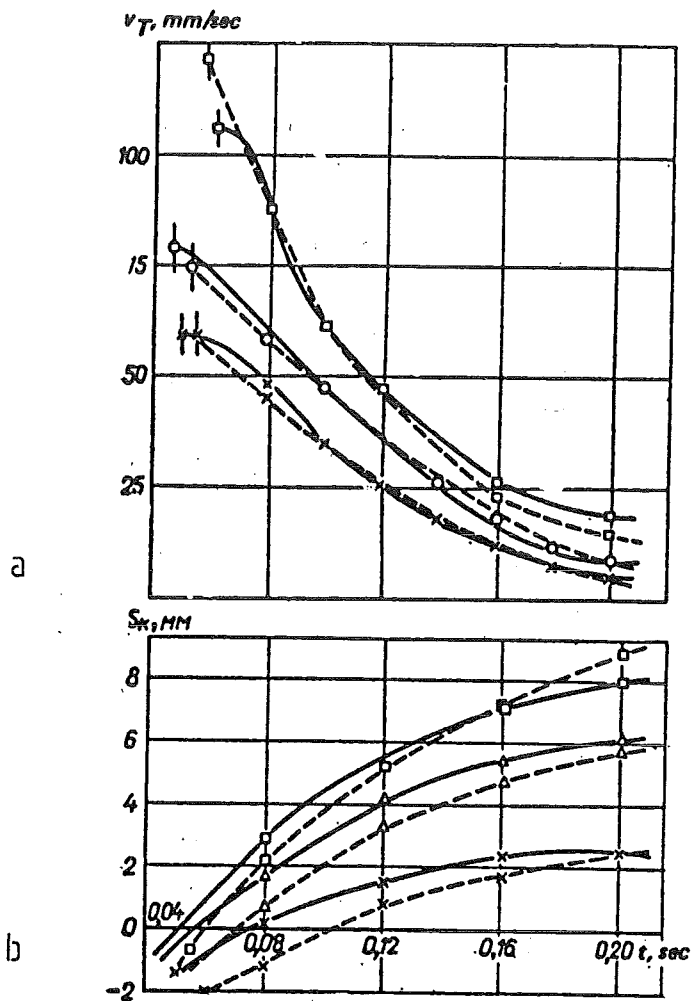
- snelheidsverdeling van niet beïnvloede lasbadstrooming
- snelheidsverdeling t.g.v. rotatie in het lasbad
- - - - - gecombineerde stroomingen



Figuur 10: Uiterlijk van een dwarsdoorsnede van een las geproduceerd onder invloed van een konstant magnetveld bij het TIG-lassen (lit.23)

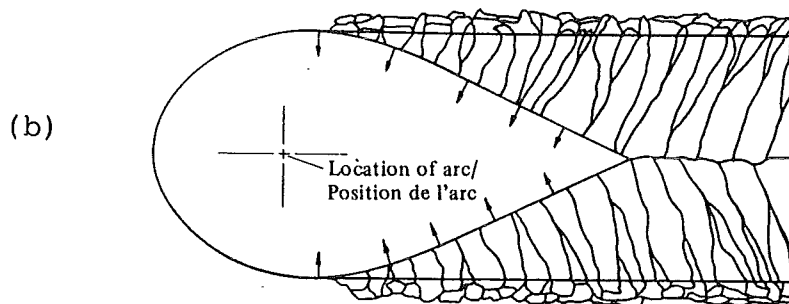
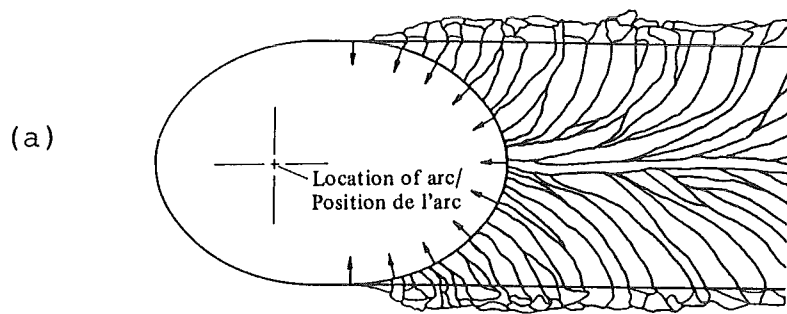


Figuur 11: a. Verschillende zones in het lasbad gedefinieerd door Chernysh b. De snelheid en de versnelling van het gesmolten metaal in de verschillende zones (lit.28)

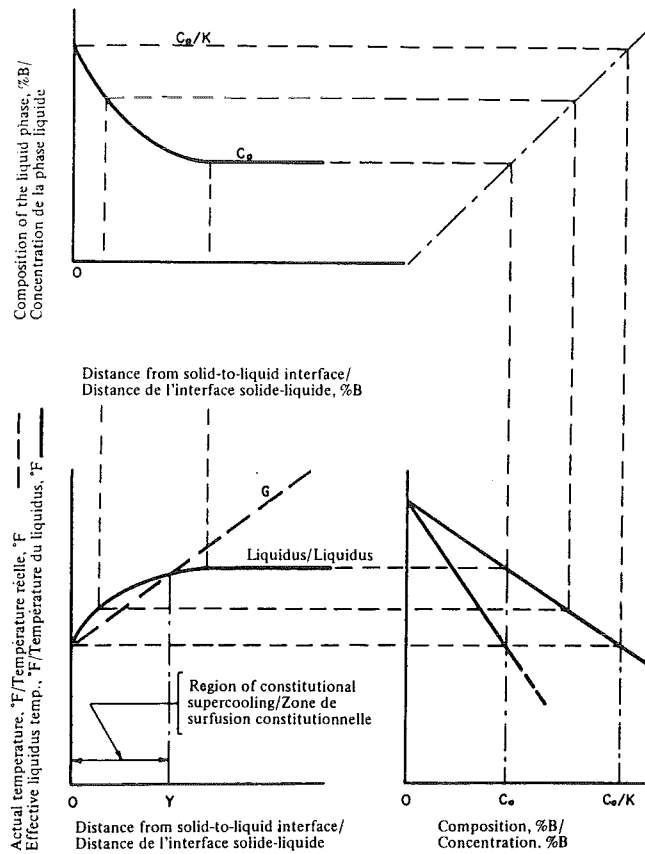


Figuur 12: a. Snelheid in de zones 2 en 3 bij verschillende magnetische inducties als functie van de tijd na inschakeling van het magneetveld.
 b. De afstand s_k waarover het stollingsfront zich uitbreidt als functie van de tijd (lit.29)

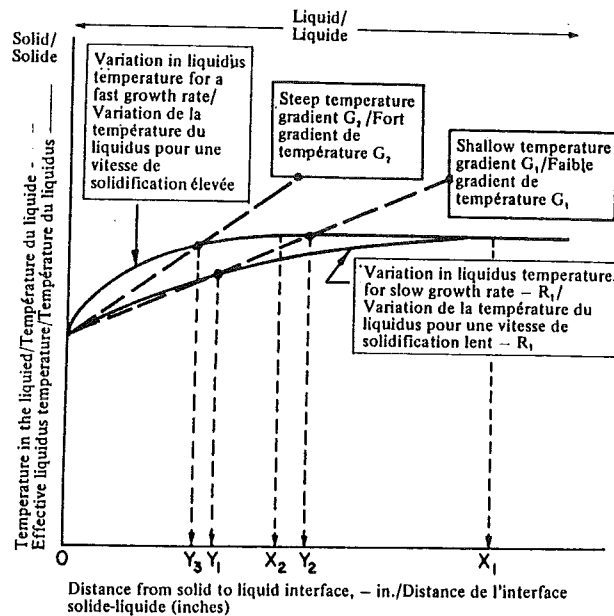
— experimentele data
 ---- berekende data
 \square B = 22 mT
 Δ B = 22 mT
 \circ B = 18 mT
 \times B = 14 mT



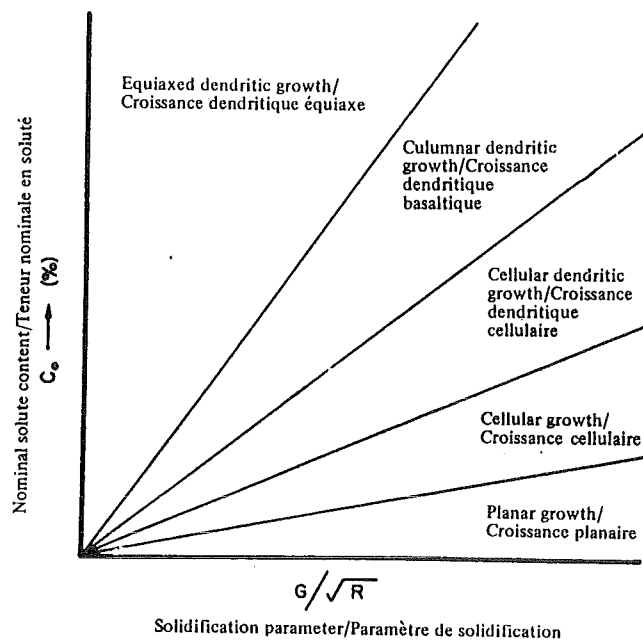
Figuur 13: Macrostructuur in een elliptisch (a) en druppelvormig (b) lasbad. De pijlen in het lasbad geven de richting van de maximale temperatuursgradient weer. (lit.30)



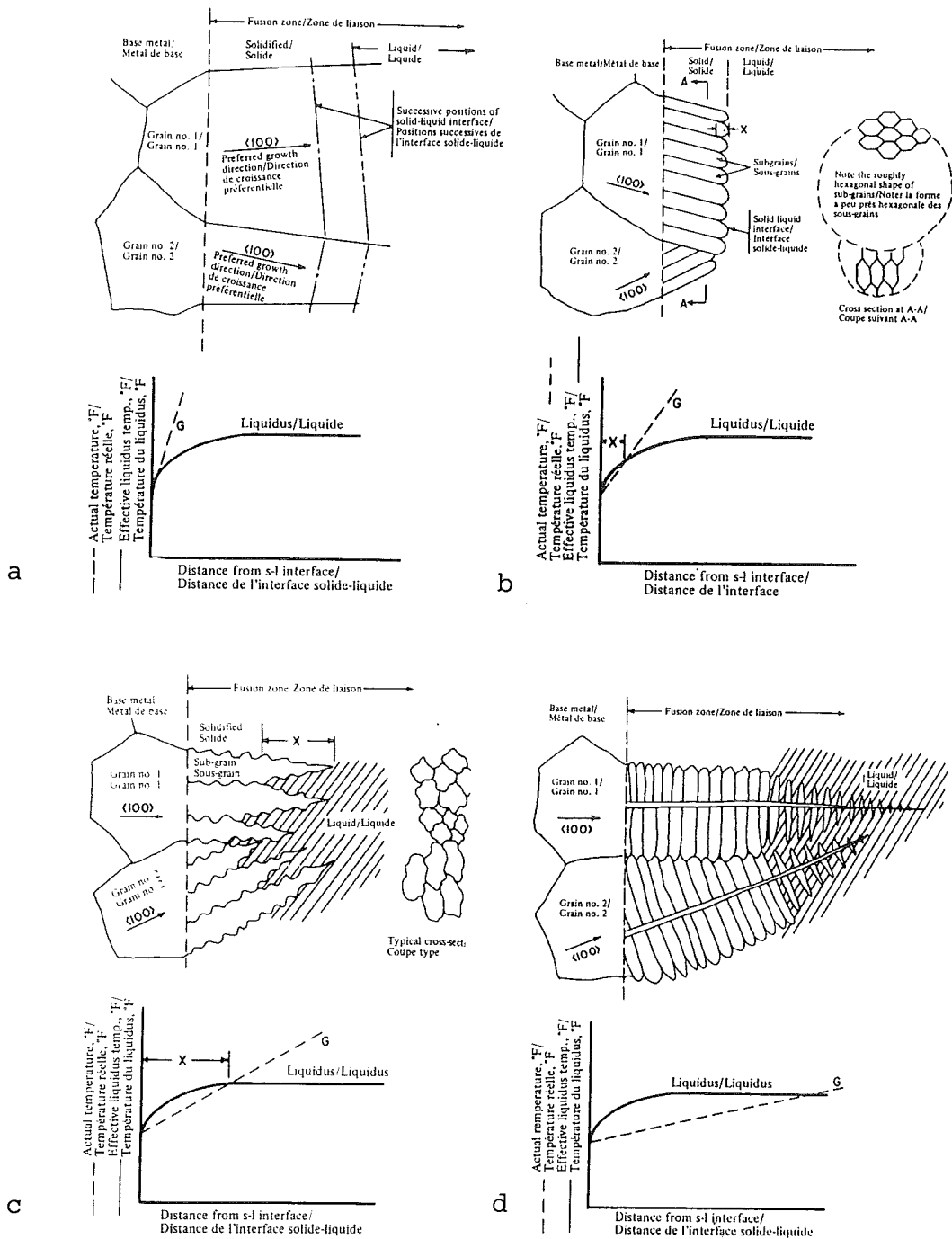
Figuur 14: Schematische voorstelling van het ontstaan van de constitutionele onderkoeling voor een hypothetische legering (lit.31)



Figuur 15: Verandering in de afstand waarover de vloeistof constitutioneel onderkoeld is, afhankelijk van de stolsnelheid en de effectieve temperatuursgradient (lit.31)

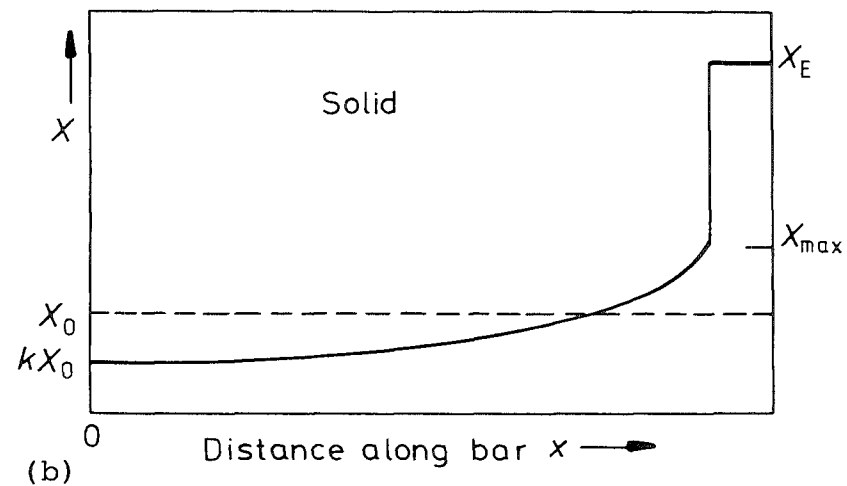
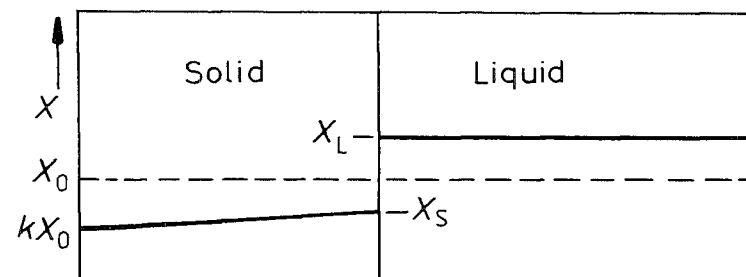
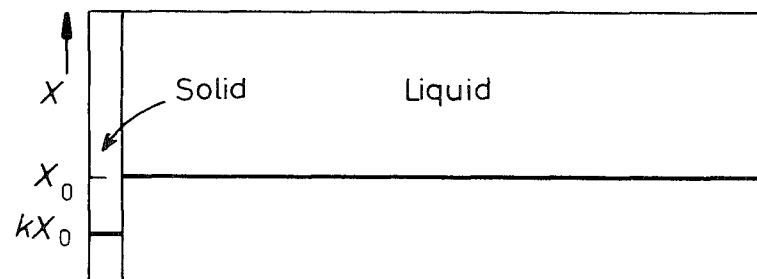
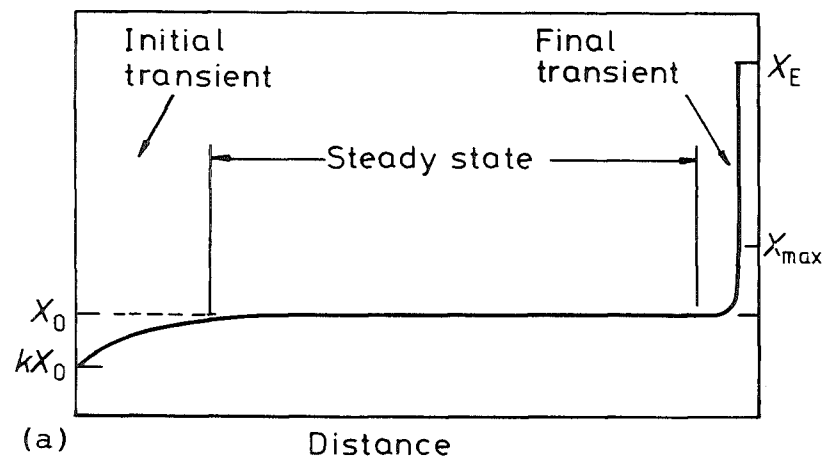
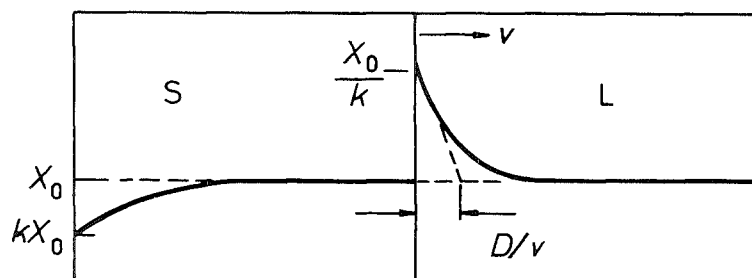
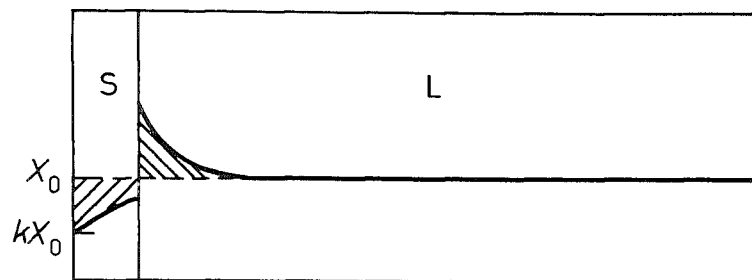


Figuur 16: De invloed van de stollingsparameter G/\sqrt{R} en het percentage legeringselementen op de substructuur van het lasmetaal (lit.31)

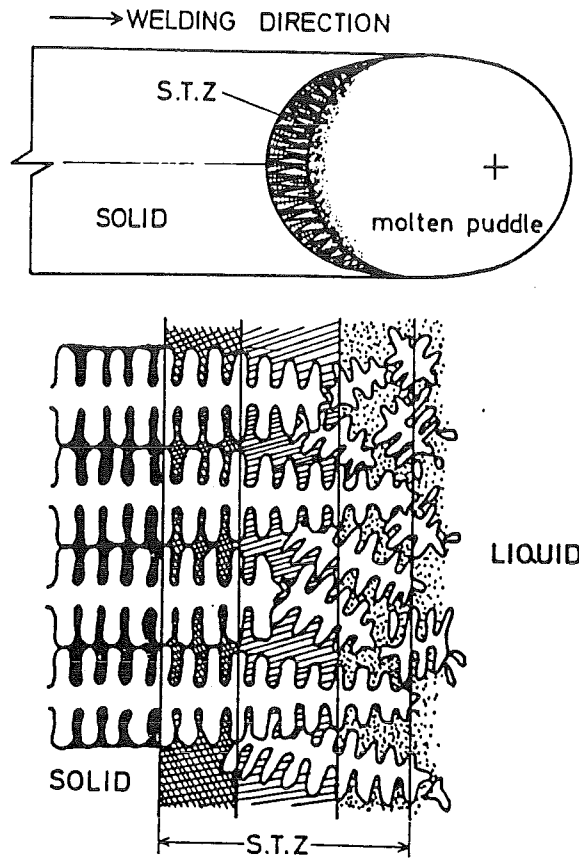


Figuur 17: Overzicht van de omstandigheden waaronder de verschillende substructuren worden gevormd (lit.31)

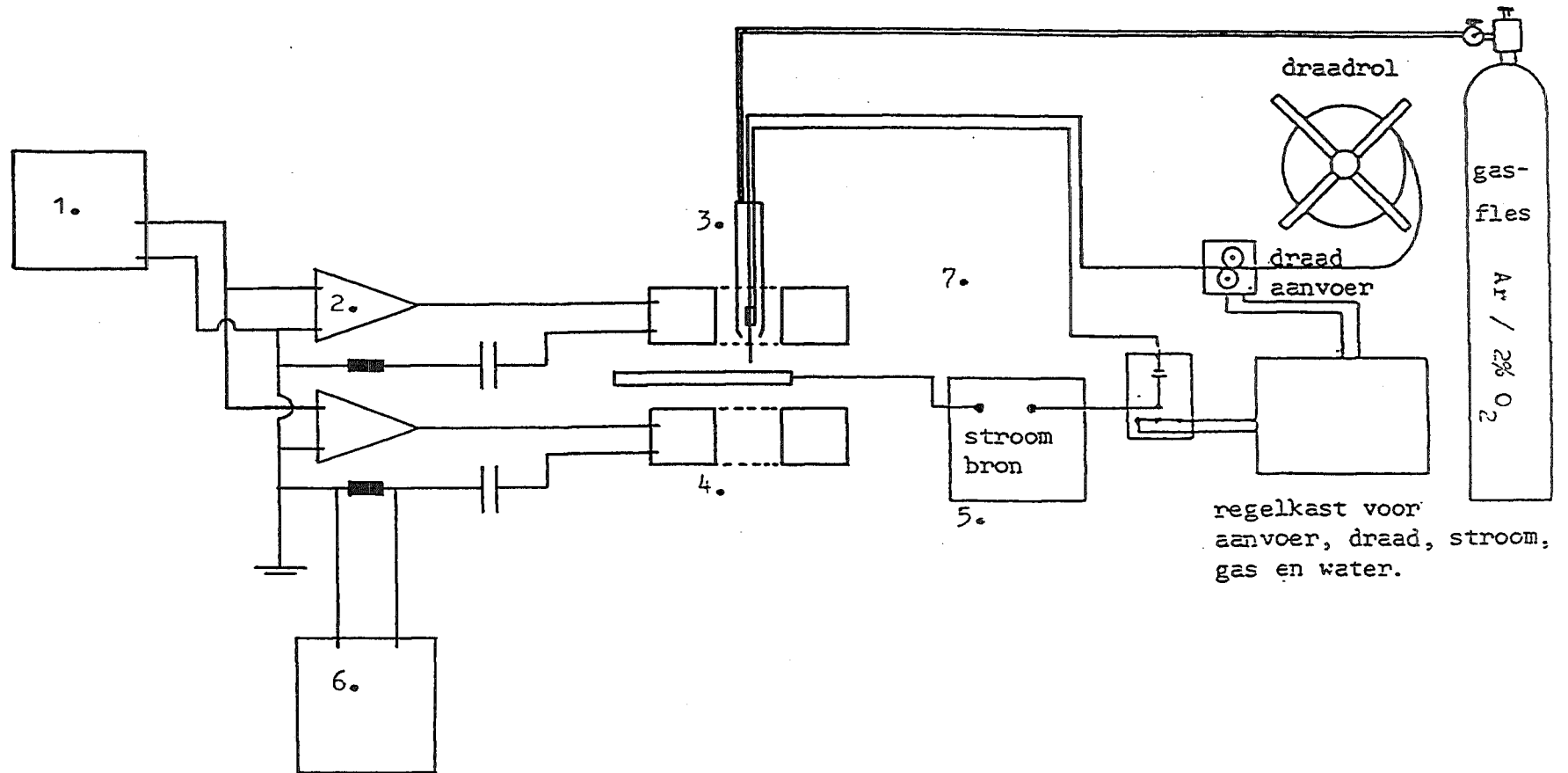
- a. planaire groei
- b. cellulaire groei
- c. cellulaire-dendritische groei
- d. kolomvormige dendritische groei



Figuur 18: Schematische voorstelling van de segregatieverschijnselen in
 a. diffusiemenging in de vloeistof
 b. perfect geroerde vloeistof
 (lit.33)

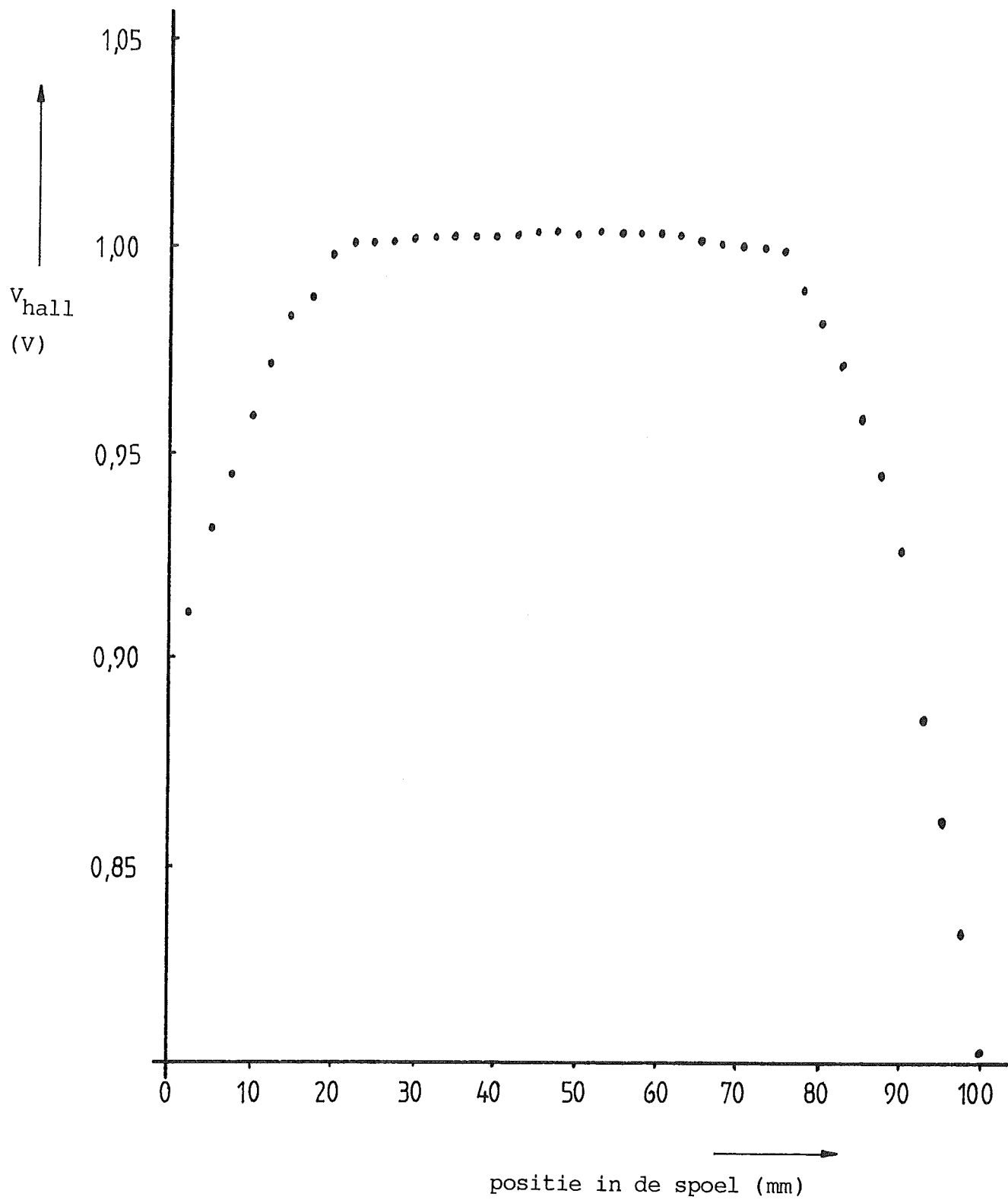


Figuur 19: dendrietfragmentatie in de gedeeltelijk gesmolten zone t.g.v. elektro-magnetisch roeren (lit.38)

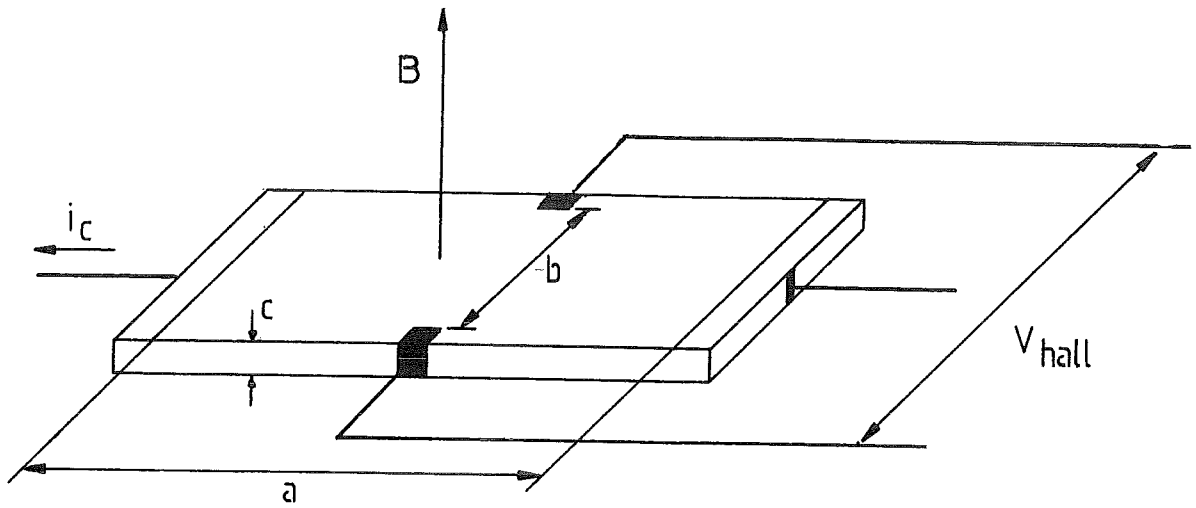


Figuur 20: Schematische weergave van de opstelling.

1. Wavetek funktiegenerator
2. versterker
3. toorts
4. magneetspoelen
5. Morelisse weldblizz 400
6. oscilloscoop
7. werkstuk



Figuur 21: De gemeten Hall-voltage binnen de twee spoelen (lit.1)



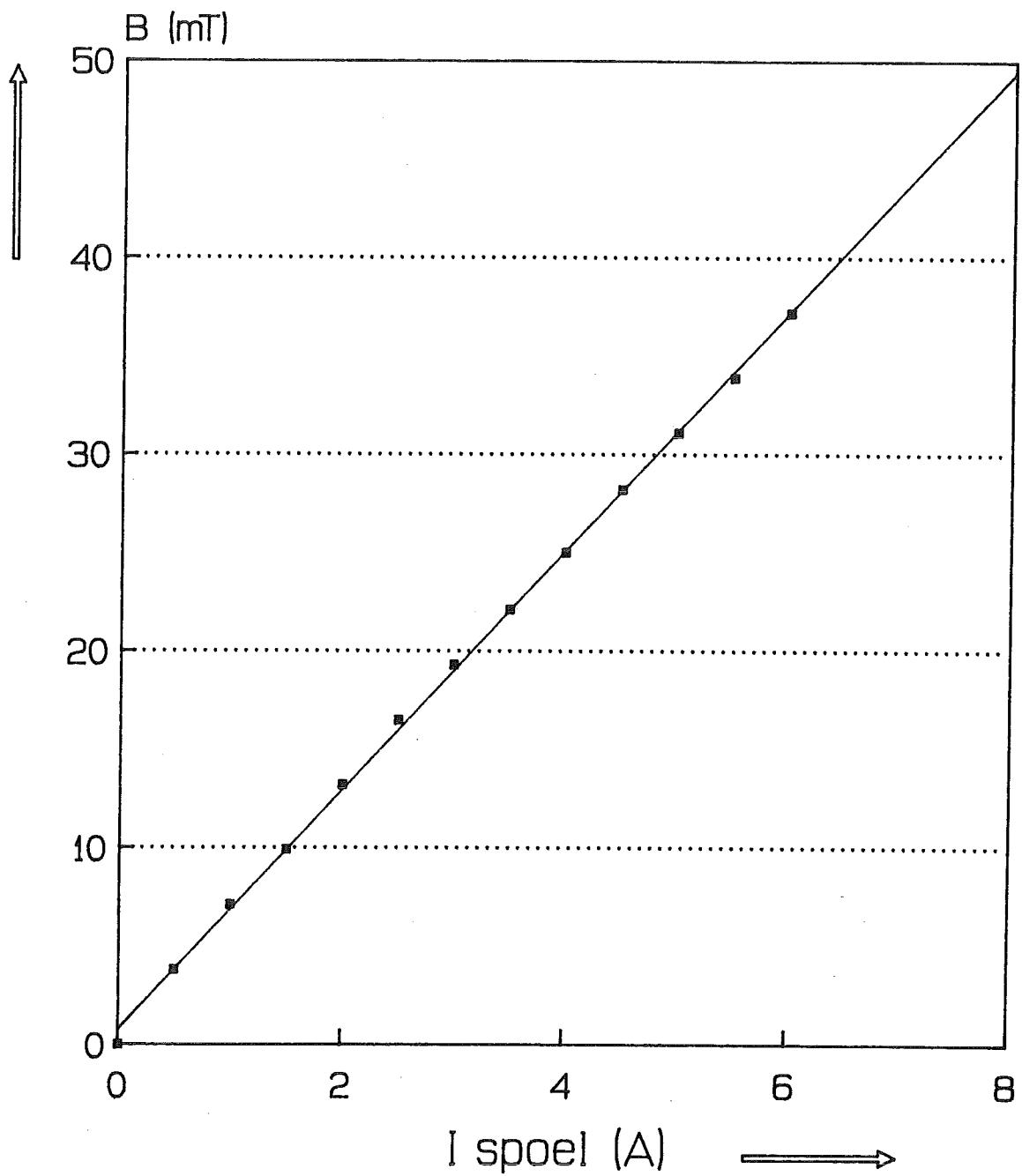
Figuur 22: Schematische voorstelling van een Hall-sonde
 i_c = controle stroom

