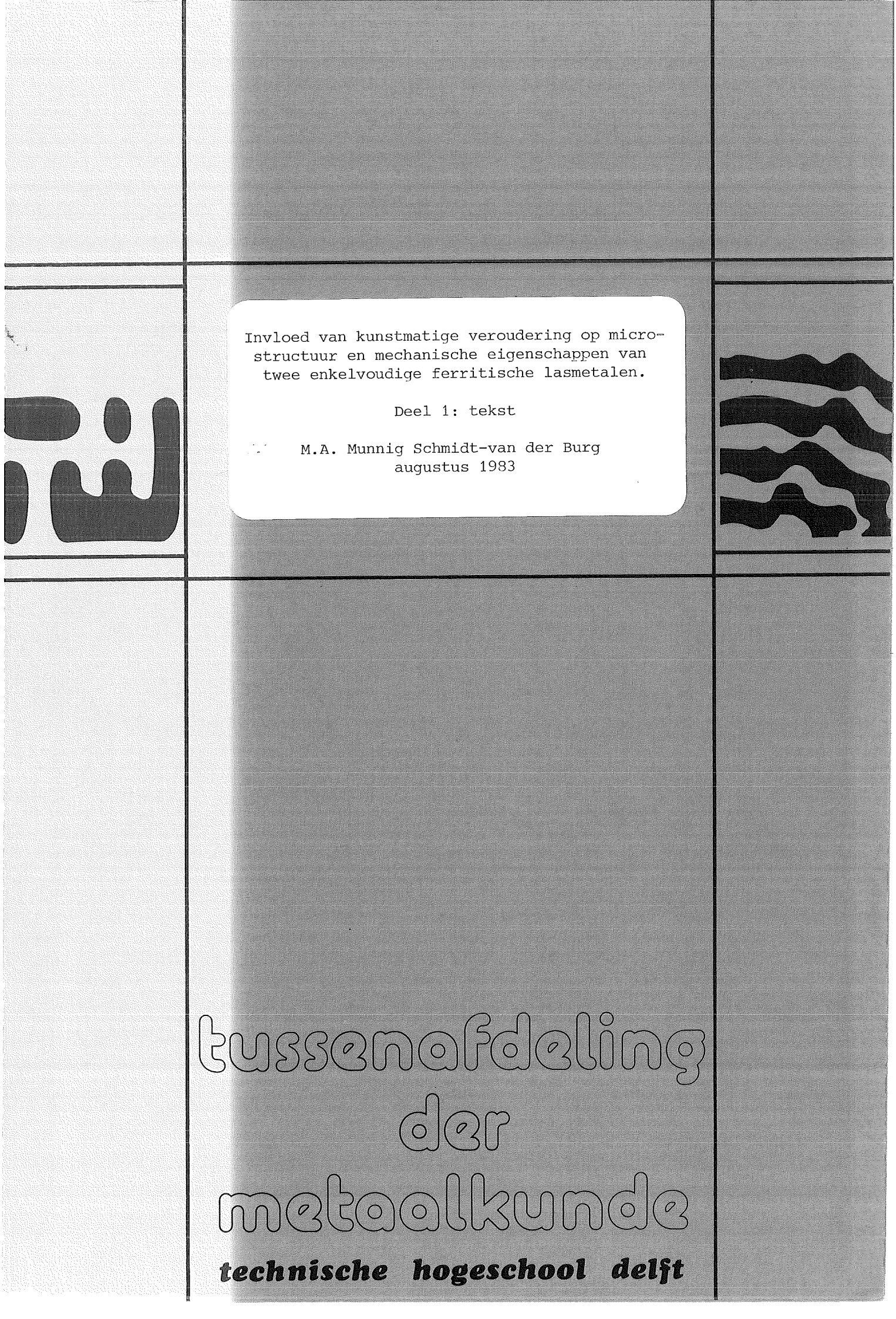


The background features a grid of thick black lines. In the top-left and top-right quadrants, there are stylized, bold, black and white patterns. The top-left pattern consists of several thick, rounded, horizontal strokes. The top-right pattern consists of several thick, wavy, horizontal strokes. The central area is a large, light gray rectangle with a white rounded rectangle in the center containing text.

Invloed van kunstmatige veroudering op micro-
structuur en mechanische eigenschappen van
twee enkelvoudige ferritische lasmetalen.

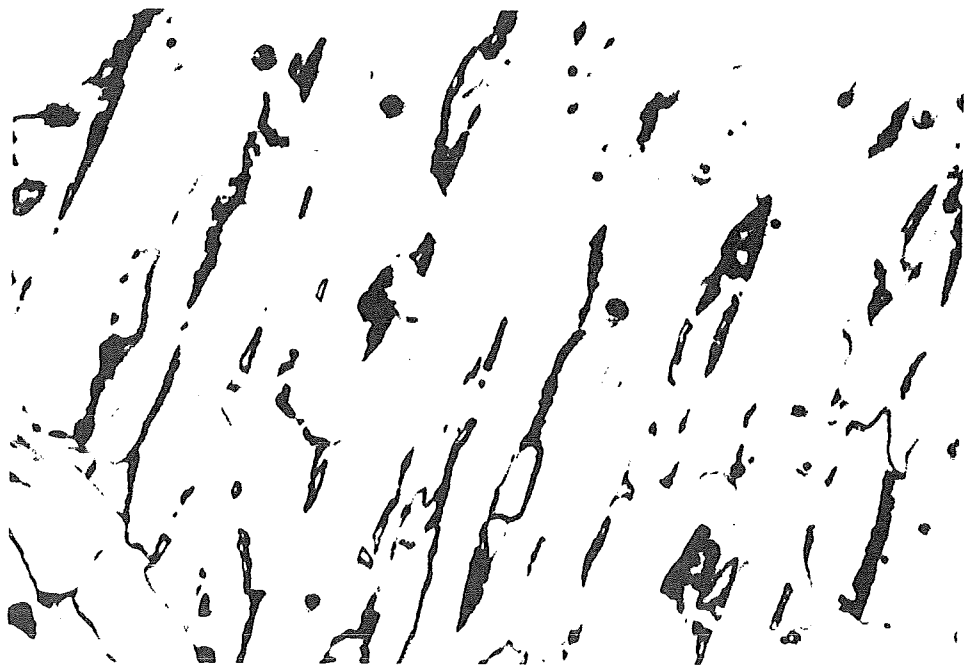
Deel 1: tekst

M.A. Munnig Schmidt-van der Burg
augustus 1983

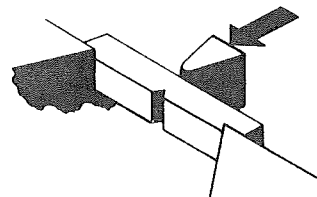
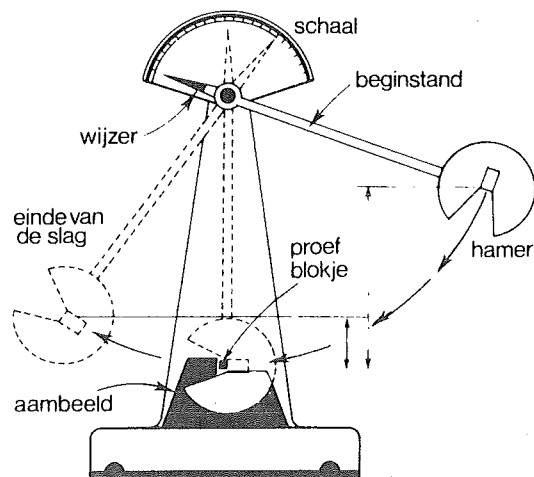
tussenafdeling
der
metaalkunde
technische hogeschool delft

Invloed van kunstmatige veroudering op microstructuur en
mechanische eigenschappen van twee enkelvoudige
ferritische lasmetalen

M.A. Munnig Schmidt-van der Burg



Deel 1 : tekst



Invloed van kunstmatige veroudering op microstructuur en
mechanische eigenschappen van twee enkelvoudige
ferritische lasmetalen

Verslag van het afstudeerwerk van M.A. Munnig Schmidt-van der Burg
uitgevoerd op het Philips Natuurkundig Laboratorium te Eindhoven

Afstudeerdocent : Prof.dr. G. den Ouden

Begeleider : Dr.ir. S. Hoekstra

Eindhoven, augustus 1983

Inhoudsopgave

	blz.
I Inleiding	3
II Theoretische achtergrond	5
1. Microstructuur	5
1.1. De primaire structuur	5
1.2. De secundaire structuur	5
1.3. De tertiaire structuur	6
2. Factoren die van invloed zijn op de microstructuur	7
2.1. De temperatuurocyclus	7
2.2. De chemische samenstelling	8
3. Verband tussen microstructuur en mechanische eigenschappen	9
III Experimenten	14
1. Proefomstandigheden	14
2. Mechanische eigenschappen	15
2.1. Kerfslagproeven	15
2.2. Trekproeven	16
2.3. Hardheidsmetingen	16
2.3.1. "Overall" hardheid	16
2.3.2. Microhardheid van de afzonderlijke structuurbestanddelen	17
3. Microstructuur	18
3.1. Lichtmicroscopische structuur	18
3.2. De structuur bestudeerd met de scanning-elektronenmicroscop (SEM)	19
3.3. De structuur bestudeerd met de transmissie-elektronenmicroscop (TEM)	22
4. Breukonderzoek aan de kerfslagstaven	25
IV Discussie	27
V Conclusies	32
VI Suggesties voor verder onderzoek	34
VII Summary	36
VIII Literatuur	38

I. Inleiding

Dit verslag bevat de resultaten van een onderzoek naar de invloed van kunstmatig verouderen op microstructuur en mechanische eigenschappen van ferritisch lasmetaal. Het onderzoek is uitgevoerd op het Philips Natuurkundig Laboratorium in samenwerking met Philips Welding Industries te Utrecht. Gekozen is voor onderzoek naar lasmetaal dat in de offshore industrie wordt toegepast. Het gaat dan met name om lasmetaal verkregen d.m.v. handlassen met beklede elektroden van ongelegeerde en laaggelegeerde C-Mn stalen.

