

P1975
5168



C10066
66588

BIBLIOTHEEK TU Delft
P 1975 5168



C 666658

5307

OPPERVLAKTE MARTENSJET EN HOEKPROFIEL MARTENSJET
IN IJZER-NIKKEL



PROEFSCHRIFT

TER VERKRIJGING VAN DE GRAAD VAN DOCTOR
IN DE TECHNISCHE WETENSCHAPPEN AAN DE
TECHNISCHE HOGESCHOOL DELFT, OP GEZAG VAN
DE RECTOR MAGNIFICUS DR. IR. C.J.D.M. VERHAGEN,
HOGLERAAR IN DE AFDELING DER TECHNISCHE
NATUURKUNDE, VOOR EEN COMMISSIE UIT DE
SENAAT TE VERDEDIGEN OP WOENSDAG 20 MEI 1970
TE 14.00 UUR

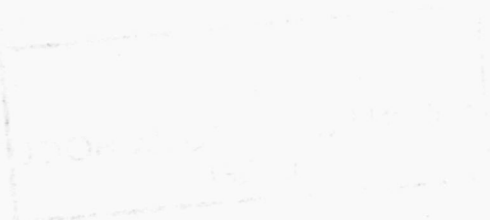
DOOR

JOSEPH ANTON KLOSTERMANN

METAALKUNDIG INGENIEUR
GEBOREN TE BREDA

1970

TYPEWERK EN DRUK TH TWENTE



Dit proefschrift is goedgekeurd door de promotor

PROF. DR. W. G. BURGERS

Aan de nagedachtenis van mijn vader

Aan mijn moeder

Aan Connie

Een belangrijk deel van dit werk geschiedde in het kader van het onderzoekprogramma van de Werkgemeenschap 'Metalen F.O.M.-T.N.O.' van de Stichting voor Fundamenteel Onderzoek der Materie (F.O.M.) en werd mede mogelijk gemaakt door geldelijke steun van de Nederlandse Organisatie voor Zuiver-Wetenschappelijk Onderzoek (Z. W. O.).

Allen, die mij behulpzaam zijn geweest bij het samenstellen van dit proefschrift, betuig ik hiervoor mijn dank.

INHOUD

VOORWOORD		7
HOOFDSTUK I	INLEIDING	
	I.1 De martenstische transformatie	9
	I.1 Verschijnselen	11
	I.3 De invariant plane strain (IPS) theorie	14
	I.4 Toetsing aan experimenten, habitusprobleem, beperkingen	18
	I.5 Andere benaderingen van het martensiet probleem	19
	I.6 Kiemvormingsmechanismen	21
	I.7 Slotopmerking	22
HOOFDSTUK II	OPPERVLAKTE MARTENSIET	
	II.1 Inleidende opmerkingen; literatuur	23
	II.2 Experimentele werkwijze	27
	II.3 Waarnemingen; eigenschappen van oppervlakte martensiet	27
	II.4 De bepaling van het habitplane	35
	II.5 Metingen van oriëntatie relaties	42
	II.6 De vormdeformatie	52
	II.7 De invariant plane strain (IPS) theorie	58
	II.8 Het passen van het grensvlak	62
	II.9 Het groeien van oppervlakte martensiet in gedeformeerd austeniet	67
	II.10 Conclusies	70
HOOFDSTUK III	HOEKPROFIEL MARTENSIET	
	III.1 Literatuur; inleidende opmerkingen	72
	III.2 Experimentele werkwijze	73
	III.3 Waarnemingen	77
	III.4 Specifieke oriëntatierelaties, waarnemingen van het groeien en van het reliëf aan een vrij oppervlak	79
	III.5 Interpretatie op basis van wederzijdse compensatie van de vormdeformatie	85
	III.6 Interpretatie met betrekking tot de elastische energie	87
	III.7 De kiemvorming	87
	III.8 Conclusies	94

HOOFDSTUK IV	OVEREENKOMST EN VERSCHIL TUSSEN OPPERVLAKTE MARTENSIET EN HOEKPROFIEL MARTENSIET	96
HOOFDSTUK V	APPENDIX	
	V.1 De grafische methode	98
	V.2 De omgekeerde grafische methode	103
	SAMENVATTING	105
	SUMMARY	107
	LITERATUUR	111

VOORWOORD

Bij onderzoek van de martensitische omzetting door plastische deformatie van ijzer-nikkel éénkristallen werd martensiet gevonden met een zeer bijzondere habitus.

Allereerst betroffen dit formaties, die alleen in een dunne laag ($\sim 30 \mu$) aan het oppervlak ontstaan en daarom werden aangeduid met oppervlakte martensiet, terwijl bij verdere bestudering van dit oppervlakte martensiet een verschijningsvorm werd waargenomen, die wegens de V-vormige doorsnede van de naaldvormige formaties, door de benaming hoekprofiel martensiet het best kan worden gekenschetst. Deze martensiet formaties weken wat hun gedaante betreft, zeer sterk af van datgene wat men volgens de gebruikelijke theorieën zou verwachten. Vooral de langzame groei en de geringe totale deformatie waren uitzonderlijk. De waargenomen verschijnselen waren, voor zover bij de aanvang van ons onderzoek kon worden nagegaan, nauwelijks of niet in de literatuur beschreven. Om deze reden werden ze in studie genomen.

Dit proefschrift geeft de resultaten van de bestudering van deze beide martensiet soorten weer. Onder meer blijkt dat het habit plane (opgevat als plaatvlak van een plaat of latvormige martensiet kristal) een geheel ander kristallografisch vlak kan zijn dan de (vlakke) voortlopende fasegrens die de transformatie tot stand brengt.

HOOFDSTUK I - INLEIDING

I,1. - De martensitische transformatie

De termen martensiet en martensitische transformatie zijn oorspronkelijk toegepast voor de fase-overgang, welke optreedt bij het harden van staal. De harde structuur die daarbij ontstaat, werd aangeduid met martensiet. Nadien werd voor het overgangsproces waarbij koolstofhoudend austeniet (f.c.c.)* overgaat in aan koolstof oververzadigd ferriet (ruimtelijk gecenterd tetragonaal) de benaming martensitisch gebruikt.

Tegenwoordig worden de termen martensiet en martensitische transformatie gebruikt in een wijdere betekenis. Transformaties in velerlei metalen en legeringen waarbij het produktrooster door een coöperatieve verplaatsing van de atomen uit het matrixrooster ontstaat en die verlopen bij relatief lage temperatuur, zodat diffusie niet of slechts secundair bij de transformatie betrokken is, worden martensitisch genoemd.

Men kan zich voorstellen, dat faseformaties in kristallijne stoffen bij relatief hoge temperatuur verlopen, doordat na kiemvorming de atomen door een diffusieproces individueel over de fasegrens van de oude naar de nieuwe fase overgaan. Vele transformaties verlopen echter bij een zo lage temperatuur, dat men diffusie vrijwel moet uitsluiten. In dit geval zal de transformatie niet tot stand kunnen komen door individuele verplaatsingen van de atomen en blijft slechts als mogelijkheid een gezamenlijke verplaatsing. Een gezamenlijke of coöperatieve verplaatsing zal echter noodzakelijkerwijs een bepaalde vormverandering tot gevolg hebben van het gebiedje dat door de erbij betrokken atomen wordt ingenomen.

Het probleem van de aanpassing aan de omgeving, wat daarbij ontstaat, werd reeds onderkend door *Bain*¹. In fig. I,1,a is aangegeven, dat een f.c.c. rooster kan worden opgevat als een ruimtelijk gecenterd tetragonaal rooster. Bain veronderstelde nu, dat een bepaald austenietgebied zou overgaan in martensiet door samendrukking in de x_3 richting bij gelijktijdige uitzetting in de richtingen x_1 en x_2 , zoals aangegeven in fig. I,1,b en c (*Bain* deformatie). Verder nam hij aan, dat bij de martensietvorming in staal de vormveranderingen in zeer kleine gebiedjes elkaar wederzijds zouden compenseren, doordat de compressie-as alternerend evenwijdig aan x_1 , x_2 en x_3 zou zijn, terwijl de ruimte tussen de gebiedjes zou zijn gevuld met amorf materiaal.

* Een kubisch vlakken gecenterde structuur zal worden aangeduid met f.c.c. (face centered cubic); een kubisch ruimtelijk gecenterde met b.c.c. (body centered cubic).