V_h = Hall-voltage

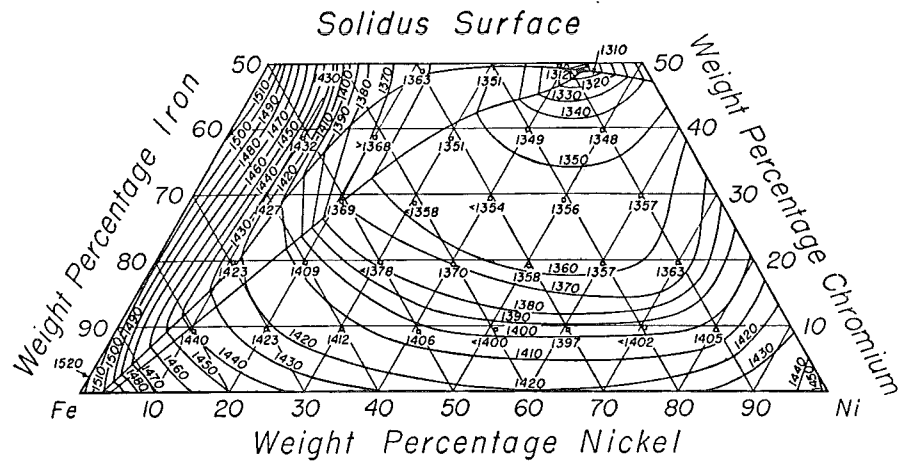
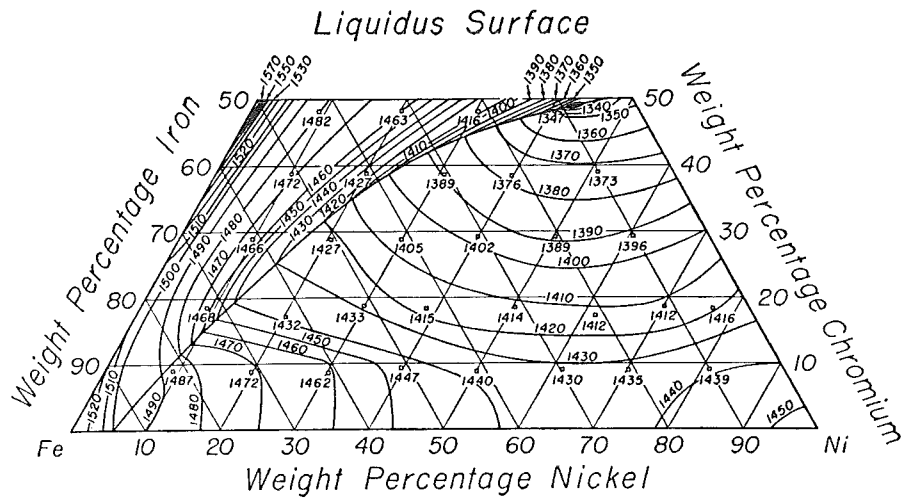
B = magnetische inductie

a, b, c , afmetingen

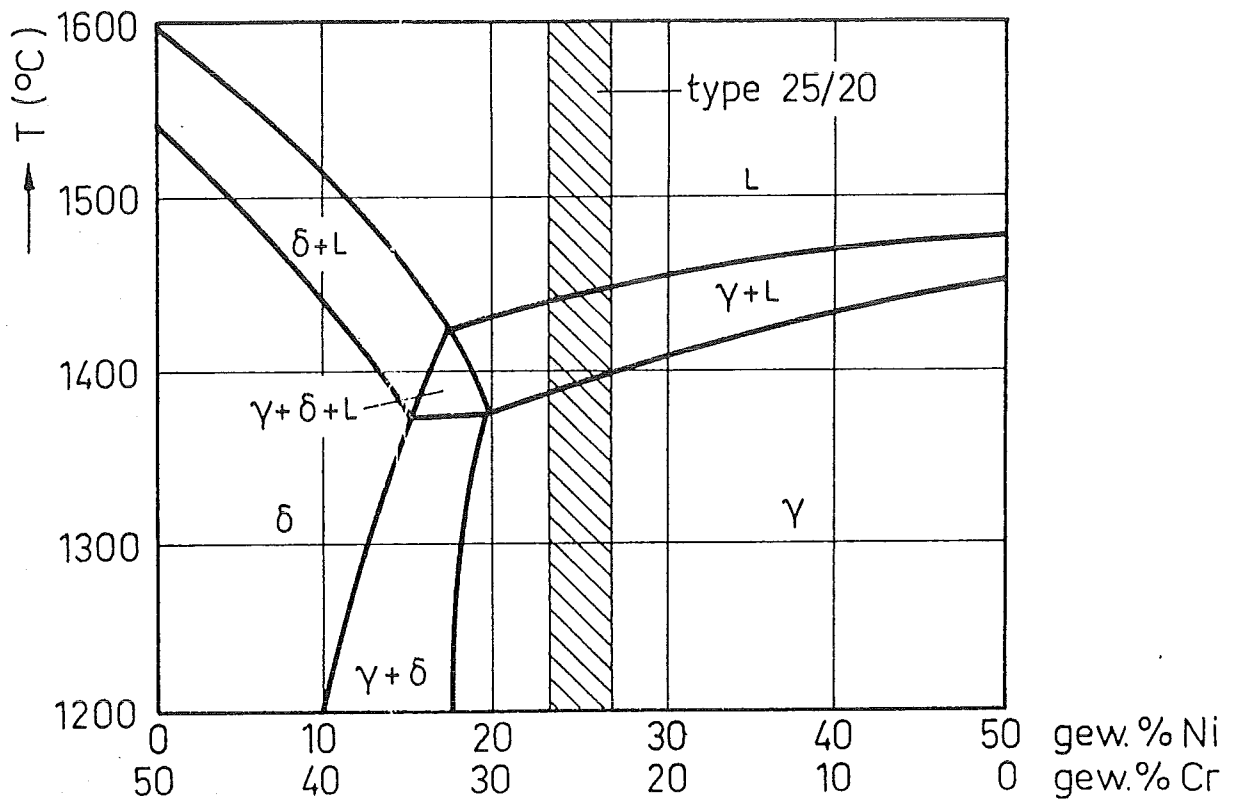
ijklijn magneetveld



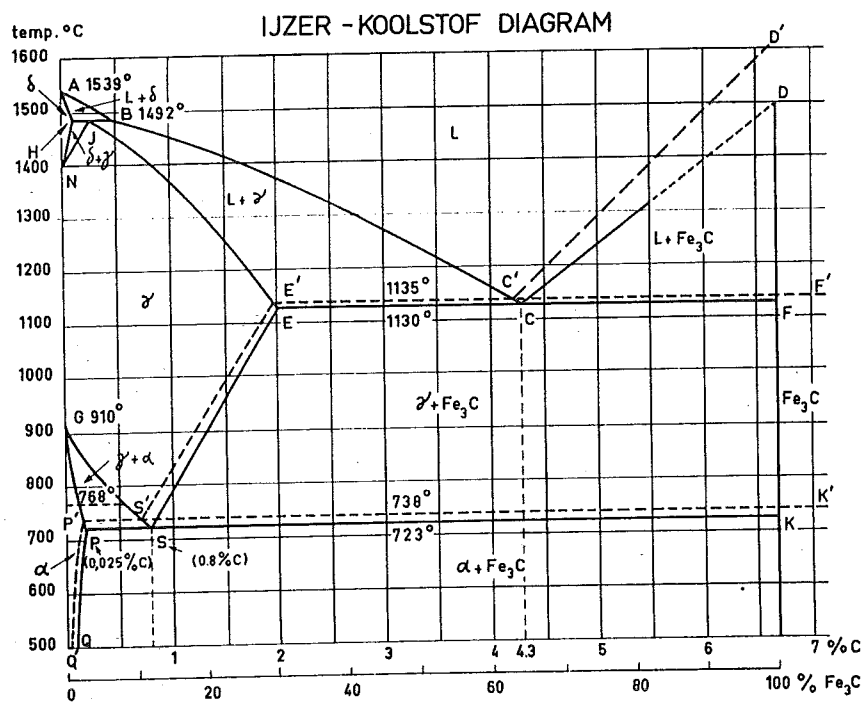
Figuur 23: Magnetische inductie (B) als functie van de stroom door de spoel (I_{sp})



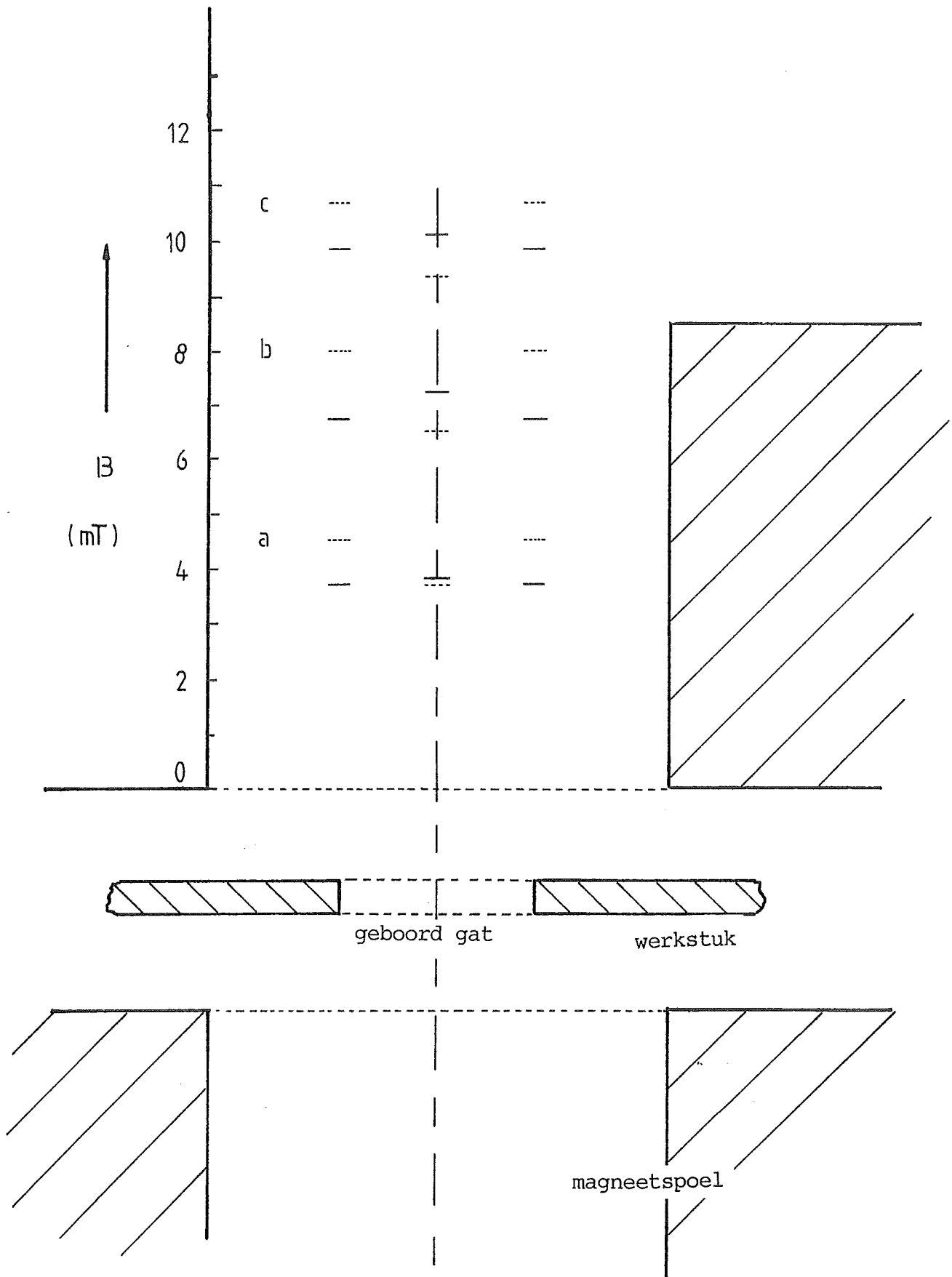
Figuur 24: Horizontale doorsnede van het ternaire Fe-Cr-Ni toestandsdiagram (lit.40)



Figuur 25: Vertikale doorsnede van het ternaire Fe-Cr-Ni toestandsdiagram, de arcering geeft het samenstellingsgebied van het type AISI 310 weer (lit.42)

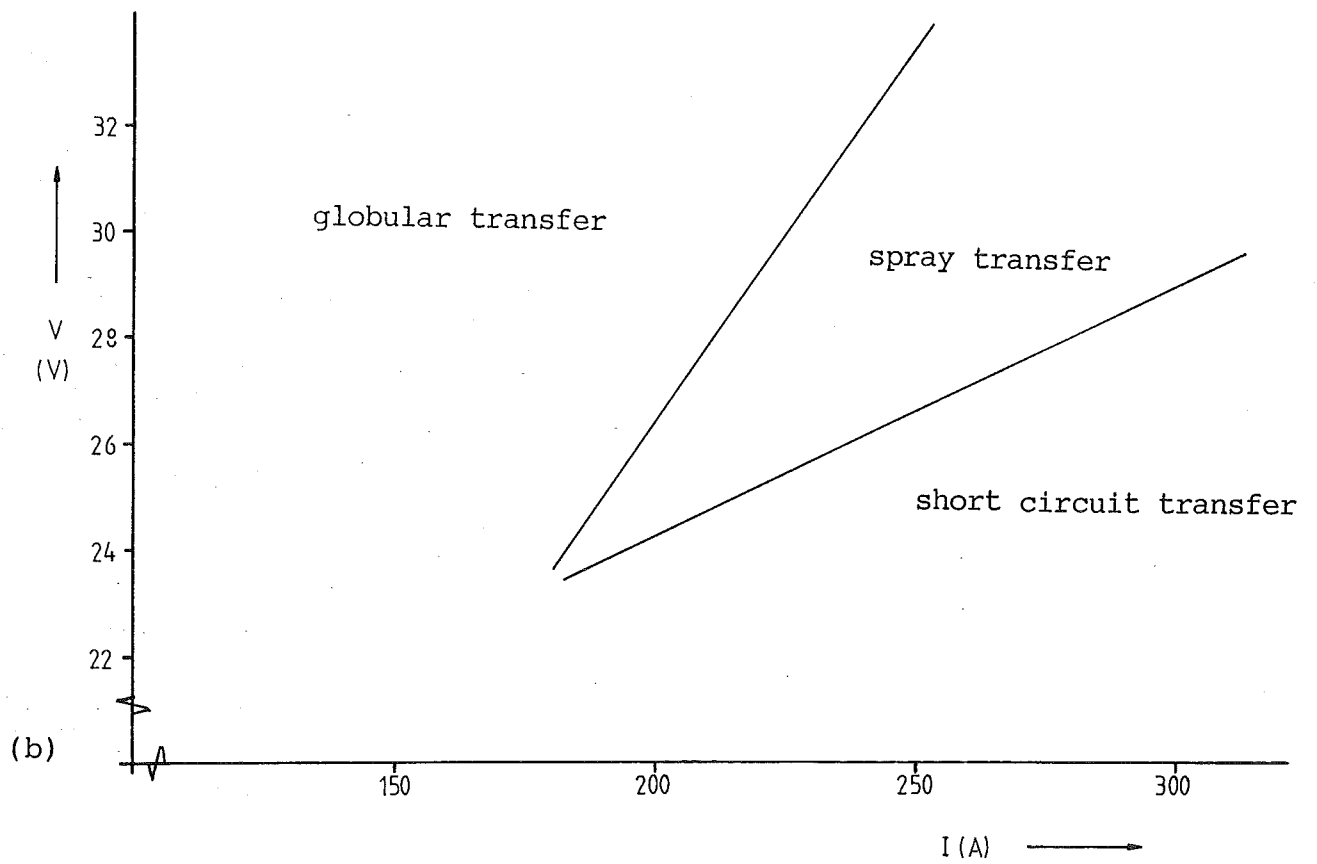
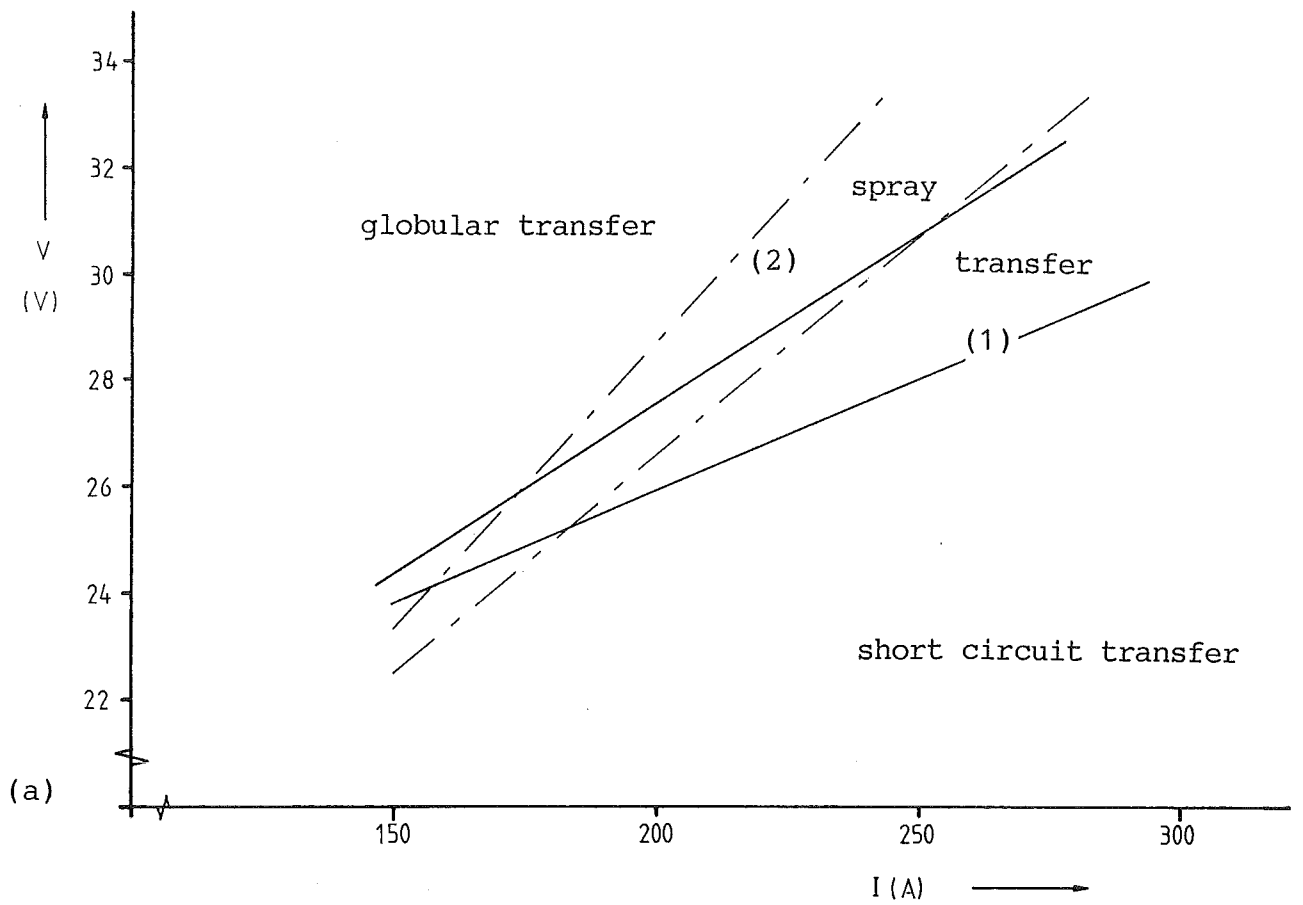


Figuur 26: Fe-C toestandsdiagram

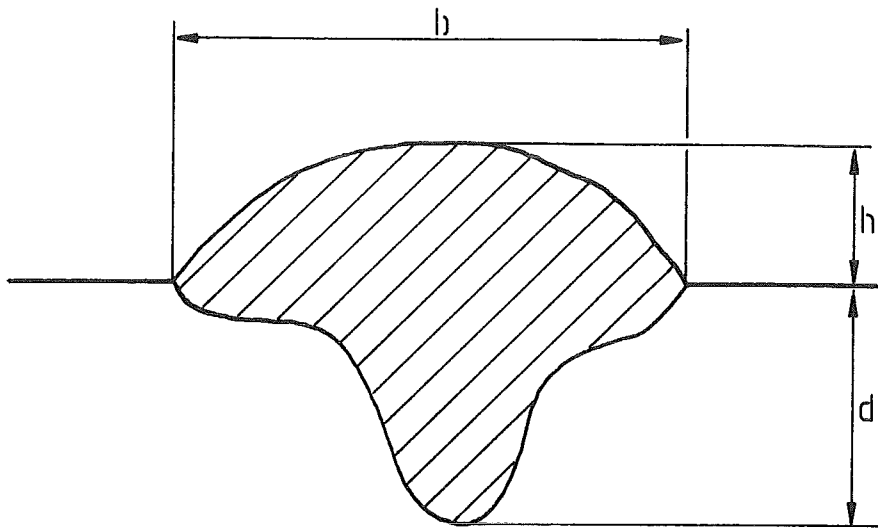


Figuur 27: Invloed van een ferro-magnetische plaat Fe 510 met een gat op de magnetische inductie binnen de twee spoelen
 — zonder plaat, - - - - met plaat

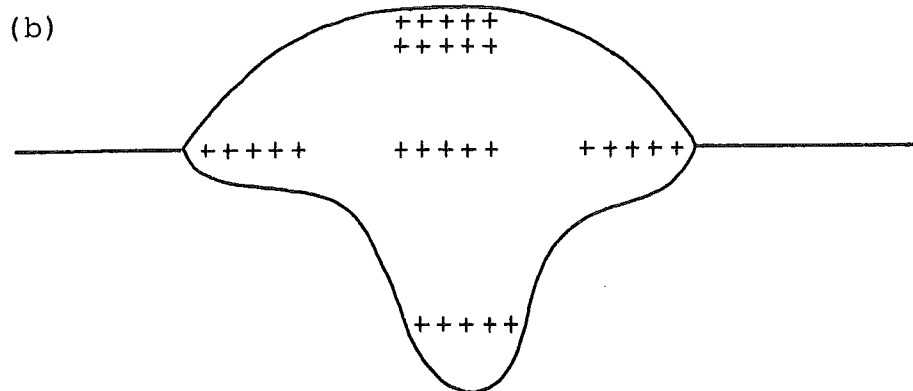
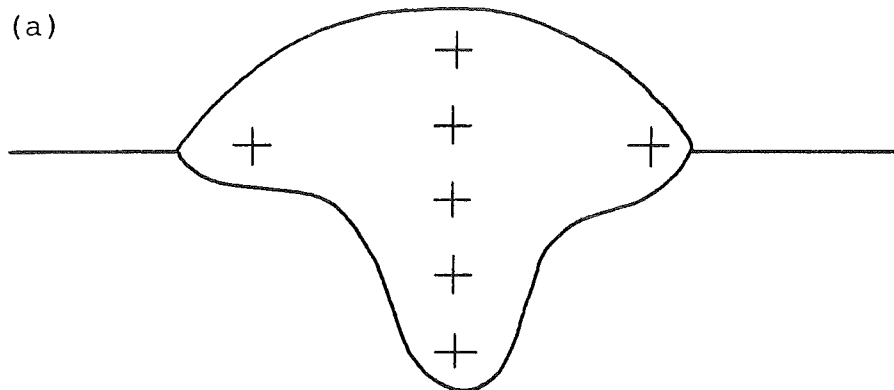
- a. $I_{sp} = 0,5$ A
- b. $I_{sp} = 1,0$ A
- c. $I_{sp} = 1,5$ A



Figuur 28: Werkgebieden van
 a) Fe 510 (1) en Fe 510 bij $B=5$ mT, $f=200$ Hz (2)
 b) AISI 310



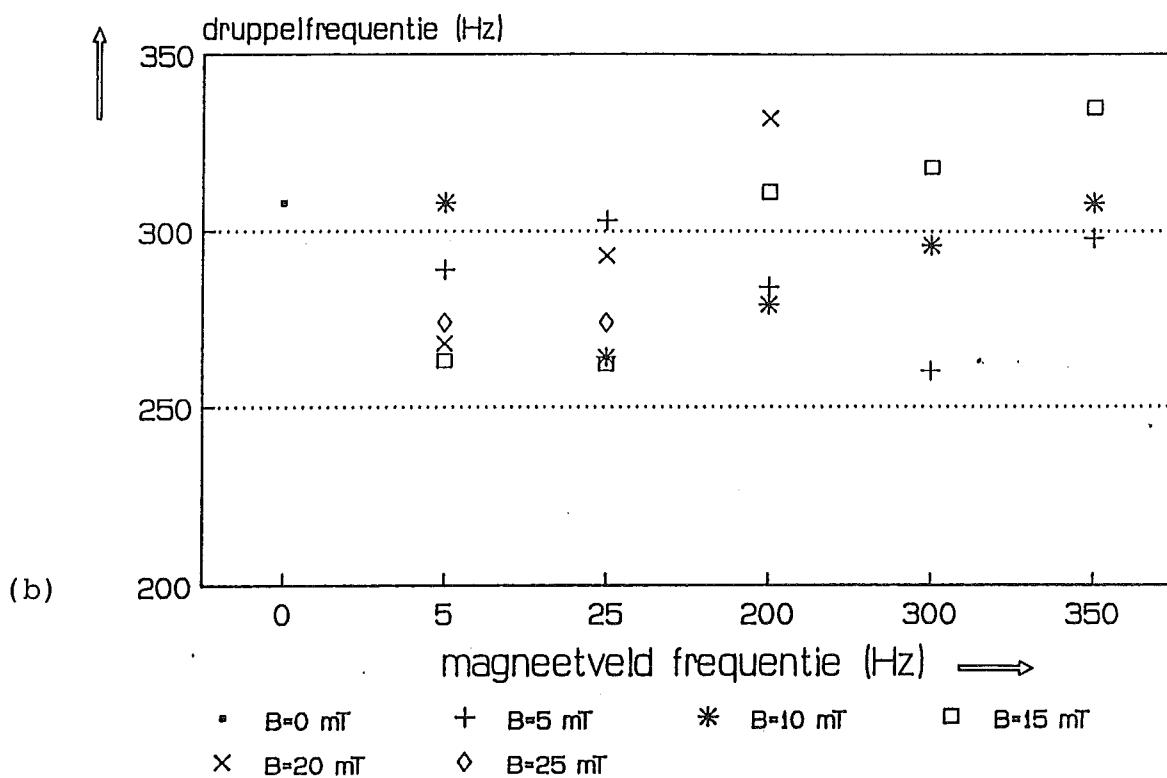
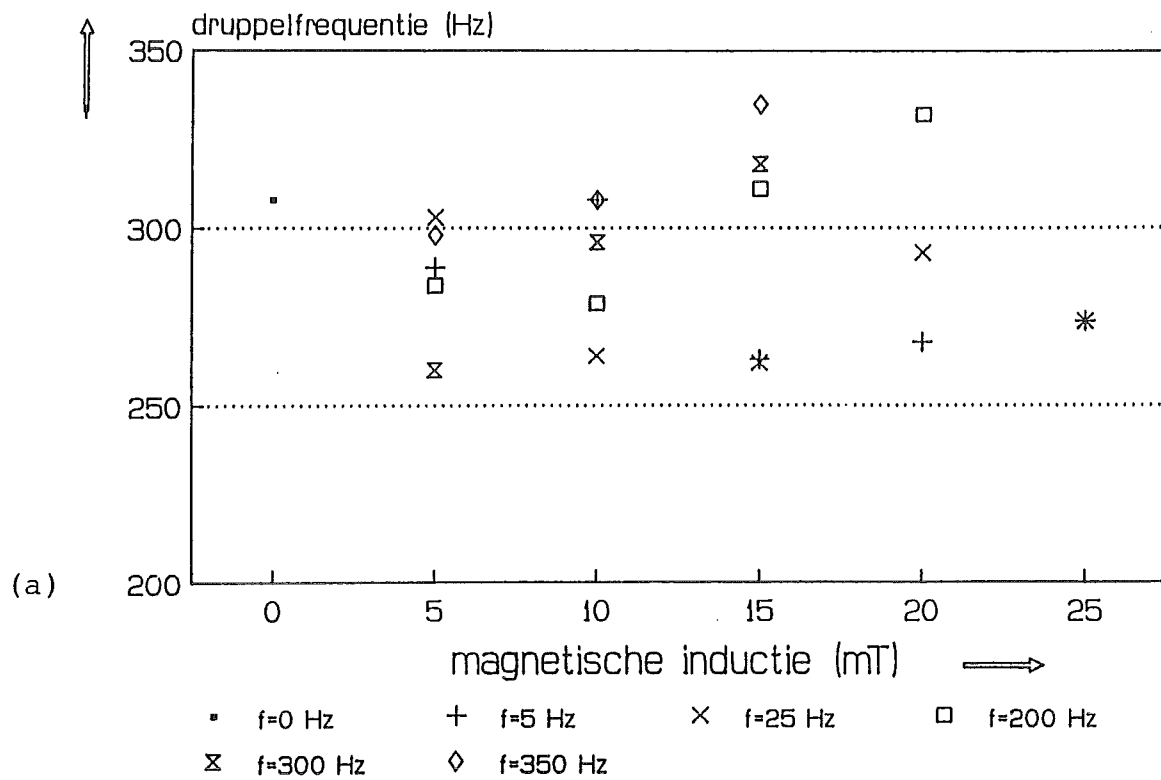
Figuur 29: Definitie van de lasafmetingen van de dwarsdoorsnede van een las, h = hoogte, d = penetratiediepte
 b = breedte



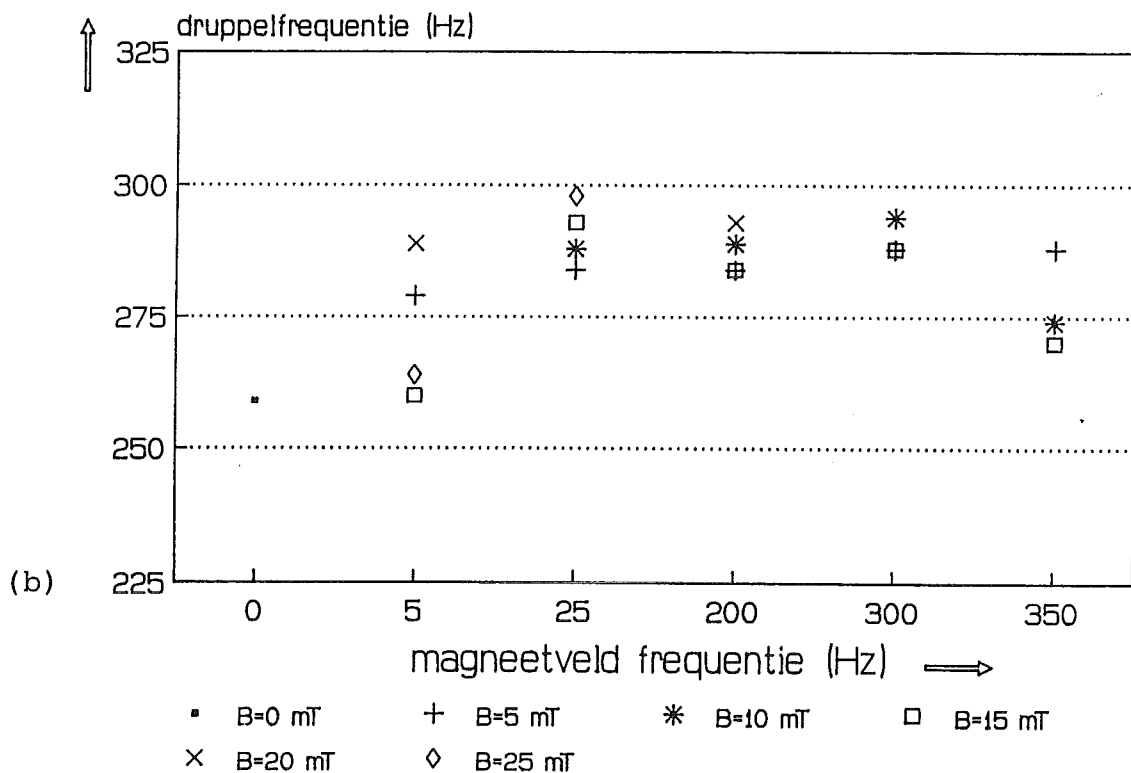
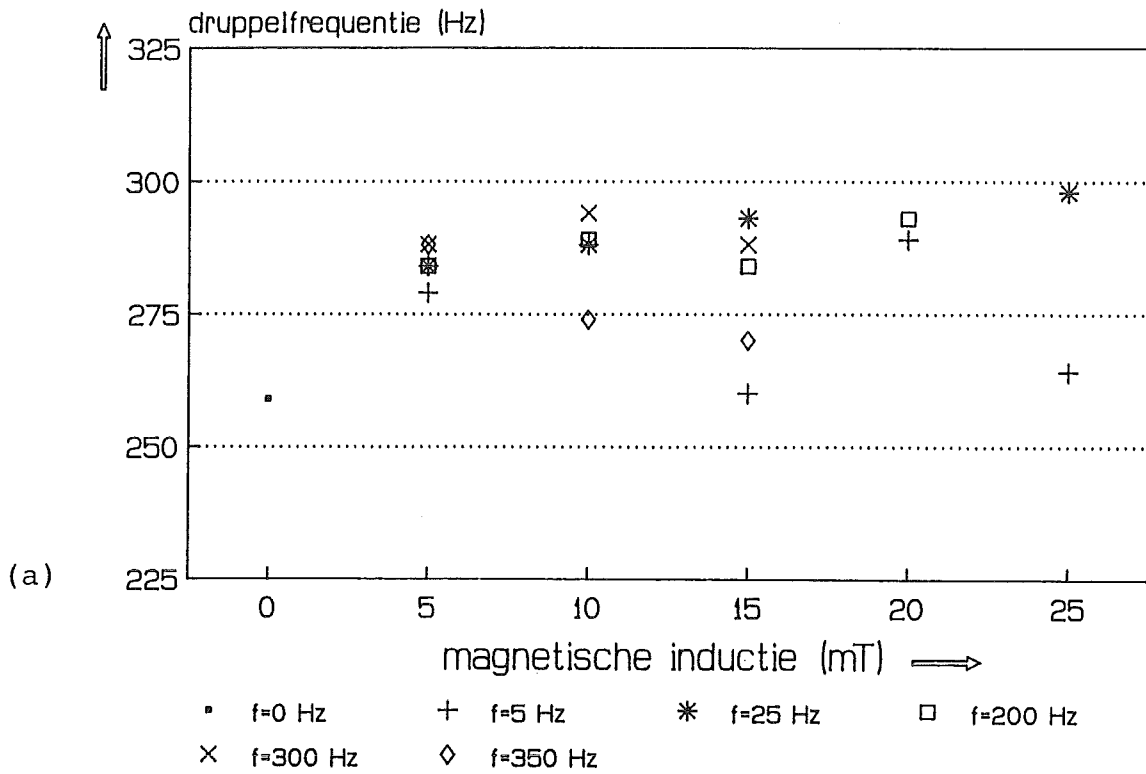
Figuur 30: Plaatsen in de dwarsdoorsnede van een las waar de hardheidsmetingen zijn verricht

(a) Fe 510

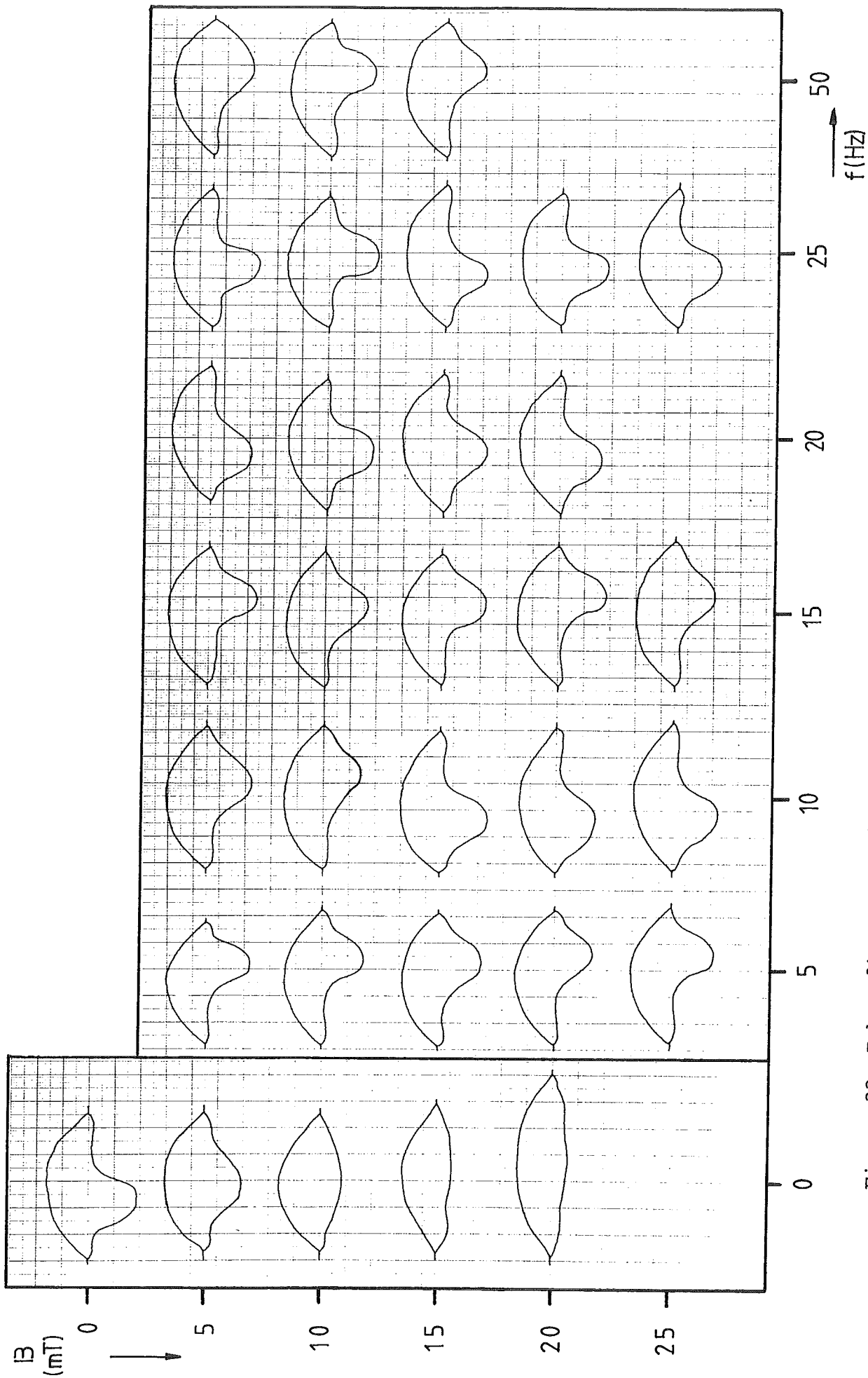
(b) AISI 310



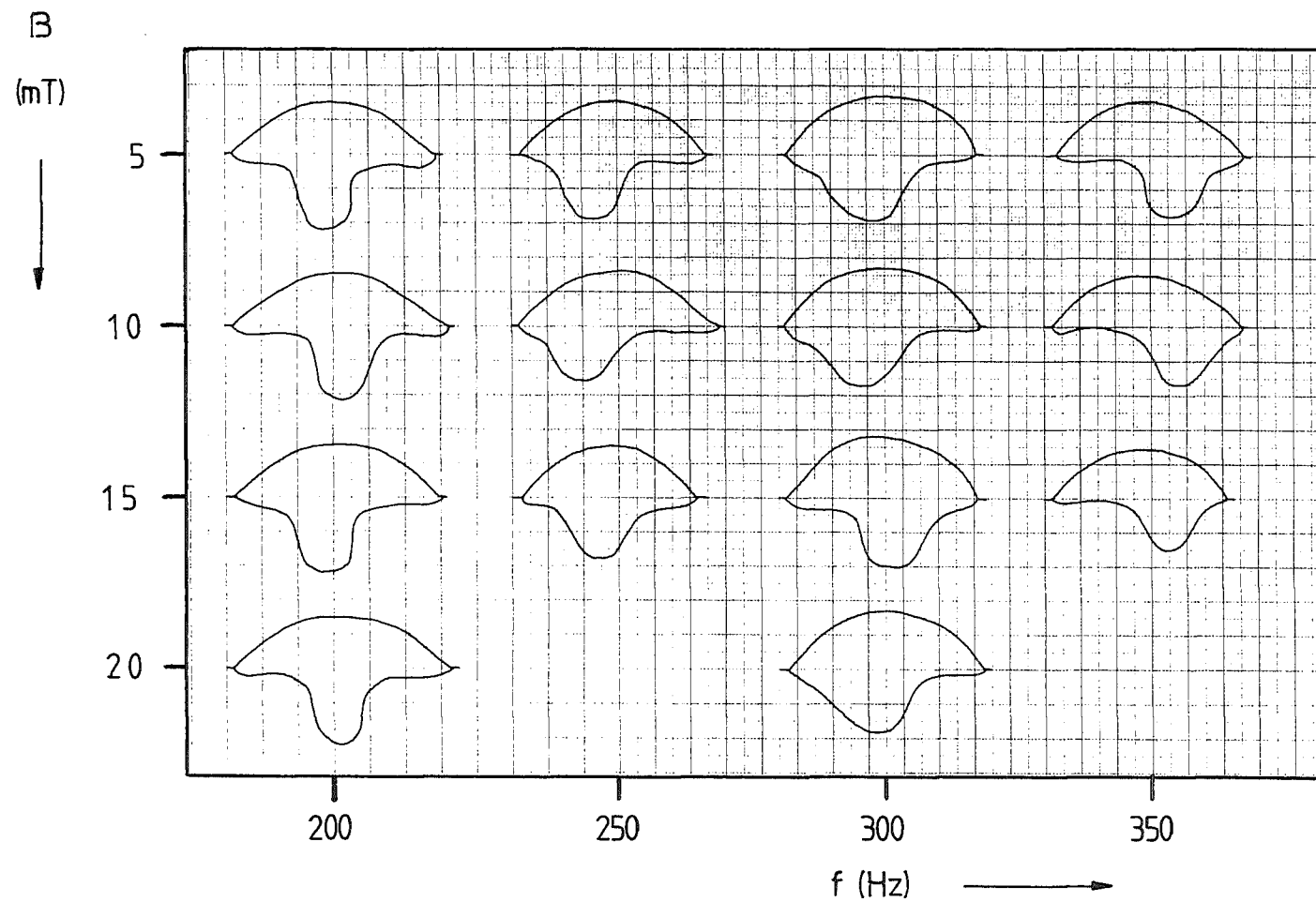
Figuur 31: Druppelfrequentie Fe 510
 a) als functie van de magnetische inductie
 b) als functie van de magneetveldfrequentie