Eén van de problemen hierbij is verslechtering van de kerftaaiheid van de grondlas in een meerlagen-las bij grotere plaatdikten (≥ 40 mm) als gevolg van dynamische rekveroudering. Dit verschijnsel manifesteert zich onder invloed van het gecombineerd optreden van spannings- en temperatuurcycli. In lasverbindingen wordt dit verschijnsel veroorzaakt door het leggen van meerdere lassnoeren over elkaar. Het blijkt dat wisselende belasting (boven de rekgrens) in het temperatuurgebied van 100 tot 300°C reeds dynamische rekveroudering veroorzaakt. Om na te gaan welke bestanddelen in de microstructuur dynamische rekveroudering veroorzaken, is lasmetaal van twee typen elektroden onderzocht met ongeveer dezelfde chemische samenstelling (afgezien van het Mn- en Ti-gehalte), dat echter verschillend reageert op dynamische rekveroudering. Als uitgangsmateriaal is gekozen voor enkelvoudig (laaggelegeerd ferritisch) lasmetaal in de gelaste toestand, om het aantal variabelen zo beperkt mogelijk te houden. Het dynamisch rekverouderingsproces is hierbij gesimuleerd d.m.v. 6% drukdeformatie bij kamertemperatuur gevolgd door een half uur gloeien op 250°C, hetgeen beschouwd kan worden als een redelijke benadering van de situatie in de grondlas van een meerlagen-las. Van de twee typen lasmetalen in de drie toestanden (gelast, gedeformeerd en gedeformeerd+gegloeid) is zoveel mogelijk getracht de eigenschappen van de verschillende microstructuurbestanddelen vast te leggen.

Een dergelijk fundamenteel onderzoek naar het verband tussen microstructuur en mechanische eigenschappen is noodzakelijk om ferritisch lasmetaal te kunnen ontwikkelen met optimale mechanische eigenschappen. De kerftaaiheid van het lasmetaal is hier-

bij de belangrijkste mechanische eigenschap, die een maat is voor de kans op brosse breuk. Brosse breuk is nl. een veel voorkomende oorzaak van het falen van gelaste constructies en is een zeer ongunstig verschijnsel, omdat het onverwacht optreedt bij lage benodigde energie en met hoge voortplantingssnelheden. Door de complexiteit van een lasverbinding is het streven naar sterke en taaie verbindingen echter vaak een proces van "trial and error". Er kunnen nl. veel verschillende structuurbestanddelen ontstaan onder invloed van temperatuurcycli tijdens het lassen en de chemische samenstelling. De temperatuurcycli worden o.a. bepaald door de lasstroom, lasspanning, voortloopsnelheid en geometrie van de lasverbinding. De chemische samenstelling van het lasmetaal is op zijn beurt afhankelijk van de chemische samenstelling van de lastoevoegmaterialen, de mate van opmenging met het plaatmateriaal, de samenstelling ervan, en de opname van gassen uit de omgeving zoals waterstof, stikstof en zuurstof.

II. Theoretische achtergrond

1. Microstructuur

Bij het onderzoek naar de invloed van kunstmatig verouderen op microstructuur en mechanische eigenschappen van ferritisch lasmetaal is het belangrijk om de voorkomende structuren vooraf te bespreken.

Hierbij kan de volgende indeling worden gemaakt :

- primaire microstructuur
- secundaire microstructuur
- tertiaire microstructuur.

1.1. De primaire microstructuur

De primaire microstructuur is een soort gietstructuur, die opgebouwd is uit stengelvormige kristallen. Zoals bekend, wordt bij het stollen eerst δ -ferriet en bij iets lagere temperatuur austeniet gevormd. Meestal wordt de austenitische structuur echter als de primaire microstructuur beschouwd.

1.2. De secundaire microstructuur

Na verdergaande afkoeling zal bij het passeren van de γ - α overgang de secundaire microstructuur gevormd worden. De primaire structuur blijft echter herkenbaar, omdat de oorspronkelijke austenietkorrelgrenzen bij deze transformatie gemarkeerd worden door korrelgrensferriet. Bij het passeren van de γ - α overgang kunnen, afhankelijk van afkoelsnelheid en chemische samenstelling verschillende structuurbestanddelen ontstaan. In de literatuur bestaat nogal wat verwarring betreffende de benaming van deze structuurbestanddelen in de secundaire microstructuur (1).

In deze context zal zoveel mogelijk de beschrijving van Abson en Dolby (2) worden gebruikt, omdat deze in de literatuur het meest voorkomt.

De verschillende secundaire microstructuurbestanddelen van ferritisch lasmetaal in de gelaste toestand zijn (fig. 1) :

- korrelgrensferriet (grain boundary ferrite = GF)
- zijplaatferriet (ferrite with aligned M-A-C = AC, waarbij M-A-C = martensiet, austeniet en carbiden)
- naaldferriet (acicular ferrite = AF)
- polygonaal ferriet (PF)
- perliet, bainiet en carbiden (ferrite-carbide aggregate = FC)
- martensiet (M)

Deze structuurbestanddelen kunnen als volgt nader omschreven worden

Korrelgrensferriet komt voor als een netwerk van blokvormige of langwerpige ferrietkorrels op de oorspronkelijke austenietkorrelgrenzen (3,4), zodat de primaire structuur zichtbaar blijft. Bovendien komen brosse perlitische fasen voor langs de ferrietkorrelgrenzen.

Zijplaatferriet groeit als pakketjes evenwijdige platen vanuit het korrelgrensferriet de oorspronkelijke austenietkorrel in. De platen, die onderling een gering oriëntatieverschil vertonen, hebben een lengte-breedte verhouding van minimaal 20:1 (4). Langs de platen komen brosse fasen voor van martensiet, rest-austeniet en carbiden.

Naaldferriet komt voornamelijk voor in het midden van de oorspronkelijke austenietkorrels.

De kenmerken zijn (5) :

- kleine korrels (0.1 tot 1 μm) met een lengte-breedte verhouding van 3:1 tot 10:1. Het "Committee of Welding Metallurgy of Japan Welding Society" noemt een dikte van 2 μm (4).
- grote-hoek korrelgrenzen ($>20^\circ$) tussen de afzonderlijke naalden (4).
- een redelijk hoge dislocatiedichtheid van ongeveer 10^{14} dislocaties/ m^2 (5).

Polygonaal ferriet komt voor in de vorm van grove ferrieteilanden binnen de voormalige austenietkorrels (2).

Perliet bestaat uit brosse cementietlamellen (Fe_3C) binnen een ferritische matrix.

Martensiet is een structuur die door een omklapmechanisme uit de austenietfase gevormd wordt. Bij deze transformatie vinden geen diffusieprocessen plaats, zodat bv. veel extra koolstof in gedwongen oplossing voorkomt in dit structuurbestanddeel. Hierdoor zijn hoge inwendige spanningen aanwezig en is de dislocatiedichtheid hoog. Er kan nog onderscheid gemaakt worden tussen lattenmartensiet en vertweelind martensiet afhankelijk van het locale C-gehalte, waarbij bij lattenmartensiet de oriëntatieverschillen tussen aangrenzende korrels klein zijn.

1.3. De tertiaire microstructuur

De tertiaire microstructuur ontstaat wanneer de secundaire microstructuur tot in het γ -gebied verhit wordt en daardoor een extra

transformatie ondergaat. Deze structuur bestaat dan uit fijne, ongeveer ronde ("equiaxed") korrels. Er kan echter onderscheid worden gemaakt tussen een grofkorrelig en een fijnkorrelig gebied afhankelijk van de verblijftijd en de temperatuur in het γ -gebied. Het bovengenoemde treedt op in meerlagen-lassen, waarbij de lasnaad uit een aantal lagen en elke laag weer uit een aantal snoeren is opgebouwd. Hierdoor zal bij het aanbrengen van elk snoer de voorgaande laag een warmtebehandeling ondergaan. In het huidige onderzoek is nog slechts sprake van enkelvoudige lassen, die uit één snoer bestaan, zodat de tertiaire microstructuur in dit geval niet ontstaat.

2. Factoren die van invloed zijn op de microstructuur

De microstructuur wordt voornamelijk bepaald door twee factoren:

- de temperatuurcyclus
- de chemische samenstelling.

2.1. De temperatuurcyclus

Van de temperatuurcyclus is de afkoeling van het lasmetaal bepalend voor de microstructuur die uiteindelijk ontstaat. Deze afkoeling hangt af van de lasstroom, boogspanning, voortloopsnelheid, aard en eigenschappen van toevoeg- en plaatmaterialen, voorwarmtemperatuur en geometrie van de lasverbinding. De hoeveelheid niet-metallische insluitels, die in het lasmetaal aanwezig blijft, wordt o.a. bepaald door de afkoelsnelheid in de vloeibare fase. Deze insluitels kunnen in het vloeibare metaal groeien en opstijgen naar de slak, hetgeen bij toenemende afkoelsnelheid moeilijker wordt. Het zijn vooral deze niet-metallische insluitels die als kiemplaatsen voor de diverse vormen van ferriet dienen.

De afkoeltijd van 1200 tot 800°C (t_{800}^{1200}) bepaalt de korrelgrootte van het austeniet. Een fijne austenietkorrel geeft taaier lasmetaal (6), echter beneden een korrelgrootte van ca. 45 μm gaat deze regel niet meer op, omdat dan voornamelijk korrelgrensferriet en zijplaatferriet gevormd wordt (7).

De afkoeltijd van 800 tot 500°C (t_{500}^{800}) bepaalt de hoeveelheid en de morfologie van de verschillende secundaire microstructuurbestanddelen. Zie het continue TTT-diagram (fig. 2) van Harrison et al. (8). Hieruit blijkt

dat een relatief grote afkoelsnelheid meer naaldferriet en minder korrelgrensferriet oplevert, hetgeen gunstig is voor de taaiheid. Verder kan hieruit afgelezen worden dat onder lasafkoelomstandigheden vanuit de austenietfase eerst korrelgrensferriet en polygonaal ferriet gevormd worden en vervolgens zijplaatferriet, naaldferriet, perliet en eventueel martensiet.