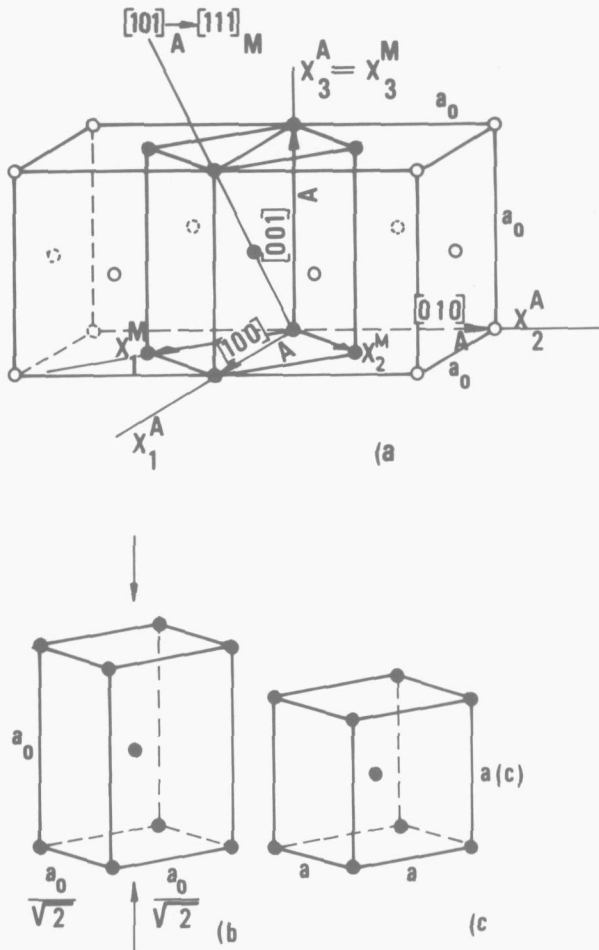


Fig. 1,1,a, b, c.

Bain correspondentie voor de transformatie f.c.c. \rightarrow b.c.c.

Een ruimtelijk gecenterde kubische (of tetragonale) cel ontstaat uit een ruimtelijk gecenterde tetragonale cel met $\frac{c}{a} = \sqrt{2}$ door samendrukken in de x_3 richting en gelijktijdig uitzetting in de x_1 en x_2 richtingen (vergelijk ook fig. 1,6,a). (c.f. *Wayman*⁴⁸).

Het martensitische proces wordt vaak aangeduid met de term 'omklappen'. Het is natuurlijk onwaarschijnlijk, dat de atomen in een relatief groot volume gelijktijdig van de posities in het matrix rooster naar de posities van het produktrooster overgaan. In dit geval zou er een tussenstadium van zeer grote energie ontstaan, te beschrijven als een onstabiele tussenstructuur. Men kan het verloop van de transformatie wellicht beter vergelijken met de wijze waarop men zich voorstelt, dat glijding (slip) bij deformatie van een kristal optreedt. De verplaatsing van de atomen geschiedt in een klein gebied rond een voortlopende dislocatie. Evenzo kan men verwachten, dat bij martensietvorming de transformatie plaatsvindt tengevolge van het voortlopen van een fasegrens.

De kiemvorming, het ontstaan van de fasegrens en het voortlopen van deze grens (het groeiproces) zijn de belangrijkste problemen bij de studie van martensitische transformaties en vormen in het bijzonder het onderwerp van dit proefschrift. Daar kiemvorming en groeiprocessen wellicht de meest intrigerende aspecten zijn, ook van martensitische transformaties, willen wij erop wijzen, dat de nomenclatuur^{2, 55}, waarbij men fase-transformaties in kristallijne stoffen onderscheidt in:

- a. martensitische transformaties en
- b. kiemvorming en groei transformaties

niet erg gelukkig is. Deze zou kunnen suggereren, dat kiemvorming en groei niet in aanmerking komen bij martensitische transformaties. In het bijzonder voor deze processen is het noodzakelijk, dat de nomenclatuur voortdurend wordt herzien, naarmate het inzicht zich verdiept en meer feiten aan het licht komen. Zo worden martensitische transformaties ook wel aangeduid met 'diffusieloze transformaties'³. Het vinden van martensietsoorten met een isotherm kiemvormingsproces⁴ heeft er aanleiding toe gegeven alleen aan de groei een diffusieloos of athermisch karakter toe te schrijven². In de hoofdstukken II en III zal echter blijken, dat bij de daarin beschreven martensietsoorten ook de groei niet geheel athermisch verloopt.

1.2 - Verschijnselen

Reeds in het begin van de dertiger jaren werd een bepaald verband geconstateerd tussen de oriëntaties van matrix en produktrooster. Zo vonden *Kurdjumov* en *Sachs*⁵ voor staal met 1,4 w/o C de oriëntatierelatie:

$$\begin{aligned} \{111\}_{A^*} \parallel \{110\}_{M^*} \\ \langle 110 \rangle_A \parallel \langle 111 \rangle_M \end{aligned}$$

*Nishiyama*⁶ vond voor de legering Fe 30^{w/o} Ni

$$\begin{aligned} \{111\}_A \parallel \{110\}_M \\ \langle 211 \rangle_A \parallel \langle 110 \rangle_M \end{aligned}$$

Martensietkristallen ontstaan vaak plaatvormig. Zij liggen daarbij ingebed in het matrix kristal en wel zodanig, dat het plaatvlak steeds een variant is van een bepaalde vorm $\{hkl\}_A$. Deze vorm $\{hkl\}_A$ noemt men in de angelsaksische literatuur het habitplane. Deze benaming sluit aan bij de reeds lang in gebruik zijnde term 'habit' of habitus voor de uiterlijke gedaante van een kristal, (b.v. 'naaldvormige habitus'). Wij zullen ze dan ook in deze zin gebruiken. *Greninger* en *Trojano*⁷ vonden in 1940 voor martensiet in koolstofstaal met 0,91% C als

* De indices A en M hebben betrekking op het austeniet- respectievelijk het martensietrooster. Kristallografische indices zonder nadere aanduiding worden geacht betrekking te hebben op het austenietrooster.

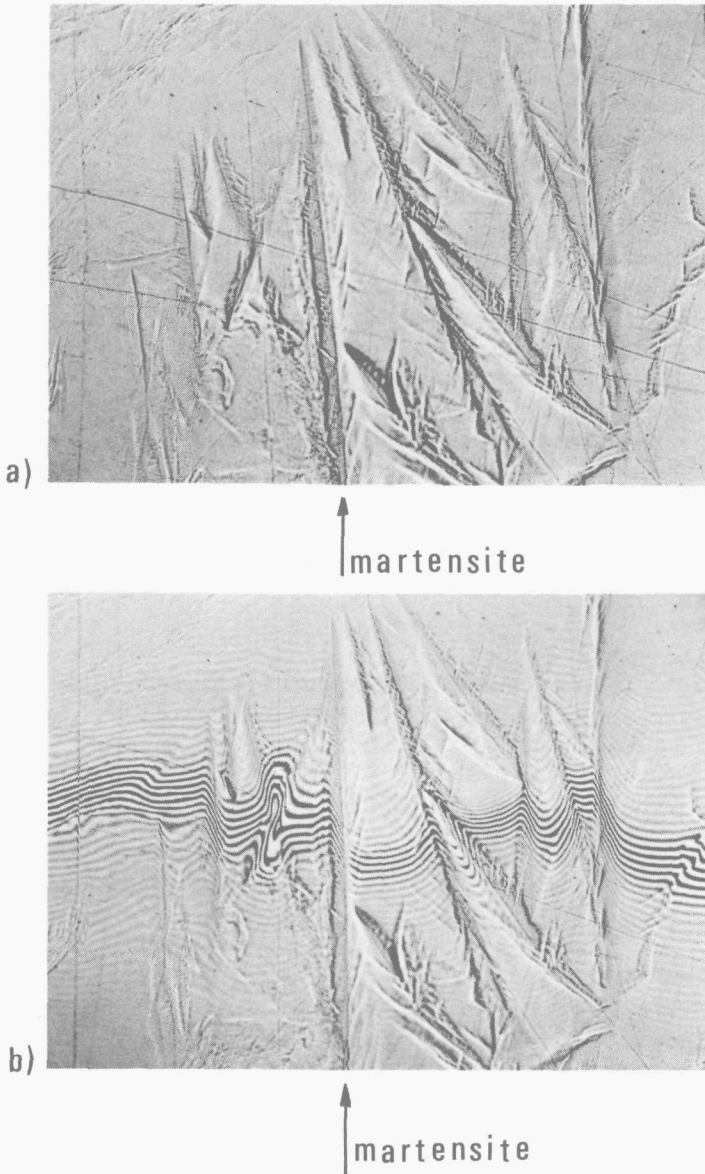


Fig. 1,2,a

Vorm deformatie van martensiet platen (burst-martensiet zie pag. .29.) in Fe 30^w/o Ni - 0,04 C. De krassen laten zien dat rechte lijnen in het getransformeerde gebied recht blijven. De snijlijnen van de platen met het preparaat oppervlak roteren blijkbaar niet, daar ze over de gehele plaatlengte vrijwel in focus blijven. 200 x.