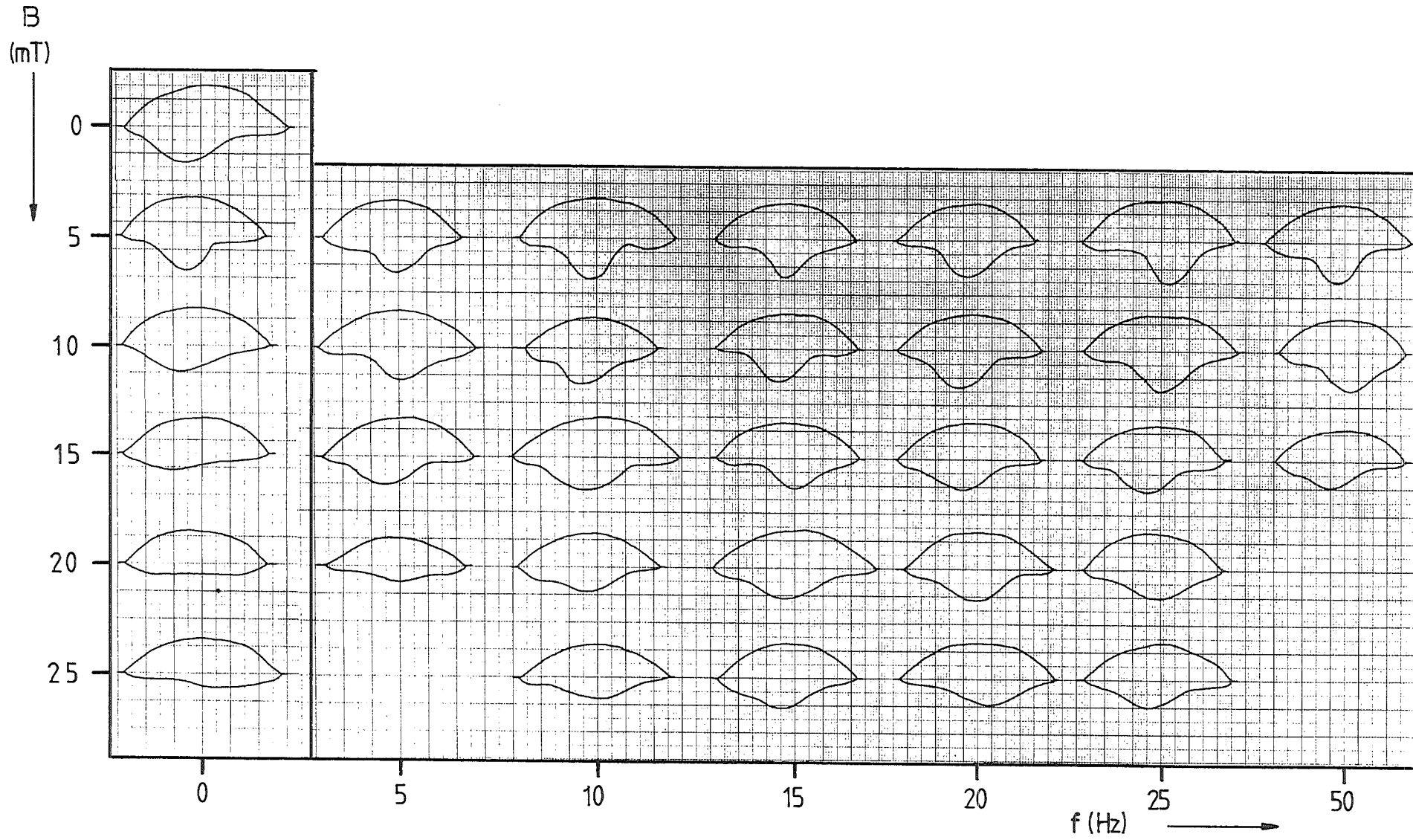
Figuur 32: Druppelfrequentie AISI 310
 a) als functie van de magnetische inductie
 b) als functie van de magneetveldfrequentie



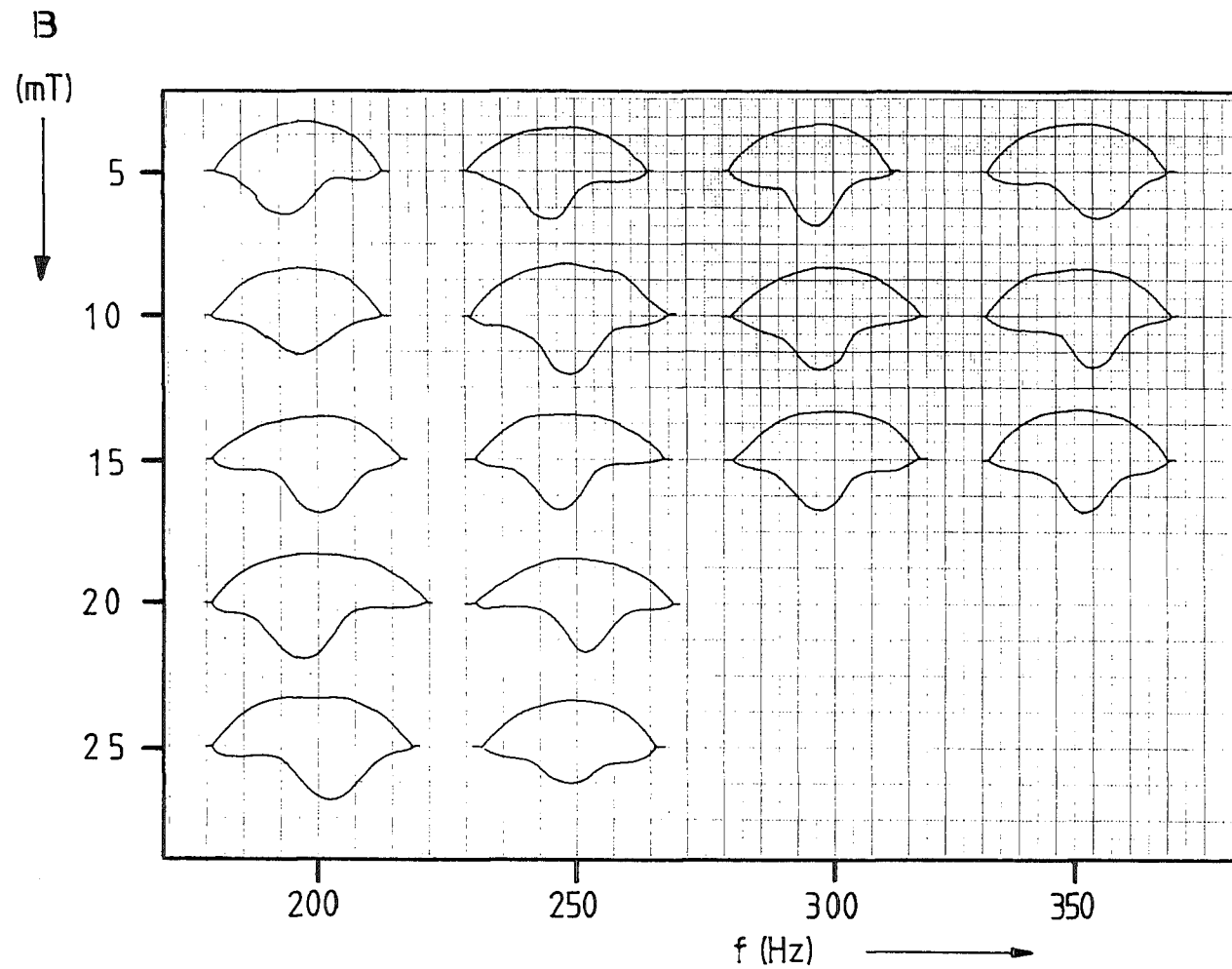
Figuur 33: Inbrandingsvormen bij verschillende lage magnetveldfrequenties en magnetische inducties, AISI 310



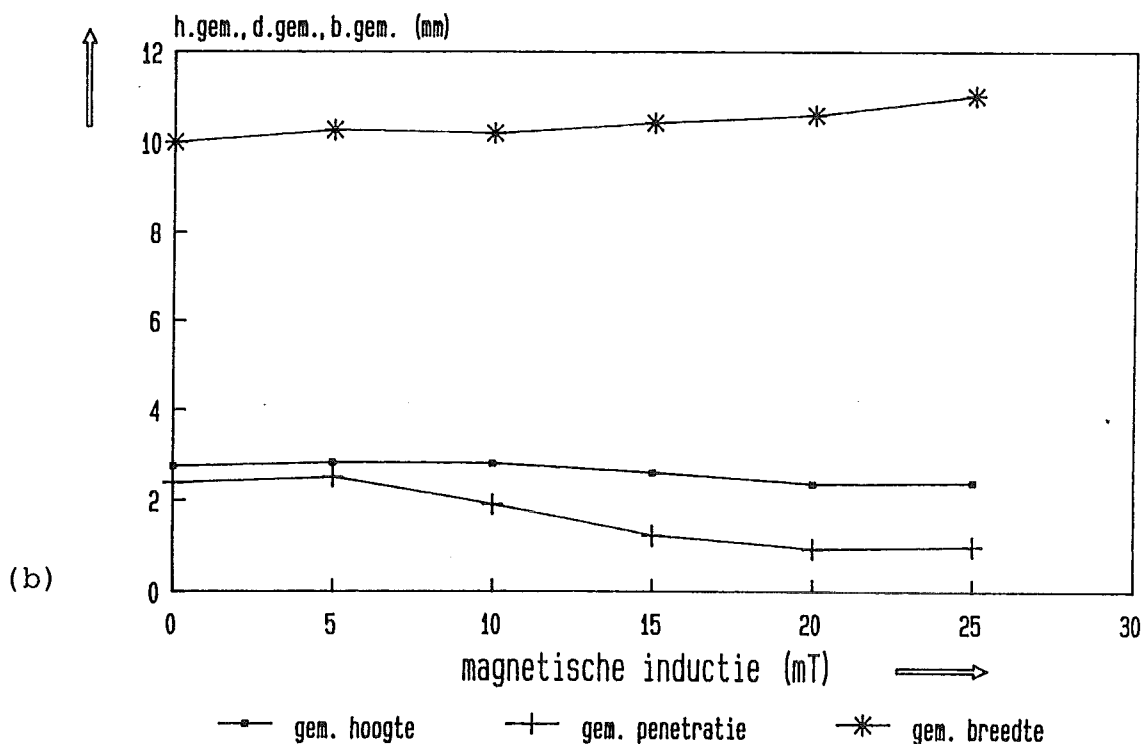
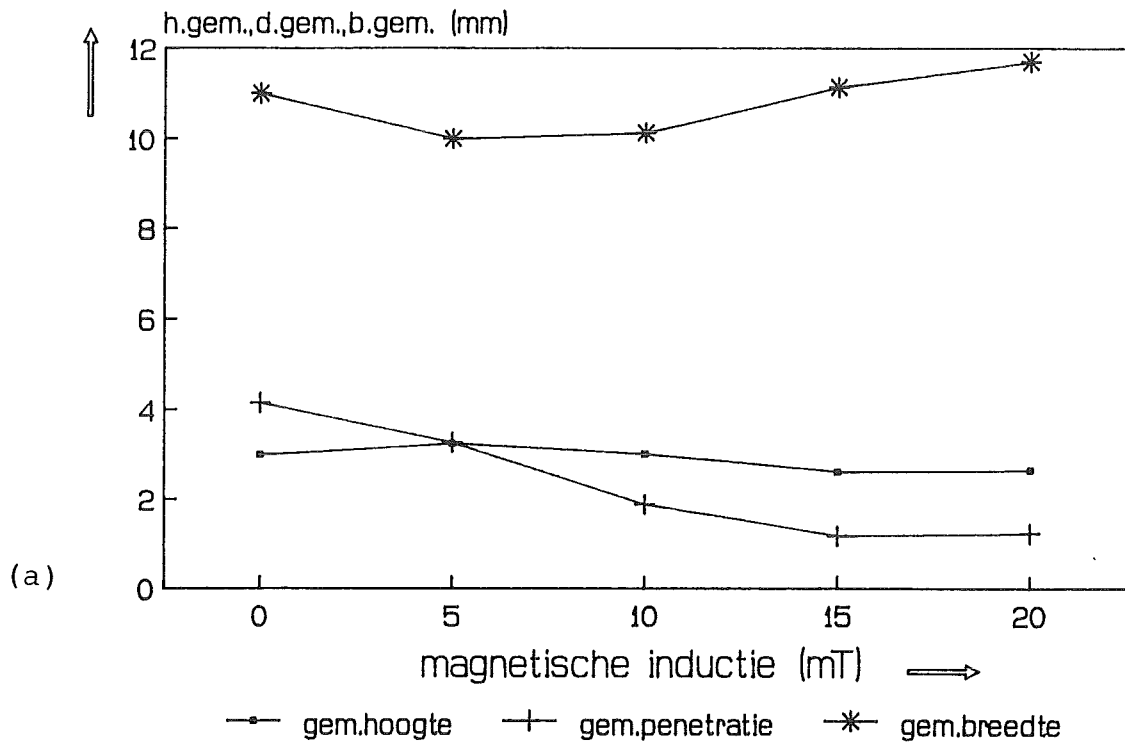
Figuur 34: Inbrandingsvormen bij verschillende hoge magneetveldfrequenties en magnetische inducties, AISI 310



Figuur 35: Inbrandingsvormen bij verschillende lage magneetveldfrequenties en magnetische inducties, Fe 510



Figuur 36: Inbrandingsvormen bij verschillende hoge magneetveldfrequenties en magnetische inducties, Fe 510



Figuur 37: Gemiddelde hoogte (h.gem.), gemiddelde penetratiediepte (d.gem.), gemiddelde breedte (b.gem.) als functie van de magnetische inductie (konstant magneetveld)

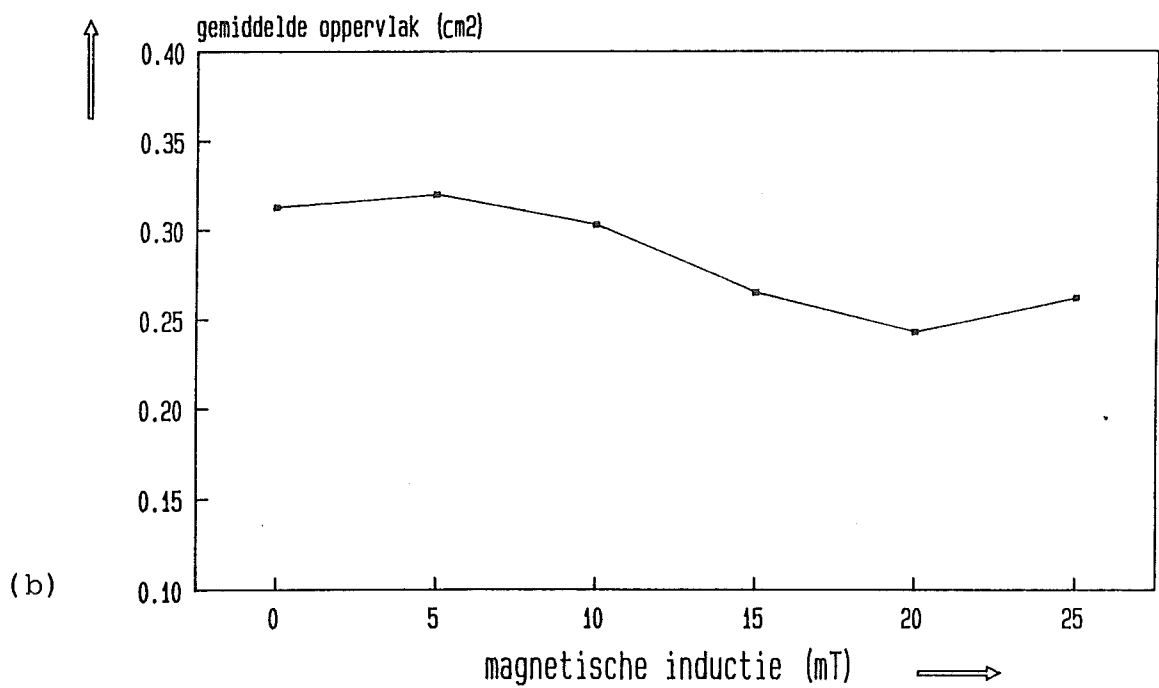
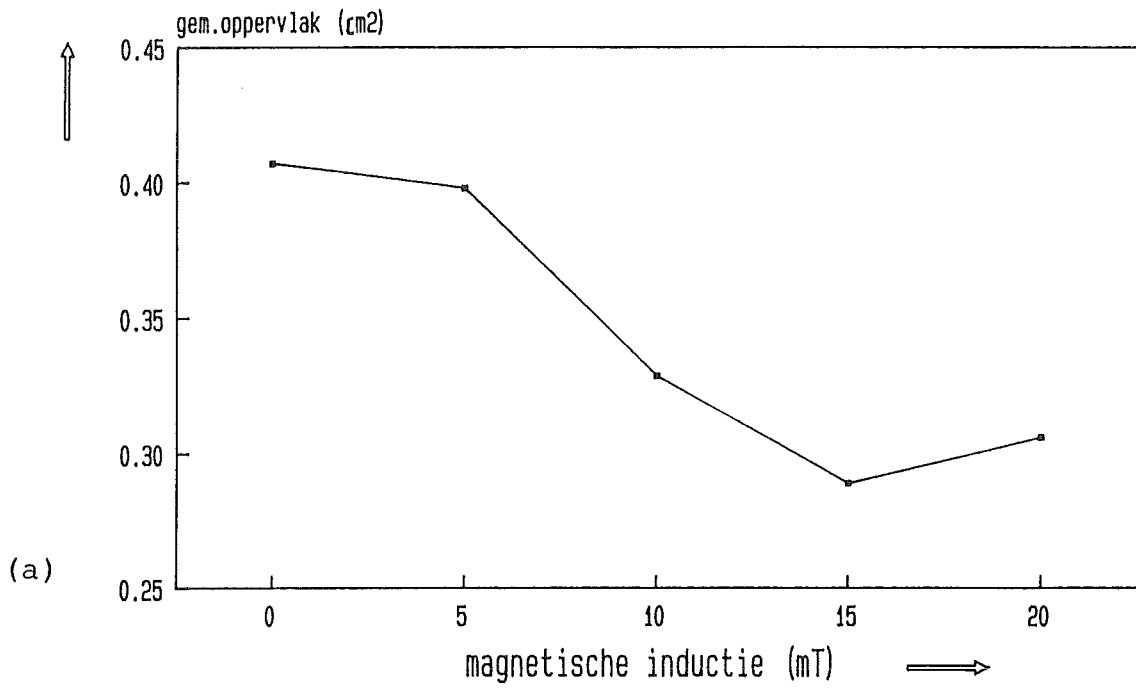
(a) AISI 310

(b) Fe 510

respectievelijke gemiddelde standaard deviatie

(a) 0,09 ; 0,16 ; 0,28

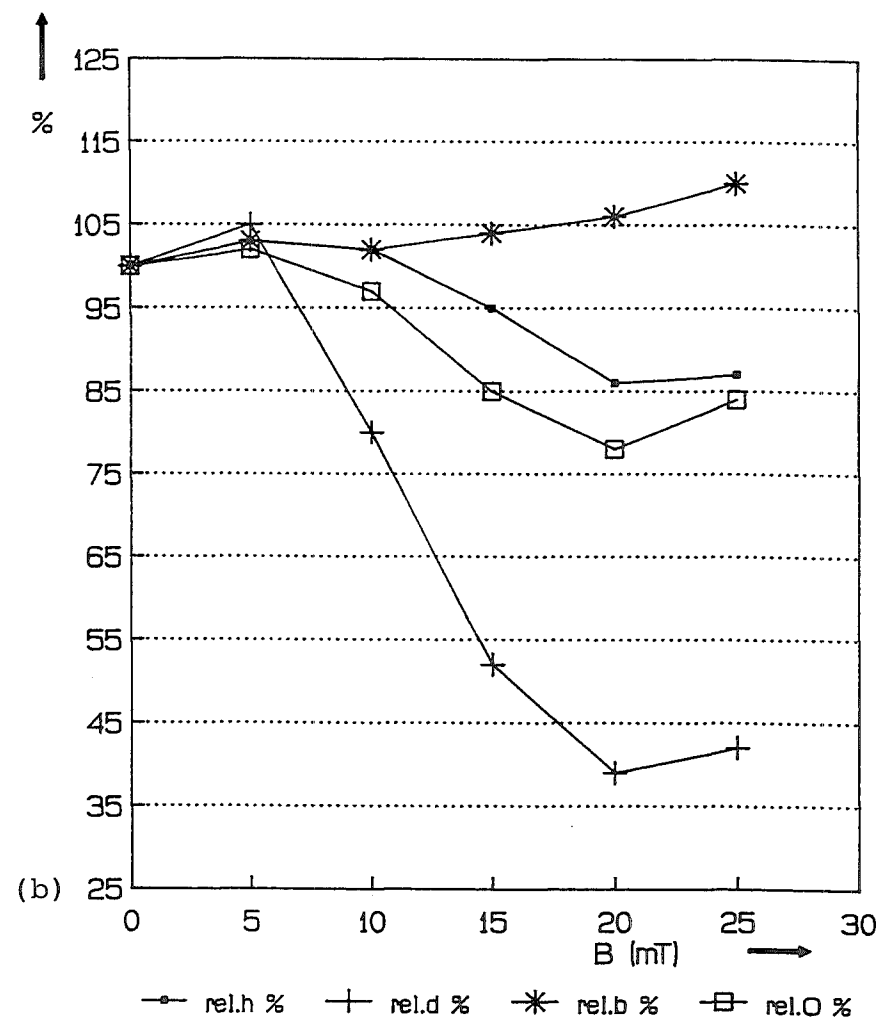
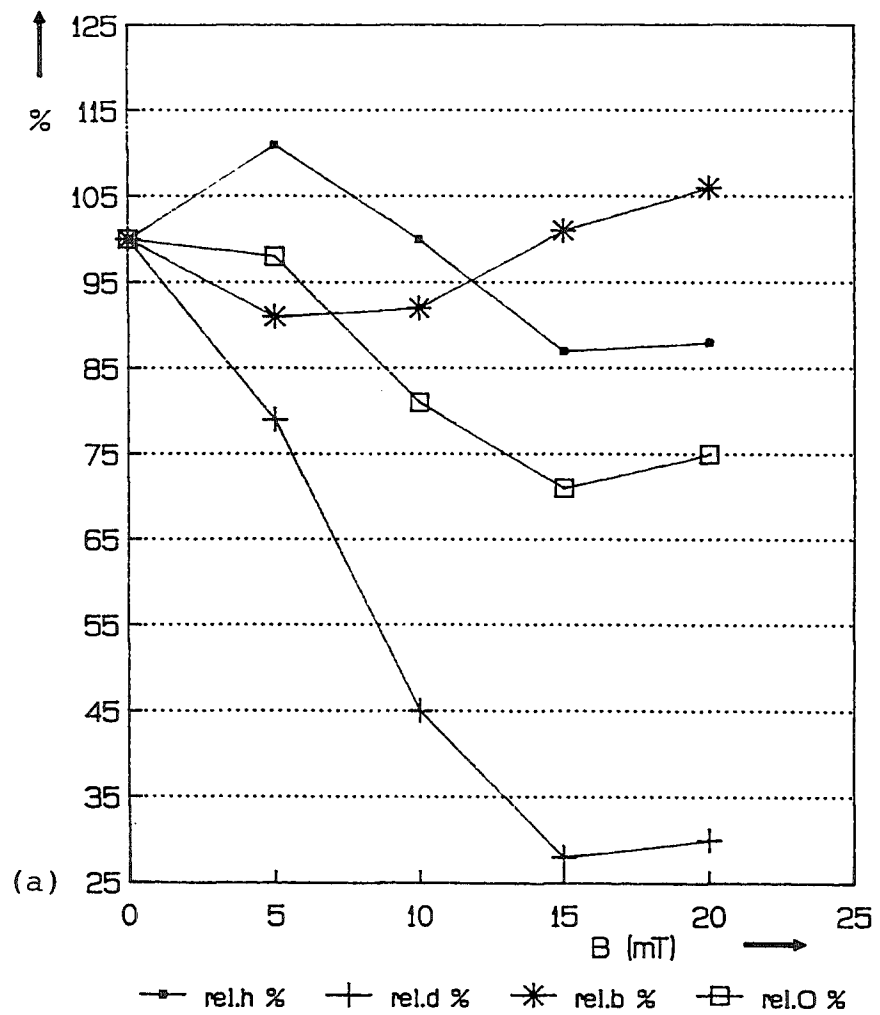
(b) 0,10 ; 0,11 ; 0,25



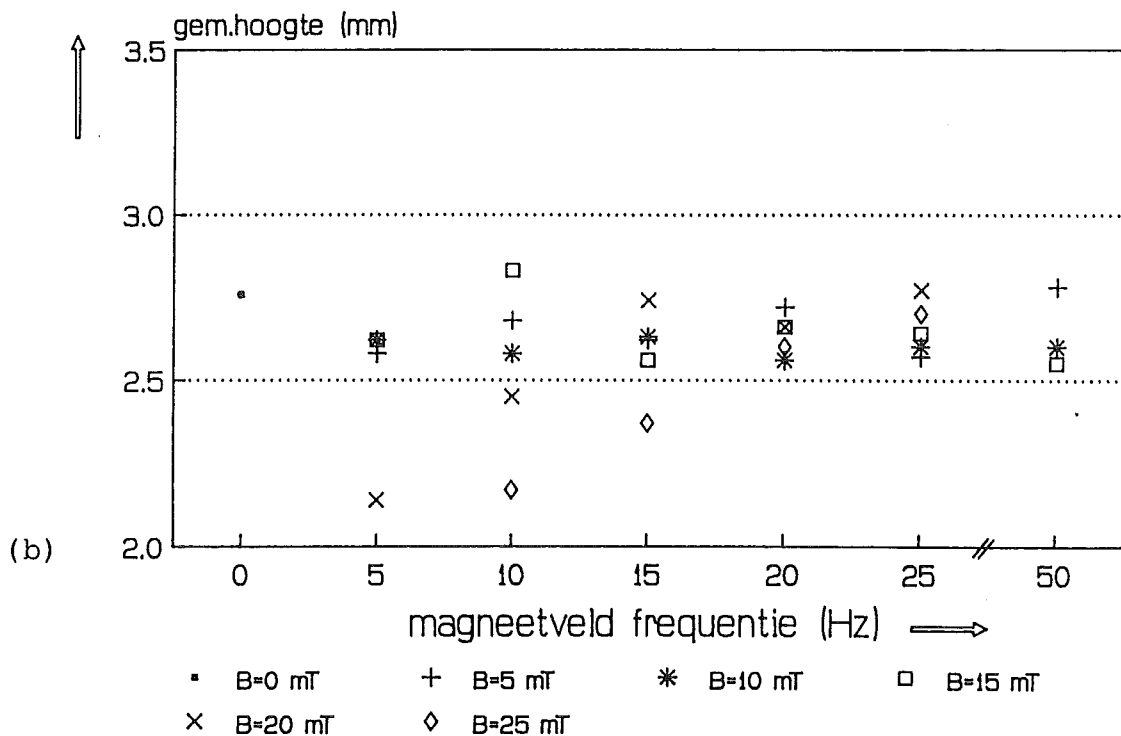
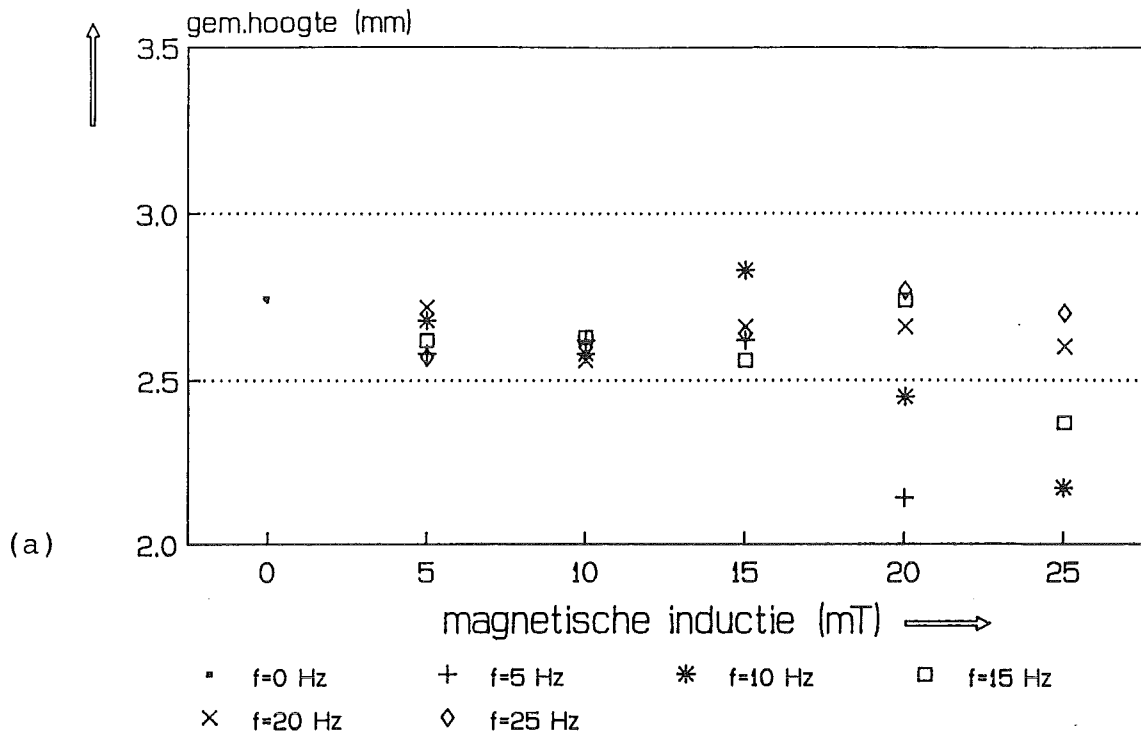
Figuur 38: Gemiddelde oppervlak van de dwarsdoorsnede van de las als functie van de magnetische inductie (konstant magneetveld)

(a) AISI 310, gem.st.dev.: 12,3 mm²

(b) Fe 510, gem.st.dev.: 9,8 mm²

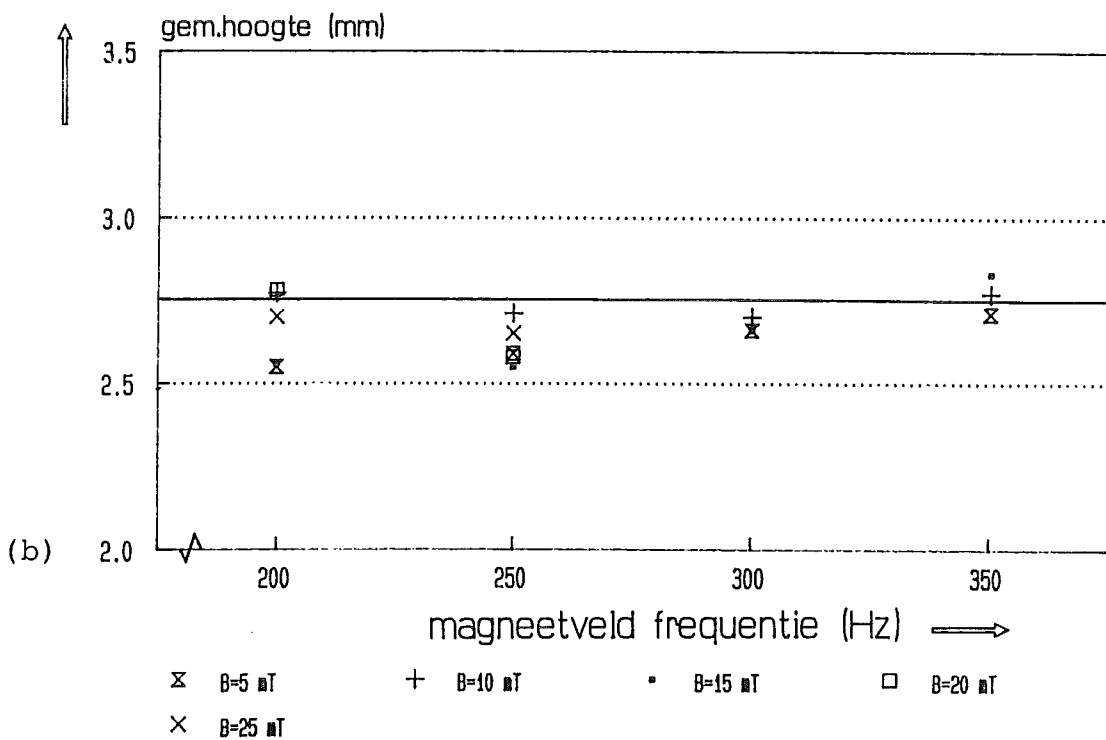
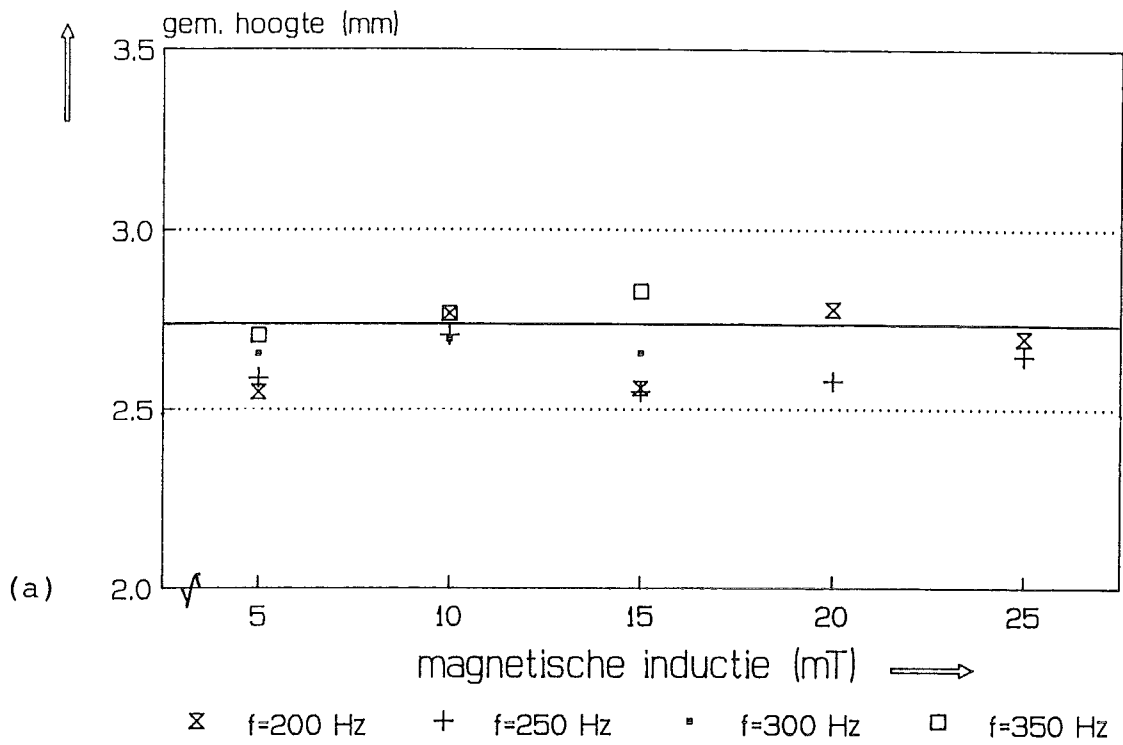


Figuur 39: Lasafmetingen, procentuele verandering van de gemiddelde hoogte, penetratiediepte, breedte en oppervlak van de dwarsdoorsnede als functie van de magnetische inductie (konstant magneetveld), referentielas = 100%
 (a) AISI 310, (b) Fe 510