2.2. De chemische samenstelling

De invloed van legeringselementen en onzuiverheden op de microstructuur komt o.a. tot uiting in een verschuiving van het TTT-diagram naar kortere of langere tijden. Gunstig voor de taaiheid zijn die elementen die aanleiding geven tot de vorming van meer naaldferriet en minder korrelgrensferriet en zijplaatferriet. Voor ongelegeerd en laaggelegeerd ferritisch lasmetaal is dit het geval wanneer het TTT-diagram naar langere tijden wordt verschoven. De legeringselementen Mn (9) en Ni (10) hebben een dergelijk gunstig effect op de structuur. Men moet echter bedacht zijn op het feit dat bij te grote verschuiving weer martensiet en rest-austeniet kunnen worden gevormd. Naast het effect op het TTT-diagram kunnen legeringselementen of onzuiverheden de mechanische eigenschappen ook op meer directe wijze beïnvloeden b.v. door middel van vaste oplossingsharding, precipitatie of veroudering. Verder heeft het zuurstofgehalte in lasmetaal een sterke invloed op de hoeveelheid niet-metallische insluitels die ontstaat. Deze insluitels worden door de aanwezige zuurstof gevormd met elementen zoals Al, Mn, Si, Ti en S en worden gedeeltelijk ingevangen in het stollende lasmetaal afhankelijk van o.a. de afkoelsnelheid in de vloeibare fase (11). Zoals eerder opgemerkt, dienen de niet-metallische insluitels als kiemplaatsen voor de diverse vormen van ferriet, waarbij het zuurstofgehalte erg belangrijk is. Bij een relatief hoog zuurstofgehalte van ongeveer 600 ppm bevorderen de insluitels die zich langs de austenietgrenzen bevinden kiemvorming van zijplaatferriet in deze gebieden (12). Bij een gehalte van 300 ppm daarentegen bestaat de structuur voor het grootste gedeelte

uit naaldferriet (12,13); echter bij nog lagere zuurstofgehalten bevat de structuur voornamelijk zijplaatferriet, omdat dan te weinig insluitels voor kiemvorming van naaldferriet aanwezig zijn. Bij de kiemvorming van de diverse vormen van ferriet op insluitels zal het kristallografische pasvlak van belang zijn (14). In dit verband wordt bv. het element Ti in de insluitels aangeduid als een belangrijk element voor de kiemvorming van naaldferriet (15). Echter niet elke naaldferrietkorrel is direct gekiemd op een insluitel, ook homogene kiemvorming op reeds ontstane naaldferriet en op tweelinggrenzen en stapelfouten is mogelijk (11,14). De hoeveelheid naaldferriet is belangrijk, omdat dit structuurbestanddeel in de literatuur wordt aangeduid voor wat betreft de mechanische eigenschappen als het meest gunstige bestanddeel van ferritisch lasmetaal.

3. Verband tussen microstructuur en mechanische eigenschappen

Factoren die van invloed zijn op de mechanische eigenschappen van ferritisch lasmetaal (5) zijn : restspanning, dislocatiedichtheid, korrelgrootte, onzuiverheden en legeringselementen en morfologie.

Restspanningen beïnvloeden de mechanische eigenschappen negatief. De dislocatiedichtheid is op de volgende wijze van belang voor de mechanische eigenschappen : de spanning nodig voor plastische vervorming neemt toe als gevolg van een toenemende dislocatiedichtheid (16), zoals in de volgende formule tot uitdrukking komt :

$$\sigma = \sigma_0 + c \rho^{1/2} \quad (1)$$

hierin is : σ = benodigde spanning voor plastische vervorming.

σ_0 = benodigde afschuifspanning voor
dislocatiebeweging

ρ = dislocatiedichtheid

c = constante.

Een hoge dislocatiedichtheid veroorzaakt dus een hoge rekgrens en hardheid, de taaiheid daarentegen wordt lager, vooral als de dislocaties elkaar onderling gaan pinnen. In dat geval kan het materiaal steeds moeilijker plastisch deformereren, zodat de kans op brosse breuk toeneemt.

De korrelgrootte beïnvloedt de vloeispanning σ_y , zoals m.b.v. de vergelijking van Petch kan worden weergegeven :

$$\sigma_y = \sigma_0 + k \cdot d^{-1/2} \quad (2)$$

hierin is σ_y de vloeispanning, σ_0 de benodigde schuifspanning, d de korrelgrootte en k een constante.

Uit deze vergelijking blijkt dat bij afnemende korrelgrootte de sterkte van het materiaal en dus ook de hardheid toeneemt. Tegelijkertijd neemt echter ook de taaigheid toe, hetgeen als volgt kan worden ingezien.

Als in lasmetaal sprake is van brossebreuk, dan is dit meestal transkristallijne splijtbreuk. In een dergelijk geval zal een scheur bij het passeren van een korrelgrens steeds opnieuw moeten initiëren om zich in een volgende korrel te kunnen uitbreiden (propageren). Dit is moeilijker naarmate het oriëntatieverschil tussen aangrenzende korrels groot is (5). Door korrelverfijning zal transkristallijne scheur-uitbreiding dus bemoeilijkt worden, hetgeen een verhoging van de taaigheid oplevert. Zodoende leidt korrelverfijning tot verhoging van zowel taaigheid als van vloeigrens en hardheid. In tegenstelling hiermee leiden de meeste andere parameters tot verhoging van de vloeigrens en verlaging van de taaigheid of vice versa.

Onzuiverheden en legeringselementen kunnen de mechanische eigenschappen op diverse manieren beïnvloeden. Een verslechtering van de kerftaaigheid treedt op door vaste oplossingsharding, precipitatieharding of veroudering als gevolg van verhoging van de benodigde schuifspanning voor dislocatiebeweging. Verdere achteruitgang wordt veroorzaakt door elementen, die het TTT-diagram naar kortere tijden verschuiven, zodat minder taaie structuurbestanddelen ontstaan (zie hoofdstuk II.2.2). Een beperkte verschuiving van het TTT-diagram naar langere tijden is daarentegen gunstig, omdat dan meer naaldferriet wordt gevormd ten koste van de hoeveelheid korrelgrensferriet en zijplaatferriet. Zoals eerder genoemd kunnen onzuiverheden en legeringselementen ook niet-metallische insluitels vormen, die op twee manieren een effect kunnen hebben op de kerftaaigheid. Deze niet-metallische insluitels hebben ten eerste een direct negatief effect op het taaie niveau van

de kerfslagkromme, doordat tijdens mechanisch belasten holten rondom deze insluitfels ontstaan, die gevolgd door groei en coaguleren tot uiteindelijke breuk aanleiding geven ("microvoid coalescence"). De treksterkte van een materiaal met een hoge volumefractie aan insluitfels is daardoor eveneens lager. Tweede-fase deeltjes groter dan 200 Å hebben dezelfde invloed als insluitfels (5).

Volgens Tweed en Knott (17) ontstaat transkristallijne brose breuk na plastische deformatie in korrelgrensferriet gevolgd door initiatie op niet-metallische insluitfels. Taylor en Farrar (5) suggereren echter dat bolvormige insluitfels mogelijk een gunstige invloed uitoefenen op een splijtscheur, waarbij smalle gebiedjes van taaie breuk kunnen ontstaan (zoals bv. de rivierpatronen op een breukvlak). Aan de andere kant noemen ze ook het negatieve effect van aantrekking van een scheur door de insluitfels.

Ten tweede kunnen de niet-metallische insluitfels ook indirect een gunstige invloed hebben op de mechanische eigenschappen, doordat ze als kiemplaatfen voor naaldferriet kunnen dienen (15), hetgeen onder II.2.2 reeds besproken is.

Zoals eerder genoemd wordt dynamische rekveroudering veroorzaakt door relatief kleine hoeveelheden (minder dan 0,001% (18)) interstitieel opgeloste elementen zoals koolstof of stikstof, die kunnen segregeren op dislocaties. De aldus gevormde Cottrellwolken (ev. microprecipitaten) pinnen de dislocaties, waardoor de schuifspanning voor dislocatiebeweging en dus de sterkte toeneemt en waardoor tevens de taaiheid afneemt. De spanningscycli van het dynamisch rekverouderingsproces veroorzaken bovendien een hogere dislocatiedichtheid, waardoor het zojuist genoemde effect extra wordt versterkt. Otegui et al. (19) vatten de invloed van dynamische rekveroudering op de kerfslagkromme als volgt samen :

- verlaging van het taaie niveau ("upper shelf" energie).
- verhoging van de taai-bros overgangstemperatuur.

Deze beide effecten worden zoals eerder genoemd veroorzaakt door microprecipitatie (waargenomen door Cochrane et al. (18) m.b.v. transmissie-elektronenmicroscopie) en door toeneming van de dislocatiedichtheid. Het gevolg hiervan is extra pinning van de dislocaties, zowel onderling als in interactie met precipitaten.

De morfologie van de diverse structuurbestanddelen speelt eveneens een rol wat betreft de kerftaaiheid van lasmetaal, hetgeen nauw verwant is aan de effecten van de korrelgrootte (zie blz.10). Bij de morfologie gaat het om de vorm van de structuurbestanddelen, bv. of het platen, naalden of min of meer ronde korrels zijn. Naast de korrelgrootte die reeds genoemd is, zijn oriëntatieverschillen tussen aangrenzende korrels en het voorkomen van brosse fasen langs korrelgrenzen van belang. In het laatste geval is sprake van de mogelijkheid tot interkristallijne breuk.

Op grond van het bovenstaande kan de invloed van de primaire, secundaire en tertiaire microstructuur op de kerftaaiheid nu als volgt worden omschreven.

De primaire structuur, in het bijzonder de korrelgrootte van de oorspronkelijke austenietkorrels, heeft een direct verband met de kerftaaiheid. Dit verband kan worden weergegeven met de formule :

$$T_0 = A + B \ln d^{1/2} \quad (3)$$

waarbij T_0 de taai-bros overgangstemperatuur voorstelt, d de gemiddelde grootte van de oorspronkelijke austenietkorrels en A en B constanten. Hoe fijner de oorspronkelijke austenietkorrels des te taaiër is dus het lasmetaal (6). Beneden een korrelgrootte van ca. 45 μm gaat deze regel echter niet meer op, omdat dan voornamelijk korrelgrensferriet en zijplaatferriet gevormd worden (7), zoals in hoofdstuk II.2.1 reeds is genoemd.

Voor het effect van de secundaire microstructuur op de kerftaaiheid worden de diverse structuurbestanddelen afzonderlijk besproken.

Korrelgrensferriet heeft een lage weerstand tegen brosse breuk vanwege brosse perlitische fasen langs de ferrietkorrelgrenzen en vanwege de relatief grove korrel (ca. 12 μm (17)).

Zijplaatferriet heeft eveneens een lage weerstand tegen brosse breuk vanwege de volgende kenmerken :

- de aanwezigheid van brosse fasen zoals martensiet, rest-austeniet en carbiden langs de platen.
- geringe oriëntatieverschillen tussen de afzonderlijke platen, waardoor een pakket zijplaatferriet zich schijnbaar gedraagt als één grote korrel.

Naaldferriet heeft een hoge weerstand tegen brosse breuk door de geringe korrelgrootte en de grote-hoek korrelgrenzen. De geringe korrelgrootte gecombineerd met een redelijk hoge dislocatiedichtheid geeft tevens aanleiding tot een hoge sterkte en hardheid van dit bestanddeel.

Polygonaal ferriet heeft vanwege zijn grofkorreligheid een lage weerstand tegen brosse breuk.