Fig. 1,2,b

Interferentiebeeld van fig. 1,2,a ($\frac{1}{2} \lambda = 0,27 \mu$). Een plaat veroorzaakt een niveau-verschil.

habitplane bij benadering $\{2\ 2\ 5\}_A$ en in koolstof-staal met 1,78% C een habitplane dicht bij $\{2\ 5\ 9\}_A$. De coöperatieve wijze waarop de atomen overgaan van de matrix naar de produktstructuur, komt tot uitdrukking in een macroscopisch waarneembare deformatie, verschillend van een alzijdige uitzetting of inkrimping. Deze macroscopische deformatie noemt men de vorm-deformatie (shape deformation).

*Greninger en Trojano*⁸ (1949) hebben de vormdeformatie voor de legering Fe 22^{w/o}Ni 0,8^{w/o}C geanalyseerd. Het bleek hun hierbij, dat het austenietrooster niet door de vormdeformatie (indien homogeen opgevat) omgezet kan worden in het martensietrooster. Greninger en Trojano concludeerden hieruit, dat nog een aanvullende roosterdeformatie moest optreden bij onveranderlijke vorm. Zij dachten zich dit door middel van een inhomogene deformatie (bijv. slip), zodat de resulterende deformatie slechts homogeen zou zijn in kleine gebiedjes. Door deze onderzoekers werd de vormdeformatie beschreven als een afschuiving op het plaatvlak (habitplane) van een martensietplaat. Dit is niet geheel juist, omdat de toename van het specifieke volume tijdens de transformatie dan niet wordt verrekend. Toch vertoont de vormdeformatie veel overeenkomst met een afschuiving. Ter illustratie is een foto (fig. 1,2,a) opgenomen van plaatmartensiet (burstmartensiet, zie 11,3, pag. 29) wat is ontstaan in dezelfde ijzer-nikkelkristallen (ca. 30 ^{w/o} nikkel, zie 11,2) als die waarin oppervlaktemartensiet werd waargenomen. Fig. 1,2,b laat het bijbehorende interferentiepatroon zien.

Uit dit interferentiepatroon blijkt, dat het niveau aan weerszijden van een plaat verschillend is. Het martensietgebied is, naar het lijkt, afgeschoven. Uit deze en soortgelijke waarnemingen kan worden geconcludeerd, dat rechte lijnen door de vormdeformatie worden getransformeerd tot rechte lijnen. Bovendien constateert men bij waarneming door een microscoop, dat de snijlijn van een martensietplaat met het preparaatoppervlak over de gehele plaatlengte vrijwel in een focus ligt. Dit betekent, dat deze lijn tengevolge van de transformatie niet geroteerd is. Aangezien dit wordt gevonden voor elke oriëntatie van het preparaatoppervlak, geldt het voor iedere lijn. Iedere lijn in het habitplane is dus niet geroteerd. Indien men bovendien aanneemt, dat ook de lengte van lijnen in het habitplane niet verandert, dan is het habitplane geheel invariant. Een dergelijke deformatie wordt een invariant vlakdeformatie genoemd (invariant plane strain). Een algemene invariant vlakdeformatie wordt gedemonstreerd door fig. 1,3. Afschuiving (slip) vertegenwoordigt een bijzonder geval hiervan, waarbij de verplaatsingsvector \underline{d} in het schuifvlak p (aangeduid met de normaal \underline{p}') ligt, zodat het specifieke volume constant blijft.

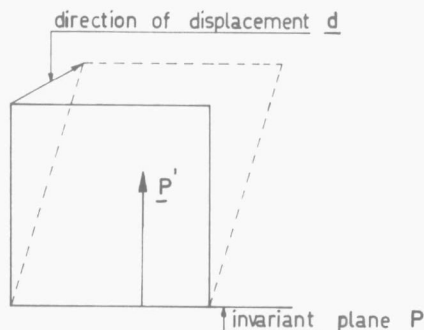


Fig. 1,3
Algemene invariant vlakdeformatie. p is het invariante vlak met normaal \underline{p}' . De verplaatsingsvector is \underline{d} .

Indien een transformatie gepaard gaat met een invariant vlak deformatie, kan b.v. een toename van het specifieke volume verkregen worden door uitzetting loodrecht op het vlak p. Een invariant vlak deformatie is energetisch voordelig wat betreft de accommodatie in de matrix. Voor een getransformeerde plaat, die een éénkristal geheel doorsnijdt, is de accommodatie-energie gelijk aan nul (fig. 1,4).

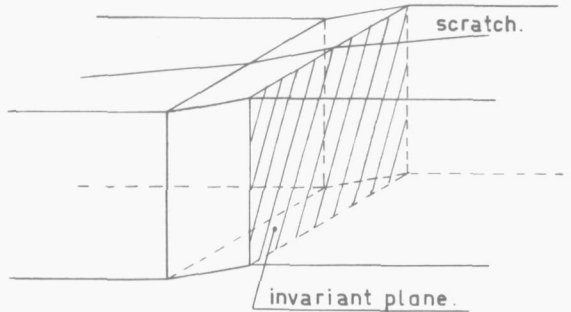


Fig. 1,4
Indien een martensietplaat die een éénkristal geheel doorsnijdt, transformeert volgens een invariant vlak deformatie is de accommodatie-energie in de matrix gelijk aan nul.

1,3 - De invariant vlaktheorie [invariant plane strain (I.P.S.) theory]

Gedurende een vrij lange tijd gelukte het niet voor irrationele habitplanes zoals bijv. voor het bovengenoemde door Greninger en Trojano gevonden $\{2\ 5\ 9\}$ vlak een bevredigende verklaring te vinden ondanks vele pogingen daartoe ondernomen. Nog in 1953 begon Frank⁹ zijn bekende artikel over martensiet met de woorden: 'Despite much good work upon it, the martensite problem is not yet solved'. Een schitterend succes was de invariant vlaktheorie, ontwikkeld door Wechsler, Lieberman en Read¹⁰ (1953) en, onafhankelijk daarvan, door Bowles en Mackenzie¹¹ (1954), waarin een algemene mathematische analyse van de kristallografie van martensitische transformaties werd gegeven.

De fysische uitgangspunten van de invariant vlaktheorie (I.P.S.-theorie) zijn tamelijk eenvoudig. Zij zullen in het volgende worden toegelicht, waarbij als voorbeeld de transformatie f.c.c. \rightarrow b.c.c. zal worden beschouwd. Eerst zullen nog de begrippen (tralie)-correspondentie, tralie-deformatie en roosterinvariante deformatie worden besproken.

Onder (tralie)-correspondentie wordt verstaan: een unieke relatie, die traliepunten, vectoren en vlakken in beide structuren hebben, doordat de traliepunten van de produktstructuur door een (in kleine gebiedjes) homogene deformatie uit de tralie van de matrixstructuur ontstaan. In het geval van de transformatie austeniet \rightarrow martensiet kunnen beide roosters beschreven worden met een bravais-tralie met op ieder traliepunt één atoom. In dit geval houdt de Bain-correspondentie in, dat bijv. een rij atomen op een $[1\ 0\ 1]_A$ richting na de transformatie zal worden teruggevonden als een rij op een $[1\ 1\ 1]_M$ richting. Dit is weergegeven in fig. 1,1,a. In de meeste gevallen kan een plausible traliec correspondentie onmiddellijk worden gevonden, wanneer men veronderstelt, dat de verplaatsingen van de atomen zo klein mogelijk zullen zijn.

De Bain-deformatie (zie pag. 9), gecombineerd met een rotatie, wordt de totale tralie deformatie genoemd.

Een deformatie die het kristalrooster niet verandert, noemt men een rooster-invariante deformatie ('lattice invariant deformation'). Een dergelijke deformatie kan plaatsvinden door slip of door het ontstaan van tweelingen. Een en ander is schematisch weergegeven in fig. 1,5, a t/m e.