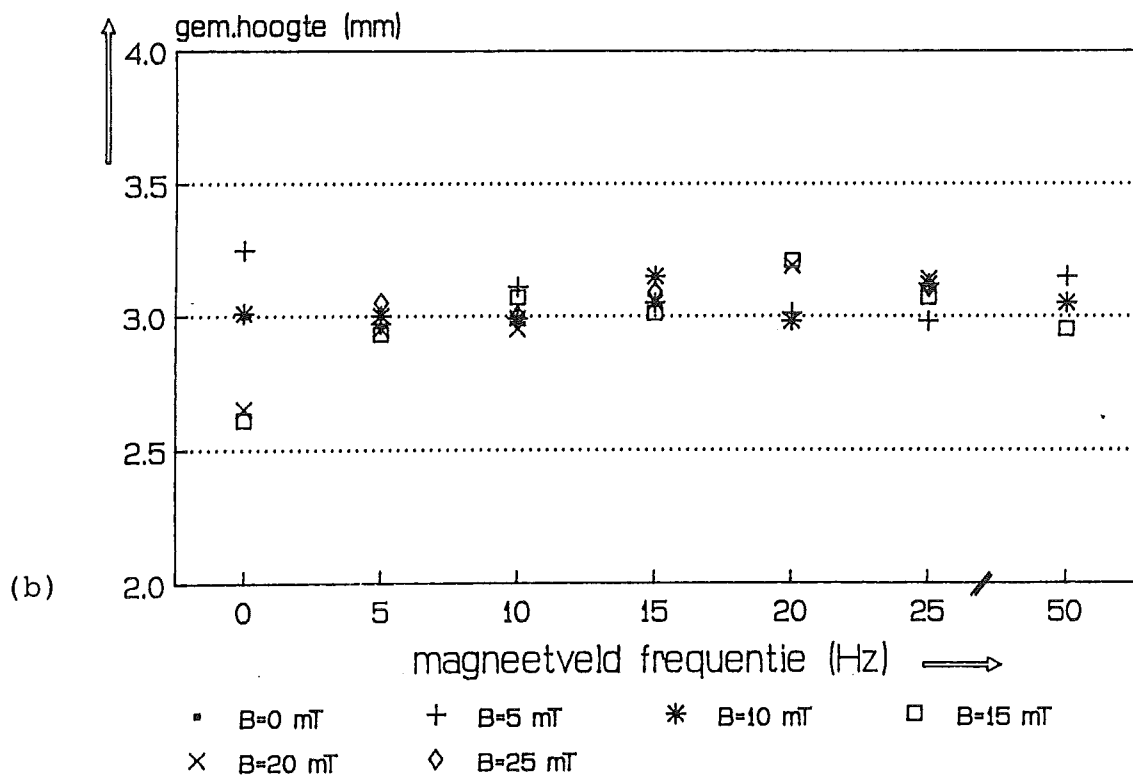
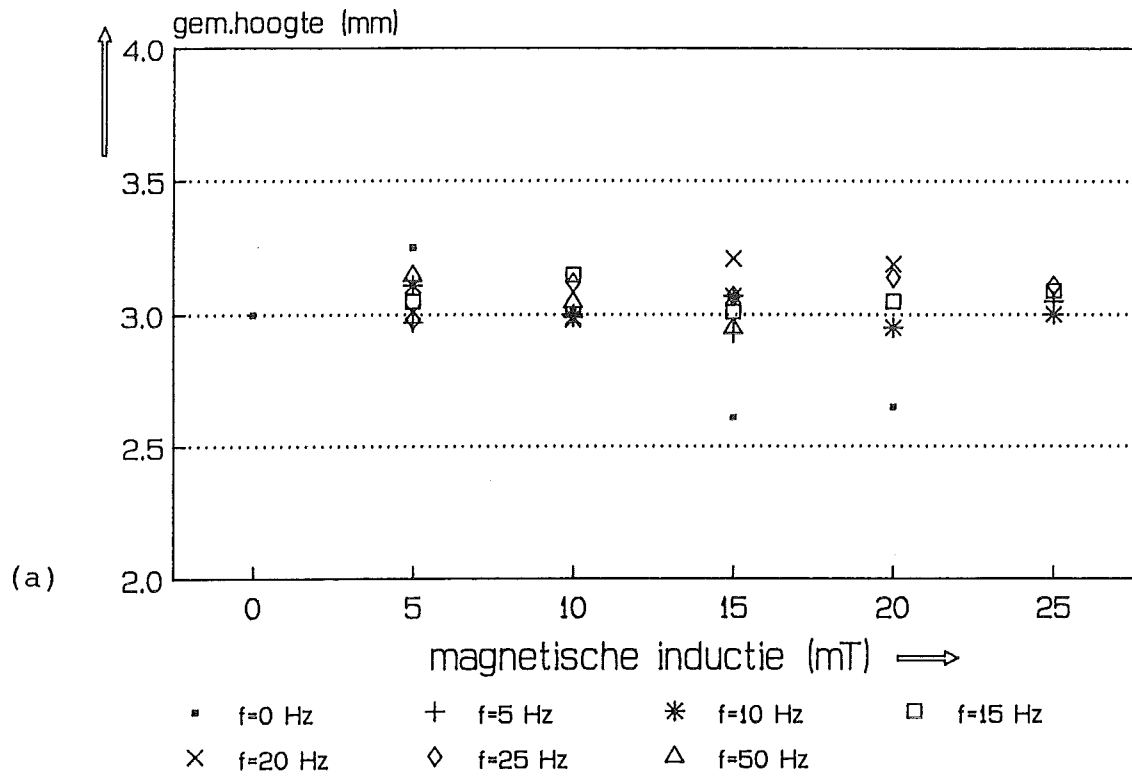
Figuur 40: Lashoogte, Fe 510

- (a) gem. hoogte als functie van de magnetische inductie voor verschillende waarden van de magneetveldfrequentie
- (b) gem. hoogte als functie van de magneetveldfrequentie voor verschillende waarden van de magnetische inductie
- gem.st.dev.: 0,09 mm



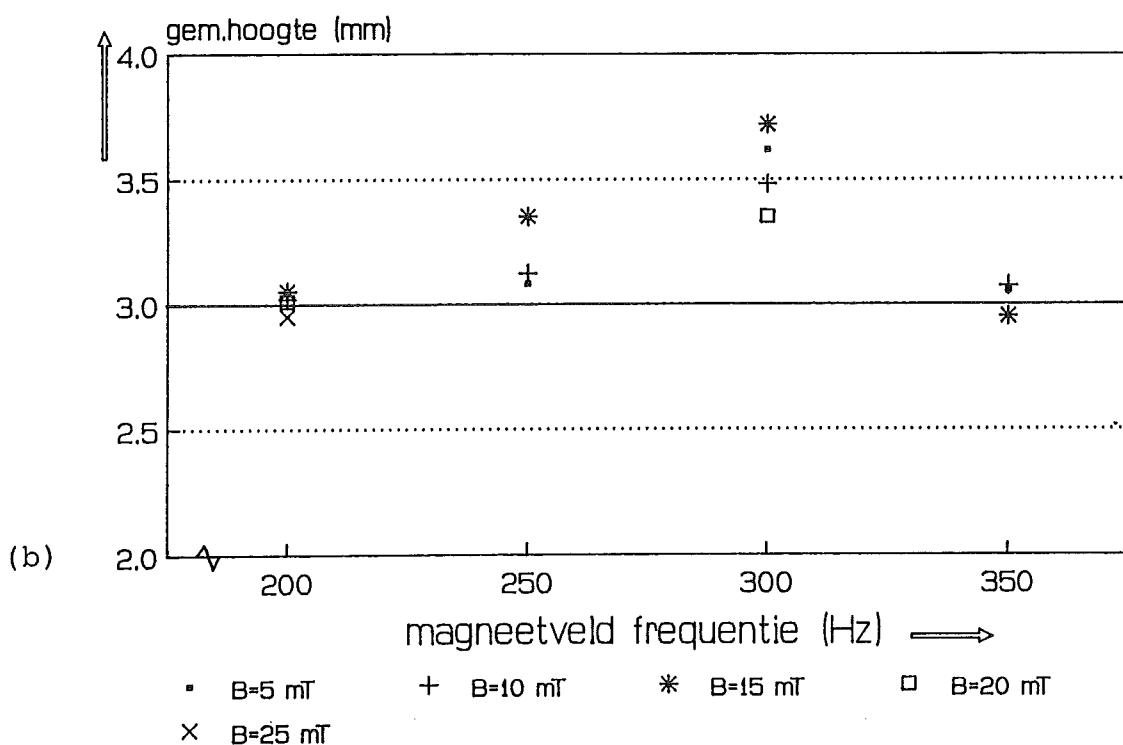
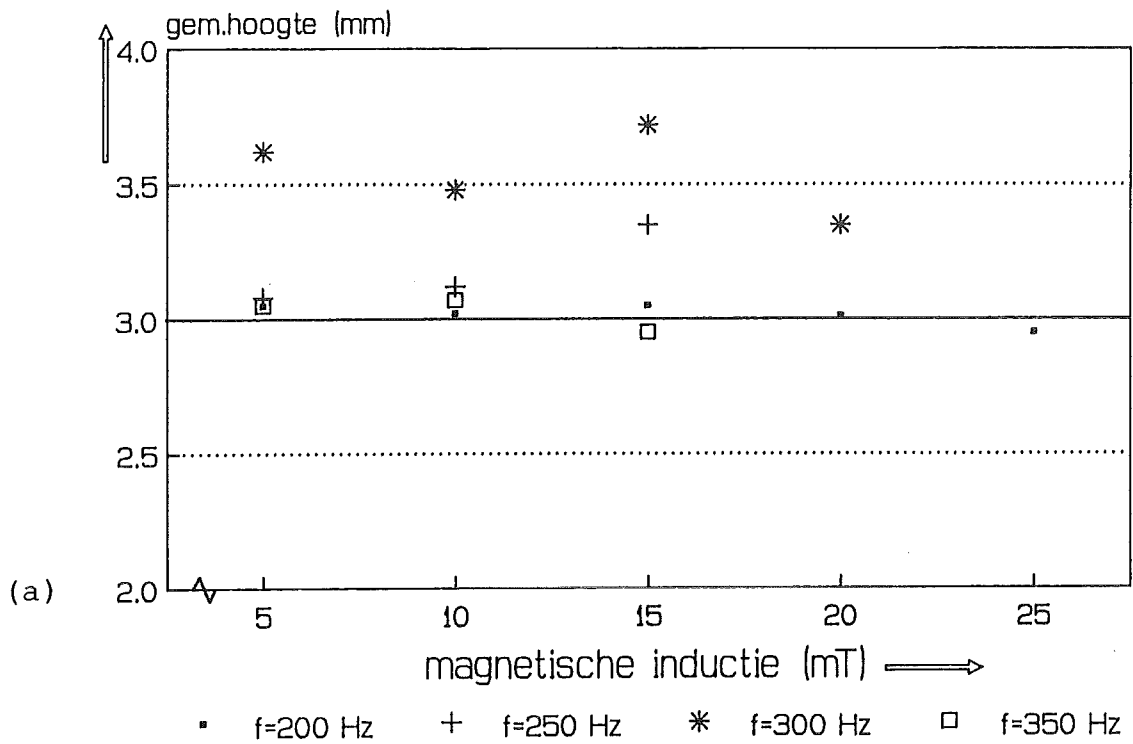
Figuur 41: Lashoogte, Fe 510

- (a) gem. hoogte als functie van de magnetische inductie voor verschillende waarden van de magneetveldfrequentie
- (b) gem. hoogte als functie van de magneetveldfrequentie voor verschillende waarden van de magnetische inductie
- gem.st.dev.: 0,09 mm



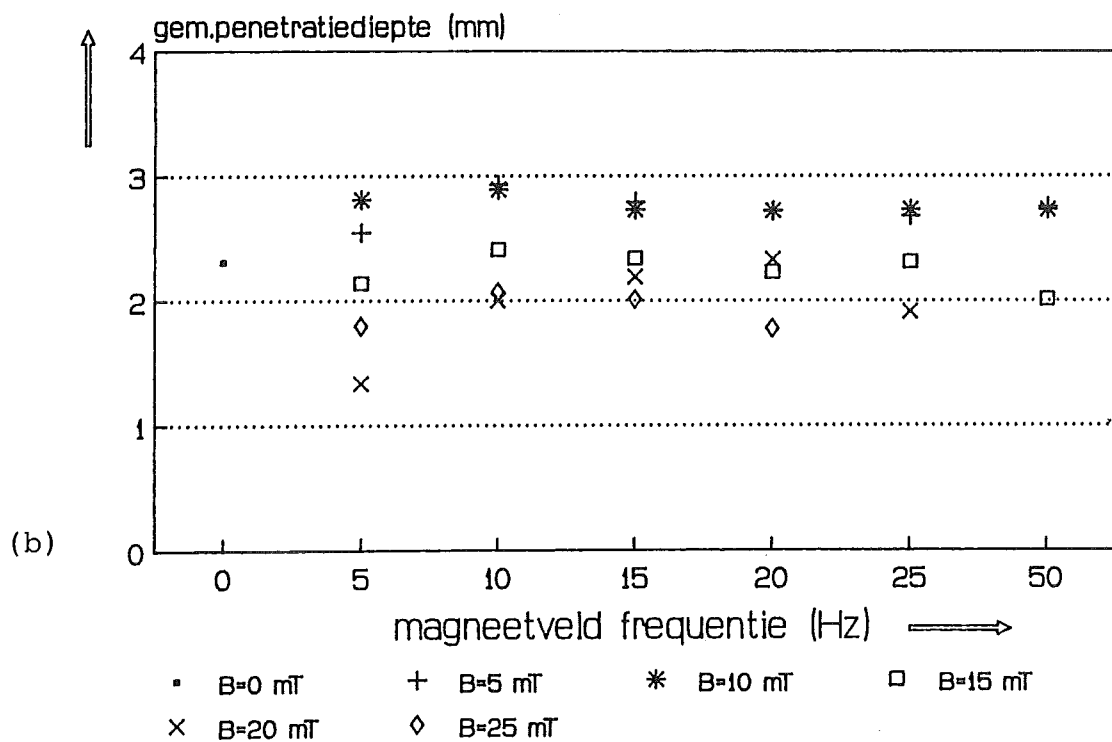
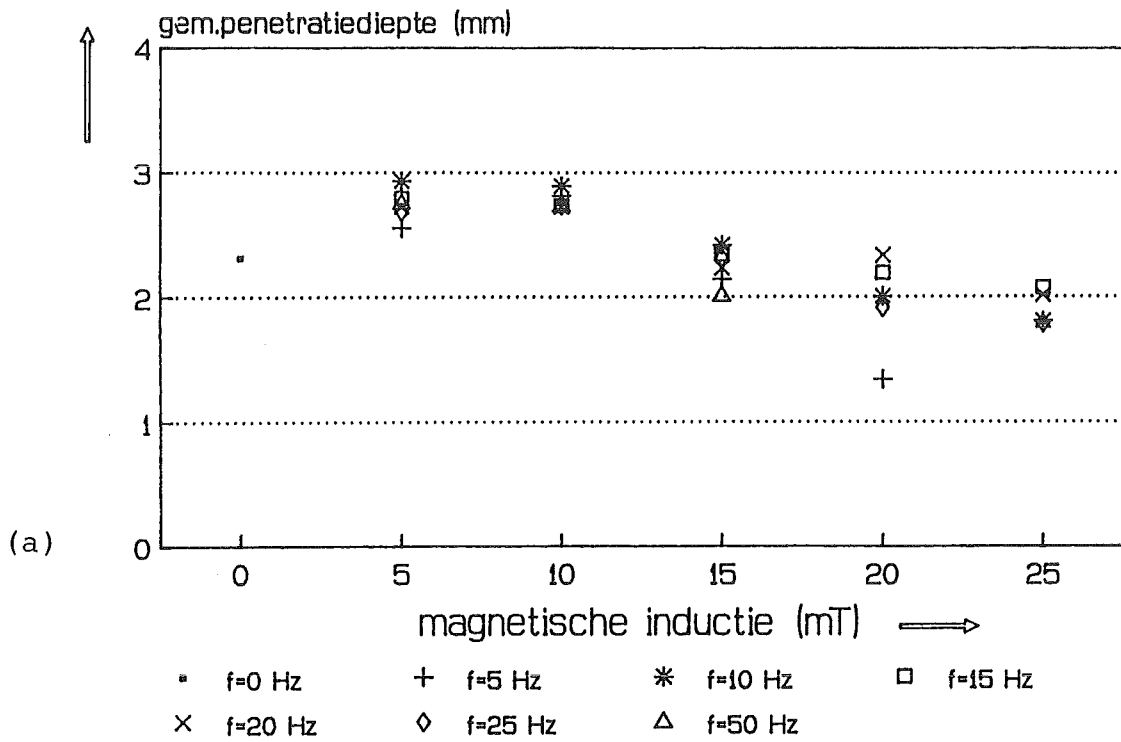
Figuur 42: Lashoogte, AISI 310

- (a) gem. hoogte als functie van de magnetische inductie voor verschillende waarden van de magneetveldfrequentie
- (b) gem. hoogte als functie van de magneetveldfrequentie voor verschillende waarden van de magnetische inductie
- gem.st.dev.: 0,07 mm



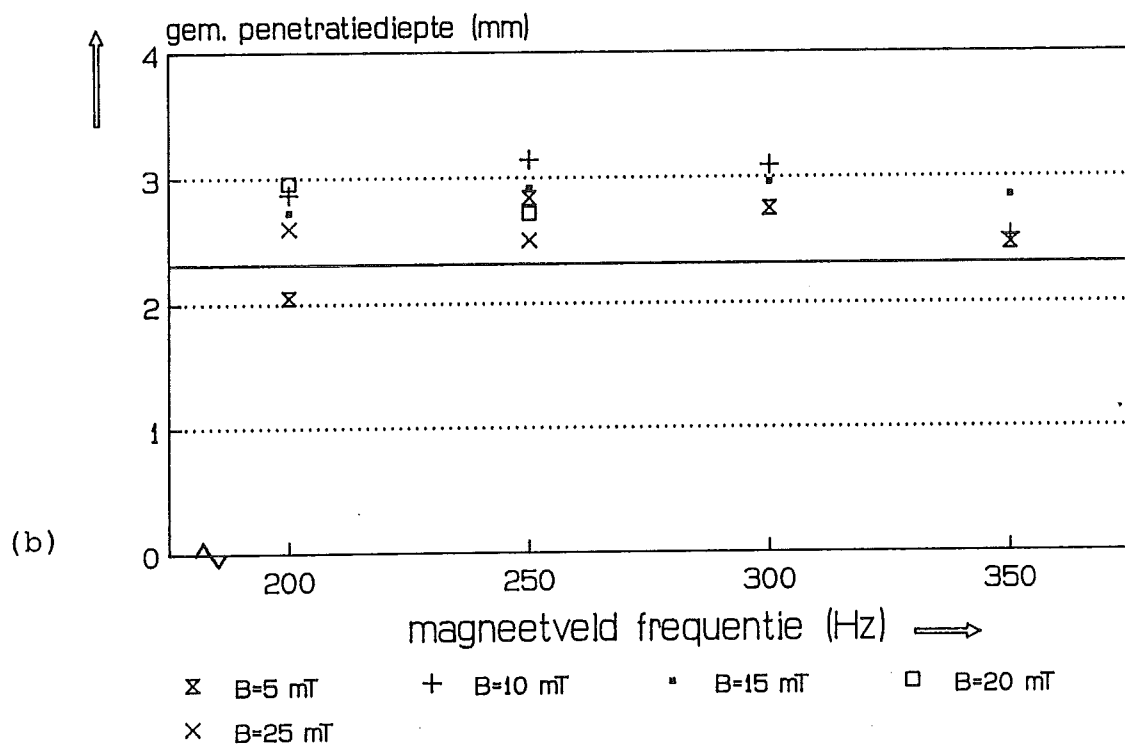
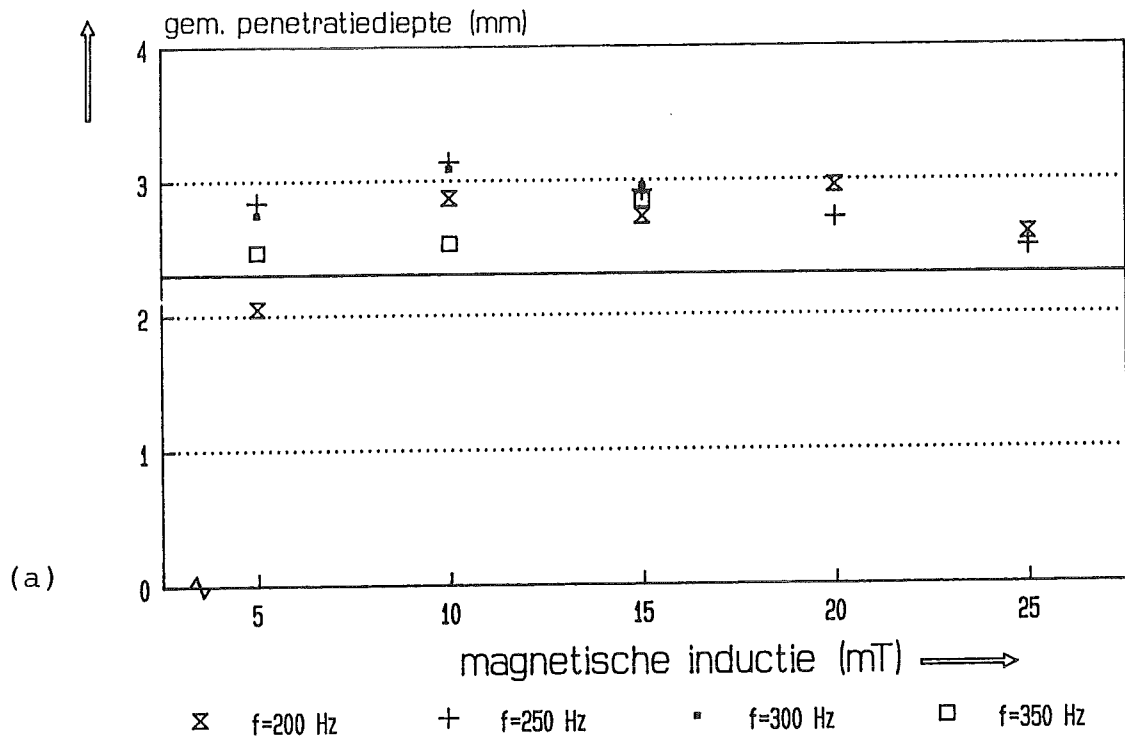
Figuur 43: Lashoogte, AISI 310

(a) gem. hoogte als functie van de magnetische inductie voor verschillende waarden van de magneetveldfrequentie
 (b) gem. hoogte als functie van de magneetveldfrequentie voor verschillende waarden van de magnetische inductie
 gem.st.dev.: 0,07 mm

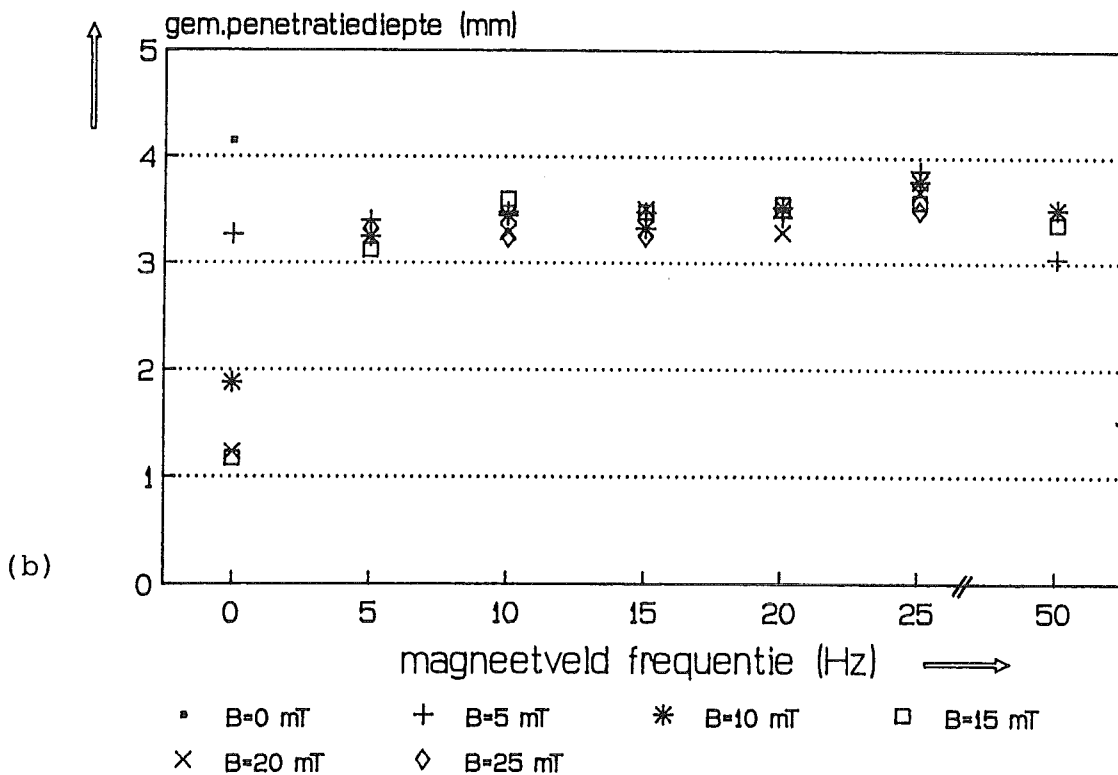
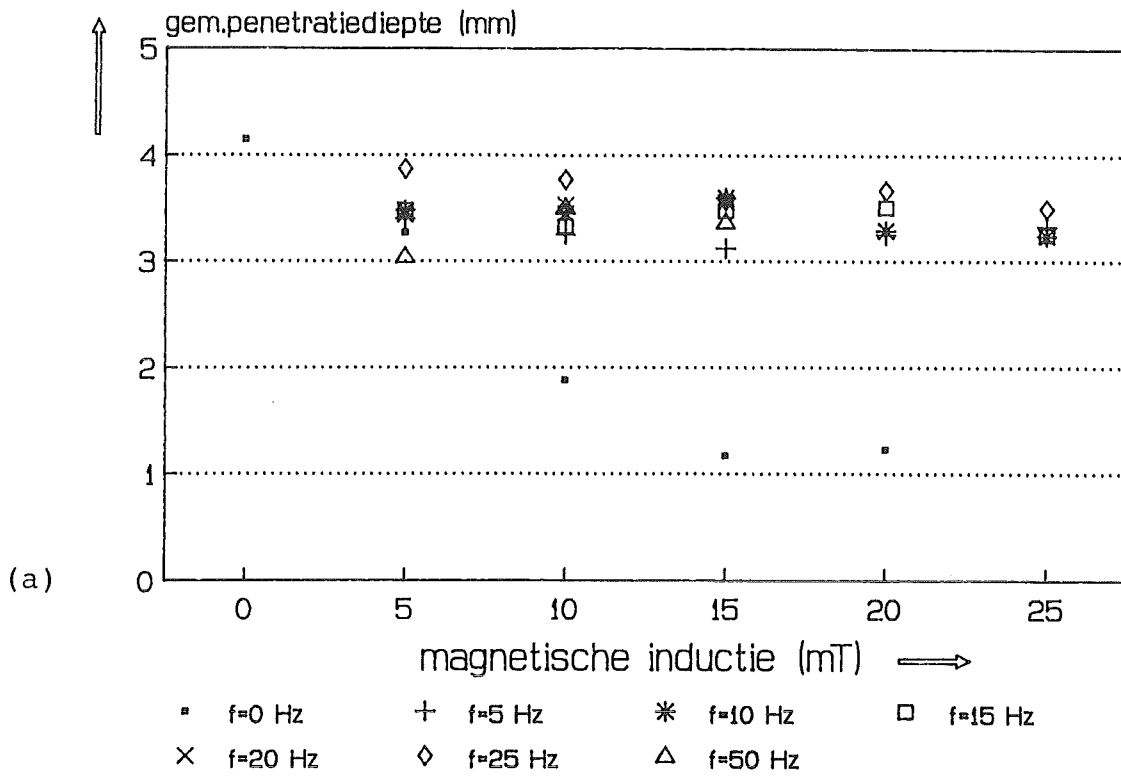


Figuur 44: Penetratiediepte, Fe 510

(a) gem. diepte als functie van de magnetische inductie voor verschillende waarden van de magneetveldfrequentie
 (b) gem. diepte als functie van de magneetveldfrequentie voor verschillende waarden van de magnetische inductie
 gem.st.dev.: 0,20 mm

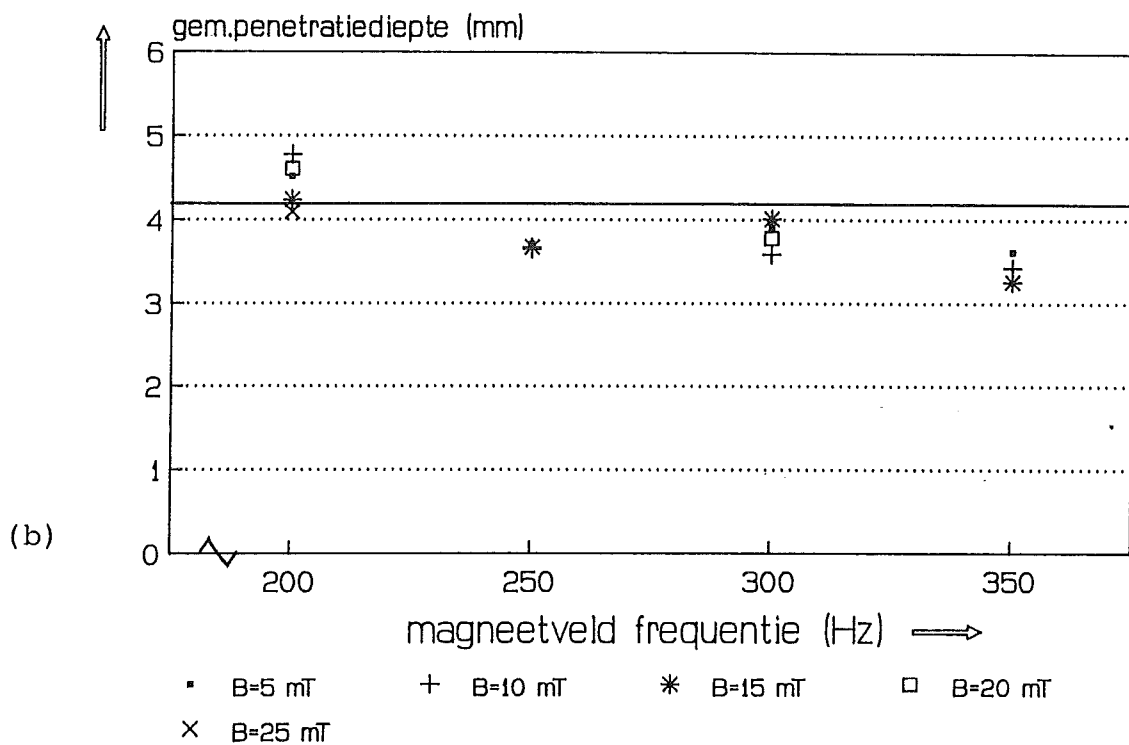
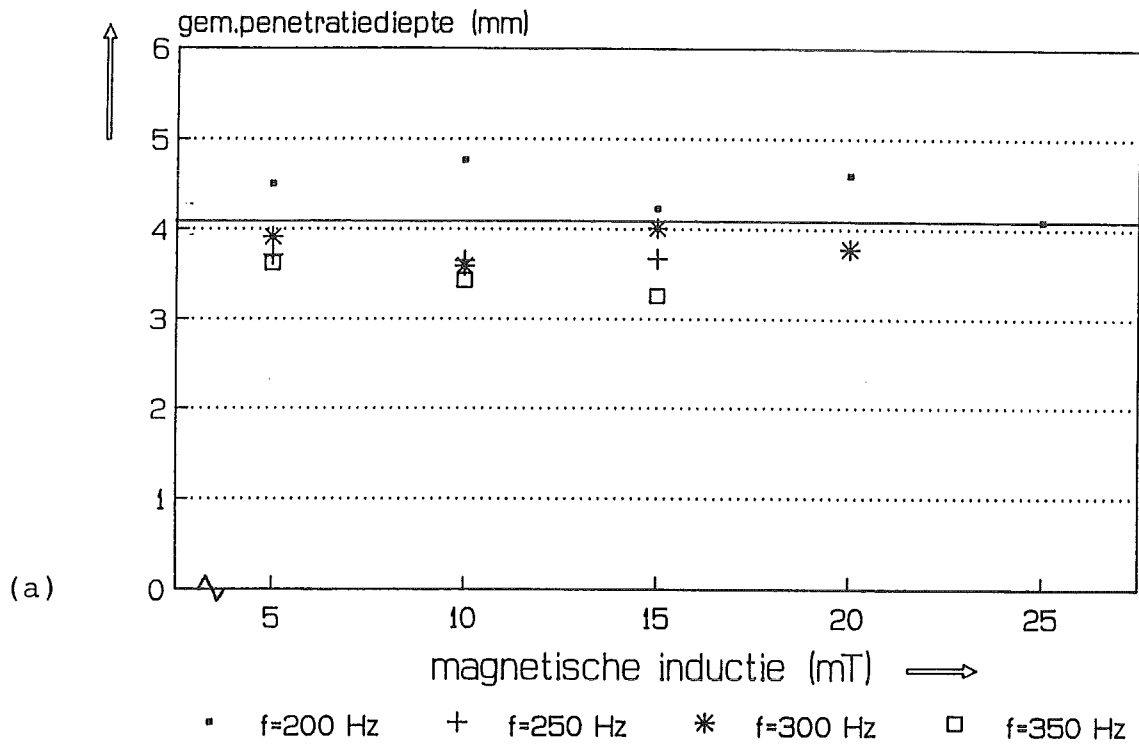


Figuur 45: Penetratiediepte, Fe 510
 (a) gem. diepte als functie van de magnetische inductie voor verschillende waarden van de magneetveldfrequentie
 (b) gem. diepte als functie van de magneetveldfrequentie voor verschillende waarden van de magnetische inductie
 gem.st.dev.: 0,25 mm



Figuur 46: Penetratiediepte, AISI 310

(a) gem. diepte als functie van de magnetische inductie
voor verschillende waarden van de magneetveldfrequentie
(b) gem. diepte als functie van de magneetveldfrequentie
voor verschillende waarden van de magnetische inductie
gem.st.dev.: 0,16 mm