Perliet heeft eveneens een lage weerstand tegen brosse breuk, vooral wanneer de cementietlamellen in de breukrichting liggen. Het blijkt dat de taai-bros overgangstemperatuur ongeveer lineair toeneemt met het percentage perliet. Een verkleining van de afstand tussen de cementietlamellen is ongunstig, terwijl een verkleining van de dikte van de lamellen gunstig is. Dunnere lamellen zullen immers onder invloed van een spanning eerder vervormen dan breken (5).

Martensiet heeft een hoge hardheid door de sterke vervorming van het kristalrooster als gevolg van een overmaat aan ingevroren koolstof en daardoor een lage taaiheid. Bovendien heeft het een zeer hoge dislocatiedichtheid, hetgeen plastische deformatie zeer moeilijk maakt.

Ferritisch lasmetaal heeft dus een hoge sterkte en taaiheid, als de secundaire microstructuur zoveel mogelijk naaldferriet bevat.

De tertiaire microstructuur tenslotte heeft in het algemeen een hoge weerstand tegen brosse breuk, doordat deze structuur gedeeltelijk bestaat uit fijne, min of meer ronde ("equiaxed") korrels. Het grofkorrelig gebied uit deze tertiaire microstructuur zal echter minder gunstig zijn.

III. Experimenten

1. Proefomstandigheden

Zoals genoemd in de inleiding is het lasmetaal afkomstig uit een enkelvoudige las (één lassnoer), waarbij de plaatkanten (40° V-naad) opgeboterd zijn met hetzelfde elektrode-materiaal (zie fig. 3). De lassen zijn verkregen d.m.v. het elektrisch handlasproces met beklede basische elektroden zonder voorwarmen. De lascondities zijn weergegeven in tabel 1.

De lassen hebben dezelfde warmte-inbreng en daardoor ongeveer dezelfde afkoelomstandigheden ondergaan.

Er zijn twee typen basische elektroden onderzocht :

<u>A.W.S. code</u>	<u>lasmetaal</u>
E 7016-C1L	A
E 8018-C1	B

In tabel 2 staat de gemodificeerde bekledingssamenstelling en de basiciteitsindex B van beide lasmetalen. Deze index geeft de verhouding weer van de hoeveelheid basische en zure mineralen, waarbij een hoge index in het algemeen taai lasmateriaal oplevert (20). De basiciteitsindex is als volgt gedefinieerd :

$$B = \frac{\text{CaO} + \text{MgO} + \text{BaO} + \text{SrO} + \text{Li}_2\text{O} + \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O} + \text{CaF}_2 + \frac{1}{2}(\text{FeO} + \text{MnO})}{\text{SiO}_2 + \frac{1}{2}(\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2)}$$

Gewoonlijk wordt de basiciteitsindex gebruikt om het poeder bij onder poederdek lassen te karakteriseren. Deze index kan echter ook gebruikt worden om de bekleding van de elektrode bij handlassen te karakteriseren. Uit tabel 2 blijkt dat lasmetaal B een lagere basiciteitsindex heeft dan lasmetaal A, zodat lasmetaal B minder taai zal zijn.

De chemische samenstelling van de twee lasmetalen is gegeven in tabel 3. Uit deze samenstelling kan het koolstofequivalent C_{eq} als volgt worden berekend :

$$C_{eq} = C + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}}{5} + \frac{\text{Ni} + \text{Cu}}{15}$$

Normaliter wordt het C_{eq} gebruikt om de kans op harding van de warmte-beïnvloede zône weer te geven, echter in het lasmetaal kan hetzelfde gebeuren. Een hoge waarde voor C_{eq} houdt in een grote kans op harding. Indien $C \leq 0,17$ kan volgens de literatuur (21) echter beter de scheurgevoeligheidsparameter P_{cm} worden gebruikt:

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn+Cu+Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$

P_{cm} is eenzelfde soort parameter als C_{eq} : want hoe hoger de waarde voor P_{cm} is, hoe brosser het materiaal wordt. De waarden van beide parameters voor de twee lasmetalen staan in tabel 4. Hieruit blijkt dat lasmetaal B t.o.v. lasmetaal A iets ongunstiger waarden heeft voor zowel P_{cm} als C_{eq} .

2. Mechanische eigenschappen

2.1. Kerfslagproeven

Vanwege de geringe hoogte van de enkelvoudige las zijn kerfslagproeven gedaan met ondermaatse staafjes, afmetingen 3x10x55 mm, zoals in fig. 4 is weergegeven. De ligging van het staafje in de las is zichtbaar in fig. 3. Deze platte staafjes hebben echter het nadeel dat de breuk voornamelijk onder een vlakspanningsconditie initieert en propageert. Om deze reden zijn ter vergelijking eveneens kerfslagproeven gedaan m.b.v. standaard Charpy V kerfslagstaafjes met afmetingen 10x10x55 mm (ISO R 148). Hiertoe zijn met dezelfde elektroden extra lasverbindingen gemaakt, echter nu in de vorm van meerlagen-lassen.

In alle lassen is dynamische rekveroudering gesimuleerd d.m.v. het kunstmatig verouderingsproces bestaande uit 6% drukdeformatie gevolgd door een $\frac{1}{2}$ uur op 250°C. Fig. 5,6,7 en 8 geven de kerfslagresultaten van de enkelvoudige lassen weer en fig. 9 en 10 van de meerlagen-lassen. De kerfslagresultaten zijn verder nog weergegeven in de tabellen 5 en 6, waarbij de taai-bros overgangstemperatuur in de kerfslagkromme is bepaald als de temperatuur waarbij de energie het gemiddelde is van het brosse en het taaie niveau. Bij de meerlagen-lassen is niet voldoende ver door-gemeten tot het taaie niveau, zodat in dit geval de temperatuur bij 80 J als karakteristieke temperatuur is gekozen (deze

energie bevindt zich ongeveer halverwege de kerfslagkromme). Uit de resultaten volgt dat lasmetaal A de beste eigenschappen bezit in de gelaste situatie : laagste overgangstemperatuur en het hoogste taai energieniveau ("upper shelf"). Na kunstmatig verouderen is lasmetaal A echter het meest beïnvloed : de grootste verschuiving in overgangstemperatuur. Beide lasmetalen vertonen een inzakking van de "upper shelf" energie, hetgeen in de literatuur (18,19) ook gevonden is. De enkelvoudige lassen en de meerlagen-lassen geven hetzelfde beeld wat betreft de kerfslag-eigenschappen, zodat de platte kerfslagstaafjes een goede rangschikking geven van de twee lasmetalen.

2.2. Trekproeven

In fig. 11 is de locatie van de trekstaaf aangegeven, terwijl de afmetingen in fig. 12 staan. (Het is een dpl0 trekstaaf met een beginmeetlengte van 40 mm). De resultaten van de trekproeven zijn weergegeven in de tabellen 7 en 8, waaruit blijkt dat lasmetaal B een hogere rekgrens $\sigma_{0.2}$ en treksterkte σ_T en een lagere breukrek ϵ_B heeft dan lasmetaal A, zowel in de gelaste als in de gedeformeed + gegloeide toestand. Dit betekent dat lasmetaal B sterker maar minder taai is, zodat de kans op brosse breuk groter is dan in lasmetaal A.

2.3. Hardheidsmetingen

De metingen zijn uitgevoerd met een Vickers microhardheidsapparaat. De preparaten zijn op dezelfde manier uit de las genomen als de kerfslagstaafjes (zie fig. 3) en zijn vervolgens aan de onderzijde behandeld als metallografische preparaten (zie hoofdstuk III.3). Op deze wijze is steeds direct zichtbaar in welk structuurbestanddeel de hardheid wordt gemeten.

2.3.1. "Overall" hardheid

Het beproevingsgewicht is hierbij zodanig gekozen, dat een relatief grote put gemaakt wordt die alle structuurbestanddelen tegelijkertijd meet. Hiervoor blijkt een beproevingsgewicht van

1 kg (HV1) voldoende te zijn, waarbij de diagonaal van de put ca. 100 μm bedraagt.

De meetresultaten zijn weergegeven in tabel 9, waarbij elke waarde het gemiddelde is van twaalf metingen. De standaardafwijking in de gemiddelde waarde is maximaal ongeveer 2 kgf/mm². Voor beide lasmetalen geldt dat de hardheid met 19% toeneemt als gevolg van 6% drukdeformatie en ca. 10% extra toeneemt als gevolg van de warmtebehandeling. De deformatiestap uit het kunstmatig verouderingsproces heeft dus het grootste effect op de hardheid. Uit dezelfde relatieve hardheidstoename zou geconcludeerd kunnen worden, dat in beide lasmetalen dezelfde processen plaatsvinden onder invloed van kunstmatige veroudering. Verder is lasmetaal B in elke toestand ca. 13% harder dan lasmetaal A.

2.3.2. Microhardheid van de afzonderlijke structuurbestanddelen

Het gekozen beproevingsgewicht is nu 25 gram om ervoor te zorgen, dat het hardheidsputje binnen één microstructuurbestanddeel blijft. In dit geval is de diagonaal van een putje ongeveer 14 μm . In tabel 10 staan de resultaten van de metingen, waarbij elke waarde het gemiddelde van 10 metingen is. De maximale standaardafwijking in het gemiddelde is bij de hoogste waarden ongeveer 5 kgf/mm² (minder dan 2%).

De volgende conclusies kunnen uit de resultaten getrokken worden:

- rangschikking van de secundaire microstructuurbestanddelen naar toenemende hardheid geeft de volgende reeks : korrelgrensferriet, zijplaatferriet en naaldferriet.
- alle structuurbestanddelen nemen toe in hardheid als gevolg van plastische deformatie en de warmtebehandeling.
- de microhardheid neemt het meest toe door plastische deformatie (behalve in naaldferriet van lasmetaal A), overeenkomstig de effecten bij de "overall" hardheid.
- na het gloeien is de hardheidstoename in beide lasmetalen constant, nl. ongeveer 13% in lasmetaal A en ongeveer 9% in lasmetaal B.
- Elk structuurbestanddeel in lasmetaal B is harder dan het overeenkomstige structuurbestanddeel in lasmetaal A.

- er is weinig consistentie in de relatieve toeneming van de hardheid in de diverse structuurbestanddelen als gevolg van plastische deformatie. Hierbij is het nl. erg belangrijk hoeveel van elk bestanddeel aanwezig is, de structuur ervan op microschaal en de korrelgrootte. In het hoofdstuk Discussie (IV) wordt hierop teruggekomen. Korrelgrensferriet neemt het meest toe in hardheid als gevolg van plastische deformatie, hierna volgen zijplaatferriet en naaldferriet.

3. Microstructuur

3.1. Lichtmicroscopische structuur

De preparaten zijn op dezelfde wijze uit de las gehaald als de kerfslagstaafjes (zie fig. 3). De onderzijde van de preparaten is fotografisch vastgelegd na schuren, elektrolytisch polijsten in een oplossing van perchloorzuur (A₂ van Struers) en etsen in 2% Nital.