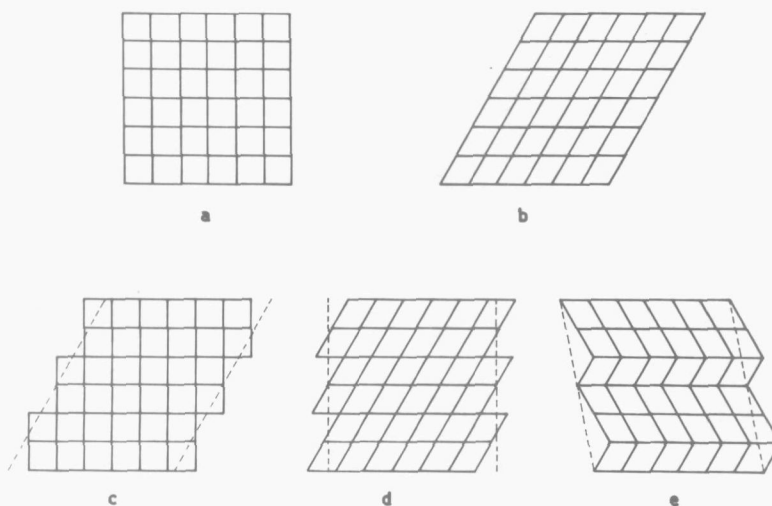


Fig. 1,5

Verschillende soorten deformaties in martensiet naar *Bilby en Christian*⁴⁹, geschematiseerd voor een twee dimensionaal geval.

- a ongedeformeerd kristal.
- b tralie deformatie
- c roosterinvariante deformatie door slip.
- d combinatie van tralie deformatie en rooster-invariante deformatie resulterend in een vorm deformatie (totale deformatie) welke voor dit geval gelijk aan nul is.
- e totale deformatie door verschillende tralie deformaties in verschillende gebieden, resulterend in een vertweelingde structuur.

De I.P.S.-theorie gebruikt als uitgangspunten:

1. De afmetingen van de eenheidscellen van matrix en produktrooster.
2. Verondersteld wordt, dat de vorm deformatie een invariant vlak deformatie is, ofwel daarvan slechts verschilt doordat hierop nog een geringe isotrope dilatatie (δ) gesuperponeerd is.
3. Er wordt een plausibel systeem voor een roosterinvariante deformatie aangenomen, zodanig, dat de deformatie kan worden beschreven als een zuivere afschuiving (slip) op een bepaald vlak in een bepaalde richting. De roosterinvariante deformatie is dan dus ook een invariant vlak deformatie.
4. Er wordt een tralie correspondentie aangenomen.

Met behulp van deze gegevens kunnen worden berekend:

1. de indices van het habitplane,
2. de grootte en de richting van de vorm deformatie,
3. de oriëntatierelatie,
4. de grootte van de rooster-invariante deformatie.

Deformaties kunnen worden gedemonstreerd met behulp van deformatie-ellipsoïden en wij zullen de I.P.S.-theorie met behulp hiervan toelichten. De volgorde van de deformaties is irrelevant in de I.P.S.-theorie; aangenomen wordt, dat ze gelijktijdig geschieden.

De Bain deformatie (fig. 1,1,b) wordt in dit verband voorgesteld als een omwentelingsellipsoïde, die door samendrukking in één richting ontstaat uit een bol (met als straal de eenheid van lengte). Dit is in twee-dimensionale voorstelling weergegeven in fig. 1,6,a.

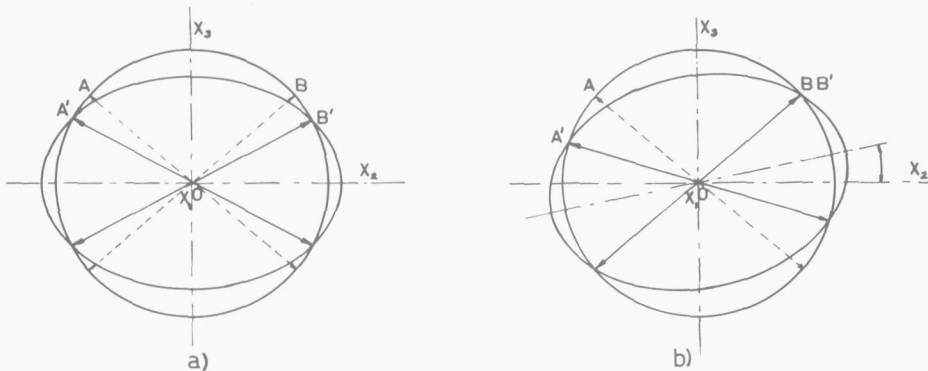


Fig. 1,6,a, b

a. Snijding van een omwentelings ellipsoïde met een eenheidsbol (met als straal de eenheid van lengte; De ellipsoïde ontstaat uit de bol door de Bain deformatie (compressie in de x_3 richting, uitrekking in de richtingen loodrecht hierop). OAB is de 'initial cone of unextended lines' $OA'B'$ is de 'final cone of unextended lines'.

b. Bain deformatie gecombineerd met een rotatie, resulterend in een totale tralie deformatie met een invariante lijn OB .

De omwentelings-ellipsoïde zal de bol snijden volgens de cirkel $A'B'$. Op deze cirkel liggen de eindpunten van lengte-invariante vectoren (OA' etc.). Deze beschrijven de kegel $OA'B'$ ('final cone of unextended lines'), welke dus ontstaan is uit de kegel OAB ('initial cone of unextended lines'). Wanneer nu een zodanige tralierotatie plaatsvindt, dat bijv. de vector OB' , die ontstaan is uit de vector OB , weer met deze samenvalt, dan is OB zowel invariant in lengte als in richting (fig. 1,6,b).

OB is een invariante lijn en de combinatie van rotatie en Bain deformatie is dan een 'invariant line strain'. Door geen enkele combinatie van Bain deformatie en rotatie kan men echter een invariant vlak deformatie bewerkstelligen, welke rotatie men ook kiest. Een invariant vlak is slechts te verwezenlijken met een deformatie-ellipsoïde, waarvan één as gelijk is aan de diameter van de eenheidsbol, één as groter en de derde as kleiner dan deze diameter. Dit wordt gedemonstreerd door fig. 1,7, waarin bol en ellipsoïde in het eerste kwadrant zijn weergegeven, na een zuivere deformatie van de bol in de drie loodrechte asrichtingen ('pure strain') met de rekken $\epsilon_1 = 0$, $\epsilon_2 > 0$ en $\epsilon_3 < 0$. De drie-assige ellipsoïde

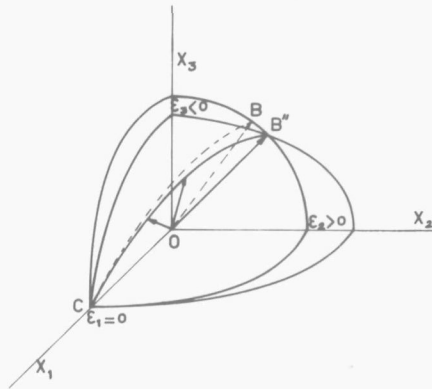


Fig. 1,7
 Snijding van een drie-assige deformatie ellipsoïde
 ($\epsilon_1 = 0$, $\epsilon_2 > 0$, $\epsilon_3 < 0$) met de eenheidsbol,
 kan resulteren in het invariante vlak O C B.

sniijdt de bol volgens een cirkel CB''. Deze is de meetkundige plaats van de eindpunten van lengte-invariante vectoren. Indien nu bovendien nog het vlak OCB'' zodanig geroteerd is, dat het weer tot dekking wordt gebracht met het vlak OCB, waaruit het door de zuivere deformatie is ontstaan, is het resultaat een invariant vlak deformatie.

De omwentelingsellipsoïde die verkregen werd tengevolge van de 'Bain deformatie', kan worden omgezet in de vereiste drie-assige ellipsoïde door de eerstgenoemde als het ware samen te knijpen totdat één as gelijk is aan de diameter van de bol. Dit samenknijpen kan tot stand worden gebracht door een rooster-invariante deformatie (bijv. slip op één slipvlak).

De I.P.S. theorie kan beknopt geformuleerd worden met behulp van de matrix vergelijking:

$$F = RPS$$

I-1

In deze vergelijking is **S** de rooster-invariante deformatie, **P** de Bain deformatie en **R** de rotatie. Het produkt van **P** en **R** is de totale tralie deformatie, het product **RPS** is de vorm deformatie (totale deformatie) **F**.

Zoals reeds vermeld is het een essentiële voorwaarde, dat de rooster invariante deformatie **S** kan worden weergegeven als een enkelvoudig slipsysteem. Indien dit niet het geval is, kan niet zonder meer een numerieke oplossing worden verkregen. Door *Lieberman*^{12 13} e.a. is een grafische methode ontwikkeld, die ons veroorlooft om op snelle wijze experimentele waarnemingen aan de theorie te toetsen. In dit proefschrift zal in hoofdzaak gebruik worden gemaakt van grafische berekeningswijzen.