Figuur 47: Penetratiediepte, AISI 310

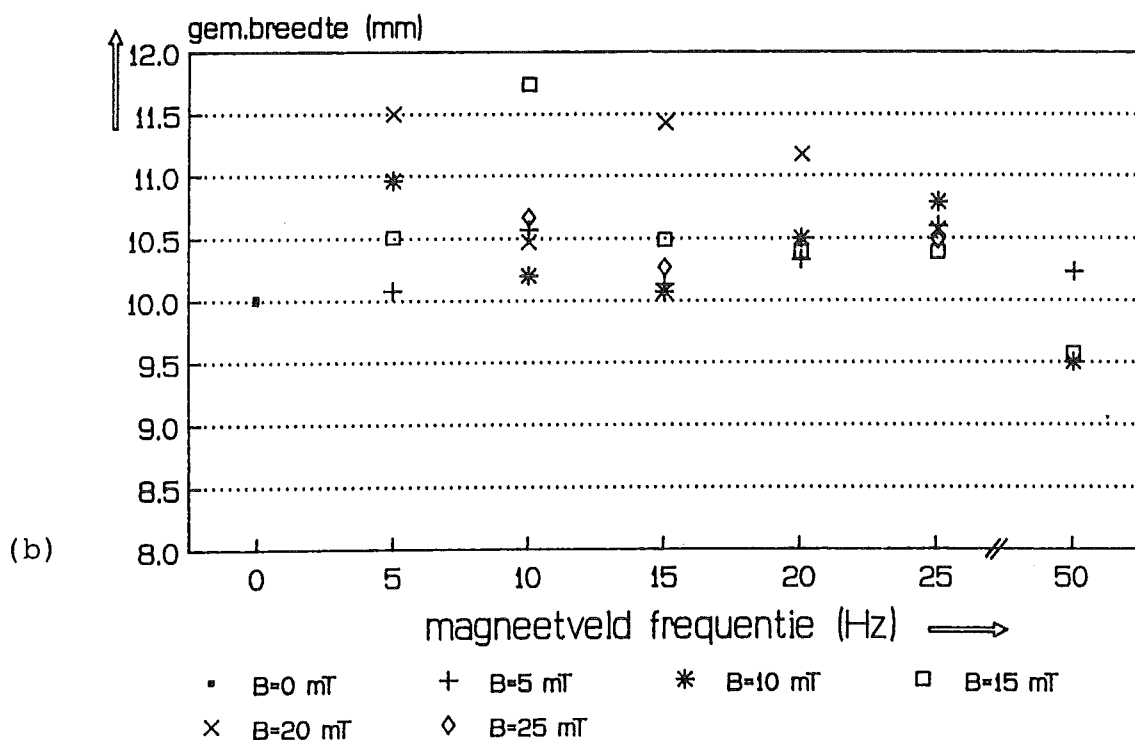
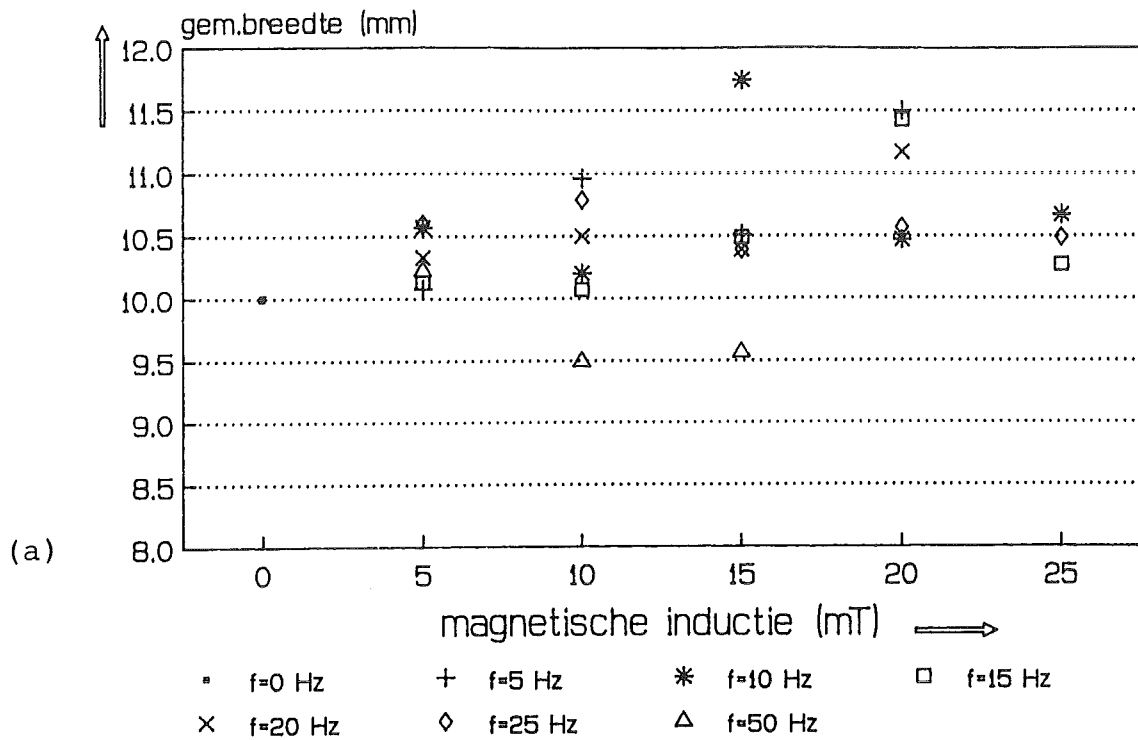
(a) gem. diepte als functie van de magnetische inductie

voor verschillende waarden van de magneetveldfrequentie

(b) gem. diepte als functie van de magneetveldfrequentie

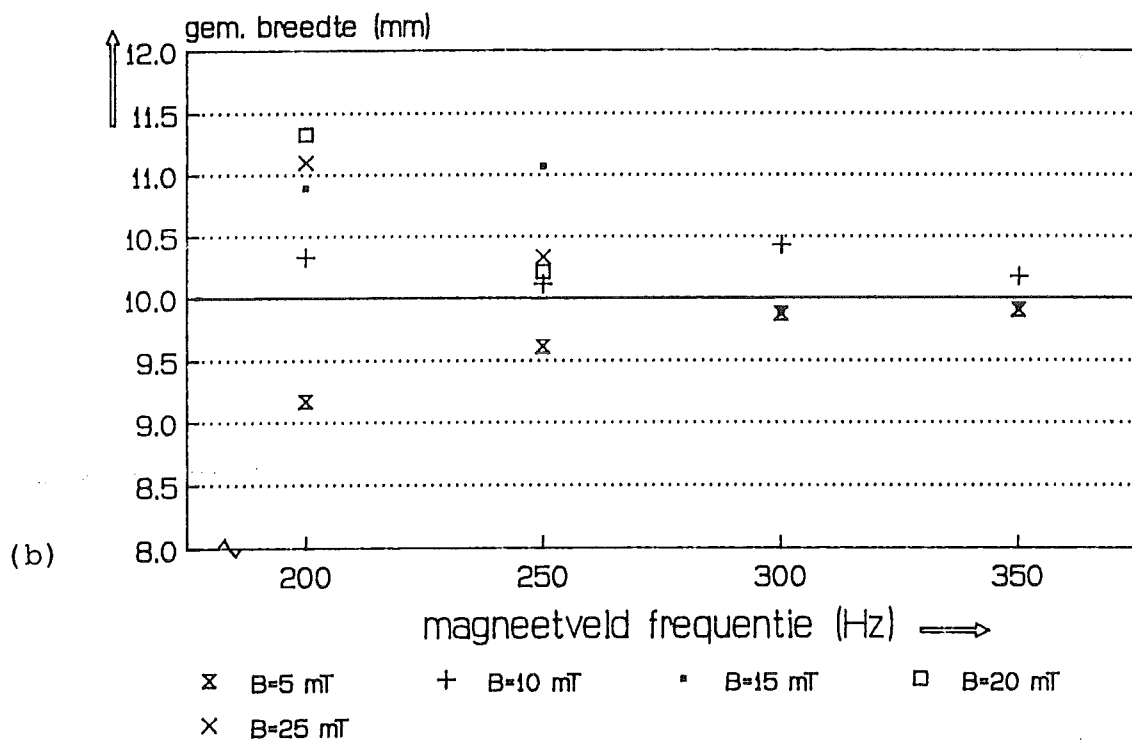
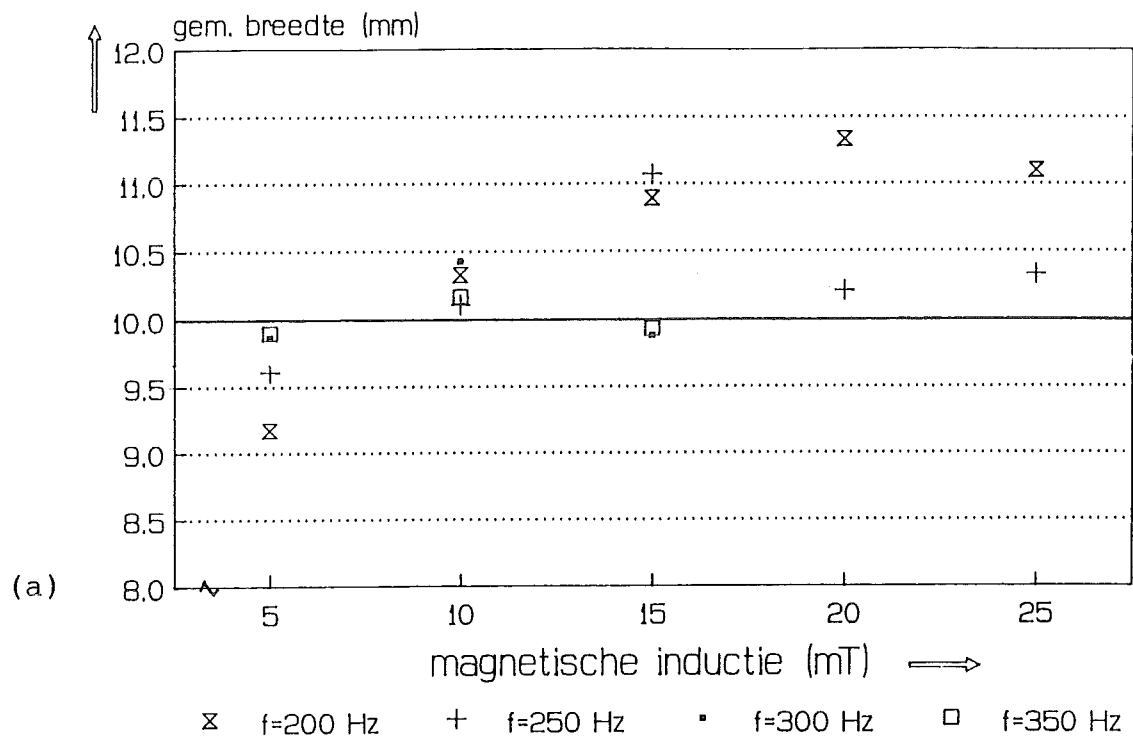
voor verschillende waarden van de magnetische inductie

gem.st.dev.: 0,18 mm



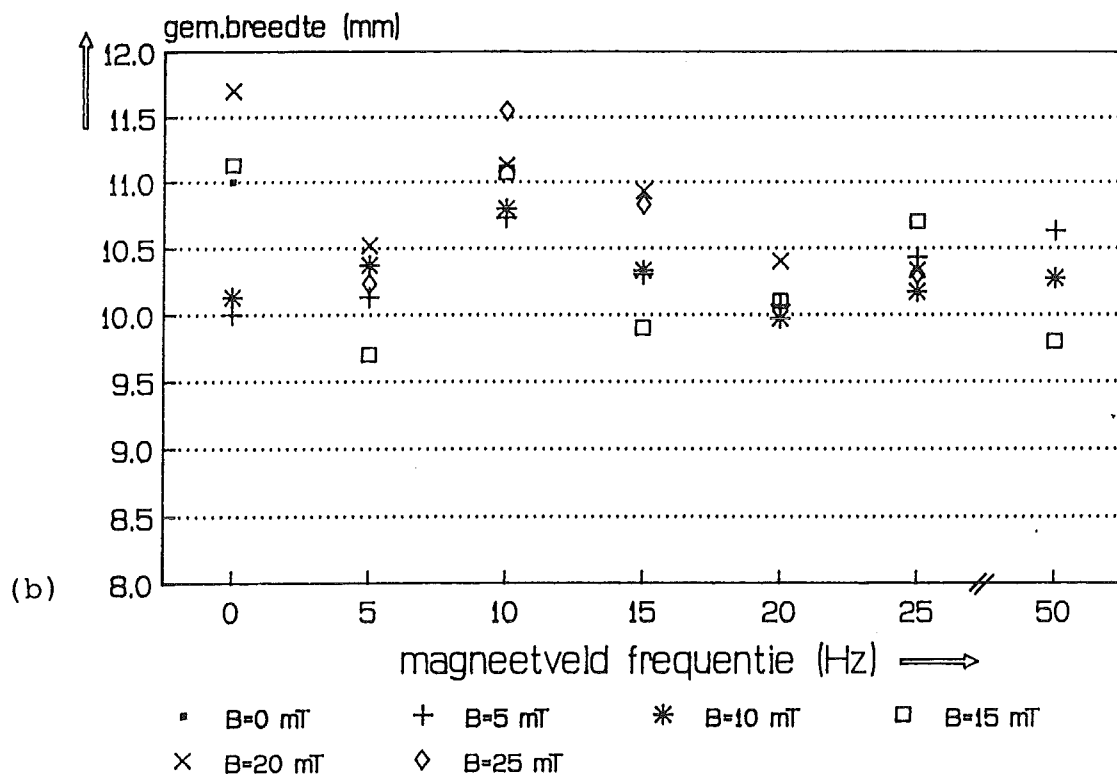
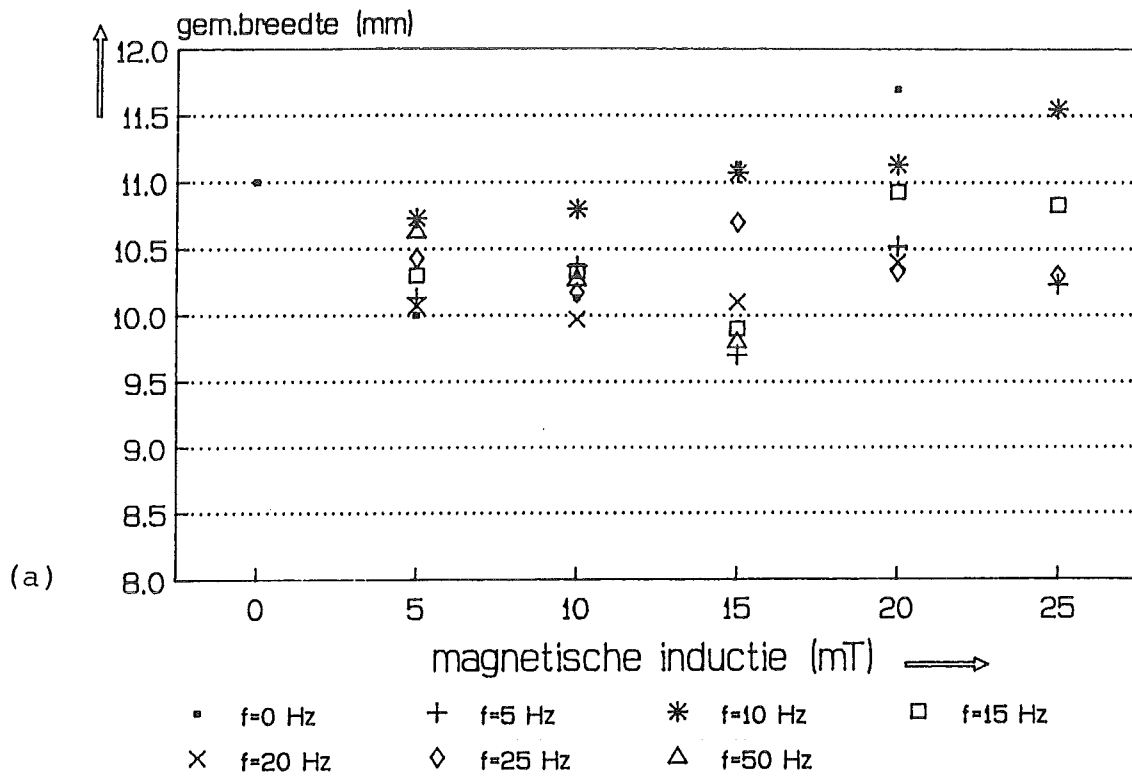
Figuur 48: Lasbreedte, Fe 510

- (a) gem. breedte als functie van de magnetische inductie voor verschillende waarden van de magneetveldfrequentie
- (b) gem. breedte als functie van de magneetveldfrequentie voor verschillende waarden van de magnetische inductie
- gem.st.dev.: 0,37 mm



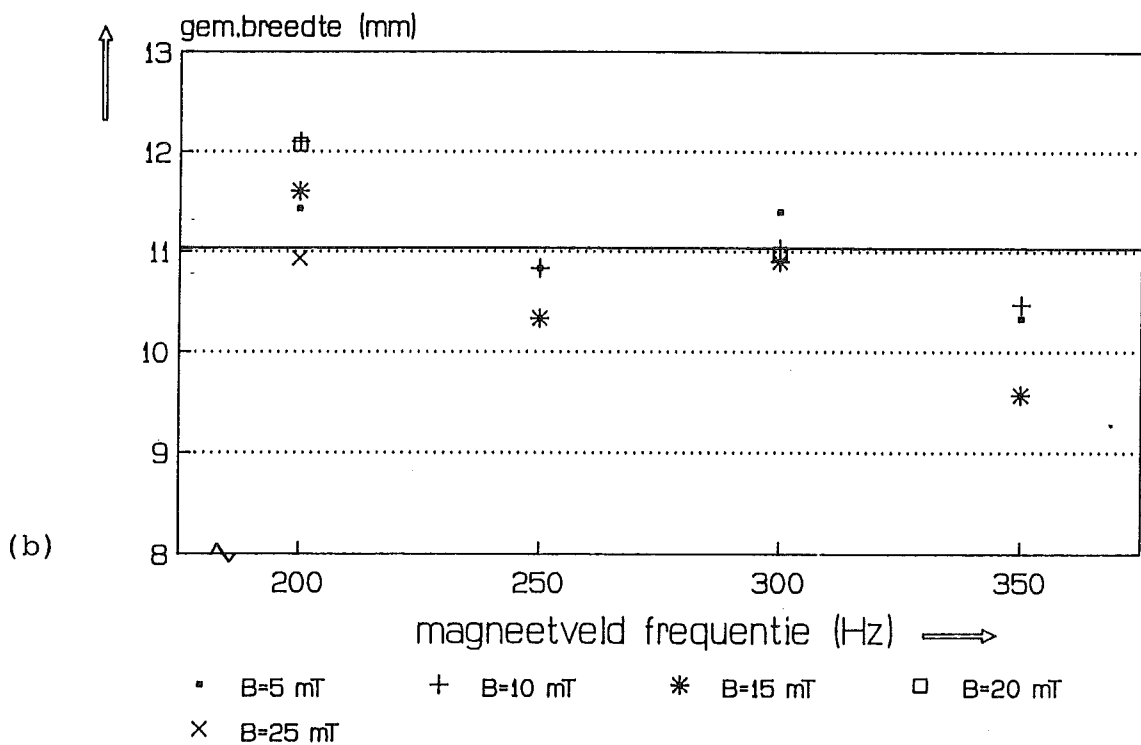
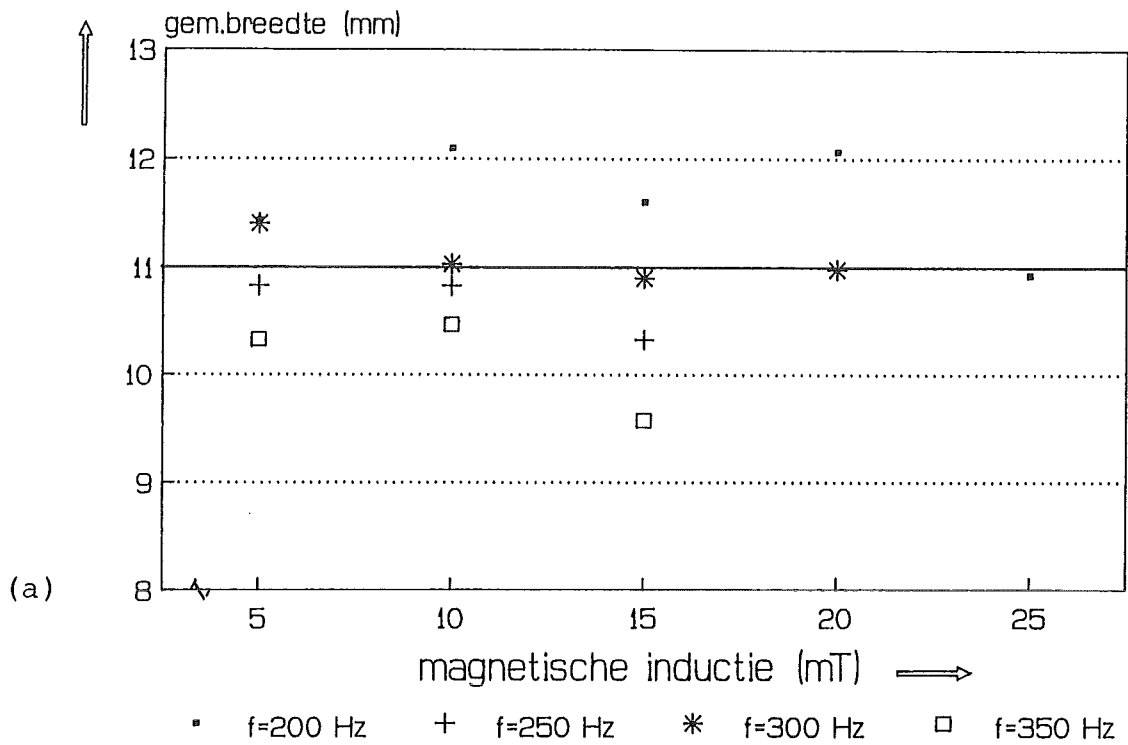
Figuur 49: Lasbreedte, Fe 510

- (a) gem. breedte als functie van de magnetische inductie voor verschillende waarden van de magneetveldfrequentie
- (b) gem. breedte als functie van de magneetveldfrequentie voor verschillende waarden van de magnetische inductie
- gem.st.dev.: 0,40 mm



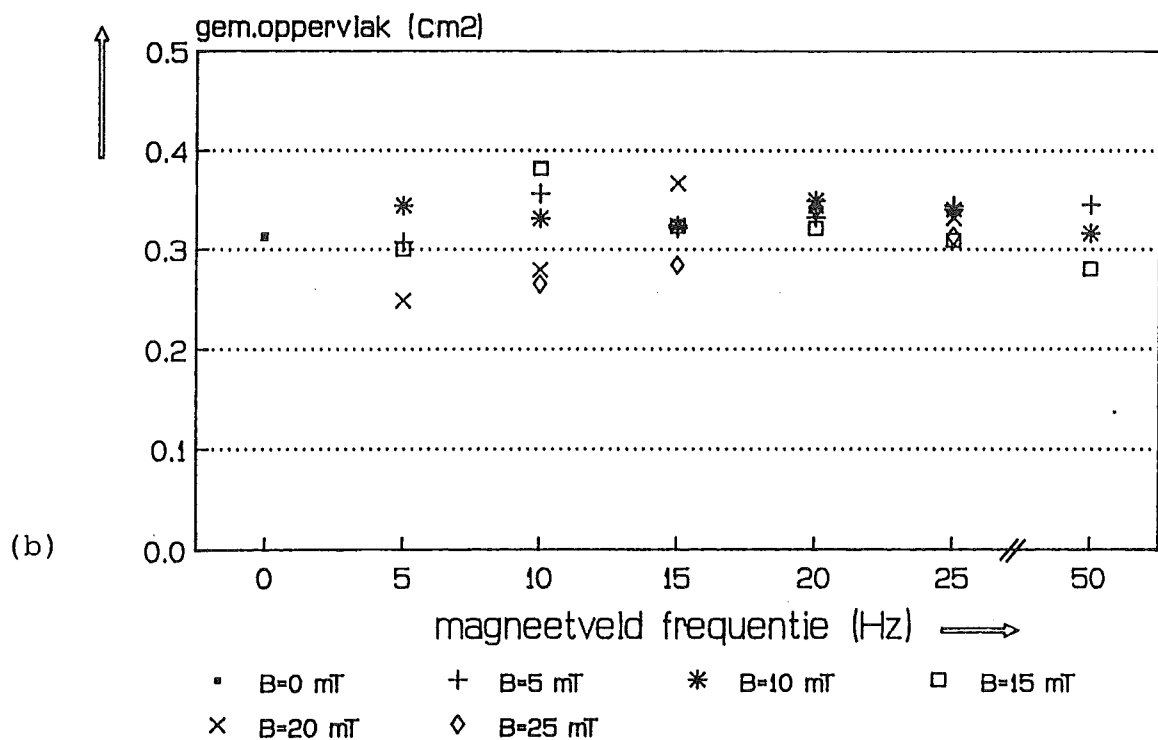
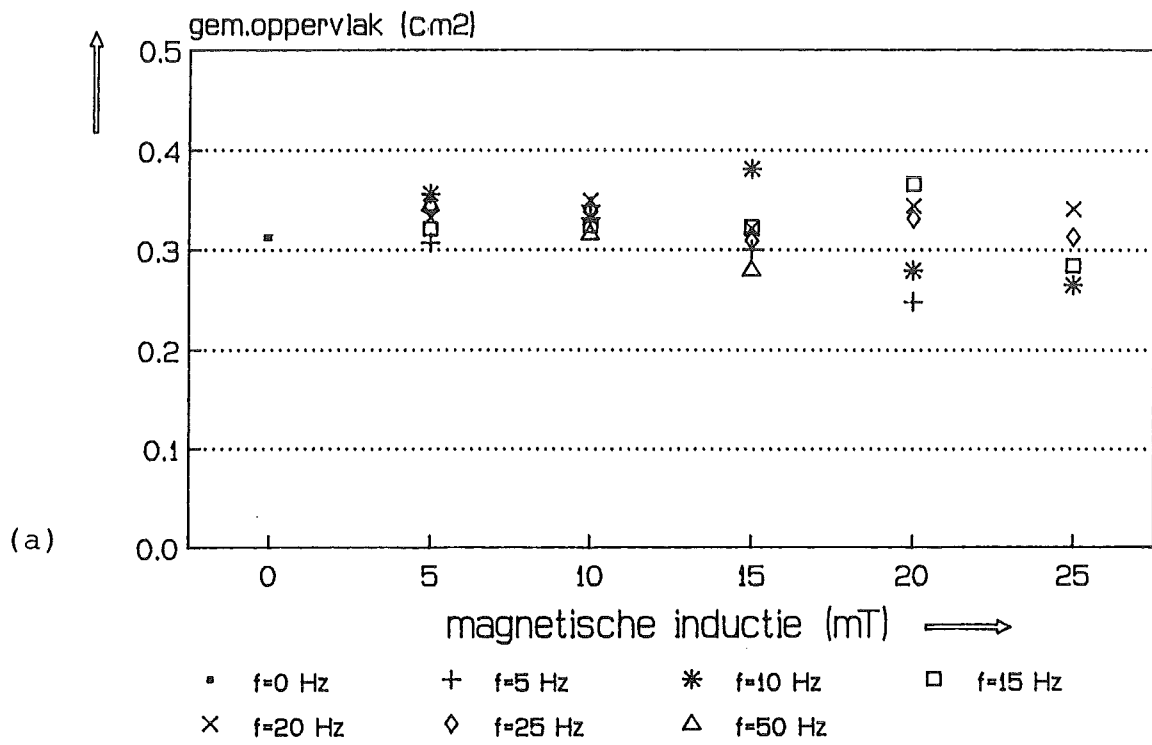
Figuur 50: Lasbreedte, AISI 310

- (a) gem. breedte als functie van de magnetische inductie voor verschillende waarden van de magneetveldfrequentie
- (b) gem. breedte als functie van de magneetveldfrequentie voor verschillende waarden van de magnetische inductie
- gem.st.dev.: 0,25 mm

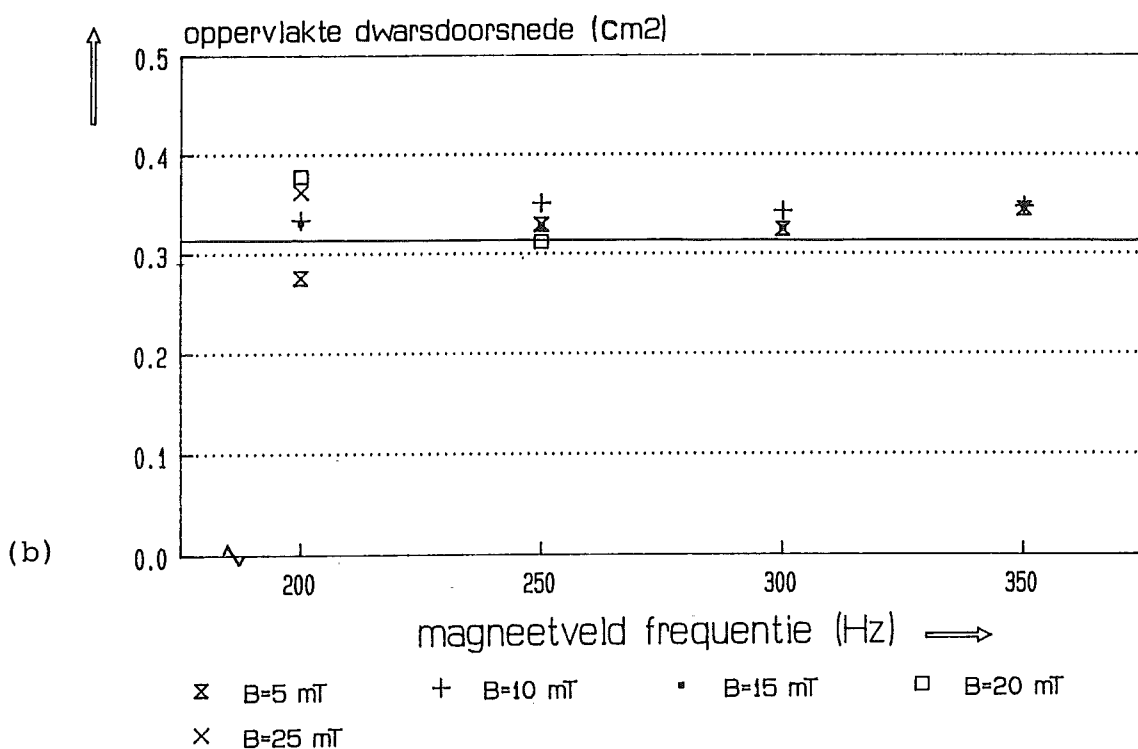
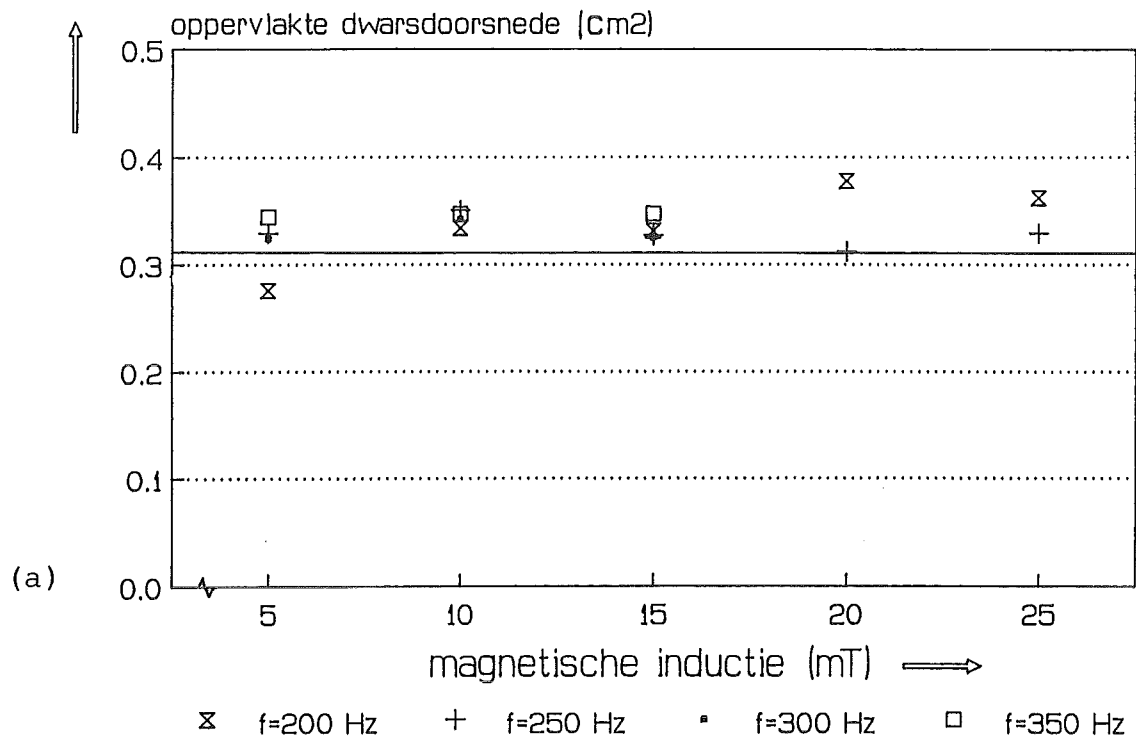


Figuur 51: Lasbreedte, AISI 310

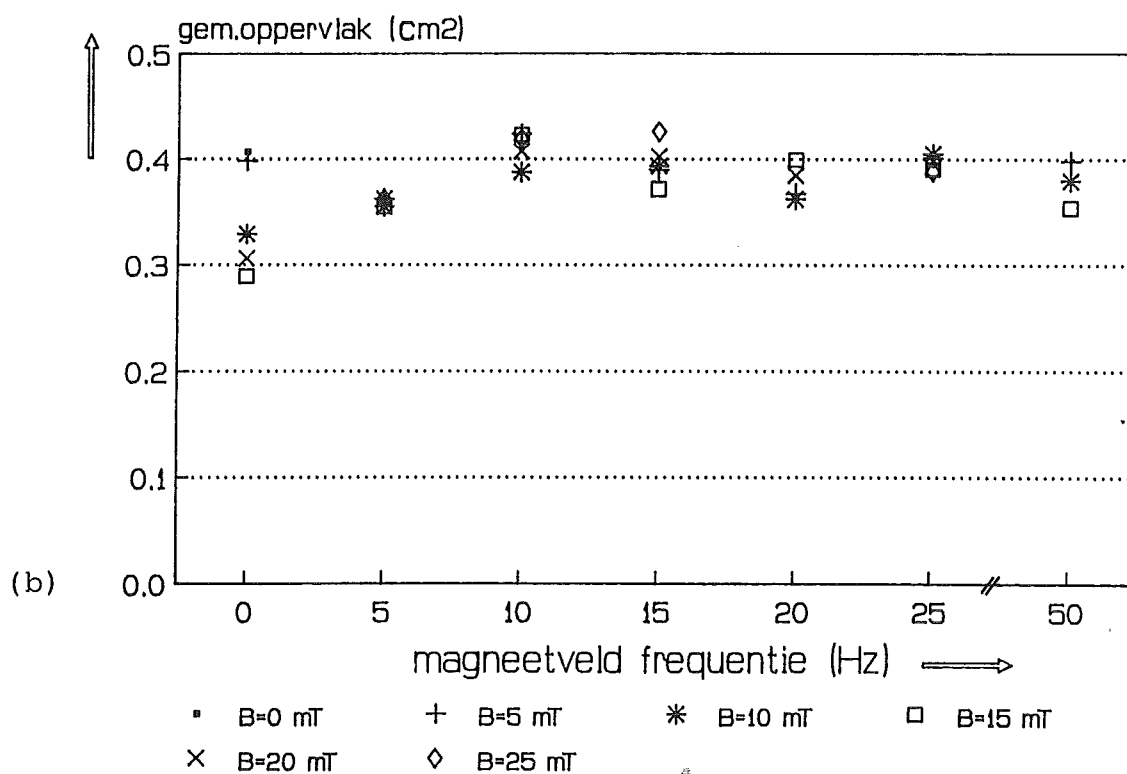
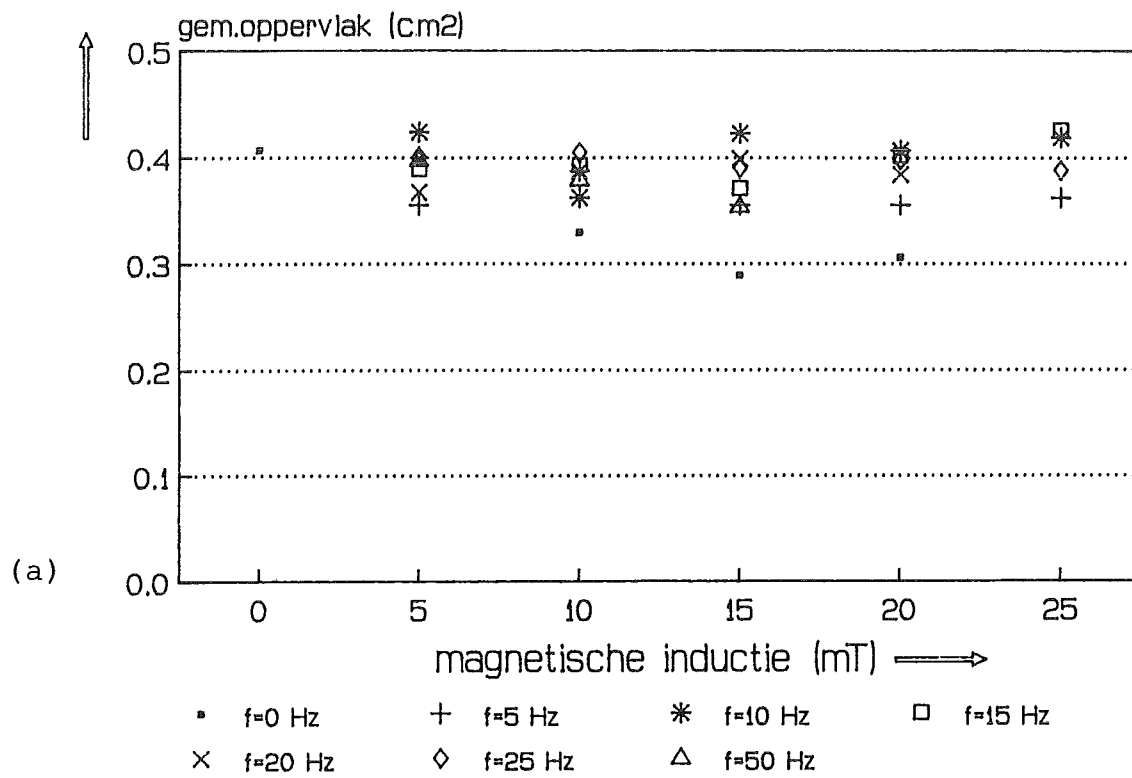
- (a) gem. breedte als functie van de magnetische inductie voor verschillende waarden van de magneetveldfrequentie
- (b) gem. breedte als functie van de magneetveldfrequentie voor verschillende waarden van de magnetische inductie
- gem.st.dev.: 0,29 mm