De primaire structuur in de twee lasmetalen heeft ongeveer dezelfde korrelgrootte, zoals in fig. 13 en 14 is weergegeven. Een overzicht van de diverse secundaire microstructuurbestanddelen, de verdeling en de fijnheid ervan in de gelaste toestand is zichtbaar in de fig. 15 en 16. M.b.v. de Swift Point Counter gekoppeld aan een lichtmicroscoop (vergroting 500x) zijn tellingen verricht om de hoeveelheid van elk van de structuurbestanddelen vast te stellen. De resultaten hiervan zijn weergegeven in tabel 11.

Aan de hand van tabel 11 kan het volgende worden geconcludeerd:

- Lasmetaal A bestaat voor ongeveer de helft uit korrelgrensferriet (GF), voor ongeveer een kwart uit naaldferriet (AF) en de rest uit zijplaatferriet (AC).
- Lasmetaal B bestaat daarentegen voor de helft uit naaldferriet (AF), voor ongeveer één derde uit korrelgrensferriet (GF) en de rest uit zijplaatferriet (AC).

De korrelgrootte van de drie hoofdstructuurbestanddelen (GF, AC en NF) is eveneens bepaald m.b.v. de Swift Point Counter (zie tabel 12) bij vergrotingen van 200x (GF en AC) en 500x (AF).

De conclusie, die uit tabel 12 getrokken kan worden, is dat lasmetaal B de fijnste korrel bezit wat betreft korrelgrensferriet en zijplaatferriet. Naaldferriet is in beide lasmetalen, gezien de nauwkeurigheid van de telling, even fijn. Bij grotere vergrotingen (ca. 1750x) is het verschil in korrelgrootte van de verschillende microstructuurbestanddelen per lasmetaal goed zichtbaar. Zie fig. 17 en 18 voor korrelgrensferriet en de figuren 19 en 20 voor zijplaatferriet. Het naaldferriet in beide lasmetalen is te zien in de fig. 21 en 22. Hierbij valt op dat in alle structuurbestanddelen zeer duidelijke brede grenzen zichtbaar zijn waarlangs 2^e fase (waarschijnlijk ijzercarbide) voorkomt, en zeer onduidelijke, op sommige plaatsen nauwelijks oplosbare grenzen waarlangs zich waarschijnlijk geen uitscheidingen bevinden. Deze laatstgenoemde grenzen zijn niet oplosbaar bij lage vergrotingen, zodat de korrelgrootte bij een vergroting van 200x en 500x hoger is dan in werkelijkheid. Voor een rangschikking van de structuurbestanddelen naar korrelgrootte is dit geen bezwaar, echter er mag geen absolute waarde gehecht worden aan de getallen uit tabel 12.

Naast het onderzoek naar lasmetaal in de gelaste toestand is eveneens gekeken naar de gedeformeerde en gedeformeerd+gegloeide toestand gekeken. Lichtmicroscopisch is echter geen enkel verschil aantoonbaar tussen de drie toestanden.

3.2. De structuur bestudeerd met de scanning-elektronenmicroscop (SEM)

De metallografische preparaten uit het vorige hoofdstuk zijn eveneens m.b.v. de SEM onderzocht. Dit levert hetzelfde structuurbeeld op als met de lichtmicroscop, echter in dit geval zijn grotere vergrotingen mogelijk waarbij lichtmicroscopisch onduidelijke korrelgrenzen nu beter oplosbaar zijn.

Daarnaast worden niet-metallische insluitels waargenomen in de vorm van witte bolletjes met een gemiddelde grootte van ongeveer 0,5 μm . Hiervan kan de samenstelling kwalitatief en semi-kwantitatief bepaald worden met een aan de SEM gekoppeld EDX (energie dispersieve meting van röntgenstraling)-systeem. De meeste in-

sluitsels bestaan uit Mn, Si en Ti en sommige alleen uit Mn en S. Alleen elementen vanaf atoomnummer 11 (Na) kunnen m.b.v. het EDX-systeem gedetecteerd worden, zodat elementen als C, O en N niet meetbaar zijn. Ricks et al. (11) suggereren dat de niet-metallische insluitels silicaten zijn, zodat ze ook zuurstof bevatten (zie hoofdstuk II.2.2).

Verder zijn in de twee lasmetalen een paar relatief grote insluitels ($>5 \mu\text{m}$) waargenomen die Al, Si, Ca, Ti en Mn bevatten.

Het verschil in de samenstelling van de kleine insluitels in de twee lasmetalen zit voornamelijk in de hoogte van de Ti-piek, hetgeen te zien is in fig. 23 t/m 26. In fig. 23 wordt de structuur van lasmetaal A getoond met daarin een insluitel aangegeven door een pijl. Het EDX-spectrum van dit insluitel wordt gegeven in figuur 24. Hierbij valt op dat in dit spectrum behalve Si, Ti en Mn ook nog Fe en Ni gemeten wordt. Dit komt omdat het gaat om een klein insluiteltje van ongeveer $1 \mu\text{m}$ in diameter, waardoor ook de matrix gedeeltelijk gemeten wordt. In de fig. 25 en 26 is hetzelfde zichtbaar in lasmetaal B. Afgezien van de verticale schaalvergroting met een factor 2 zijn de Mn- en Si-piek hoger dan in fig. 24, omdat het insluitel groter is (ca. $2 \mu\text{m}$), waardoor relatief minder signaal van de matrix afkomstig is. In lasmetaal B is de $\frac{\text{Ti}}{\text{Si} + \text{Mn}}$ verhouding veel lager dan in lasmetaal A.

De insluitels in lasmetaal B bevatten dus minder Ti dan lasmetaal A.

Behalve de samenstelling van de insluitels is ook de samenstelling van de matrix bepaald. Het blijkt dat m.b.v. het EDX-systeem alleen aangetoond kan worden dat lasmetaal B meer Mn in de matrix bevat dan lasmetaal A.

Het verschil in samenstelling tussen de twee lasmetalen wat betreft insluitels en matrix komt dus overeen met het verschil in bulksamenstelling (zie tabel 3).

Naast bovengenoemde preparaten zijn ook preparaten, die alleen geschuurd en elektrolytisch gepolijst zijn, onderzocht in de SEM, om de grootte-verdeling van de niet-metallische insluitels te bepalen. Hiertoe zijn per lasmetaal 10 foto's gemaakt bij een

vergroting van 2500x, hetgeen overeenkomt met een oppervlak van in totaal 0,016 mm². Het aantal en de diameter van de insluitnels is daarna op de foto's gemeten met een lineaal. De resultaten hiervan zijn weergegeven in tabel 13 en in de fig. 27 en 28.

De resultaten leiden tot de volgende conclusies :

- Lasmetaal B bevat 17% meer insluitnels dan lasmetaal A (nl. 19×10^3 insluitnels/mm² in lasmetaal B tegenover 16×10^3 insluitnels/mm² in lasmetaal A), hetgeen een significant verschil is. Tellingen over grotere preparaatoppervlakken m.b.v. een automatisch beeldanalyse-systeem zal dit nauwkeurig kunnen vaststellen.
- De grootte-verdeling van de niet-metallische insluitnels is ongeveer hetzelfde in beide lasmetalen.
- Insluitnels kleiner dan 0,1 µm komen niet voor, omdat ze bij deze diameter thermodynamisch kennelijk niet stabiel zijn en het dus gunstiger is als de elementen in opgeloste vorm voorkomen (ook bij een grotere vergroting van 10.000x zijn geen kleinere insluitnels waargenomen).

Er zijn eveneens insluiteltellingen uitgevoerd op 4 foto's (vergroting 2500x) van breukvlakken in taai gebroken kerfslagstaven. Hieruit volgde echter dat lasmetaal A iets meer insluitnels zou bevatten dan lasmetaal B, maar dit verschil is niet significant.

3.3. De structuur bestudeerd met de transmissie-elektronen-microscoop (TEM)

D.m.v. vonkverspanen zijn cilinders met een diameter van 3 mm uit de lasverbinding gehaald loodrecht op het plaatoppervlak. Deze cilinders zijn na inbedden in technovit tot plakjes gezaagd met een dikte van ca. 400 μm m.b.v. een langzaam draaiend diamantzaagje onder oliekoeling. Na schuren onder waterkoeling tot een einddikte van ca. 50 μm , wordt het preparaat van twee zijden elektrolytisch gedund in een oplossing van 7% perchloorzuur in methanol (bij een spanning van 28V, een temperatuur van -29°C en flowrate 3). De op deze manier verkregen preparaten zijn onderzocht in een Philips EM 400 bij een spanning van 120 kV met en zonder een STEM-unit. Dit laatste wil zeggen dat de transmissie-elektronenmicroscoop eveneens is uitgerust met faciliteiten om een scanning-elektronenbeeld (SEM-beeld) te verkrijgen. Kenmerken van de structuur van beide lasmetalen waargenomen in de TEM zijn :

- insluitels in de vorm van zwarte bolletjes (zie fig. 29)
- 2^e fase met voornamelijk carbide-uitscheidingen, die voorkomen langs korrelgrenzen en binnen de korrels (zie fig. 30)
- dislocaties (zie fig. 31).

Verder valt op dat de herkenning van de microstructuurbestanddelen, zoals deze bekend zijn uit de lichtmicroscopie, erg moeilijk is. Dit wordt voornamelijk veroorzaakt doordat de korrelgrootte in de TEM blijkbaar fijner is (grootste korrel in lasmetaal A met de TEM gezien is 14 μm) dan op grond van lichtmicroscopische metingen werd aangenomen (ook bij een vergroting van 1750x). Het blijkt dat bepaalde grenzen waarlangs geen 2^e fase (carbiden) voorkomt, zowel met de lichtmicroscoop als met de SEM niet of nauwelijks oplosbaar zijn. Het één en ander kan toegelicht worden m.b.v. STEM-opnamen. In fig. 32 is het TEM-beeld van een bepaalde plaats in lasmetaal A te zien en vervolgens het SEM-beeld in fig. 33 van dezelfde plaats. Hierbij valt op dat in het SEM-beeld één grens links onder op de foto verdwenen is en een andere grens bijna. De met 2^e fase gemarkeerde grens is daarentegen wel m.b.v. beide technieken goed zichtbaar te maken.