I,4 - Toetsing aan experimenten, habitus probleem, beperkingen

Mocht er nog twijfel bestaan hebben over de waarde van de I.P.S.-theorie om in bepaalde gevallen habitplane, oriëntatierelatie etc. te voorspellen of te berekenen, dan wordt deze toch wel geheel weggelaten door de verbluffend nauwkeurige overeenstemming tussen de berekende en de experimentele kristallografie, gevonden door *Efsic* en *Wayman*¹⁴ bij de overgang f.c.c. → b.c.c. in het systeem Fe 24 $\frac{1}{2}$ at.-% Pt, welke martensitisch verloopt. Veelbetekenend is het wellicht, dat voor de dilatatieparameter δ de waarde 1 werd gevonden, hetgeen inhoudt, dat geen dilatatie optreedt en het habitplane volkomen invariant is. Uit dit recente onderzoek kan worden geconcludeerd, dat in de legering Fe 24 $\frac{1}{2}$ at.-% Pt de roosterinvariante deformatie plaatsvindt uitsluitend volgens het systeem $(1\ 0\ 1)_F^* [\bar{1}\ 0\ 1]_F^*$.

In de literatuur werd de I.P.S.-theorie toegepast op transformaties in een groot aantal verschillende systemen. De dilatatieparameter δ gaf daarbij vaak de mogelijkheid de berekeningen beter in overeenstemming te brengen met de experimenten. Het is niet uitgesloten, dat juist door het grote succes van de I.P.S.-theorie niet voldoende aandacht is gevallen op alternatieve mogelijkheden tot het zich voordoen van een habitplane. Transformaties in staal met een habitplane type $\{2\ 2\ 5\}$ zijn nooit op een bevredigende wijze verklaard met de theorie¹⁵⁻¹⁷. Er zijn ingewikkelde varianten op de theorie bedacht, gebaseerd op een fysisch onwaarschijnlijk mechanisme (*Lieberman* en *Bullough*¹⁸, *Lieberman*¹⁹). Ook werd de I.P.S.-theorie toegepast op bainietvorming²⁰ en op de vorming van uitscheidingen zoals in het systeem Cu Be^{5,6}. De I.P.S.-theorie wordt naar het schijnt geschikt geacht ter verklaring van ieder habitplane dat ontstaat bij een transformatie, die gepaard gaat met een macroscopische vormverandering.

Tenaanzien van hetgeen men in het kader van een martensitische transformatie onder een habitplane dient te verstaan heerst in de literatuur onduidelijkheid. Opvattingen aangaande het habitplane zijn:

1. Het habitplane is het plaatvlak (of midribvlak) van een plaat- (of lat-)vormige martensietformatie.
2. Het habitplane is het grensvlak van een martensietformatie zoals deze tenslotte na de transformatie wordt aangetroffen²¹.
3. Het habitplane is de vlakke fasegrens door het voortlopen waarvan de transformatie tot stand komt²².

De eerstgenoemde opvatting is de klassieke opvatting. Zij sluit aan bij termen uit de kristalkunde (naald habitus etc.) en is experimenteel gemakkelijk vast te stellen. Wij stellen daarom voor de term habitplane slechts in deze zin te gebruiken.

Voor de tweede en derde mogelijkheid stellen wij de term: vlakke fasegrens, (boundary plane) resp. glijdende (vlakke) fasegrens (glissile interface, zie *Christian*²).

In de literatuur is eigenlijk de term ook steeds in de zin genoemd onder 1. gebruikt, waarbij dan echter automatisch de andere eigenschappen eraan werden toegeschreven.

Klaarblijkelijke afwijkingen bijv. onvlakheid van de grens werden min of meer gezien als onvolkomenheden.

* In navolging van *Frank*⁹ zullen we vlakken en richtingen in het austeniet en de corresponderende vlakken en richtingen in het martensiet (dit laatste beschreven als vlakken gecenterd tetragonaal) aanduiden met de index F.

Bij een meer volledige (thermodynamische) beschouwing van het probleem van het habitplane zou men de volgende factoren in rekening moeten brengen:

1. de elastische energie van matrix- en productfase, o.m. tengevolge van de verandering van het specifieke volume. De elastische energie hangt bovendien ook af van de vorm van een uitscheiding.
2. de grensvlakenergie.
3. de accommodatie-energie, bijv. opgehoopt in de dislocaties die bij de vormaanpassing zijn ontstaan.

De I.P.S.-theorie belicht slechts een beperkt aspect van de transformatie, met name de vraag welke uiteindelijk de uiterlijke kenmerken zullen zijn: habitplane, vormdeformatie en oriëntatierelatie, voor het geval dat de roosterinvariante deformatie een I.P.S. is. De theorie zegt niets of vrijwel niets over de volgende aspecten:

1. de kiemvorming,
2. het groeiproces,
3. het opbouwen van een fasegrens en het ontstaan van de dislocaties, die de roosterinvariante deformatie doen plaatsvinden;
4. het ontstaan van een z.g. 'midrib', dit is een smal gebied met een hoge concentratie aan roosterfouten in het midden van een martensietplaat.

1.5. - Andere benaderingen van het martensietprobleem

*Doi en Nishiyama*¹⁶ hebben getracht het habitplane te interpreteren als 'the plane of the best conformity'. Zij vergeleken de overeenkomst in structuur tussen roostervlakken in austeniet en martensiet. Naast het op elkaar passen van deze vlakken voeren zij als tweede criterium in, een (bijna) parallel zijn van de roostervlakken voor de oriëntatierelaties van Kurdjumov en Sachs, resp. Nishiyama. Maar de vlakken welke zij in hun tabel met elkaar vergelijken, hebben niet alle een correspondentie relatie volgens de Bain correspondentie. Indien men het habitplane interpreteert als een passend vlak op atomaire schaal, is echter het verbonden zijn door een correspondentie relatie een primaire eis. Zo zal bij de Bain correspondentie bijv. een $\{1\ 0\ 0\}_M$ vlak nooit ontstaan uit een $\{3\ 1\ 3\}_A$ vlak, ook al zouden beide vlakken op elkaar passen. $\{1\ 0\ 0\}_M$ vlakken ontstaan slechts uit $\{1\ 0\ 0\}_A$ of uit $\{1\ 1\ 0\}_A$; zie fig. 1,1.

De analyse van Doi en Nishiyama levert als resultaat, dat zeer goed passende vlakken zijn:
 $(1\ 1\ 1)_A$ met $(1\ 0\ 1)_M$: dit passende $(1\ 1\ 1)_A$ vlak zou dan het $(1\ 1\ 1)_A$ habitplane verklaren.
 $(1\ 1\ 2)_A$ met $(3\ \bar{1}\ 2)_M$: dit vlak ligt dicht bij het habitplane $(2\ 2\ 5)_A$.
 $(1\ 1\ 3)_A$ met $(2\ \bar{1}\ 1)_M$: eveneens dicht bij het habitplane $(2\ 2\ 5)_A$.
 $(1\ 2\ 3)_A$ met $(2\ \bar{1}\ 2)_M$: dit vlak ligt dicht bij het habitplane $(2\ 5\ 9)_A$.

*Frank*⁹ heeft een voorstel gedaan tot interpretatie van het $\{2\ 2\ 5\}_A$ habitplane van martensiet in staal, gebaseerd op het tegen elkaar passen van dichtst gepakte vlakken langs een dichtst gepakte richting. De dichtst gepakte atoomrijen, $\langle 1\ 1\ 0 \rangle_A$ resp. $\langle 1\ 1\ 1 \rangle_M$, (zie fig. 1,8 waarin deze atoomrijen loodrecht op het vlak van tekening staan) worden van de austeniet in de martensiet configuratie gebracht door een verplaatsing loodrecht op hun eigen richting. Door een afschuiving *in* de dichtst gepakte richting op het $\langle 1\ 0\ 1 \rangle_F$ vlak (dunne verticale lijnen in de figuur) wordt de goede onderlinge stand van de atomen *in* deze richting verkregen.