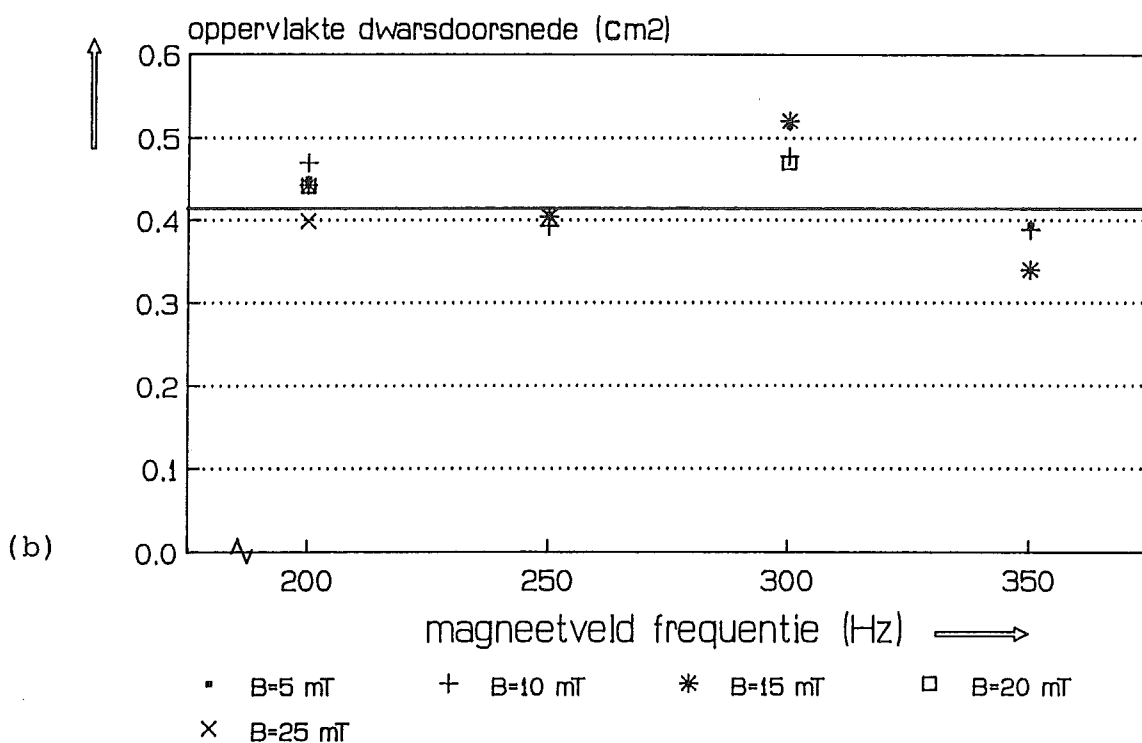
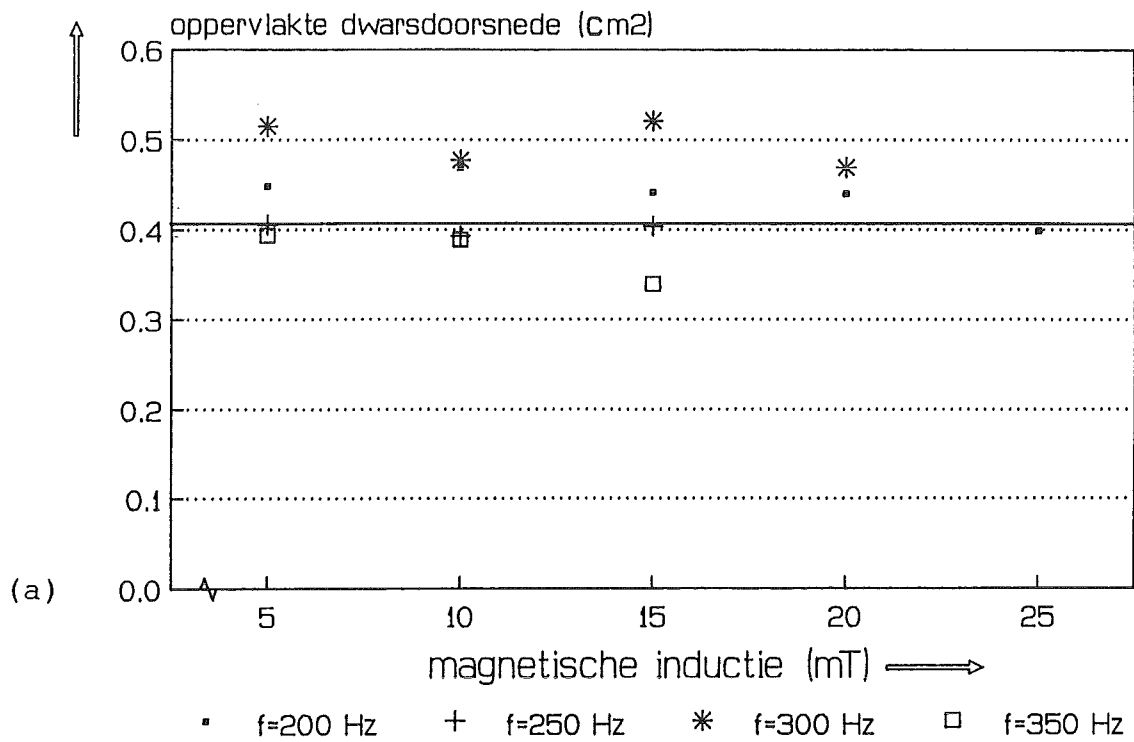
Figuur 52: Oppervlak van de dwarsdoorsnede, Fe 510
 (a) gem. oppervlak als funktie van de magnetische inductie voor verschillende waarden van de magneetveldfrequentie
 (b) gem. oppervlak als funktie van de magneetveldfrequentie voor verschillende waarden van de magnetische inductie
 gem.st.dev.: 0,016 cm²



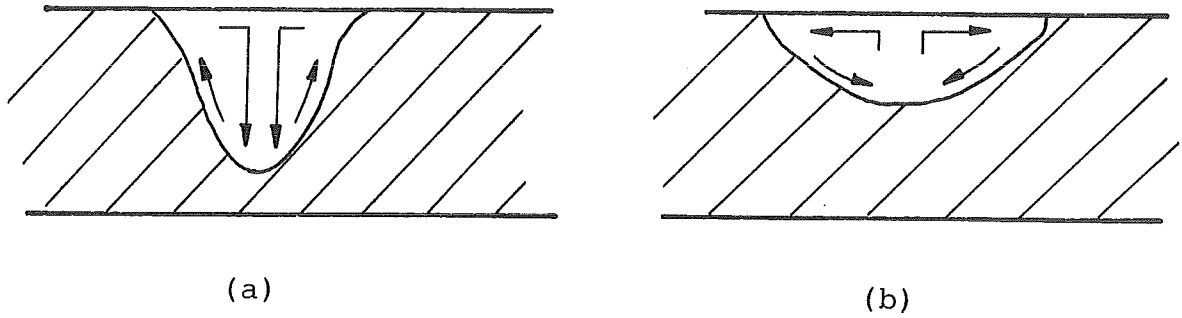
Figuur 53: Oppervlak van de dwarsdoorsnede, Fe 510
 (a) gem. oppervlak als functie van de magnetische inductie voor verschillende waarden van de magneetveldfrequentie
 (b) gem. oppervlak als functie van de magneetveldfrequentie voor verschillende waarden van de magnetische inductie
 gem.st.dev.: 0,019 cm²



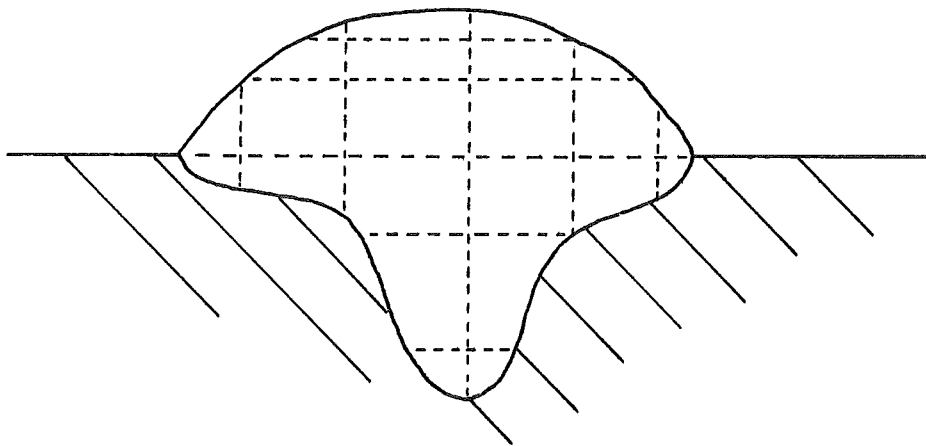
Figuur 54: Oppervlak van de dwarsdoorsnede, AISI 310
 (a) gem. oppervlak als functie van de magnetische inductie voor verschillende waarden van de magneetveldfrequentie
 (b) gem. oppervlak als functie van de magneetveldfrequentie voor verschillende waarden van de magnetische inductie
 gem.st.dev.: 0,012 cm²



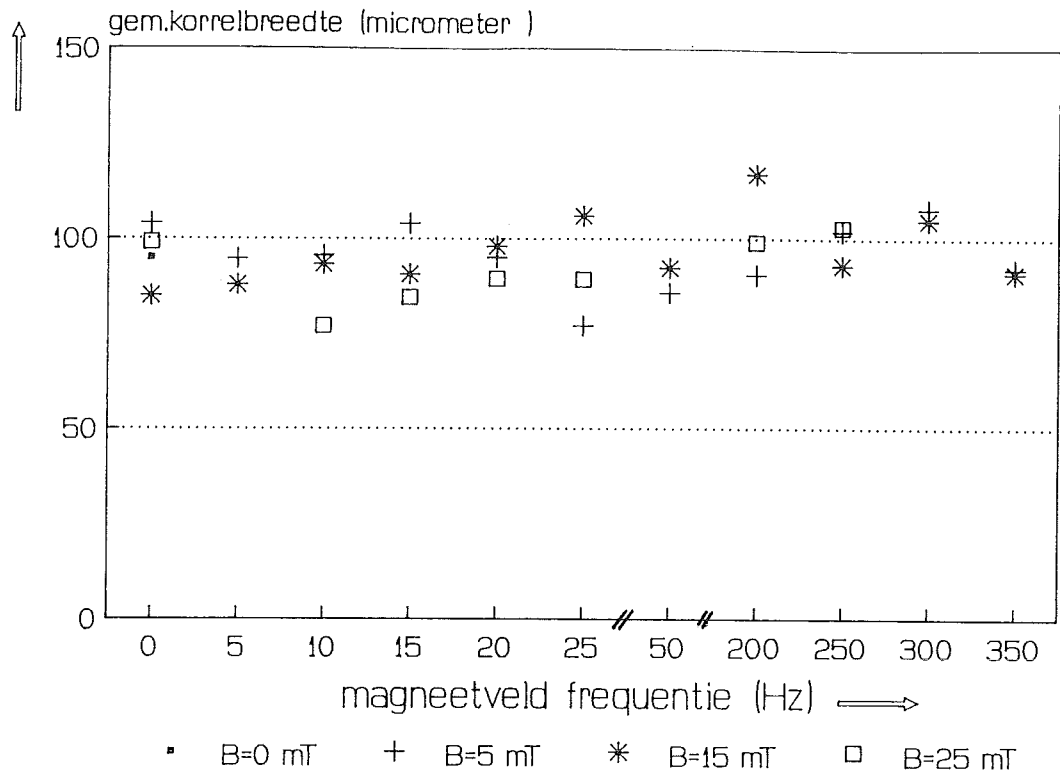
Figuur 55: Oppervlak van de dwarsdoorsnede, AISI 310
 (a) gem. oppervlak als functie van de magnetische inductie voor verschillende waarden van de magneetveldfrequentie
 (b) gem. oppervlak als functie van de magneetveldfrequentie voor verschillende waarden van de magnetische inductie
 gem.st.dev.: 0,014 cm²



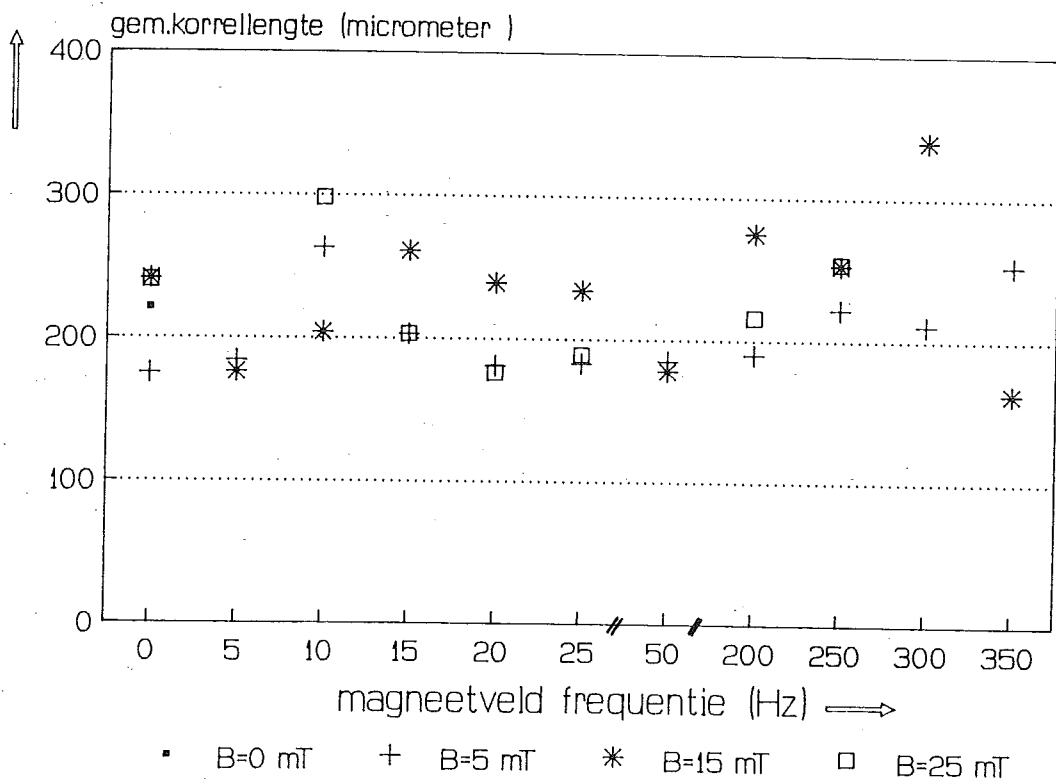
Figuur 56: Mogelijke stromingspatronen in de dwarsdoorsnede van een lasbad
 (a) Lorentz-stroming, (b) Marangoni-stroming



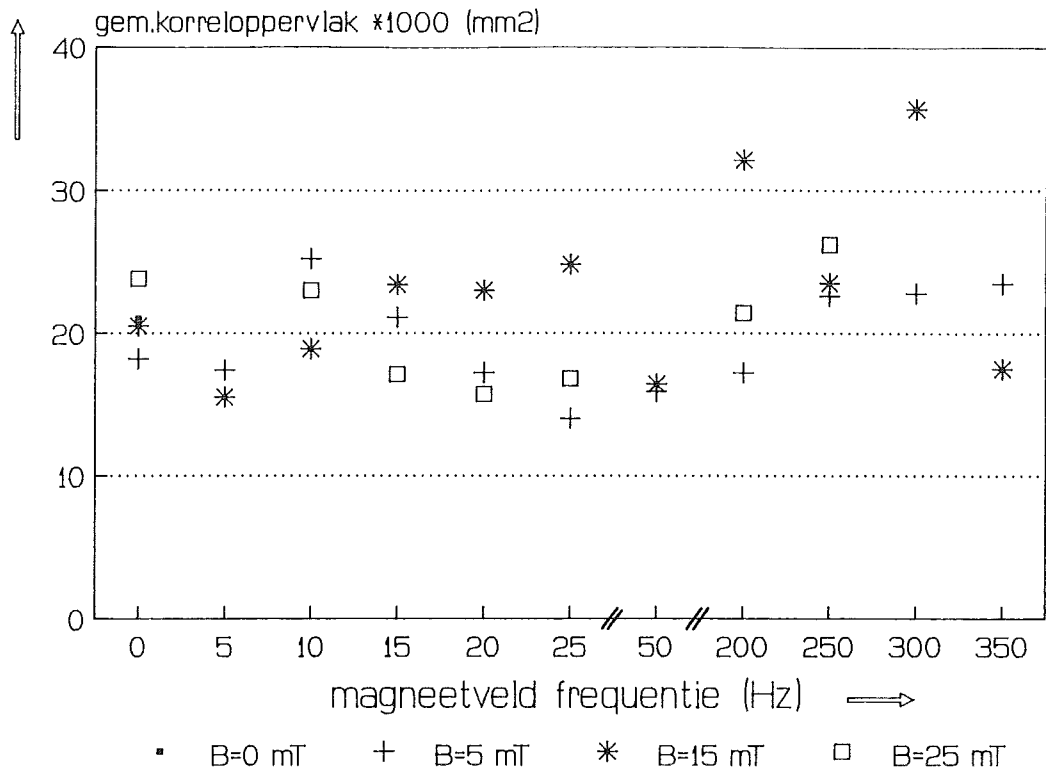
Figuur 57: Korrelgroottemeting volgens het principe van Heyn, ligging van de meetlijnen in de dwarsdoorsnede



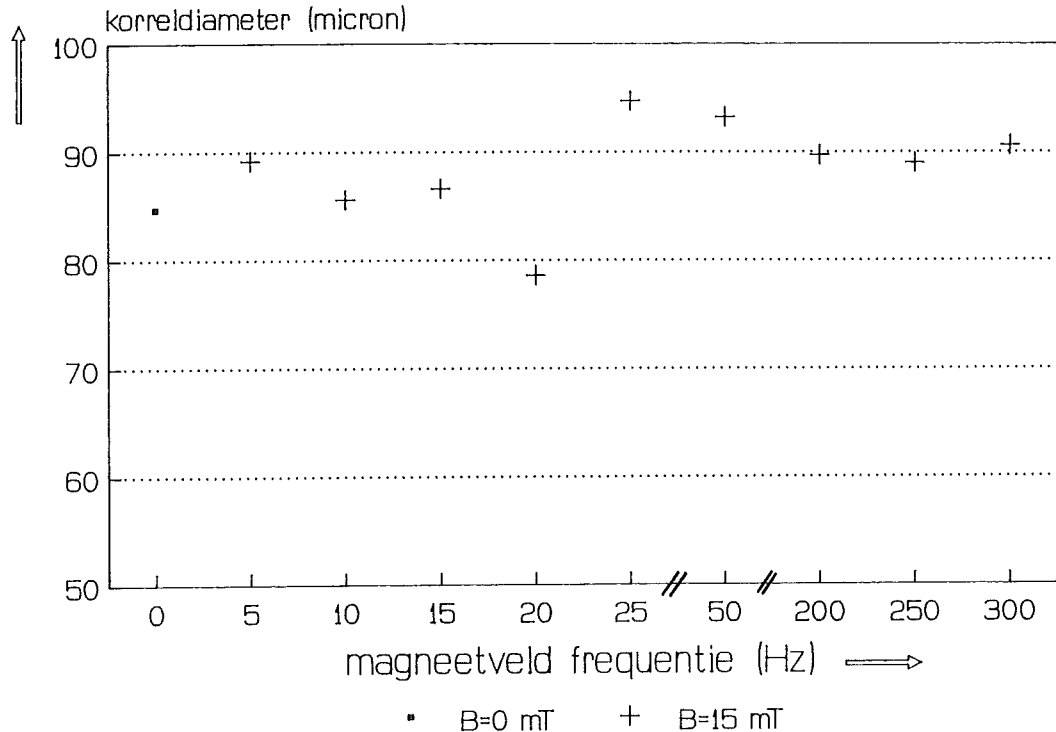
Figuur 58: Gemiddelde korrelbreedte in de dwarsdoorsnede van het Fe 510 als functie van de magneetveldfrequentie bij verschillende waarden van de magnetische inductie



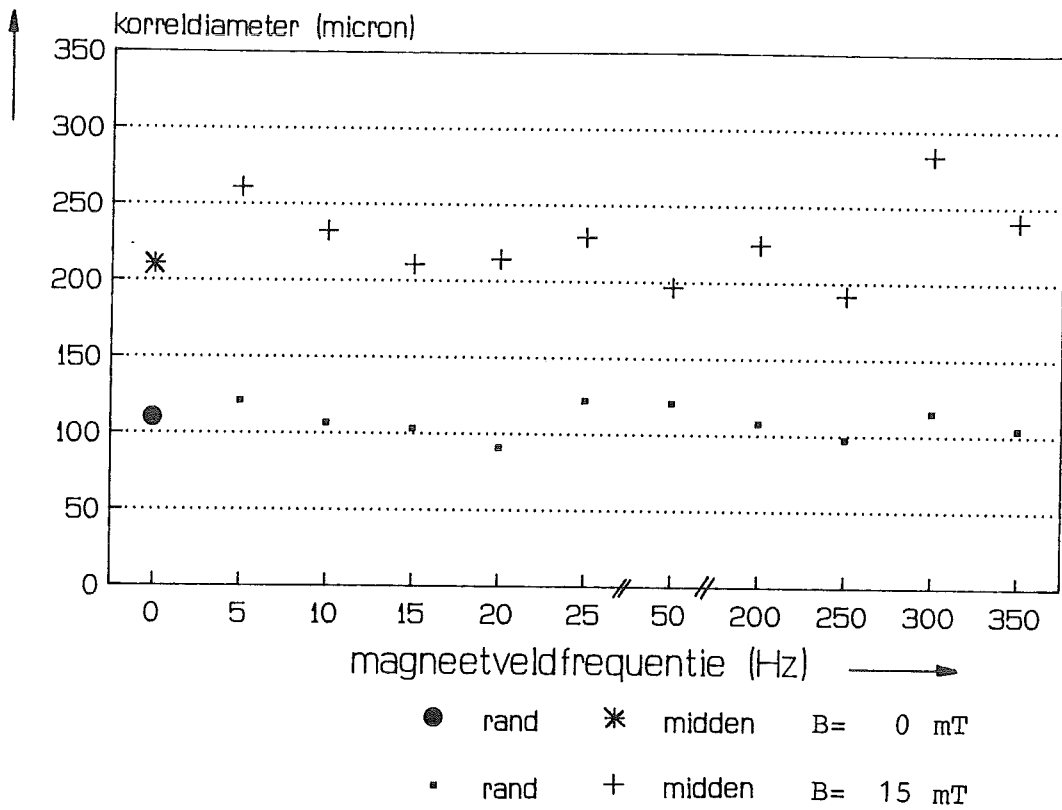
Figuur 59: Gemiddelde korrellengte in de dwarsdoorsnede van het Fe 510 als functie van de magneetveldfrequentie bij verschillende waarden van de magnetische inductie



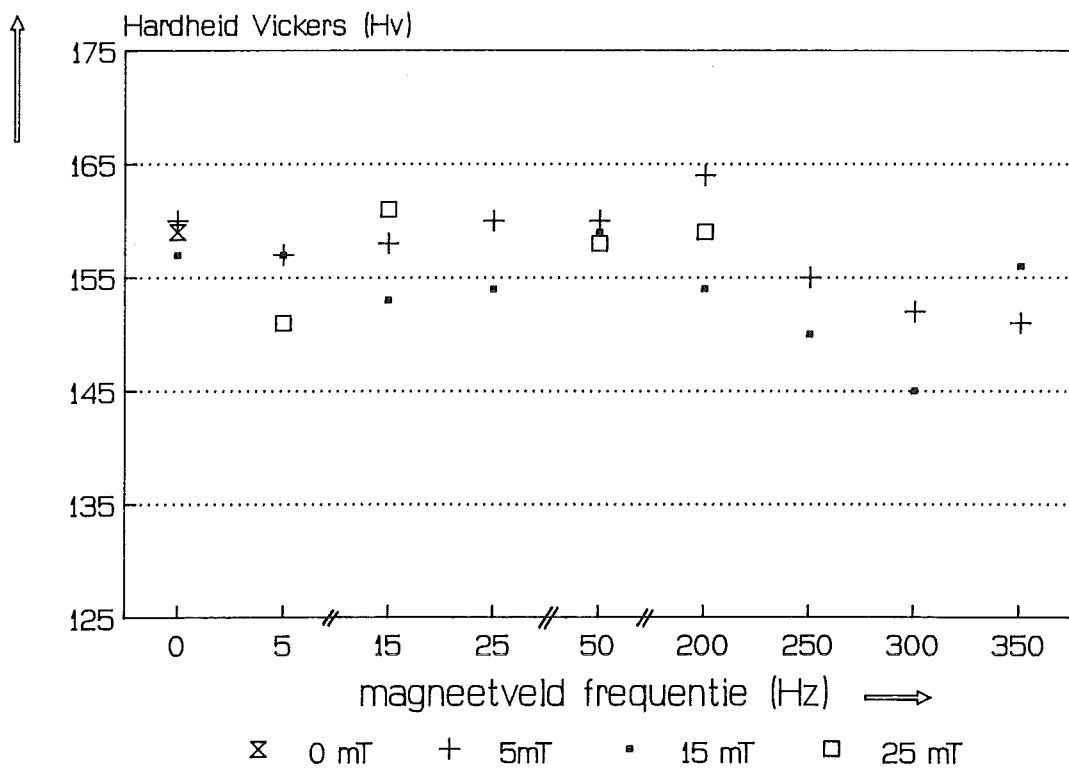
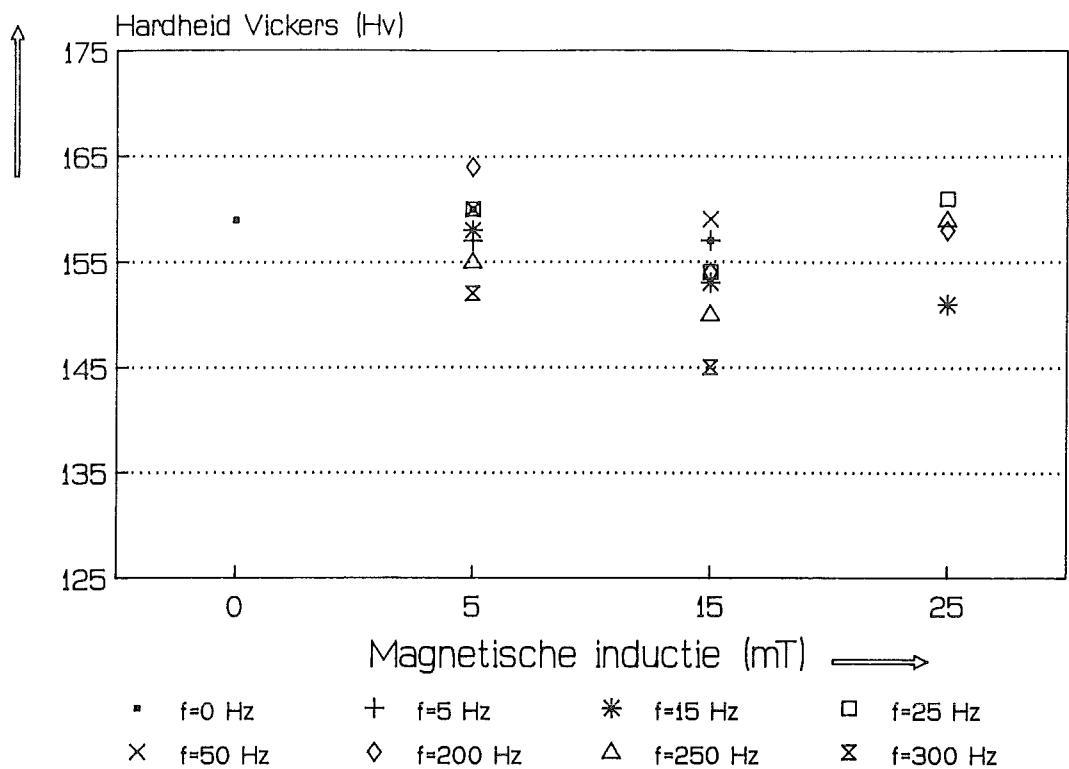
Figuur 60: Gemiddelde korreloppervlak in de dwarsdoorsnede van het Fe 510 als functie van de magneetveldfrequentie bij verschillende waarden van de magnetische inductie



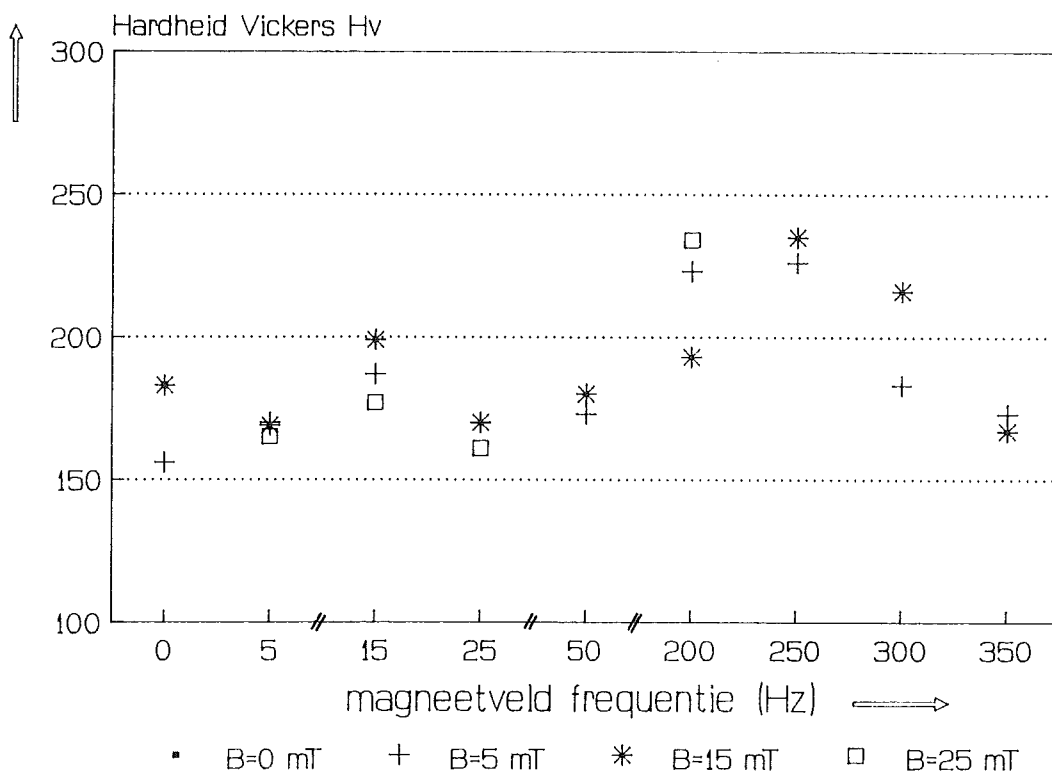
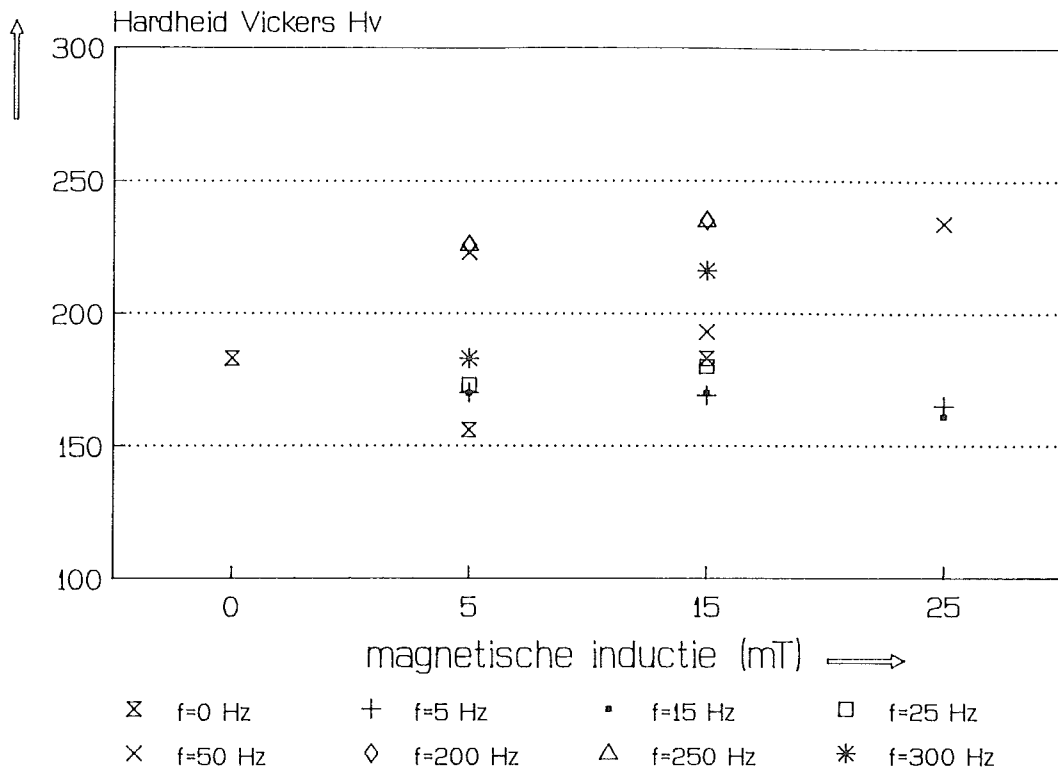
Figuur 61: Gemiddelde korreldiameter in de bovenaanzichten van Fe 510 als functie van de magneetveldfrequentie voor B = 15 mT referentiewaarde B = 0 mT is aangegeven



Figuur 62: Gemiddelde korreldiameter in het bovenaanzicht van AISI 310, als functie van de magneetveldfrequentie voor $B = 0 \text{ mT}$ en $B = 15 \text{ mT}$.

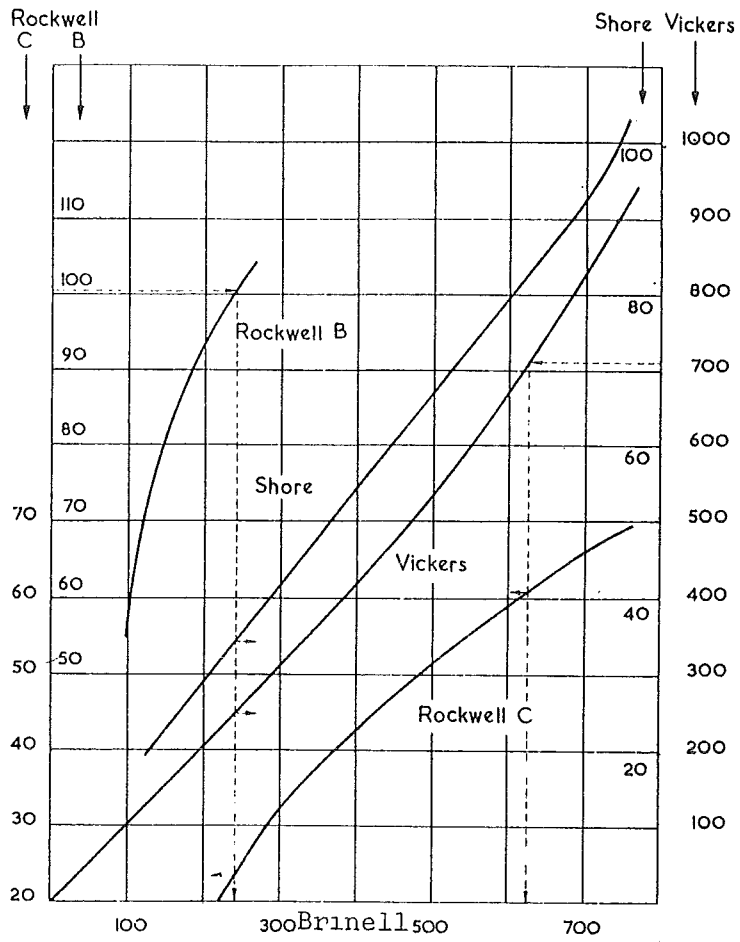


Figuur 63: Vickershardheidsmetingen Fe 510
 (a) Hardheid Vickers als functie van de magnetische inductie voor verschillende waarden van de magneetveldfrequentie.
 (b) Hardheid Vickers als functie van de magneetveldfrequentie voor verschillende waarden van de magnetische inductie



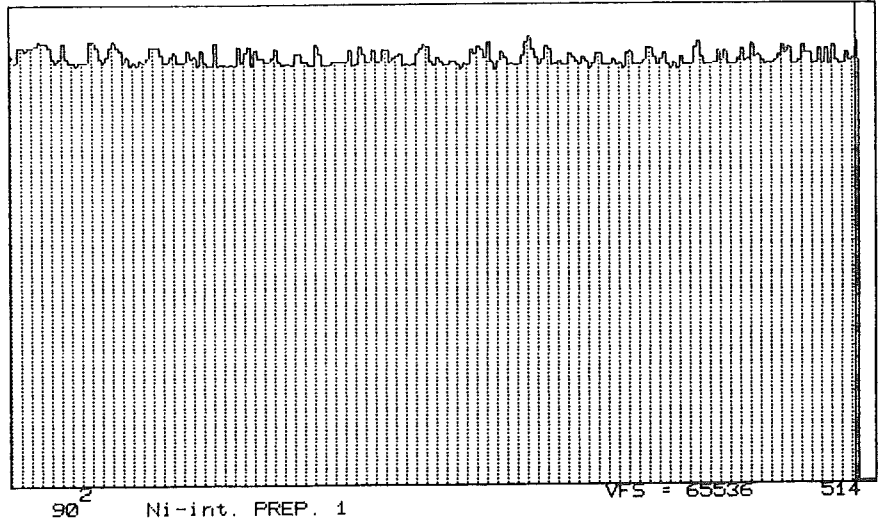
Figuur 64: Vickershardheidsmetingen AISI 310

- (a) Hardheid Vickers als functie van de magnetische inductie voor verschillende waarden van de magneetveldfrequentie
- (b) Hardheid Vickers als functie van de magneetveldfrequentie voor verschillende waarden van de magnetische inductie

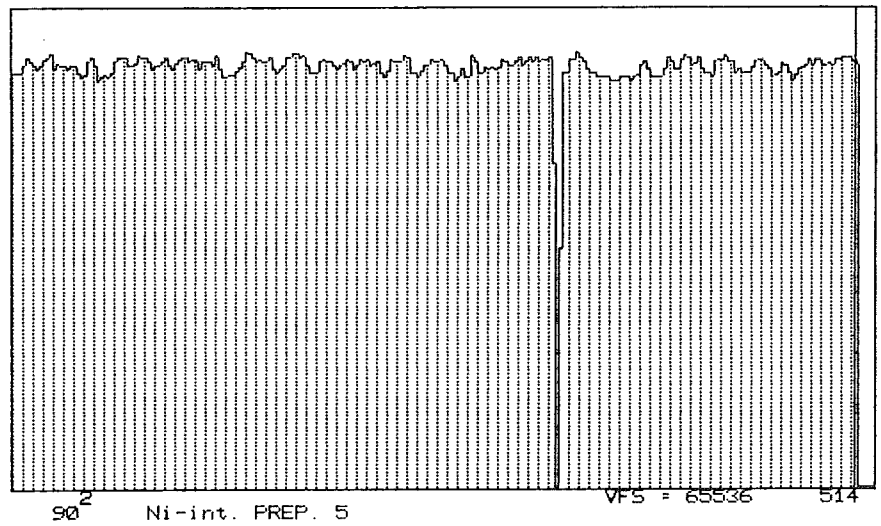


Figuur 65: Verband tussen verschillende hardheidsschalen van staal (lit.47)

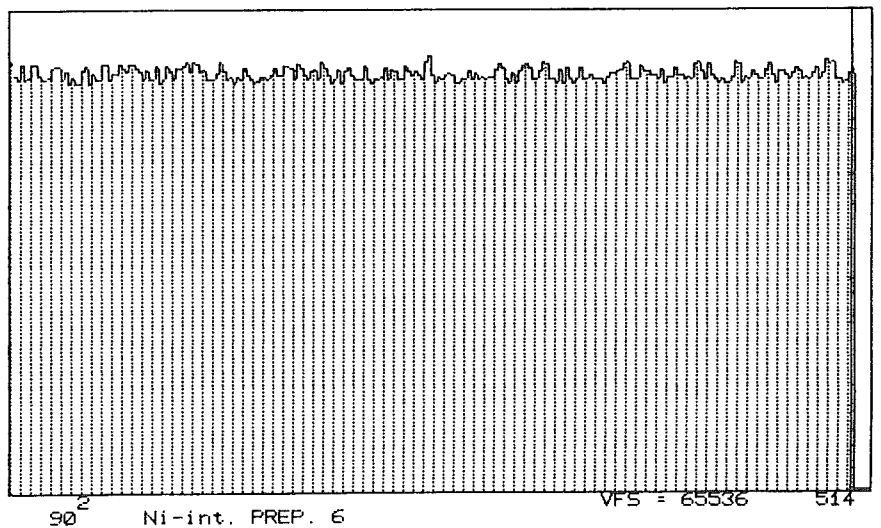
Preparaat 1
B=0 mT, f=0 Hz
nikkel (%)
gem. : 19,08931
st.dev.: 0,34080