Het verschil in korrelgrootte bij lichtmicroscopie en elektronenmicroscopie wordt ook verklaard door de geringe oriëntatiever-

schillen die sommige aaneengesloten korrels onderling vertonen. Korrelgrenzen (zonder 2^e fase) tussen korrels met ongeveer dezelfde oriëntatie zullen niet of nauwelijks aangeëtst worden, zodat ze in de lichtmicroscopie niet oplosbaar zijn. In fig. 34 bv. bevindt zich een reeks korrels rechts van twee evenwijdige naalden, waarbij slechts kleine oriëntatieverschillen bestaan tussen de korrels onderling. Een voorbeeld hiervan is de korrel rechts in deze figuur (dezelfde korrel is vergroot weergegeven in fig. 35). Diffractie van dit korreltje en van de aangrenzende rechter korrel in fig. 35 toont aan, dat deze twee korrels slechts ca. 2° in oriëntatie verschillen. Het grensgebied is nog eens vergroot weergegeven in fig. 36, waarbij het rechter gedeelte onder de "two beam" conditie is opgenomen.

Door deze problemen is de microstructuur van de diverse bestanddelen nog niet systematisch vastgelegd m.b.v. de TEM. Het was de bedoeling om per structuurbestanddeel en per lasmetaal de volgende kenmerken vast te stellen :

- korrelgrootte
- oriëntatieverschillen tussen aangrenzende korrels
- aanwezigheid van precipitaten langs korrelgrenzen en binnen korrels
- dislocatiedichtheid
- microprecipitatie op dislocaties
- verdeling van de insluitels.

Om tot een duidelijkere koppeling te komen tussen de structuur zichtbaar m.b.v. lichtmicroscopie en m.b.v. transmissie-elektronenmicroscopie, is getracht om preparaten te maken die m.b.v. beide technieken bestudeerd kunnen worden. Hiertoe worden de preparaten aan één zijde elektrolytisch gepolijst en vervolgens kort aangeëtst in 2% Nital. Deze zijde wordt dan fotografisch vastgelegd m.b.v. een lichtmicroscopie, waarna het preparaat vanaf de andere zijde mechanisch gedund wordt tot ca. 50 µm. De gepolijste en geëtste zijde van het preparaat wordt afgelakt met een zuurbestendige lak, gevolgd door elektrolytisch dunnen vanaf de andere zijde tot er een gat ontstaat. De lichtmicroscopische structuur langs de rand van het gat kan vastgelegd worden na verwijdering van de lak. Vervolgens kan het preparaat in de TEM bekeken worden, waarbij de plaats en morfologie van de diverse structuurbestanddelen al goed bekend is. Dit experiment is helaas door twee oorzaken mislukt.

Ten eerste omdat de rand van het gat te dik was in relatie tot de gebruikte versnelspanning van 120 kV van de elektronenbundel. Bovendien was een golfpatroon aan de rand van het gat ontstaan door het elektrolytisch polijstproces.

Ten tweede was de geëtste zijde gecontamineerd door vochtopname tijdens het mechanisch polijsten van de andere zijde, zodat de lichtmicroscopestructuur niet meer herkenbaar was.

Naast bovengenoemde methode om tot een koppeling tussen de licht-microscopische en elektronenmicroscopische structuur te komen, is eveneens getracht een reeds onderzocht TEM-preparaat aan te etsen. Dit is gedaan om achteraf het TEM-preparaat met een licht-microscop te kunnen bestuderen. Dit aanetsen is mislukt, omdat de plaatsen die in de TEM bekeken zijn, gecontamineerd zijn (bedekt met een koollaagje) door ontleding van koolwaterstoffen uit de kolom van de elektronenmicroscop.

In een beperkt aantal gevallen kunnen op grond van morfologie en gegevens uit de literatuur sommige structuurbestanddelen in de normale TEM-preparaten (prepareermethode zoals in het begin van dit hoofdstuk genoemd) nog wel herkend worden. Zo is in beide lasmetalen een plaatachtige structuur te herkennen, die waarschijnlijk aangeduid kan worden als zijplaatferriet, zie fig. 37 voor lasmetaal A, waarbij de platen onderling maximaal 10° in oriëntatie verschillen. Een voorbeeld van een plaatstructuur in lasmetaal B is weergegeven in fig. 38. Verder is in lasmetaal B kiemvorming van naaldferriet op insluitels waargenomen (zie fig. 39), hetgeen overeenkomt met de literatuur (15). In fig. 39a is het SEM-beeld en in fig. 39b is het TEM-beeld van hetzelfde gebied zichtbaar, waarbij eveneens onderlinge kiemvorming van naaldferriet waarneembaar is.

Naast dit morfologisch onderzoek is ook gezocht naar mogelijke microprecipitatie op dislocaties binnen de structuurbestanddelen in de gelaste toestand. Bij dit onderzoek valt op dat het lasmetaal reeds in de gelaste toestand redelijk dicht bezet is met dislocaties, waarvan sommige nogal scherpe hoeken vertonen. Dit laatste wordt zeer waarschijnlijk veroorzaakt door onderlinge pinning van dislocaties en niet door microprecipitaten, zoals te zien is in fig. 40 en 41. Fig. 41 is een "weak beam" opname van het gebied dat in fig. 40 in helder-

veld is weergegeven. Het voordeel van de "weak beam" techniek is het hogere oplossend vermogen waardoor de dislocaties smaller afgebeeld kunnen worden dan met de helder veld techniek, zodat mogelijke verdikkingen van dislocaties als gevolg van microprecipitatie duidelijker zichtbaar zijn. De voorlopige conclusie van dit onderzoek is, dat geen microprecipitatie in de gelaste toestand kan worden aangetoond in de twee lasmetalen.

Tenslotte moet nog worden vermeld dat door tijdgebrek alleen het lasmetaal in de gelaste toestand is onderzocht met de transmissie-elektronenmicroscoop.

4. Breukonderzoek aan de kerfslagstaven

Om de kans op brosse breuk voor de diverse structuurbestanddelen te controleren, zijn langsdoorsneden gemaakt halverwege de dikte van volledig bros gebroken kerfslagstaven. Het breukoppervlak is eerst beschermd door het "electroless" aanbrengen van een nikkel-laagje met een dikte van 5-10 μm en vervolgens ingebed met de platte kant naar buiten (zie fig. 42). Na schuren, mechanisch polijsten en aanetsen met 2% Nital is langs de breuklijn m.b.v. de Swift Point Counter gekoppeld aan een lichtmicroscoop (vergroting 500x), de hoeveelheid van de diverse structuurbestanddelen geteld. De resultaten van de tellingen in de twee lasmetalen langs het breukpad zijn weergegeven in tabel 14. Ter vergelijking zijn eveneens de "bulk" tellingen vermeld, zodat nu opvalt dat langs de breuk meer korrelgrensferriet en zijplaatferriet en daarentegen minder naaldferriet voorkomt. Hierbij moet nog opgemerkt worden dat de breuk niet volledig is opgelegd door de spanningsconditie, want de ruwheid van het breukvlak bedraagt ruim 500 μm (top-top waarde). Voor beide lasmetalen geldt, dat een transkristallijne brosse breuk die in een richting dwars op een pakket zijplaatferriet initieert zonder oriëntatieverandering dwars door de platen verder loopt. In fig. 43 is dit te zien voor lasmetaal A en in fig. 44 voor lasmetaal B. Hieruit blijkt dus dat grote brosse breukfacetten o.a. overeenkomen met pakketten zijplaatferriet. Op dezelfde wijze zal grove korrelgrensferriet eveneens aanleiding geven tot grote breukfacetten. Behalve bestudering van de structuurbestanddelen langs het breuk-

pad m.b.v. een lichtmicroscop is eveneens het breukvlak zelf van de kerfslagstaaf met de SEM onderzocht. Bij lage beproevingsstemperatuur bestaat het breukvlak bijna geheel uit splijtfacetten, echter bij toenemende beproevingsstemperatuur zal het bros gebroken oppervlak afnemen en het taai gebroken oppervlak toenemen. In de brosse breukvlakken van de twee lasmetalen is geen duidelijk verschil aan te tonen in de grootte van de splijtfacetten, aangezien deze per preparaat reeds sterk varieert van plaats tot plaats. Fig. 45 toont een transkristallijne splijtbreuk in lasmetaal B, waarbij de rivierpatronen starten op een MnS insluitel. Voor lasmetaal A geldt hetzelfde, zoals fig. 46 laat zien.

Bovendien zijn in de taai gebroken gebieden geen onderlinge verschillen waarneembaar tussen de lasmetalen A en B. In beide gevallen is er sprake van "microvoid coalescence", zoals is weergegeven in fig. 47.

IV. Discussie

Uit de specifieke samenstellingsparameters (B , C_{eq} en P_{cm} zie hoofdstuk III.1) van de twee lasmetalen volgt reeds dat lasmetaal B in de gelaste toestand een slechtere kerftaaiheid zou moeten hebben dan lasmetaal A, hetgeen overeenkomt met de gemeten kerfslag-eigenschappen (zie de tabellen 5 en 6). De resultaten van de kerfslagproeven komen eveneens overeen met de resultaten van de trekproeven en de hardheidsmetingen, want lasmetaal B is sterker en harder en zou in principe daardoor minder taai zijn dan lasmetaal A.

Wat betreft de trekproeven en hardheidsmetingen kan het verband met de microstructuur als volgt worden verklaard: twee van de drie hoofdstructuurbestanddelen in lasmetaal B zijn fijnkorreliger dan in lasmetaal A. Zoals bekend geeft een fijnere structuur aanleiding tot hogere sterkte en hardheid. Het is echter niet duidelijk waarom lasmetaal B met zijn fijnere structuur (tabel 12) en een hoog percentage naaldferriet (tabel 11) als gevolg van een hoger Mn-gehalte, juist slechtere kerftaaiheidseigenschappen heeft dan lasmetaal A. Dit betekent dat verschijnselen op submicron schaal een rol spelen. Op grond van het TEM-onderzoek tot nu toe kan hierover nog geen gefundeerde uitspraak worden gedaan. Een verklaring kan zijn dat in lasmetaal B de dislocatiedichtheid gemiddeld hoger is of dat het hogere Mn-gehalte aanleiding geeft tot vaste oplossingsharding (10) of een grotere hoeveelheid brosse microfasen zoals martensiet en rest-austeniet. De genoemde verschijnselen veroorzaken weliswaar een hogere sterkte en hardheid maar tegelijkertijd een lagere taaiheid. Aan de andere kant heeft het hogere Mn-gehalte juist een positieve invloed t.g.v. de verschuiving van het TTT-diagram naar langere tijden, waardoor in lasmetaal B meer naaldferriet gevormd wordt ten koste van de hoeveelheid korrelgrensferriet. De hoeveelheid zijplaatferriet is dan slechts een beetje kleiner, overeenkomend met de resultaten van Harrison et al. (8). Bovendien bevat lasmetaal B meer niet-metallische insluitels die voor kiemvorming van naaldferriet kunnen zorgen overeenkomstig met de literatuur (15). Het verschil in microstructuur van lasmetaal A en lasmetaal B is slechts een gevolg van het verschil in chemische samenstelling, want beide

lasmetalen hebben bijna dezelfde warmte-inbreng, voortloopsnelheid en afkoelsnelheid (zie tabel 1). Verder TEM-onderzoek zal een verklaring moeten leveren voor de slechtere kerftaaiheid van lasmetaal B in de gelaste toestand, terwijl de lichtmicroscopestructuur wel gunstiger is dan die van lasmetaal A.