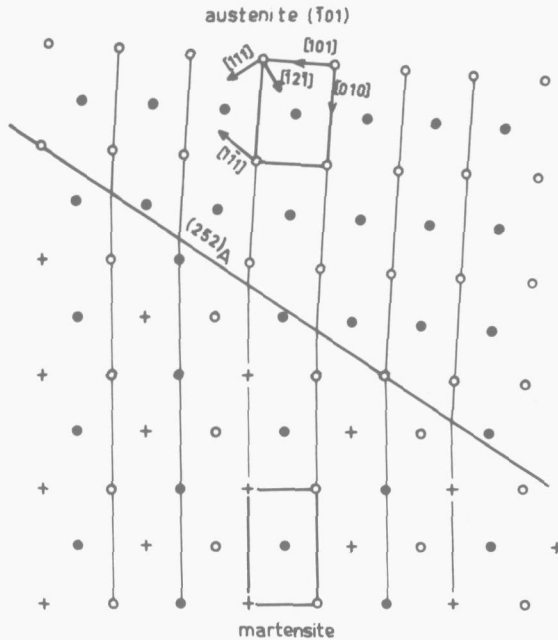


Fig. 1,8

Passen van martensiet op austeniet op een $(252)_A$ vlak volgens Frank. Projectie langs $[\bar{1}01]_F$. In het austeniet zijn er twee niveaus, aangeduid met zwarte en witte bolletjes. In het martensiet zijn er drie niveaus, aangeduid met zwart bolletje, wit bolletje en kruisje.

De laatstgenoemde afschuiving wordt volledig gecompenseerd door een rooster-invariante deformatie, die tot stand komt door schroefdislocaties in het grensvlak.

Deze schroefdislocaties, met als Burgers vector $\frac{a}{2}[\bar{1}01]_F$ veroorzaken daarbij slip op ieder zesde $(101)_F$ vlak. De onderlinge verplaatsing van de dichtst gepakte rijen in een richting loodrecht op de rijen (dus in het vlak van tekening in fig. 1,8), is wellicht op een eenvoudige wijze te beschrijven door deze op te vatten als een transformatie van een twee-dimensionaal tralie. Deze tralie staat dan loodrecht op de beschouwde atoomrijen en is dus wederom evenwijdig aan het vlak van tekening in fig. 1,8.

De tralie-deformatie voert een cirkel over in een ellips; snijding van ellips en cirkel geeft een lijn welke door twee diametraal gelegen snijpunten gaat. De lijn die daaruit door rotatie ontstaan is, is de invariante lijn (vgl. fig. 1,6,a,b). Het vlak door de invariante lijn en de dichtst gepakte richting $[\bar{1}01]$ is het habitplane (met irrationele indices) dicht bij $(252)_F^*$.

* Om gemakkelijk te kunnen vergelijken met later te bespreken grafische constructies gebruiken we een andere permutatie van het habitplane dan het door Frank gebruikte (522) vlak.

Hoewel het habitplane, verkregen volgens de theorie van Frank, in wezen irrationeel is, oppert Frank als alternatief de mogelijkheid, dat toch een rationeel habitplane optreedt, zodat beter passen op atomaire schaal wordt verkregen. Een extra complicatie is het afnemen van de onderlinge afstanden der atomen in de dichtst gepakte richting (de straal van de atomen in martensiet is circa 2% kleiner dan die in austeniet). Frank neemt dit in aanmerking door het martensietrooster als elastisch uitgerekt te beschouwen en brengt daarvoor een samentrekking in dwarsrichting in rekening. De theorie van Frank verschilt dus van de I.P.S.-theorie, doordat bij Frank een anisotrope dilatatie wordt voorgesteld. Als men eenzelfde keuze van de elementen van de roosterinvariante deformatie, n.l. glijvlak $(1\ 0\ 1)_F$ en glijrichting $[\bar{1}\ 0\ 1]_F$ toepast, levert de I.P.S.-theorie een volstrekt verschillend habitplane op, dicht bij $(1\ 4\ 3)$ (zie pag. 48 en vergelijk ook *Breedis* en *Wayman*²¹).

Bilby en *Frank*²² hebben een 'prism matching theory' opgesteld. Een driehoekig prisma met als ribben dichtst gepakte richtingen in het austeniet, wordt tegen een driehoekig prisma in het martensiet geplaatst, eveneens met als ribben dichtst gepakte richtingen. Uit de voorwaarde, dat de driehoeken, verkregen uit een scheve doorsnijding voor beide prisma's, congruent moeten zijn, daar beide roosters op elkaar moeten passen, wordt de kristallografie van martensiet (in staal) van het type $\{2\ 5\ 9\}$ berekend. In de berekeningen is eigenlijk impliciet de I.P.S.-theorie verwerkt. Ook hier geeft het habitplane van het type $\{2\ 2\ 5\}$ weer moeilijkheden. Volgens de 'matching' theorie zou een zeer grote vormdeformatie optreden voor de habitplanes in de buurt van $\{2\ 2\ 5\}$. Het is niet in te zien waarom dit zo zou zijn, omdat juist voor dit type martensiet twee dichtst gepakte richtingen ('generators') bijna parallel zijn en er dus voor in aanmerking komen 'ongestoord' in elkaar over te gaan.

1,6 - Kiemvormingsmechanismen

Door de eerste onderzoekers (*Kurdjumov* en *Sachs*⁵, 1930; *Burgers*²³, 1934; *Nishiyama*⁶ 1934) werden de transformaties beschreven als afschuifprocessen op bepaalde roostervlakken in bepaalde richtingen. Het probleem van de aanpassing aan de omgeving werd nog weinig belicht. Zo stelden *Kurdjumov* en *Sachs*⁵ een mechanisme voor, waarbij het kubisch vlakken gecenterde rooster overgaat in een kubisch ruimtelijk gecenterd rooster door afschuiving achtereenvolgens op de systemen $(1\ 1\ 1)_F$, $[1\ \bar{2}\ 1]_F$ en $(\bar{1}\ \bar{1}\ 3)_F^*$, $[\bar{1}\ 1\ 0]_F$. De grootte van de eerste afschuiving zou de helft zijn van de tweelingafschuiving, zodat de atomen van een bepaald $(1\ 1\ 1)$ vlak juist op de zadelpunten komen van het eronder liggende $(1\ 1\ 1)$ vlak. Het mechanisme van *Nishiyama* beperkt zich tot de eerste stap van het mechanisme van *Kurdjumov* en *Sachs*. *Nishiyama*⁶ wijst erop, dat de configuratie na een 'halve tweelingafschuiving' reeds 'zeer dicht' een kubisch ruimtelijk gecenterde structuur benadert. Deze zou tenslotte verkregen worden door (niet nader omschreven) 'readjustments'.

* Het aanduiden van de tweede afschuiving met austeniet indices is niet juist. Het vlak $(\bar{1}\ \bar{1}\ 2)_A$ door bijv. *Jaswon*²⁵ als tweede afschuifvlak genoemd, is in feite niet meer gedefinieerd na de eerste afschuiving.

Zener²⁴ stelt eenzelfde transformatiemechanisme voor als Nishiyama, waarbij hij opmerkt, dat de zadelpuntplaatsing een secundair minimum van vrije energie zal opleveren.

Jaswon²⁵ beschouwt het mechanisme van Kurdjumov en Sachs uitsluitend als kiemvormingsmechanisme, waarbij hij erop wijst, dat de eerste afschuiving verkregen kan worden door halve Shockley dislocaties, $\frac{a}{12} \langle 112 \rangle$, lopend op een $\{111\}$ vlak.

Venables²⁶ stelt voor, dat de kiemvorming van martensiet in roestvrij staal verloopt via een hexagonale tussenfase. Deze wordt dan met een omgekeerd Burgersmechanisme, zoals ingevoerd voor zirkoon²³ (afschuiving + 'reshuffling') overgevoerd in de b.c.c.-structuur. De afschuifprocessen vinden plaats achtereenvolgens op: $(111)_F$ $[1\bar{2}1]_F$ en $(\bar{1}\bar{1}3)_F$ $[\bar{1}10]_F$.

Bogers en Burgers^{27 28 46} hebben een mechanisme voorgesteld waarbij een kubisch ruimtelijk gecenterde structuur wordt verkregen uit een kubisch vlakken gecenterde structuur door twee achtereenvolgende $\{111\}_F$ $\langle 112 \rangle_F$ 'afschuivingen'. Dit mechanisme is bijzonder aantrekkelijk als kiemvormingsmechanisme, omdat het gebruik maakt van configuraties die in de buurt van dislocatiekluwens zeker kunnen voorkomen. Ook indien de stapelfoutenergie zo groot is, dat geen Shockley dislocaties ontstaan, zal dit het geval zijn. Ook dan zullen namelijk de atomen in de buurt van $\frac{a}{2} \langle 110 \rangle$ dislocaties in $\langle 112 \rangle$ richtingen verplaatst zijn.