Preparaat 5
B=40 mT, f=0 Hz
nikkel (%)
gem. : 18,78243
st.dev.: 1,35377

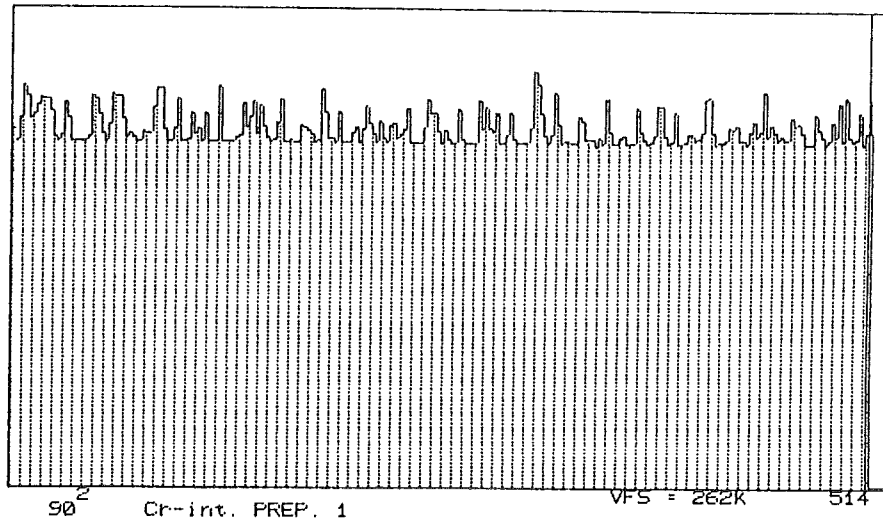


Preparaat 6
B=20 mT, f=5 Hz
nikkel (%)
gem. : 18,64890
st.dev.: 0,29194

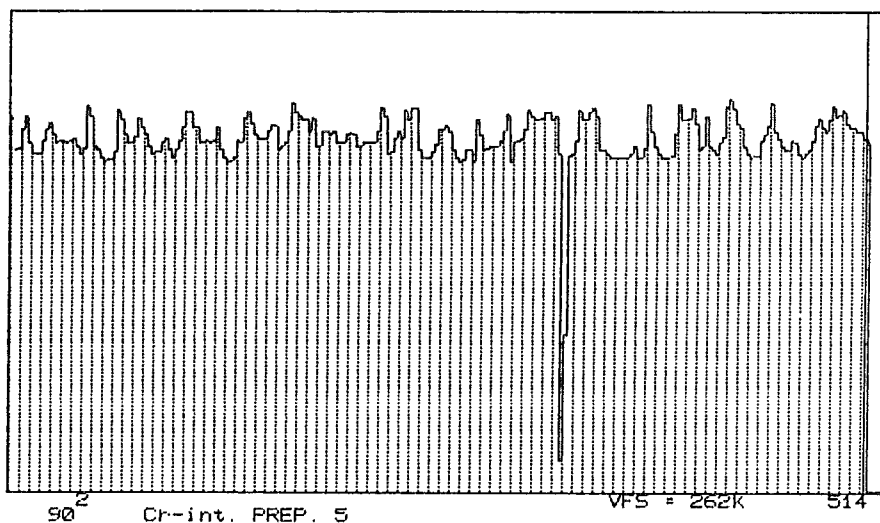


Figuur 66: Nikkel R.M.A.-scan in preparaten die onder verschillende magneetveldparameters gelast zijn

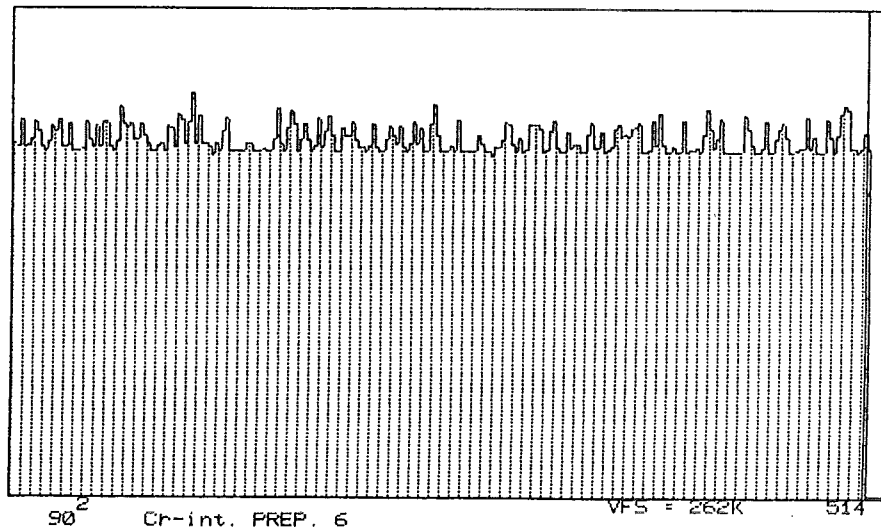
Preparaat 1
B=0 mT, f=0 Hz
chrom (%)
gem. : 24,57887
st.dev.: 1,11933



Preparaat 5
B=40 mT, f=0 Hz
chrom (%)
gem. : 24,12850
st.dev.: 1,96913

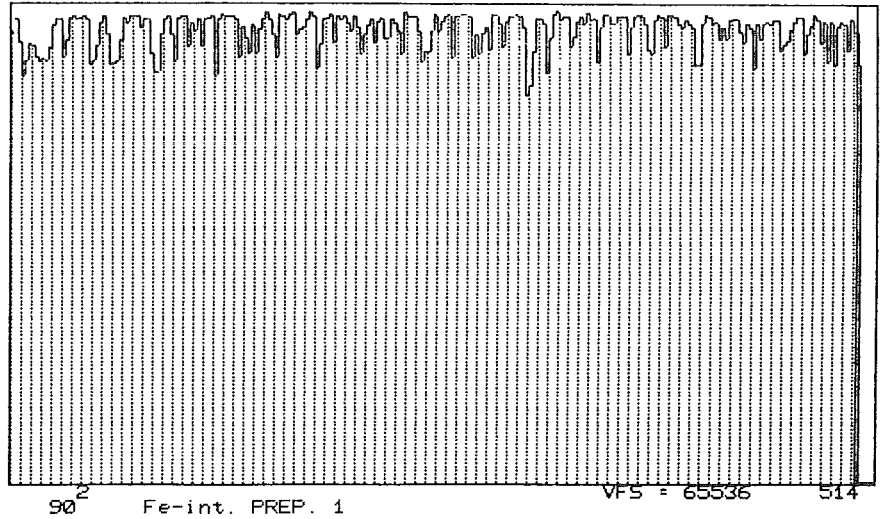


Preparaat 6
B=20 mT, f=5 Hz
chrom (%)
gem. : 23,90868
st.dev.: 0,88147

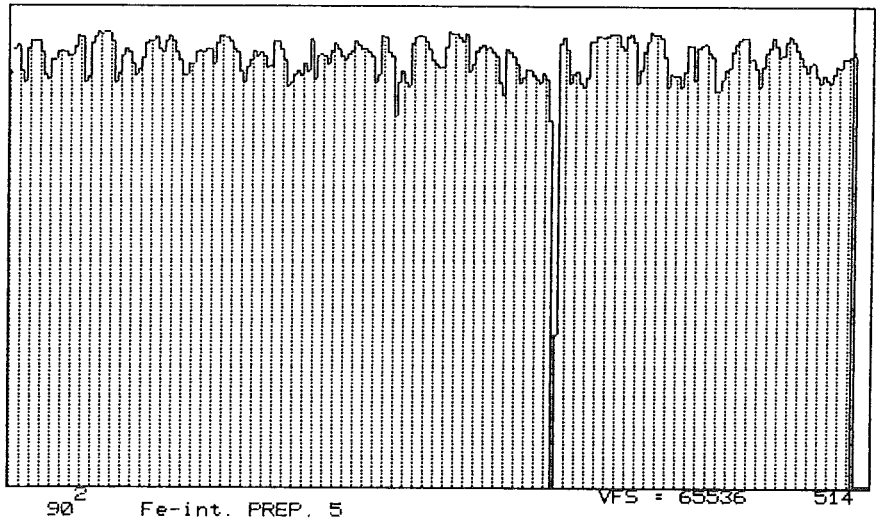


Figuur 67: Chrom R.M.A.-scan in preparaten die onder verschillende magneetveldparameters gelast zijn

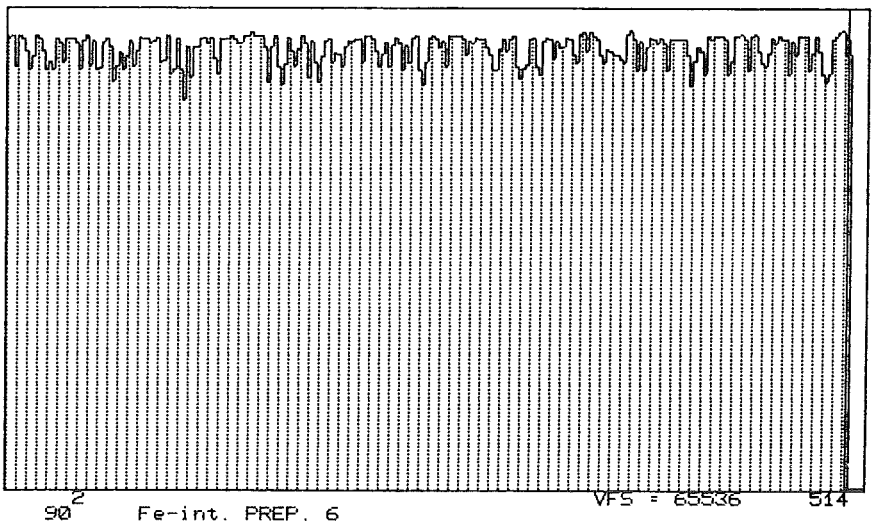
Preparaat 1
B=0 mT, f=0 Hz
ijzer (%)
gem. : 53,63558
st.dev.: 2,05783



Preparaat 5
B=40 mT, f=0 Hz
ijzer (%)
gem. : 50,55809
st.dev.: 4.24222

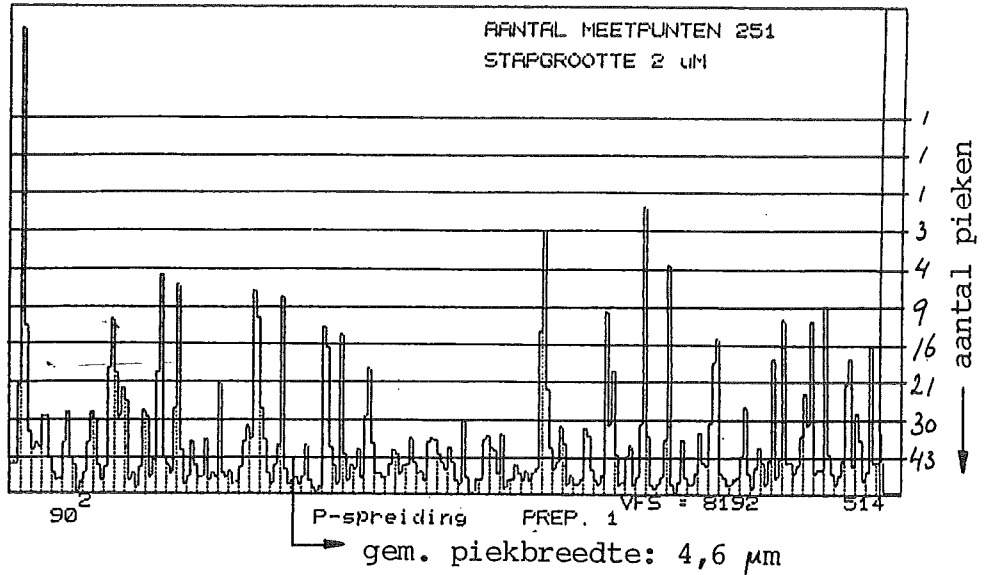


Preparaat 6
B=20 mT, f=5 Hz
ijzer (%)
gem. : 51,99553
st.dev.: 1,66313

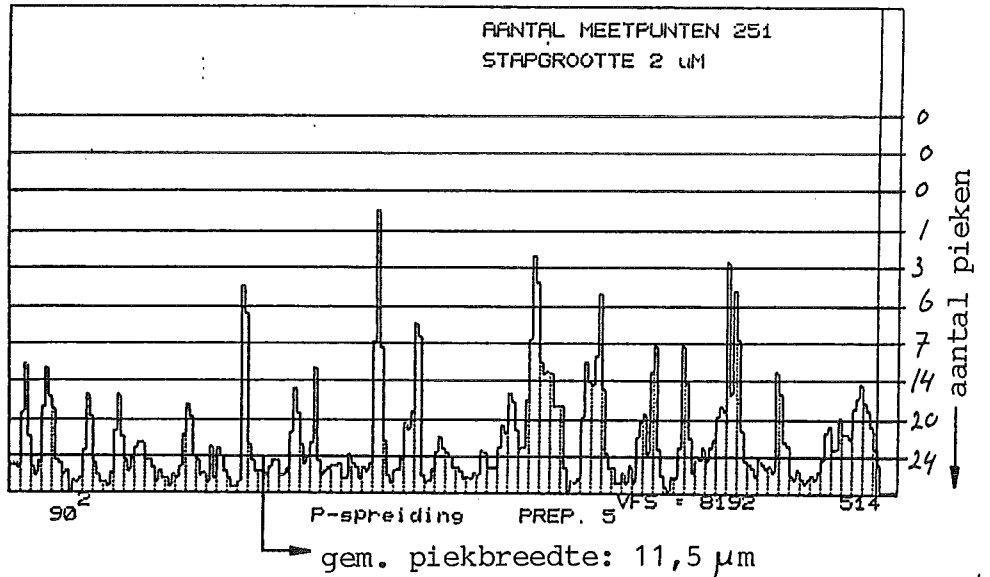


Figuur 68: IJzer R.M.A.-scan in preparaten die onder verschillende magneetveldparameters gelast zijn

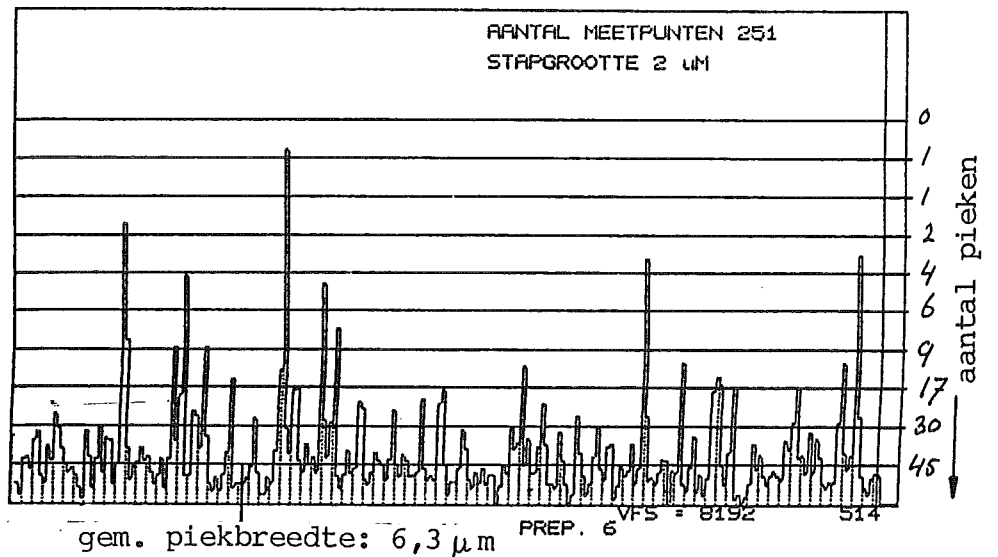
Preparaat 1
 B=0 mT, f=0 Hz
 fosfor (%)
 gem. : 0,02327
 st.dev.: 0,02606



Preparaat 5
 B=40 mT, f=0 Hz
 fosfor (%)
 gem. : 0,02327
 st.dev.: 0,02613



Preparaat 6
 B=20 mT, f=5 Hz
 fosfor (%)
 gem. : 0,02327
 st.dev.: 0,01788



Figuur 69: Fosfor R.M.A.-scan in preparaten die onder verschillende magneetveldparameters gelast zijn

Tabel 1: Krachten werkzaam op het metaaltransport van elektrode naar werkstuk (lit.12)

Direction	Origin of force	Theoretical value dynes (I in amperes).	Measured value dynes	Nature of measurement
Positive (detaching force)	Electromagnetic	0.005 I ² to 0.01 I ²	0.01 I ² to 0.02 I ²	Force on plate electrode, T.I.G. arcs
			0.007 I ² to 0.015 I ²	Force on carbon electrode
	Gravity	mg	Al: 250 Fe: 600 Ti: 720 W : 1000	Large gravitational droplet transfer in argon at low current, 1/16" dia. wire
Negative (supporting force)	Surface tension	Al: 300 Fe: 600 W : -1200		(Theoretical supporting force due to surface tension $2\pi r \sigma$ for 1/16" wire as above).
	Cathode jet		Hg: 561 Cu: 171	Reaction force on cathode in vacuo.
	Anode jet			No measurements
	Gas evolution from steel electrode	0.02 I ² to 0.20 I ²	0.02 I ² to 0.06 I ²	Force on plate electrode, with coated and uncoated rods in various atmospheres.
	Electromagnetic: current constriction at arc root	Less than 0.005 I ²	- 0.0005 I ²	Titanium, electrode negative: 250 amps. Slight repulsion of drop.

Tabel 2: Klassificatie van metaaltransporttypen voor verschillende lasprocessen (lit.12)

welding process	welding parameters			transfer parameters							
	electrode polarity	current density	shielding gas	transfer type	drop size	dominant forces					
						G	S	B	V	D	E
Coated electrodes											
acid	+	low	CO ₂ -type	(S)-R/P-NA	rather small		x		x		x
rutile	+	low	"	(S)-R/P-NA	medium		x		x		x
basic	+	low	"	S -R -NA	large		x		x		x
MIG long arc	+	low	inert	G -A	large	x	x				
	+	high	"	P -A	small			x		x	
	-	-	"	R -NA	large			x	x		
short arc	+	low/high	"	S	large		x	x			
pulsed arc	+	low/high	"	P -A	-			x			x
CO ₂ long arc	+	low	CO ₂	G/R-NA	large	x	x		x		
	+	high	"	R/P-NA	small			x	x	x	
short arc	+	low/high	"	S	large	x			x		
cored wire	+	high	"	R -NA	large	x	x		x		
submerged arc	+	low	CO ₂ -type	(S)-G/R	large	x	x				x
	+	high	"	P	small			x	x		

Code transfer types

S = Short-circuiting
G = Gravitational
R = Repelled
P = Projected
NA= Non-axiel

Code forces

G = Gravity
S = Surface tension
B = Electromagnetic
V = Vapour jet/plasma jet
D = Entrainment drag
E = Gaseous eruptions

Tabel 3: Klassificatie van het metaaltransport (lit.16)

designation of transfer type		welding processes (examples)
1.	Free flight transfer	
1.1.	Globular transfer	
1.1.1	Drop transfer	MIG welding
1.1.2	Repelled transfer	MAG welding with CO ₂
1.2.	Spray transfer	MIG welding, MAG welding with gas mixtures
1.2.1	Projected transfer	MIG welding of Al-alloys, pulsed-arc welding
1.2.2	Streaming transfer	MAG welding with gas mixtures
1.2.3	Rotating transfer	Plasma-MIG welding, MIG and MAG welding with high current density
1.3.	Explosive transfer	Metal arc welding
2	Bridging transfer	
2.1.	Short-circuiting transfer	MAG welding with short arc process
2.2	Bridging transfer without interruption	Welding with cold or hot wire additions
3	Slag-protected transfer	
3.1.	Flux-wall guided transfer	Submerged arc welding
3.2.	Other modes	Metal arc, electro slag, cored wire

Tabel 4: Chemische samenstelling en fysische eigenschappen van roestvast staal AISI 310

	AISI 310	vergelijkbaar gelegeerd staal
Chemische samenstelling		
% chroom	24,00-26,00	
% nikkel	19,00-22,00	
% koolstof	0,25 max.	
% mangaan	2,00 max.	
% silicium	1,00 max.	
Fysische eigenschappen		
smelttraject °C	1371-1426	
dichtheid g/cm ³	7,98	
thermische geleiding cal/(s)(cm ²)(°C/cm) T (°C)		
100	0,030	
400	0,039	
600	0,044	
700	0,047	
specifieke warmte cal/g bij 100 °C	0,118	
Electrische eigenschappen		
magn. permeabiliteit	1,001	
electrische weerstand μΩ-cm T (°C)		0,08% C ; 0,37% Mn; 19,1 % Cr; 8,14% Ni; 0,6 % W
100		77,7
200		85,0
400		97,6
600		107,2
800		114,1
1000		119,6
1200		124,1
1300		125,7
Mechanische eigenschappen		
E-modulus 10 ⁴ MPa	19,3	
σ _{0,2} N/mm ²	min. 300	
σ _B N/mm ²	600-750	
rek %	min. 40	
H _B	145-210	
H _{Rc}	80 - 95	

Tabel 5: Chemische samenstelling en fysische eigenschappen van ferritisch perlitisch staal Fe 510

	Fe 510	vergelijkbaar staal
Chemische samenstelling		
% koolstof	0,20 max.	
% mangaan	1,20-1,50	
% silicium	0,35	
Fysische eigenschappen		
smelttraject °C	1371-1426	
dichtheid g/cm ³		7,859
thermische geleiding cal/(s)(cm ²)(°C/cm)		
T (°C)		
100		0,0122
700		0,076
1000		0,064
1200		0,071
specifieke warmte cal/g bij 100 °C		0,116
Curie temperatuur °C		768
Electrische eigenschappen		
magn. permeabiliteit		650
electrische weerstand $\mu \Omega$ -cm		
T (°C)		
100		21,9
600		92,5
1000		116,7
1200		121,9
1300		123,9
Mechanische eigenschappen		
E-modulus 10 ⁴ MPa	21,0	
$\sigma_{0,2}$ N/mm ²	min. 355	
σ_B N/mm ²	510-610	
rek %	24	
H _B	170	
H _V	175	

Tabel 6: Subkorrelgrootte aan de rand en het midden van een las in roestvast staal AISI 310, onder invloed van een extern axiaal magneetveld.

B (mT)	f (Hz)	korrelgrootte	
		rand (μm)	midden (μm)
0	0	7,6	26,0
15	5	8,2	19,0
200	5	8,3	22,1

Tabel 7: Macro-segregatie in de las, Fe 510
Mangaan en silicium concentraties in het begin, midden en einde van de las bij verschillende magneetveldparameters

B (mT)	f (Hz)	% Mn.			% Si.		
		b	m	e	b	m	e
0	0	1,37	1,36	1,36	0,49	0,38	0,34
15	0	1,45	1,36	1,36	0,40	0,60	0,40
15	15	1,35	1,20	1,34	0,58	0,43	0,37
15	200	1,36	1,25	1,35	0,40	0,31	0,35

Tabel 8: Macro-segregatie in de las, AISI 310
Chroom en nikkel concentraties in het begin, midden en einde van de las bij verschillende magneetveldparameters

B (mT)	f (Hz)	% Cr.			% Ni.		
		b	m	e	b	m	e
0	0	22,47	21,72	21,55	17,13	16,10	16,01
15	0	20,25	-	21,16	14,04	-	15,43
15	15	21,39	-	21,63	15,73	-	16,11
15	200	21,67	-	21,87	16,10	-	16,54

Tabel 9: De las- en magneetveldparameters waaronder de TIG-preparaten voor de Röntgen Micro Analyse zijn vervaardigd

Magneetveldparameters			Lasparameters
Preparaat nr.	B (mT)	f (Hz)	$I_{\text{las}} = 150 \text{ A}$ $V_{\text{las}} = 9 \text{ V}$ $v_1 = 3 \text{ mm/s}$
1	0	0	
2	10	0	
3	20	0	
4	30	0	
5	40	0	
6	20	5	
7	20	10	
8	20	20	
9	20	30	

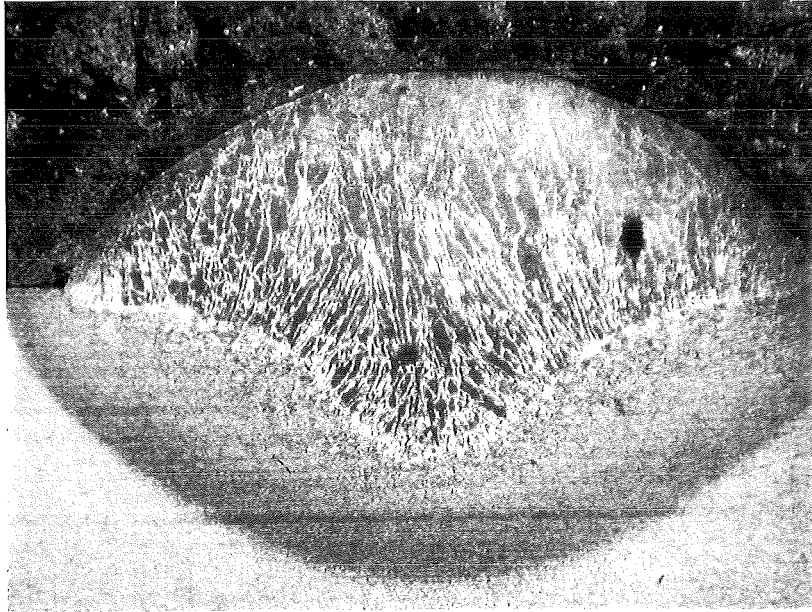


Foto 1: Dwarsdoorsnede van een las Fe 510
B=0 mT, f=0 Hz
etsmiddel: Nital 5% V=10xHV

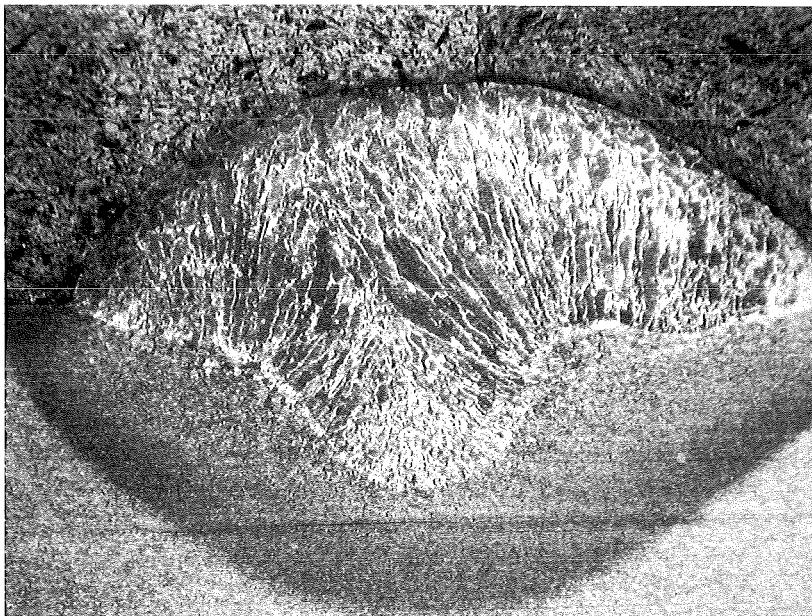


Foto 2: Dwarsdoorsnede van een las Fe510
B=5 mT, f=0 Hz
etsmiddel: Nital 5% V=10xHV

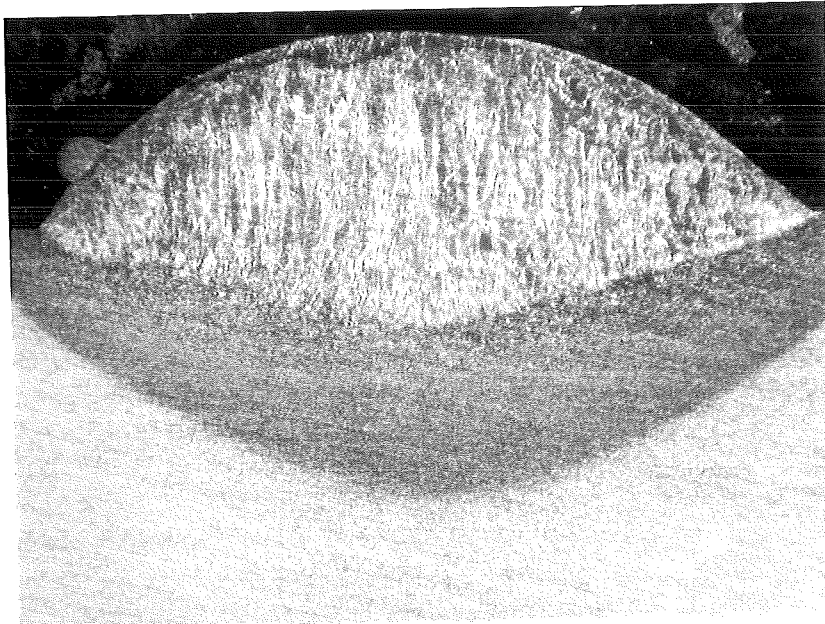


Foto 3: Dwarsdoorsnede van een las Fe 510
B=15 mT, f=0 Hz
etsmiddel: Nital 5% V=10xHV

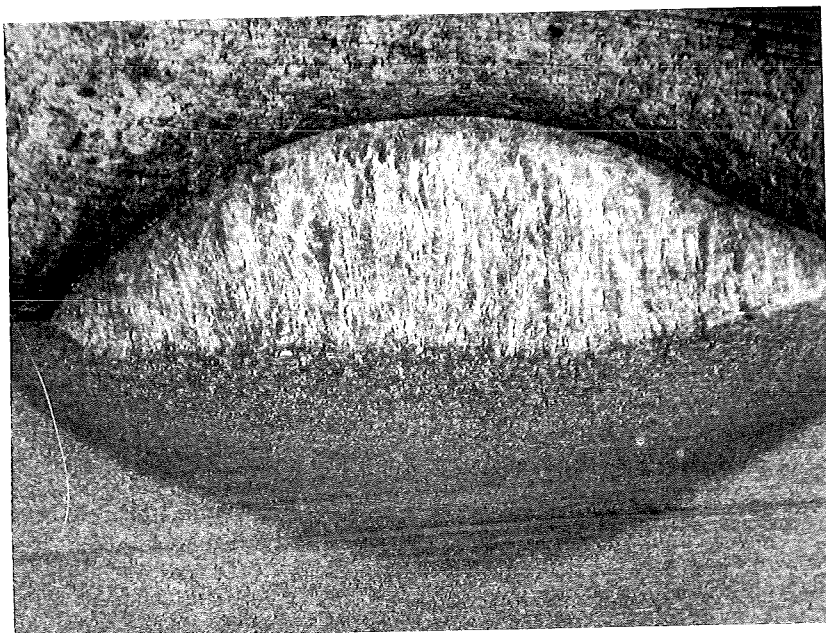


Foto 4: Dwarsdoorsnede van een las Fe 510
B=20 mT, f=0 Hz
etsmiddel: Nital 5% V=10xHV

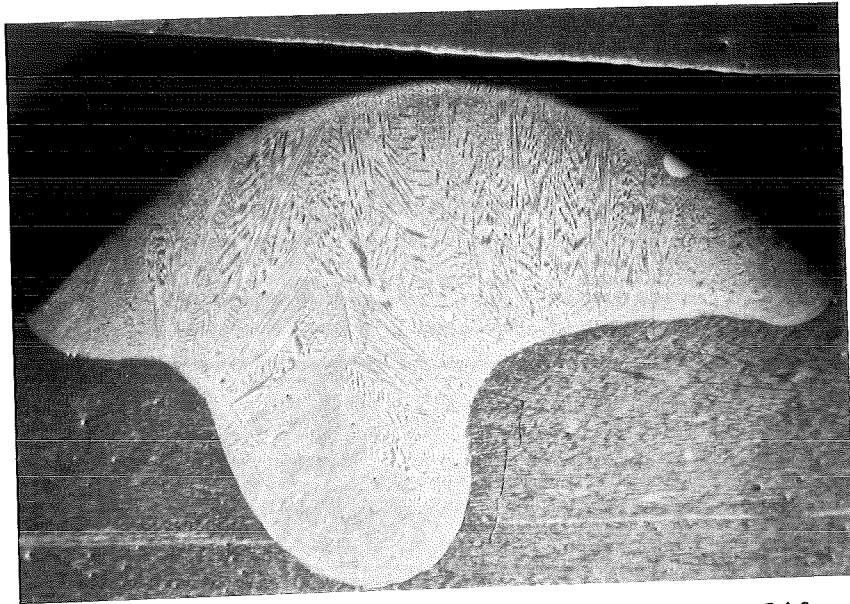


Foto 5: Dwarsdoorsnede van een las AISI 310
B=0 mT, f=0 Hz
etsmiddel: marble V=10xHV

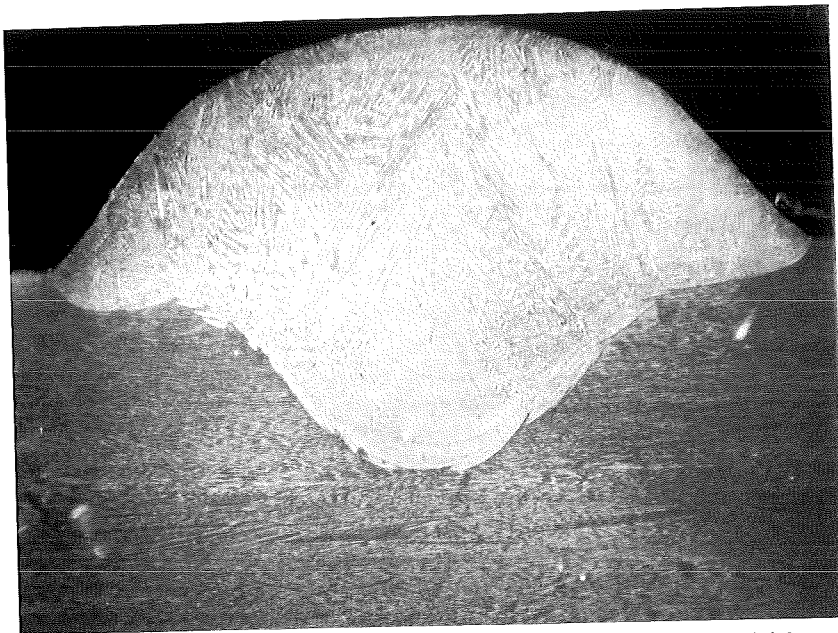


Foto 6: Dwarsdoorsnede van een las AISI 310
B=5 mT, f=0 Hz
etsmiddel: marble V=10xHV

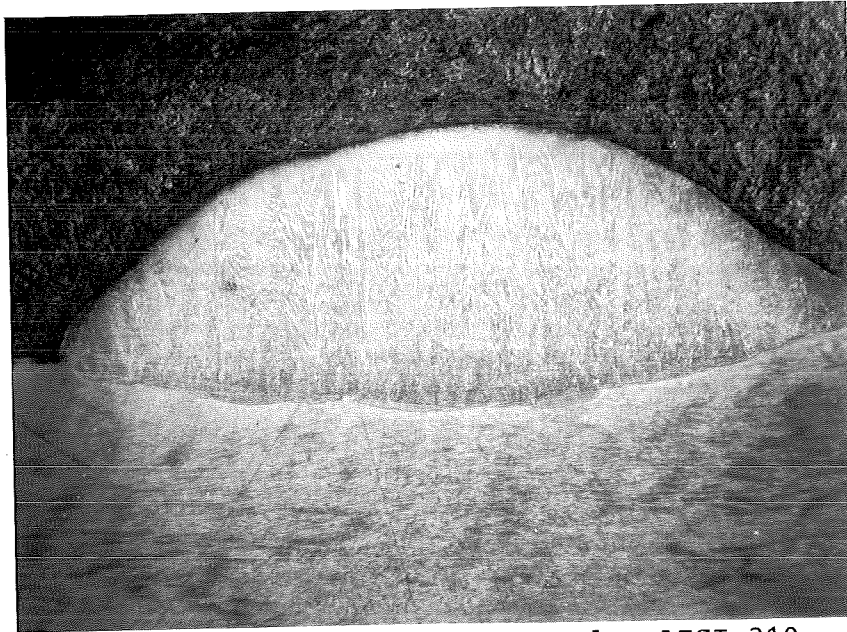


Foto 7: Dwarsdoorsnede van een las AISI 310
B=15 mT, f=0 Hz
etsmiddel: marble V=10xHV

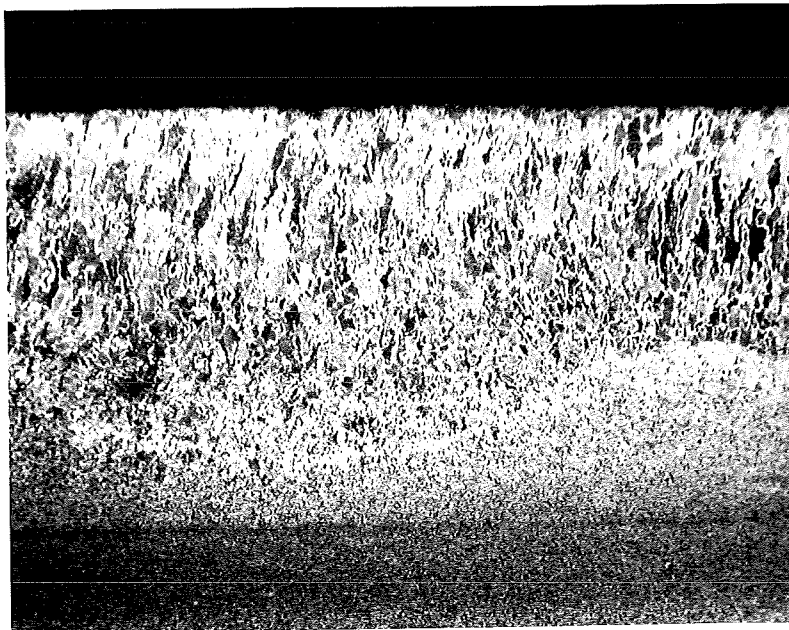


Foto 8: Langsdoorsnede van een las Fe 510
B=0 mT, f=0 Hz
etsmiddel: nital 2% V=10xHV