Het verschil in microhardheid tussen de diverse structuurbestanddelen is als volgt te verklaren :

- Korrelgrensferriet heeft in beide lasmetalen de laagste hardheid, omdat dit bestanddeel het meest grofkorrelig is en de minste inwendige spanningen heeft door de relatief hoge transformatietemperatuur (zie het TTT-diagram : fig. 2).
- Zijplaatferriet is harder dan korrelgrensferriet door de smalle platen waarlangs harde microfasen zoals martensiet, rest-austeniet en carbiden kunnen voorkomen.
- Naaldferriet heeft de grootste hardheid van de drie hoofdstructuurbestanddelen door :
 - + de fijnere korrelgrootte
 - + de redelijk hoge dislocatiedichtheid (5)
 - + mogelijk hogere inwendige spanningen door de lagere transformatietemperatuur.

De structuurbestanddelen in lasmetaal B zijn harder dan de overeenkomstige bestanddelen in lasmetaal A door de geringere korrelgrootte en mogelijk door vaste oplossingsharding van Mn of door aanwezigheid van extra brosse fasen en eventueel een hogere dislocatiedichtheid. Het naaldferriet echter is in beide lasmetalen even fijn, zodat in dit geval één of meer van de laatste drie genoemde effecten een rol moet spelen. Dit betekent dus : "het ene naaldferriet is het andere niet".

Het effect van 6% drukdeformatie op de microhardheid is te zien in tabel 10. Hieruit blijkt voor beide lasmetalen dat de hardheid van korrelgrensferriet het meest toeneemt, vergeleken met de andere hoofdstructuurbestanddelen. Korrelgrensferriet is nl. het meest grove en zachte bestanddeel, zodat het een relatief groter gedeelte van de deformatie zal opnemen. Zijplaatferriet neemt iets minder toe in hardheid en naaldferriet het minste van de

drie hoofdstructuurbestanddelen (dit geldt alleen voor lasmetaal A). Echter de hardheid van korrelgrensferriet uit lasmetaal B neemt meer toe als gevolg van deformatie dan korrelgrensferriet in lasmetaal A. Dit komt doordat in lasmetaal B relatief minder van het zachtere korrelgrensferriet voorkomt, waardoor het relatief meer deformatie zal moeten opnemen.

Na de warmtebehandeling neemt de hardheid van de drie hoofdstructuurbestanddelen verder toe, echter minder dan na deformatie. Hierbij valt op dat deze hardheidstoename in de bestanddelen per lasmetaal ongeveer hetzelfde is : in lasmetaal B echter wat minder sterk dan in lasmetaal A. Een verklaring kan zijn dat per lasmetaal een zelfde mate van microprecipitatie in de structuurbestanddelen optreedt. In lasmetaal B is de hardheidstoename minder, omdat de dislocaties hier waarschijnlijk al veel meer gepind zijn dan in lasmetaal A. Om hierover definitieve uitspraken te kunnen doen, is verder TEM-onderzoek noodzakelijk. Er kan nu een interessante controle uitgevoerd worden door de totale hardheidstoename, zoals deze gemeten is m.b.v. het beproevingsgewicht van 1 kg (zie tabel 9), te vergelijken met de verschillende hardheidstoename van de diverse microstructuurbestanddelen afzonderlijk, rekening houdend met de relatieve hoeveelheid van elk bestanddeel (zie tabel 11).

Voorbeeld voor lasmetaal A :

	fractie	hardheids- toename		fractie v.d. totale toename
GF	0,544	20%	$0,544 \times 20\%$	= 10,9%
AC	0,182	17%	$0,182 \times 17\%$	= 3,1%
AF	0,274	9,9%	$0,274 \times 9,9\%$	= <u>2,7%</u>
				totaal 16,7%

De berekende "overall" hardheidstoename bedraagt 17%, terwijl 19% gemeten is. Gezien de meetnauwkeurigheid komen deze waarden redelijk overeen. Uit tabel 15 blijkt dat ook de overige waarden een goede overeenstemming vertonen.

De reeks microhardheidsmetingen geeft in ieder geval informatie over de mogelijke eigenschappen van de afzonderlijke microstructuurbestanddelen.

Tellingen m.b.v. de SEM hebben uitgewezen dat lasmetaal B 17% meer insluitels bevat dan lasmetaal A. Bij de kerfslagproeven valt op dat lasmetaal B een 17% lagere "upper shelf" heeft dan lasmetaal A. Dit komt dus goed overeen met de "microvoid coalescence" theorie van taaie breuk. SEM-onderzoek van brosse breukfacetten levert verder op dat insluitels eveneens voor initiatie van brosse breuk kunnen zorgen. Taylor en Farrar (5) suggereren echter dat bolvormige insluitels een gunstige invloed kunnen hebben op een splijtscheur, waarbij smalle gebiedjes van taaie breuk kunnen ontstaan (zoals bv. de rivierpatronen op een breukvlak). Dit zou weer betekenen dat de insluitels juist een gunstig effect op de breukenergie kunnen hebben. Na kunstmatig verouderen zakt de "upper shelf" van beide lasmetalen in, hetgeen zeer waarschijnlijk het gevolg is van microprecipitatie op dislocaties. M.b.v. verder TEM-onderzoek zal dit moeten worden geverifieerd.

Het TEM-onderzoek tot nu toe heeft aanwijzingen gegeven dat naaldferriet in lasmetaal B kiemt op niet-metallische insluitels, die een hoger Ti-gehalte bevatten dan de matrix van het lasmetaal. Dit komt dus overeen met de literatuur over dit onderwerp (15).

De percentages van elk structuurbestanddeel langs het breukpad en de percentages in de bulk aanwezig (tabel 14) geven de mogelijkheid om de gevoeligheid voor brosse breuk van elk van de structuurbestanddelen te berekenen.

Bijvoorbeeld voor lasmetaal A :

percentages		gevoeligheid voor brosse breuk (genormeerd)	
GF	langs breukpad	$\frac{62,2}{54,4}$	= 1,14
	in bulk		
AC	langs breukpad	$\frac{25,1}{18,2}$	= 1,38
	in bulk		
AF	langs breukpad	$\frac{12,7}{27,4}$	= 0,46
	in bulk		
totaal		2,98	1

Een zelfde berekening is eveneens voor lasmetaal B uitgevoerd, waarvan de resultaten in tabel 16 staan. Het opmerkelijke hierbij is dat in beide lasmetalen zijplaatferriet (AC) het meest gevoelig is voor brosse breuk gevolgd door korrelgrensferriet (GF) en tenslotte naaldferriet (AF). De reden voor de hoge gevoeligheid van zijplaatferriet voor brosse breuk is de grootte van de zijplaatferrietpakketten, die is nl. effectief groter dan de korrelgrootte van het korrelgrensferriet (zie fig. 15, 43 en 44). Bovendien kunnen in zijplaatferriet meer spanningen en een hogere concentratie aan opgeloste elementen voorkomen door de lagere transformatietemperatuur. Korrelgrensferriet is weer gevoeliger voor brosse breuk dan naaldferriet vanwege de grovere korrelgrootte. Er is nu echter nog een discrepantie tussen de resultaten van de microhardheidsmetingen en de gevoeligheid voor brosse breuk van de diverse structuurbestanddelen. Enerzijds wordt gevonden dat de microhardheid als gevolg van een mogelijk verschil in submicronstructuur van een bepaald bestanddeel in lasmetaal A sterk kan afwijken van hetzelfde bestanddeel in lasmetaal B, terwijl slechts kleine verschillen voorkomen in de gevoeligheid voor brosse breuk. Het is waarschijnlijk noodzakelijk om meer structuurbestanddeel-tellingen uit te voeren om de breukgevoeligheid nauwkeuriger vast te stellen. Bovendien zal nog het nodige TEM-onderzoek verricht moeten worden om de kerftaaiheidseigenschappen van lasmetaal B ten opzichte van lasmetaal A te begrijpen.

V. Conclusies

Op grond van de resultaten van dit onderzoek kunnen de volgende conclusies worden getrokken :

- Kerfslagproeven en trekproeven hebben aangetoond, dat lasmetaal B sterker en minder taai is dan lasmetaal A.
- Elk structuurbestanddeel in lasmetaal B is harder dan hetzelfde bestanddeel in lasmetaal A.
- De lagere kerftaaiheid van lasmetaal B in de gelaste toestand komt niet overeen met de fijnere structuur en het hogere gehalte aan naaldferriet ten opzichte van lasmetaal A. De oorzaak hiervan zal m.b.v. verder TEM-onderzoek moeten worden gevonden.
- De microstructuurbestanddelen gerangschikt naar toenemende hardheid zijn : korrelgrensferriet, zijplaatferriet en naaldferriet.
- De "upper shelf" energie van lasmetaal B in de gelaste toestand is 17% lager dan die van lasmetaal A door een 17% hoger gehalte aan niet-metallische insluitels.
- De niet-metallische insluitels kunnen dienen als kiemplaatzen voor naaldferriet.
- Er zijn aanwijzingen dat brosse breuk geïnitieerd kan worden door niet-metallische insluitels.
- Zijplaatferriet is het meest gevoelig voor transkristallijne brosse breuk, gevolgd door korrelgrensferriet en tenslotte naaldferriet.
- De korrelgrootte van de diverse structuurbestanddelen blijkt in de TEM kleiner dan m.b.v. de lichtmicroscop is waargenomen.
- In de gelaste toestand is geen microprecipitatie op dislocaties waargenomen. Helaas is nog geen TEM-onderzoek uitgevoerd aan preparaten in de verouderde toestand.
- Voor beide lasmetalen geldt dat lichtmicroscopisch geen verschil te zien is tussen de gelaste, gedeformeerde en gedefor-meerd+gegloeide toestand. Blijkbaar spelen verschijnselen op submicron schaal een belangrijke rol.