1,7 - Slotopmerkingen

Zoals reeds vermeld op pag.18 is een bevredigende verklaring van het ontstaan van het habitplane $\{225\}$ in staal met behulp van de I.P.S.-theorie tot nu toe niet verkregen. De vraag doet zich voor of toepassing van deze theorie op alle habitplanes (opgevat als vlak evenwijdig aan het vlak door een martensietplaat of lat), die bij martensitische processen ontstaan, gerechtvaardigd is en of het zinvol is daarbij de experimentele resultaten dichter te benaderen door aan de dilatatieparameter een waarde, afwijkend van 1, te geven. In dit proefschrift wordt namelijk een geval beschreven, waarbij deze theorie duidelijk niet van toepassing is op het ontstaan van het habitplane. In de literatuur zijn voorstellen gedaan het habitplane van martensiet van het type $\{225\}$ in staal te benaderen als een passend grensvlak¹⁶. Experimentele waarnemingen in verband hiermee ontbraken tot nu toe. Er is geen algemeen aanvaard beeld van de kiemvorming van martensiet in ijzerlegeringen. Groeiverschijnselen van martensiet in ijzerlegeringen zijn nog weinig bestudeerd.

De in het voorwoord genoemde martensietvormen, n.l. oppervlaktemartensiet en hoekprofielmartensiet, openen de mogelijkheid groeiverschijnselen, grensvlakken en tot op zekere hoogte ook kiemvormingsverschijnselen te bestuderen.

HOOFDSTUK II - OPPERVLAKTE MARTENSIET

II,1 - Inleidende opmerkingen; literatuur

Oppervlakte martensiet werd door enkele onderzoekers in een aantal legeringen van uiteenlopende samenstelling gevonden. Zo werden door *Machlin* en *Cohen*²⁹ reeds in 1951 microfoto's gepubliceerd van wat vermoedelijk als (naaldvormig) oppervlakte martensiet moet worden beschouwd (fig. 4, 5 en 6 in hun artikel).

De waargenomen martensietformaties, die waren ontstaan in de legering Fe 29,5^w/_o Ni, 0,036^w/_o C, werden echter beschreven als platen. Machlin en Cohen verbonden aan hun waarnemingen conclusies aangaande de kiemvorming en de groei van plaatmartensiet.

In 1953 werden door *Hanke* en *Henkel*³⁰ resultaten gepubliceerd over een structuurbestanddeel aan het oppervlak dat door hen genoemd werd: 'das Gefüge X, ein hartes nicht nadeliges Gefüge'. Dit ontstond in staal met een hoog koolstofgehalte (1,4 C 1,75 Cr 0,45 Mn 0,25 Si), afgeschrikt van 1150°C, na mechanisch of electrolytisch polijsten en de auteurs concludeerden uit hardheidsmetingen dat het martensiet was.

Bastien en *Stora*⁵⁷ namen in roestvast staal (17,5 Cr 7,5 Ni 0,05 C) na afschrikken en etsen martensiet waar, dat men kon zien groeien. De groeisnelheid hiervan was dus veel geringer (bijv. 50 μ/sec.) dan de snelheid die door *Bunshaw* en *Mehl*³¹ werd gevonden voor martensiet in Fe 29,5^w/_o Ni (ca. 1 km/sec.). Bastien en Stora namen aan, dat het langzaam groeiende martensiet in feite deformatie martensiet was. Verondersteld werd, dat de deformaties ontstonden door relaxatie van inwendige spanningen tengevolge van het afetsen.

*Margerand*³² heeft erop gewezen, dat het langzaam groeiende martensiet in roestvast staal oppervlakte martensiet is. Hij deelde de mening van Bastien en Stora, dat het zeer verwant zou zijn met deformatie martensiet en dat het ontstond tengevolge van het opheffen van het evenwicht van inwendige spanningen door afetsen.

Takeuchi, *Honma* en *Suzuki*³³ bestudeerden de verandering in morfologie van de transformatieproducten in ijzer-nikkel legeringen bij variërend nikkelgehalte. Zij onderscheidden, in navolging van *Förster* en *Scheil*³⁴, twee soorten transformaties, namelijk transformaties ontstaan door een 'Schiebung', resp. een 'Umklapp' proces, waarbij het eerstgenoemde transformatieproces relatief langzaam verloopt en verwant wordt geacht met glijding (slip) en het laatste verloopt met ca. $\frac{1}{5}$ van de geluidssnelheid³¹ en verwant zou zijn met tweelingvorming. Het door hen gevonden oppervlakte martensiet werd aangeduid als type 'Schiebung'.

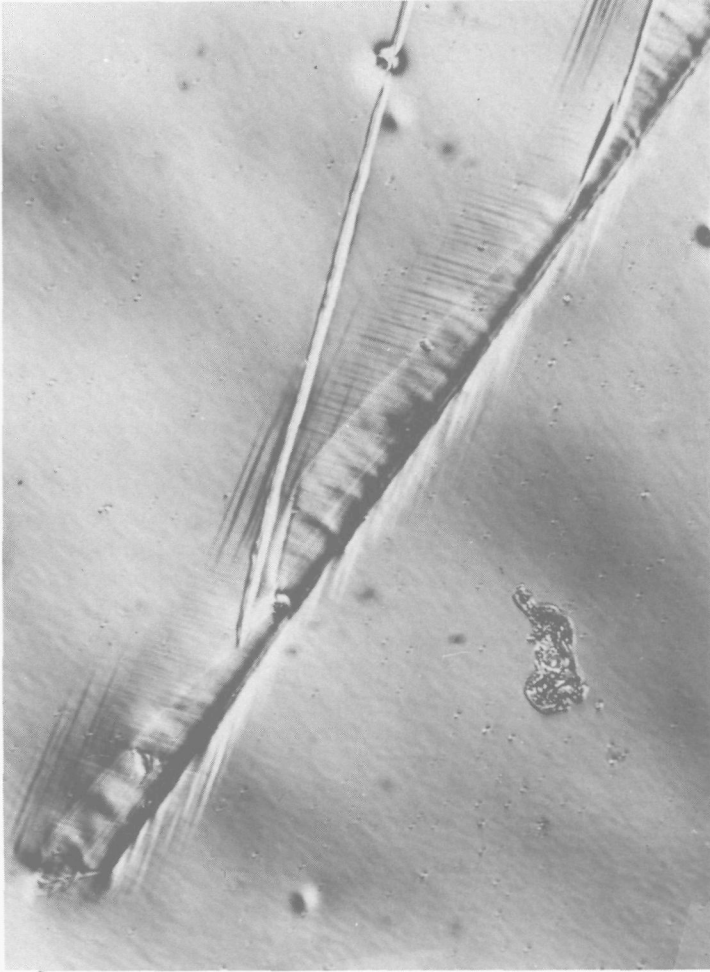


Fig. II,1
 Oppervlakte martensiet naald op preparaat met $[100]$ oriëntatie, reliëf versterkt weergegeven door interferentie contrast. Het groeien vindt, zowel in de lengte als in de breedte, slechts in één richting plaats. De slijplijnen zijn een gevolg van accommodatie deformaties.

Takeuchi e.a.³³ vonden oppervlakte martensiet in de legering Fe 29,5 w/o Ni. *Honma*³⁵ trachtte het habitplane van oppervlakte martensiet te bepalen, maar kwam tot de conclusie, dat deze martensietvorm geen speciaal habitplane zou hebben: 'The martensite in the surface zone does not belong to a family of the definite habitplanes.'

Door *Klostermann* en *Burgers*^{36 61} werd langzaam groeiende oppervlakte martensiet gevonden bij bestudering van deformatie martensiet in éénkristallen van ijzer-nikkel. Zij vonden echter wel een habitplane n.l. $\{112\}$. (Zie ook pag. 35).

*Yeo*³⁷ vond langzaam groeiende martensiet in Fe 28,8 w/o Ni. Hij beschrijft de waargenomen formaties als platen en was er zich wellicht niet van bewust, dat hij oppervlakte martensiet waarnam. *Yeo* concludeerde, dat de groei begon op $\{111\}$ vlakken, evenwijdig aan coherente tweelinggrenzen van het austeniet. Tengevolge van zijdelingse groei naar één kant, met een grens niet evenwijdig aan de eerstgevormde grens (vergelijk fig. II,1), zou de bissectrice van deze grenzen niet evenwijdig zijn aan $\{111\}$. Dit zou een verklaring geven van het voorkomen van irrationele habitplanes. Het kan echter op grond van het in het navolgende beschreven onderzoek niet worden uitgesloten, dat de lijnen in fig. 4D in het artikel van *Yeo* veelal geen tweelinggrenzen zijn, maar grenzen van het 'type I' (zie fig. II,2) van oppervlakte martensietnaalden, die ontstaan zijn vóór het polijsten van het preparaat.