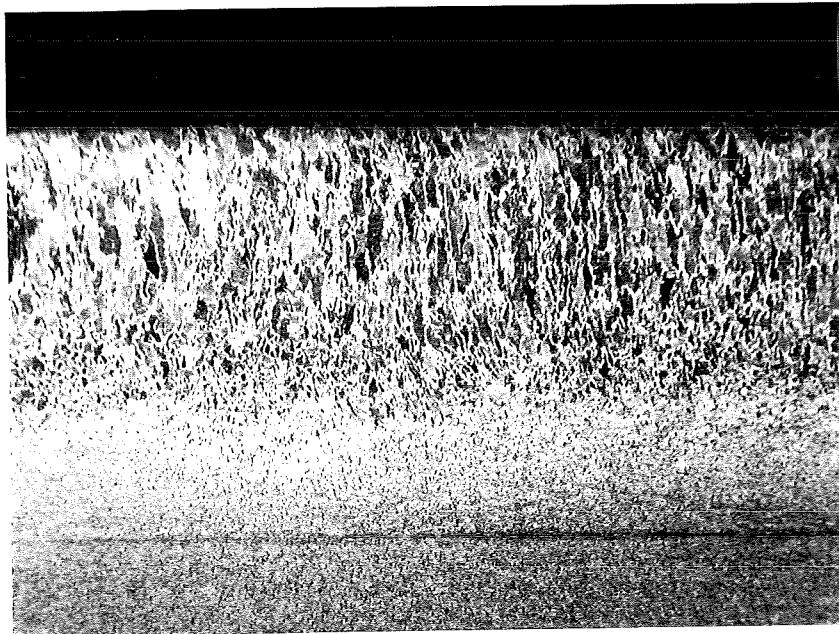


Foto 9: Langsdoorsnede van een las Fe 510
B=15 mT, f=5 Hz
etsmiddel: nital 2% V=10xHV

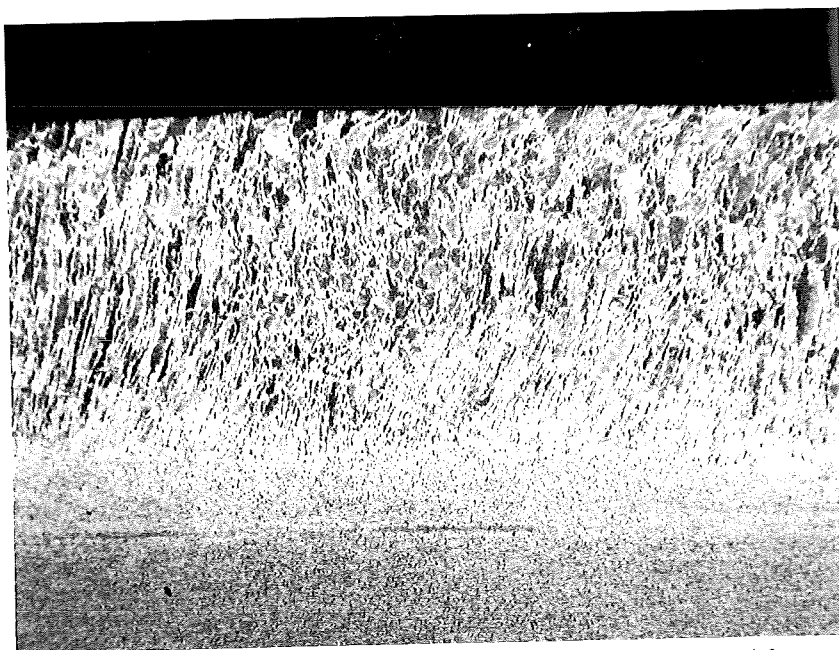


Foto 10: Langsdoorsnede van een las Fe 510
B=15 mT, f=50 Hz
etsmiddel: nital 2% V=10xHV

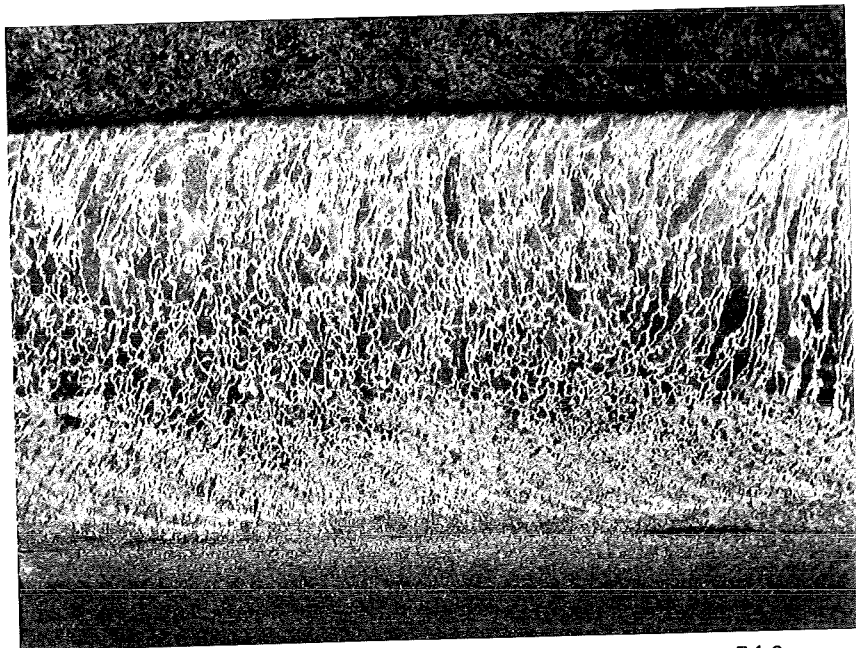


Foto 11: Langsdoorsnede van een las Fe 510
B=25 mT, f=250 Hz
etsmiddel: nital 2% V=10xHV

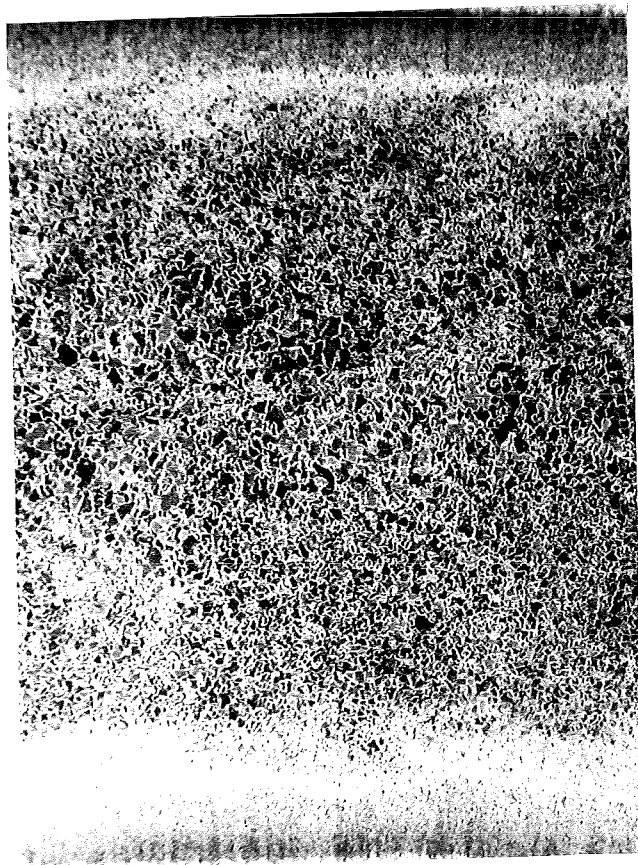


Foto 12: Bovenaanzicht van een las Fe 510
B=0 mT, f=0 Hz
etsmiddel: nital 2% V=10xHV

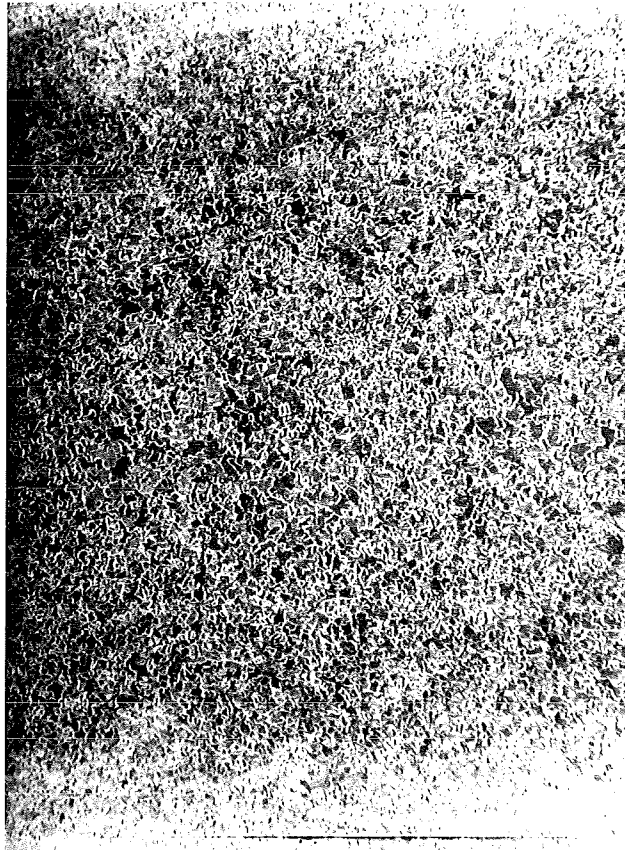


Foto 13: Bovenaanzicht van een las Fe 510
B=15 mT, f=10 Hz
etsmiddel: nital 2% V=10xHV

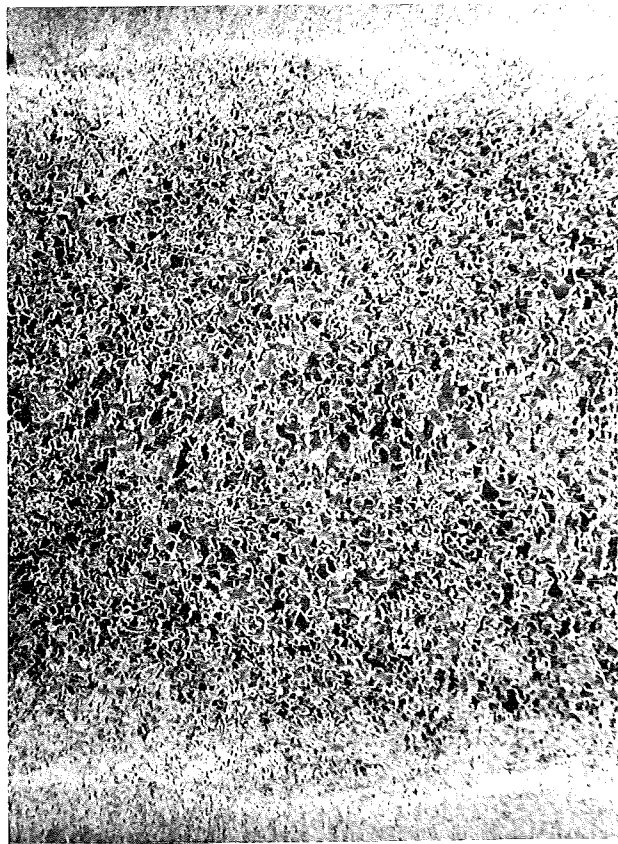


Foto 14: Bovenaanzicht van een las Fe 510
B=15 mT, f=25 Hz
etsmiddel: nital 2% V=10xHV

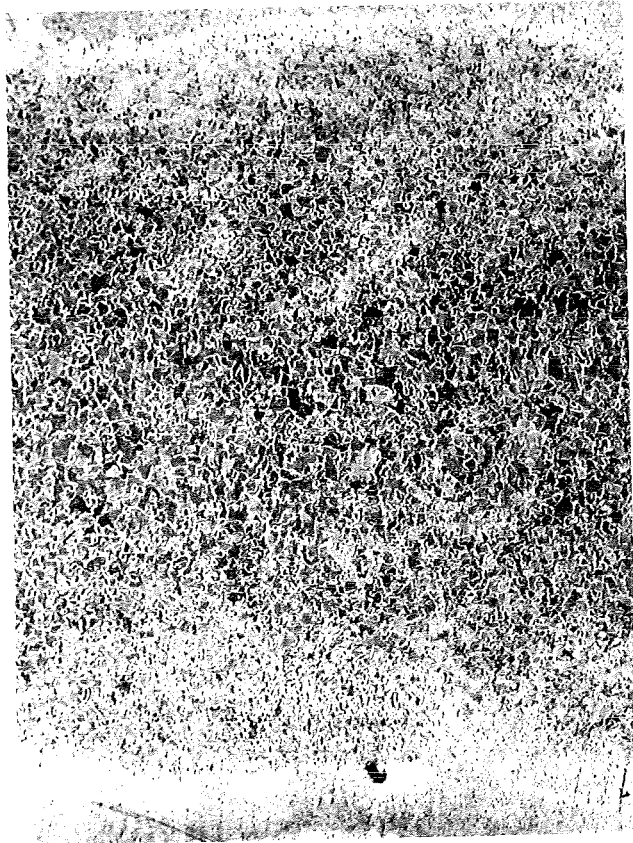


Foto 15: Bovenaanzicht van een las Fe 510
B=15 mT, f=250 Hz
etsmiddel: nital 2% V=10xHV



Foto 16: Langsdoorsnede van een las AISI 310
B=0 mT, f=0 Hz
etsmiddel: marble V=10xDV

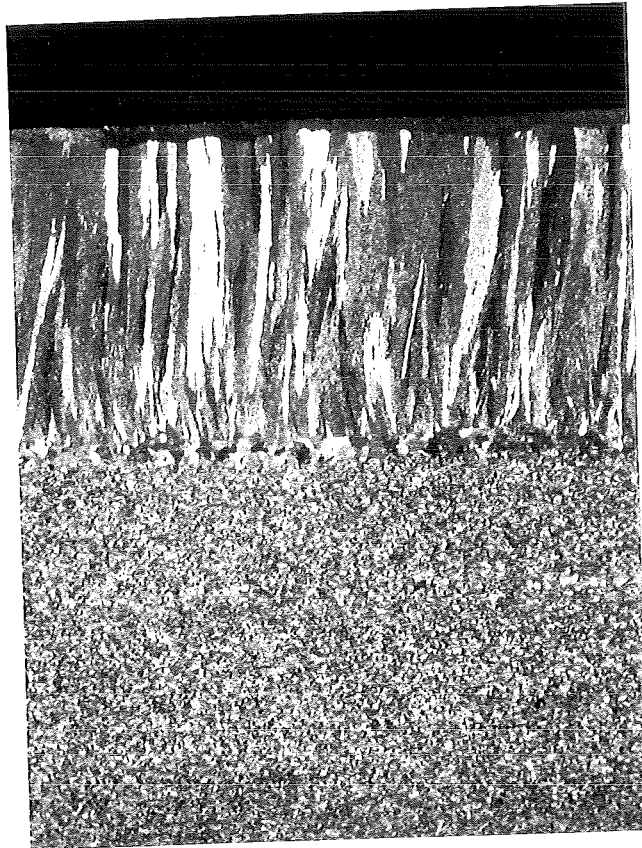


Foto 17: Langsdoorsnede van een las AISI 310
B=15 mT, f=0 Hz
etsmiddel: marble V=10xDV

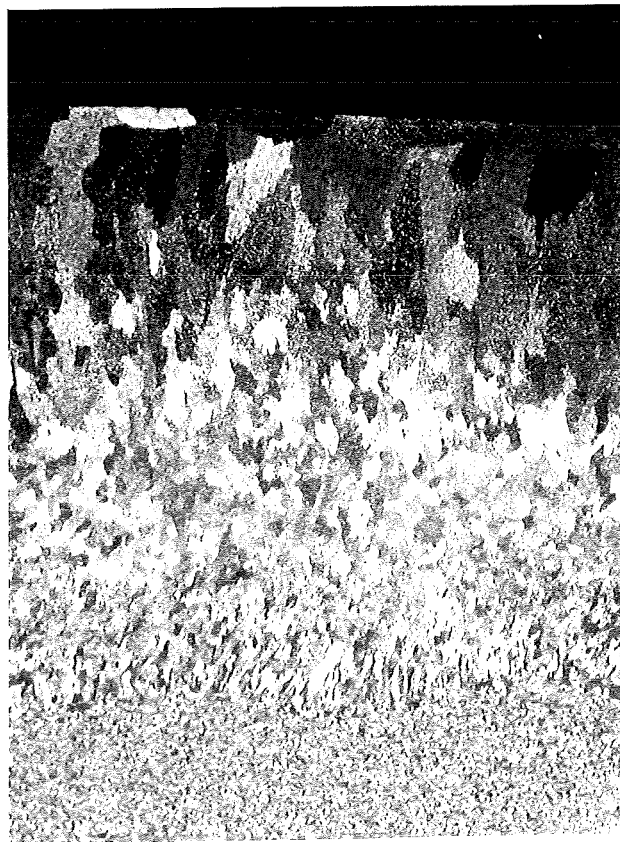


Foto 18: Langsdoorsnede van een las AISI 310
B=15 mT, f=15 Hz
etsmiddel: marble V=10xDV

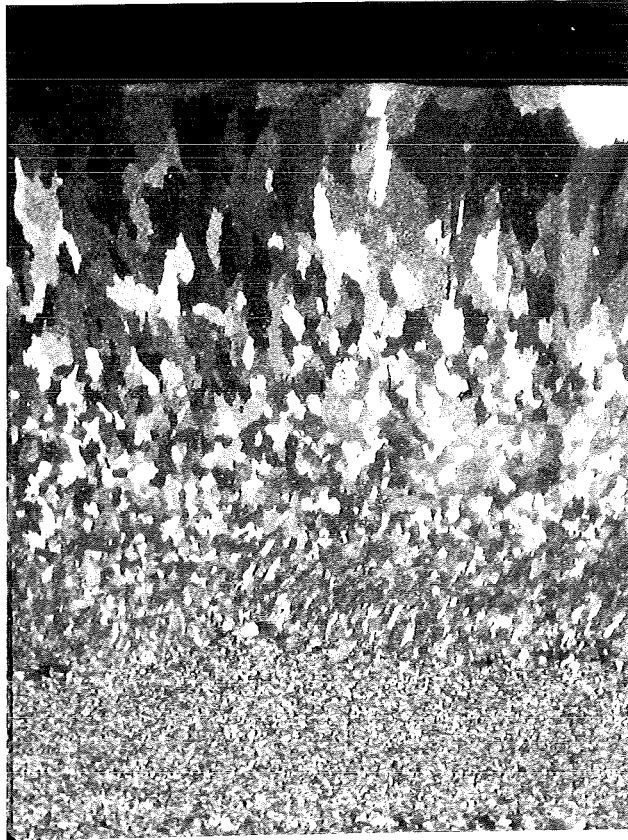


Foto 19: Langsdoorsnede van een las AISI 310
B=15 mT, f=25 Hz
etsmiddel: marble V=10xDV

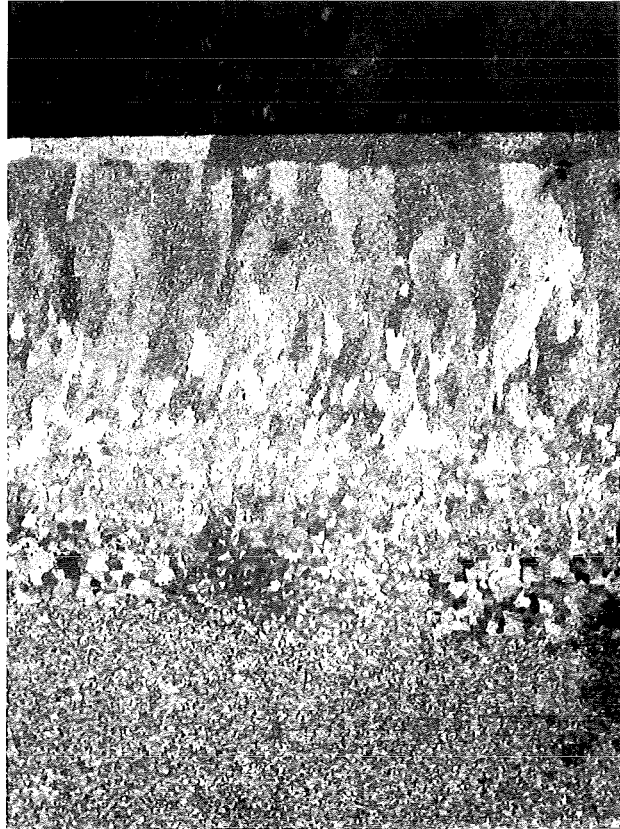


Foto 20: Langsdoorsnede van een las AISI 310
B=15 mT, f=350 Hz
etsmiddel: marble V=10xDV

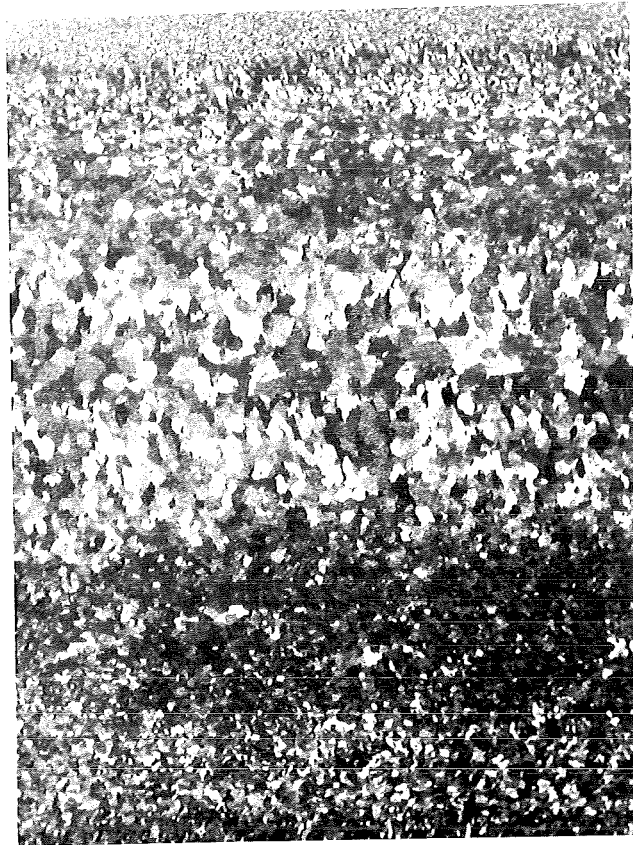


Foto 21: Bovenaanzicht van een las AISI 310
B=0 mT, f=0 Hz
etsmiddel: marble V=8xDV

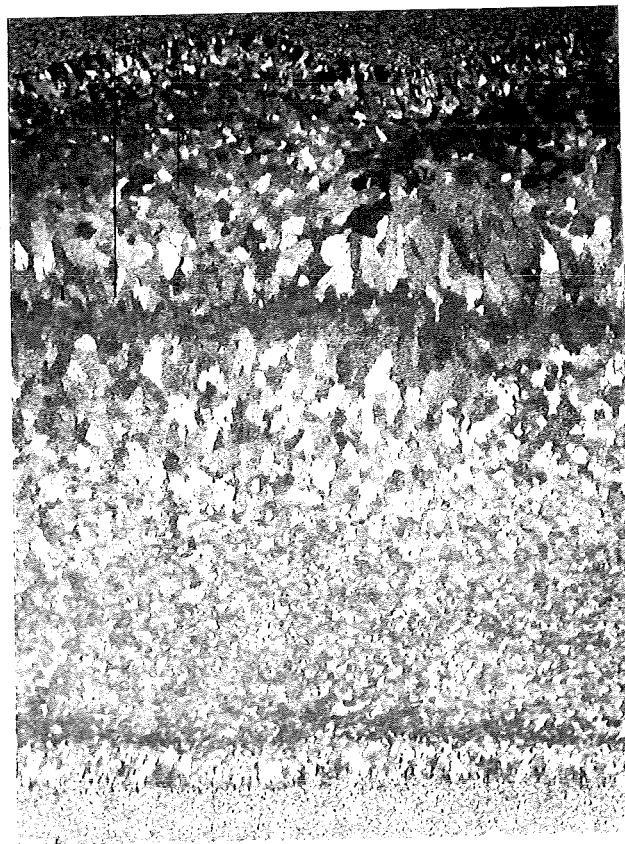


Foto 22: Bovenaanzicht van een las AISI 310
B=15 mT, f=5 Hz
etsmiddel: marble V=10xDV

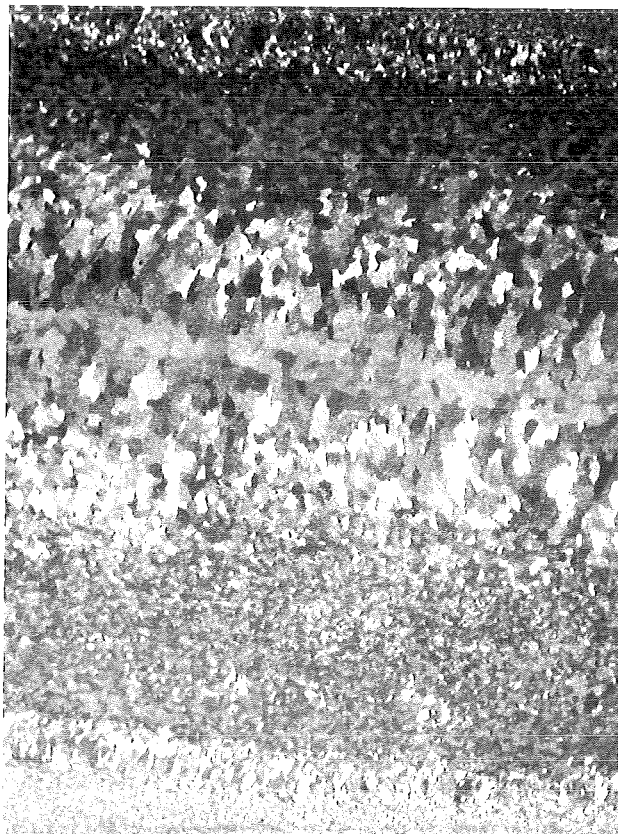


Foto 23: Bovenaanzicht van een las AISI 310
B=15 mT, f=20 Hz
etsmiddel: marble V=10xDV

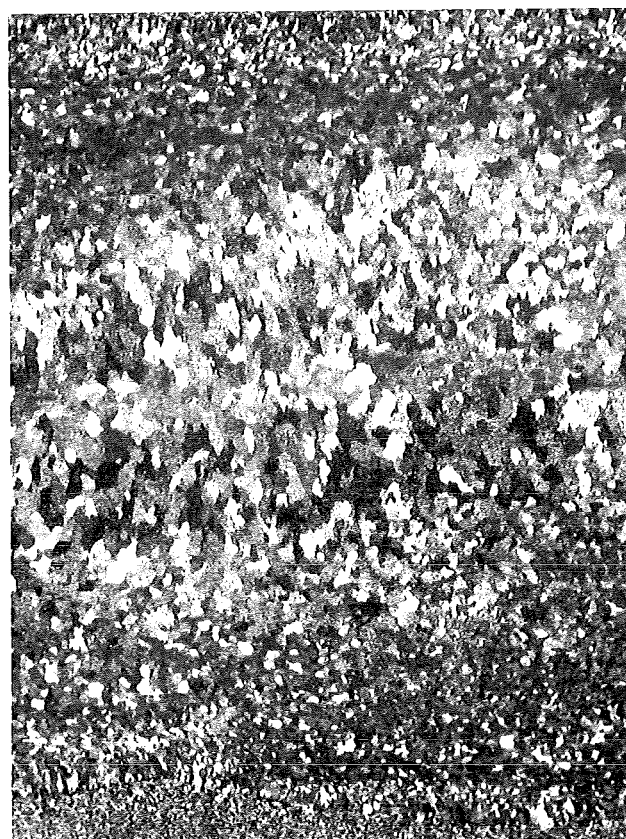


Foto 24: Bovenaanzicht van een las AISI 310
B=15 mT, f=300 Hz
etsmiddel: marble V=8xDV

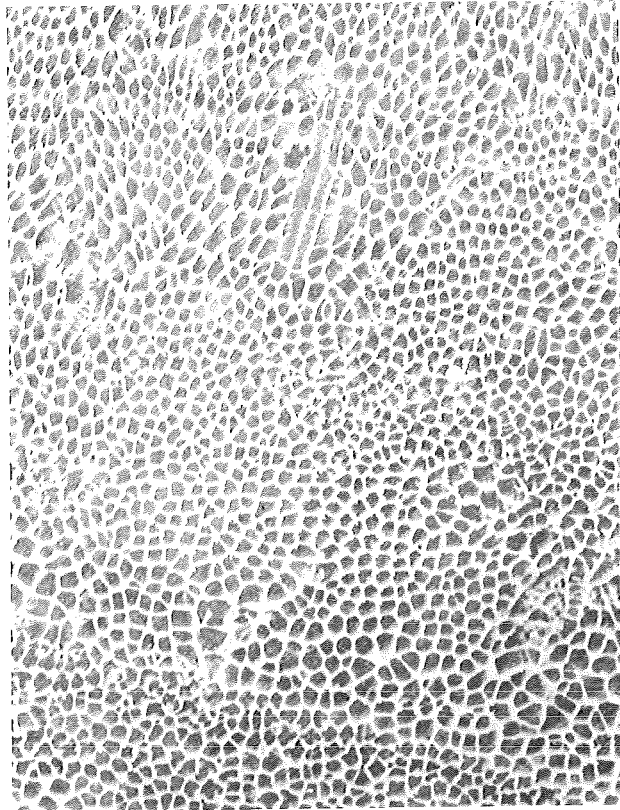


Foto 25: Microstructuur AISI 310 bovenaanzicht
B=0 mT, f=0 Hz plaats: rand van de las
etsmiddel: marble V=250xHV

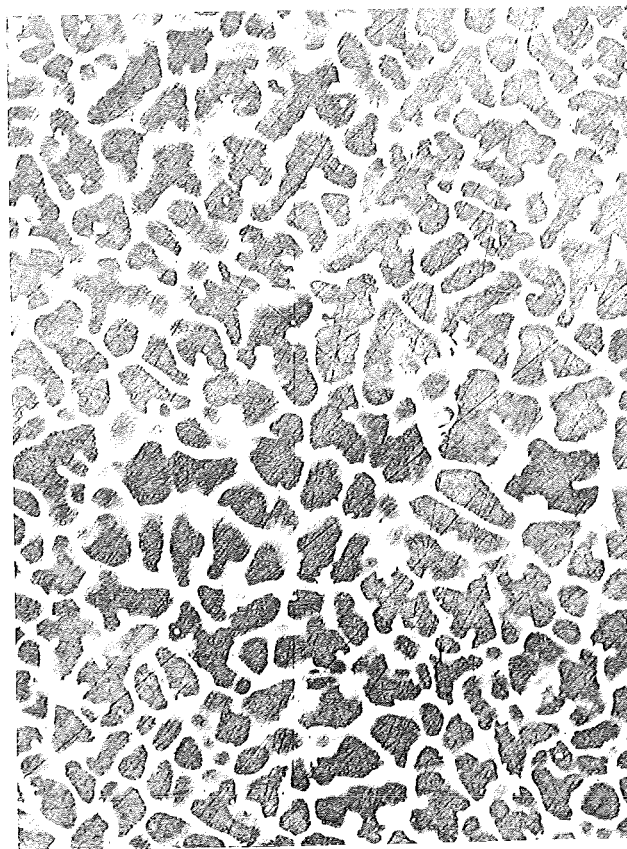


Foto 26: Microstructuur AISI 310 bovenaanzicht
B=0 mT, f=0 Hz plaats: midden van de las
etsmiddel: marble V=250xHV

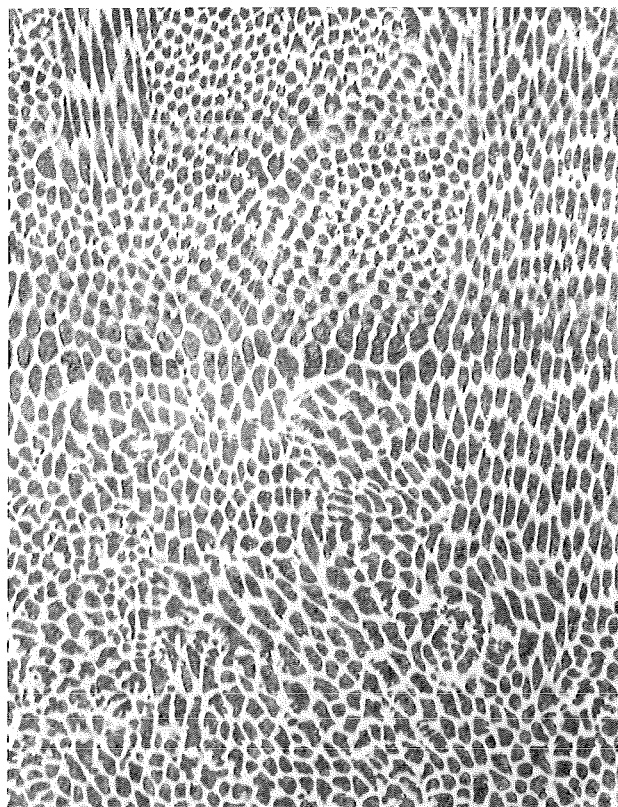


Foto 27: Microstructuur AISI 310 bovenaanzicht
B=15 mT, f=5 Hz plaats: rand van de las
etsmiddel: marble V=250xHV

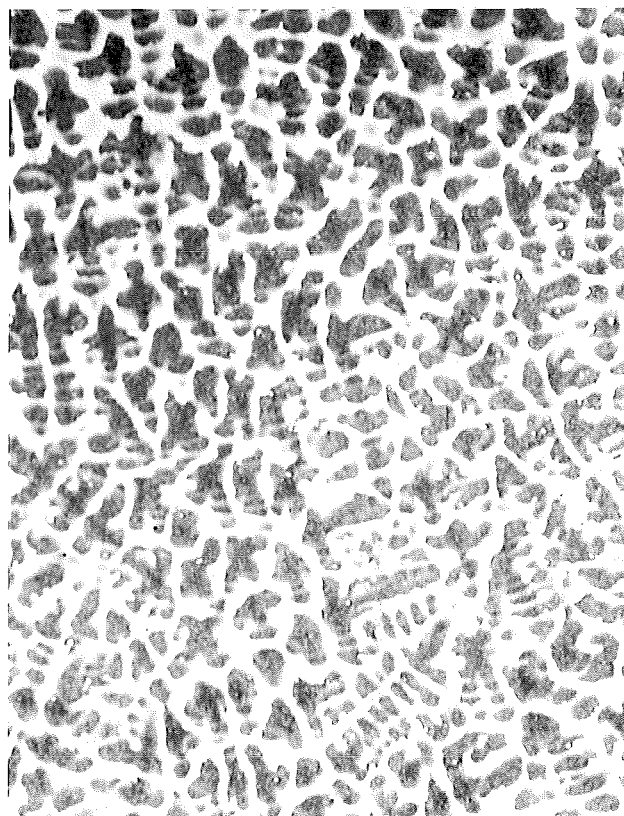


Foto 28: Microstructuur AISI 310 bovenaanzicht
B=15 mT, f=5 Hz plaats: midden van de las
etsmiddel: marble V=250xHV

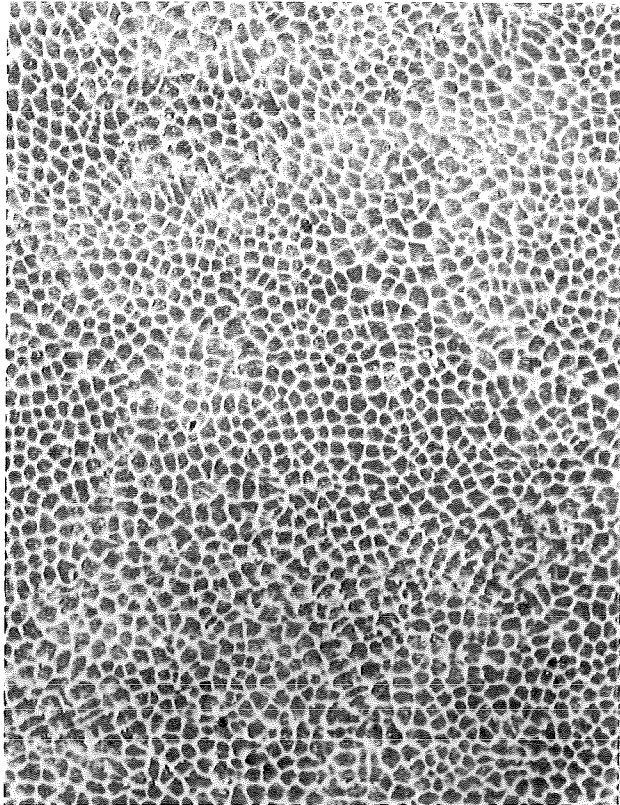


Foto 29: Microstructuur AISI 310 bovenaanzicht
B=15 mT, f=200 Hz plaats: rand van de las
etsmiddel: marble V=250xHV



Foto 30: Microstructuur AISI 310 bovenaanzicht
B=15 mT, f=200 Hz plaats: midden van de las
etsmiddel: marble V=250xHV