- Dynamische rekveroudering gesimuleerd d.m.v. 6% drukdeformatie en een $\frac{1}{2}$ uur gloeien op 250°C heeft de volgende effecten :
 - + een verschuiving van de taai-bros overgangstemperatuur naar hogere waarden.
 - + inzakking van de "upper shelf" energie
 - + hogere sterkte
 - + hogere hardheid

Lasmetaal A is gevoeliger voor kunstmatige rekveroudering dan lasmetaal B, hetgeen tot uitdrukking komt in een sterkere toeneming van de overgangstemperatuur.

Beide lasmetalen ondergaan een inzakking van de "upper shelf" energie als gevolg van kunstmatige rekveroudering.

De sterkte neemt in beide lasmetalen toe na kunstmatige rekveroudering.

Wat betreft de "overall" hardheid hebben de twee lasmetalen een identiek gedrag bij kunstmatige rekveroudering :

- . 6% drukdeformatie veroorzaakt de grootste hardheidstoename nl. 19%.
- . een $\frac{1}{2}$ uur gloeien op 250°C geeft een extra hardheidstoename van ca. 10%.

Wat betreft de microhardheid hebben de twee lasmetalen een bijna identiek gedrag bij kunstmatige rekveroudering :

- . 6% drukdeformatie veroorzaakt de grootste hardheidstoename in korrelgrensferriet, gevolgd door zijplaatferriet en tenslotte naaldferriet.
- . een $\frac{1}{2}$ uur gloeien op 250°C geeft een extra hardheidstoename. Per lasmetaal is de hardheidstoename in elk structuurbestanddeel bijna hetzelfde : nl. ongeveer 13% in lasmetaal A en ongeveer 9% in lasmetaal B.

VI. Suggesties voor verder onderzoek

Om tot de noodzakelijke koppeling te komen tussen de lichtmicroscopstructuur en de TEM-structuur zal een betere prepareermethode ontwikkeld moeten worden. Er zijn hiervoor een paar mogelijkheden :

- De TEM-preparaten maken zoals in het begin van hoofdstuk III.3.3. is genoemd, gevolgd door kort aanetsen in 2% Nital, voordat het preparaat in de TEM is bekeken vanwege contaminatie in de TEM. Het voordeel hiervan is, dat de preparaten ook lichtmicroscopisch vastgelegd kunnen worden, zonder dat ze aan één zijde gepolijst, geëtsd en afgelakt moeten worden voor het elektrolytisch dunnen. Het nadeel van deze methode kan zijn, dat de preparaten door het etsproces niet meer optimaal zijn voor TEM-onderzoek.
- De TEM-preparaten aan één zijde voorbereiden als een lichtmicroscop (LM)-preparaat, waarna vanaf de andere zijde het middengebied mechanisch wordt gedund door droog leppen m.b.v. de "sphere-on-tape-test" (22), gevolgd door elektrolytisch dunnen vanaf deze zijde.

De voordelen hiervan zijn :

- + er treedt geen hinderlijke oxydatie van de LM-zijde op, omdat het mechanisch dunnen droog plaatsvindt.
- + er kan worden uitgegaan van dikkere preparaten, waarvan de buitenrand blijft staan, zodat ze steviger en beter te hantieren zijn.
- + de dikte in het middengebied van het preparaat kan dan beduidend kleiner zijn.

Bij deze methode moet echter wel gelet worden op mogelijke deformatie van het preparaat door het lepproces.

Als de koppeling tussen de lichtmicroscopstructuur en de TEM-structuur duidelijk is, kunnen de kenmerken van de diverse structuurbestanddelen op microschaal vastgelegd worden. Vervolgens moet m.b.v. de TEM het verschil tussen de gelaste, gedeformeerde en gedeformeerd+gegloeide toestand aangetoond kunnen worden. De aandacht dient hierbij vooral gericht te worden op de aanwezigheid van microprecipitaten al dan niet geassocieerd met dislocaties.

Het is mogelijk dat er samenstellingsverschillen bestaan tussen de diverse structuurbestanddelen door verschillen in transformatietemperatuur. Zo wordt korrelgrensferriet eerder gevormd dan de andere transformatieprodukten, waardoor dit bestanddeel minder aan legeringselementen kan bevatten. Vreemde atomen worden nl. voor het transformatiefront uitgedreven. De samenstellingsverschillen kunnen waarschijnlijk aangetoond worden met SIMS (Secondary Ion Mass Spectroscopy)-apparatuur, waarbij hardheidsputjes gemaakt kunnen worden voor markering van de structuurbestanddelen.

Verder is het zeer interessant om inwendige dempingsmetingen te doen aan de twee lasmetalen om het gehalte aan vrije koolstof en stikstof te bepalen i.v.m. hun effect op dynamische rekveroudering.

Aanvullende informatie kan verkregen worden door m.b.v. veld-ionenmicroscopie naar de locale samenstelling te kijken, bijvoorbeeld in de buurt van dislocaties i.v.m. mogelijke microprecipitatie op deze dislocaties.

VII. Summary

This study was part of a research programme dealing with the effect of strain ageing on microstructure and mechanical properties of ferritic weld metal. Multipass manual-metal-arc welds in thick plates (≥ 40 mm) are susceptible to dynamic strain ageing in the root-run of the weld, resulting in a poor notch toughness of the root. Two single bead ferritic weld metals were investigated on their susceptibility to artificial ageing. The dynamic strain ageing process was simulated by a deformation of 6% followed by a heat treatment of 30 minutes at 250°C.

Charpy V-notch tests, tensile tests and hardness tests were carried out on both weld metals under the following conditions : as-welded and deformed+aged. Hardness tests were also carried out under the deformed condition.

The microstructure of both weld metals in the three conditions above-mentioned is studied using light microscopy, scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM). As a result of this study the following conclusions can be drawn:

- Charpy V-notch tests and tensile tests indicate that weld metal B is stronger and less tough than weld metal A.
- Each microstructural constituent in weld metal B has a higher hardness than the corresponding constituent in weld metal A.
- The lower notch toughness of weld metal B under the as-welded condition, however, is not corresponding with its finer structure and its higher amount of acicular ferrite with respect to weld metal A as observed by means of light microscopy. Apparently, smaller details which may be observed by TEM must play an important role.
- The most important microstructural constituents, graded in hardness are: grain boundary ferrite, ferrite side-plates and acicular ferrite.
- Grading of these constituents on the susceptibility to trans-crystalline brittle fracture yields: ferrite side-plates, grain boundary ferrite and acicular ferrite.
- The upper shelf energy of weld metal B in the as-welded condition is 17% lower than that of weld metal A, because of a 17% higher amount of non-metallic inclusions.

- Non-metallic inclusions may act as nuclei for acicular ferrite.
- Brittle crack initiation may occur at non-metallic inclusions.
- The grain size of the various microstructural constituents observed by TEM appears to be smaller than when observed by means of light microscopy.
- There is no difference between the as-welded, deformed and deformed+aged condition as observed with light microscopy. Further research with TEM may reveal submicron details responsible for the higher strength and hardness and lower toughness after artificial ageing.
- Artificial ageing has the following effects:
 - + a shift of the transition temperature towards higher values
 - + lowering of the upper shelf energy
 - + higher strength
 - + higher hardness.
- Weld metal A is more susceptible to artificial ageing than weld metal B, because of the larger increase in transition temperature of the former.
- The "overall" hardness of both weld metals is changed in an identical way by artificial ageing :
 - + 6% deformation causes the largest increase in hardness (19%)
 - + 30 minutes ageing at 250°C gives an additional increase in hardness of about 10%.
- By artificial ageing the microhardness of both weld metals is changed in much the same way :
 - + 6% deformation causes the largest increase in hardness of grain boundary ferrite. This increase is less than with ferrite side-plates and acicular ferrite, respectively.
 - + 30 minutes ageing at 250°C results in an extra increase in hardness, which is about 13% for every constituent in weld metal A and about 9% for weld metal B.

VIII. Literatuur

1. M.A. Munnig Schmidt-van der Burg, "Verband tussen microstructuur en kerftaaiheid van ferritisch lasmetaal", Vierdejaarsscriptie, Tussenafdeling der Metaalkunde, Technische Hogeschool Delft, oktober 1981.
2. D.J. Abson en R.E. Dolby, Weld. Inst. Res. Bull. 21 (1980) 100.
3. R.A. Farrar, S.S. Tuliani en S.R. Norman, Weld. Met. Fab. 42 (1974) 68.
4. Committee of Welding Metallurgy of Japan Welding Society, "Classification of Microstructures in Low C-Low Alloy Steel Weld Metal and Terminology", IIW Doc. IX-1282-83.
5. L.G. Taylor en R.A. Farrar, Weld. Met. Fab. 43 (1975) 305.
6. C. Bonnet, Soudage et Techniques Connexes 34 (1980) 209.
7. M. Ferrante en R.A. Farrar, J. Mat. Sc. 17 (1982) 3293.
8. P.L. Harrison, M.N. Watson en R.A. Farrar, Weld. Met. Fab. 49 (1981) 161.
9. G.M. Evans, "Effect of heat-input on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits", IIW Doc. II-A-490-79.
10. R.E. Dolby, Weld. Inst. Res. Rep. 14/1976/M.
11. R.A. Ricks, P.R. Howell en G.S. Barritte, J. Mat. Sc. 17 (1982) 732.
12. R.C. Cochrane en P.R. Kirkwood, "The effect of oxygen on weld metal microstructure", Int. Conf., Trends in steels and consumables for welding, London, November 1978, 103.
13. D.J. Abson, R.E. Dolby en P.H.M. Hart, "The role of nonmetallic inclusions in ferrite nucleation in carbon steel weld metals", Int. Conf., Trends in steels and consumables for welding, London, November 1978, 75.
14. R.C. Cochrane, "Weld metal microstructures - a "state of the art "review", IIW Doc II-A-580-83.
15. R.J. Pargeter, Weld. Inst. Res. Bull. 24 (1983) 215.
16. A. v.d. Beukel, Collegedictaat fysica van de vaste stof II, dislocatietheorie van de mechanische eigenschappen, Delft, Jan. 1978, 2.
17. J.H. Tweed en J.F. Knott, Met. Sc. 17 (1983) 45.

18. R.C. Cochrane, P. Terry en J.G. Garland, Weld. Met. Fab. 44 (1976), 316.
19. J.L. Otegui, R.A. Vega en L.A. de Vedia, "Influence of dynamic strain ageing on notch toughness of weld deposits", IIW Doc. II-A-581-83.
20. S.S. Tuliani, T. Boniszewski en N.F. Eaton, Weld. Met. Fab. 37 (1969) 327.
21. A.C. de Koning en P.F. Ivens, Verslag IIW jaarvergadering in Joegoslavië 1982, Commissie IX, Lastetechniek 49 (1983) 27.
22. A. Broese van Groenou en D.J.C. van Oers, wordt gepubliceerd.