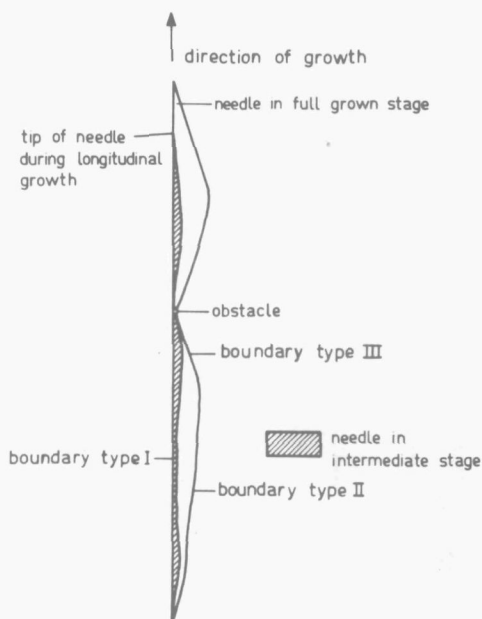


Fig. II,2
Grenzen van type I, II en III na volledig uitgroeien van een oppervlakte martensiet naald.

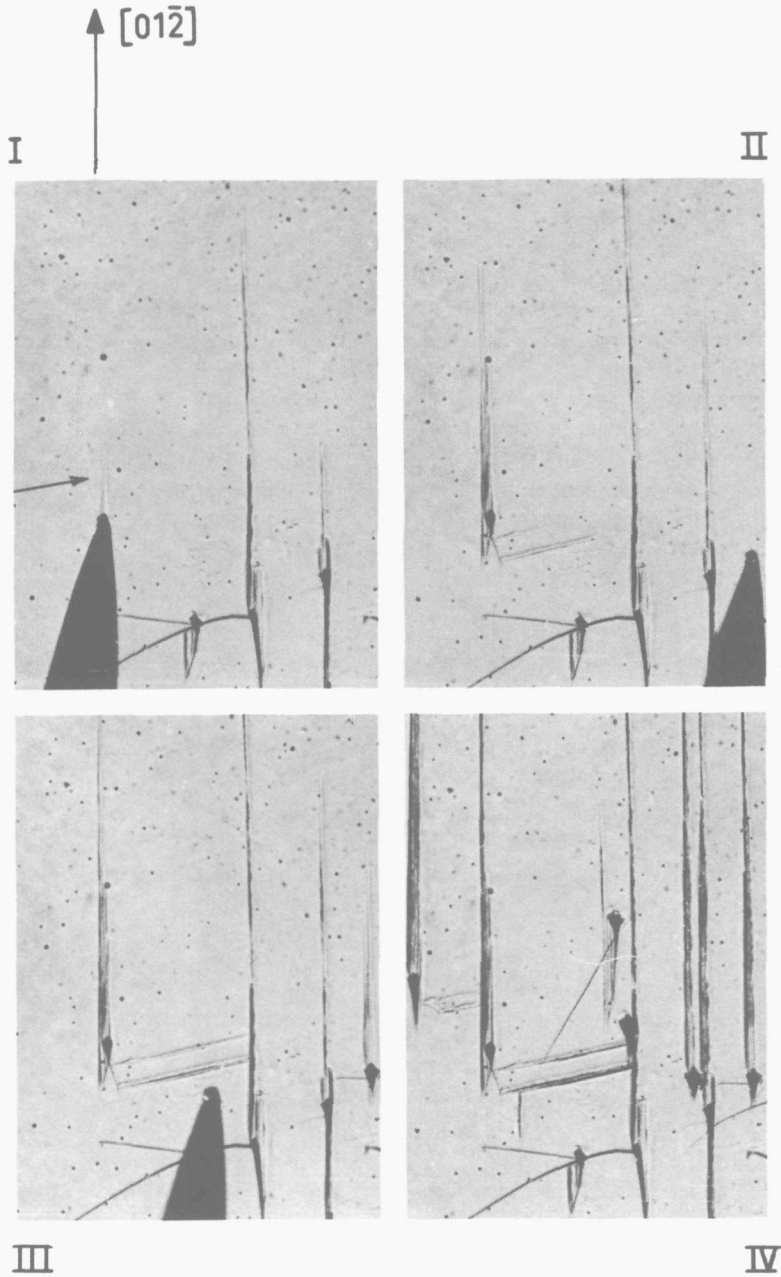


Fig. II,3

Filmbeelden van de kiemvorming van oppervlakte martensiet door middel van krassen met een naald 60x.

Oriëntatie van het preparaat $(\bar{1}21)$; groeirichting $[01\bar{2}]$.

I, 0 sec. II, $\frac{1}{3}$ sec. III, $\frac{1}{2}$ sec. IV, 3 sec.

11,2. - Experimentele werkwijze

IJzer-nikkel éénkristallen van de samenstelling 30 ^{W/o} Ni 0,04 ^{W/o} C, werden bereid uit zuiver ijzer en nikkel (Johnson en Matthew) door optrekken uit de smelt (de methode van Czochralski). Eénkristalschijfjes van bekende oriëntatie werden hieruit verkregen volgens de methode beschreven door Bogers²⁷. Na mechanisch voorbereiden met behulp van polijstpapier werden de preparaten electrolytisch gepolijst met een Disa-electropol apparaat. Om onmiddellijke vorming van oppervlakte martensiet tijdens het electrolytisch polijsten te voorkomen, werd een preparaat soms voorverwarmd in kokend water. Het polijsten vond plaats onder warmte-ontwikkeling; na het polijsten en afspoelen met alcohol werd met warme lucht gedroogd. Bij een dergelijke behandeling ontstond, na afkoelen tot kamertemperatuur, spontaan oppervlakte martensiet op het geprepareerde oppervlak, soms na enkele minuten, soms pas na een dag.

Oppervlakte martensiet kan ook worden genucleëerd door krassen. Hierbij is de richting waarin gekrast wordt vaak bepalend voor de martensietvariant welke optreedt. Van dit verschijnsel werd gebruik gemaakt bij het verkrijgen van een preparaat waarop uitsluitend één variant (groeirichting) voorkwam (zie ook fig. 11,3).

Oriëntatiebepalingen werden uitgevoerd met een textuurgoniometer (Siemens). De textuurgoniometer werd omgebouwd, zodanig, dat bij één omwenteling van het preparaat telkens een kanteling optrad van $\frac{1}{4}^{\circ}$. Op deze wijze was het mogelijk oriëntatiebepalingen uit te voeren welke reproduceerbaar waren binnen $\frac{1}{4}^{\circ}$. In het bijzonder werden drie kristallen, hieronder aangeduid als de preparaten **1**, **2** en **3** onderzocht. De cilindrische preparaten (diameter 10 mm, dikte 3 mm) waren zodanig uit een groter éénkristal gezaagd, dat de oriëntaties van de te onderzoeken oppervlakken respectievelijk waren: $(\bar{1} 2 1)_A$, $(1 0 0)_A$ en $(\bar{1} 1 1)_A$. (Wij zullen in het vervolg speciale aandacht richten op één bepaalde variant van het habitplane en de bijbehorende variant van de oriëntatierelatie. Deze variant zullen we beschouwen voor de drie verschillende preparaten. Dit maakt het nodig specifieke indices toe te kennen, bijv. ook aan de preparaatoppervlakken.). De metingen aan preparaat **1** werden met de omgebouwde textuurgoniometer uitgevoerd. De oriëntatiebepalingen aan de preparaten **2** en **3** werden met een minder nauwkeurige methode gedaan. Hierbij was de kanteling van het preparaat $2\frac{1}{2}^{\circ}$ per omwenteling.

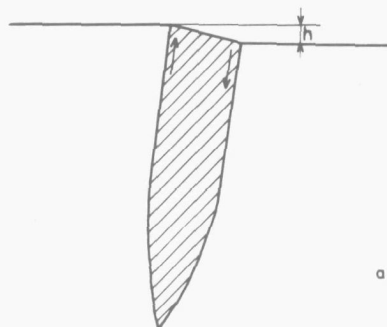
11,3 - Waarnemingen; eigenschappen van oppervlakte martensiet

Zoals reeds vermeld, ontstaat oppervlakte martensiet in naaldvorm. Een naaldvorm geeft onmiddellijk aanleiding tot de suggestie, dat de habitus een kristallografische richting zal zijn. In de loop van het hier beschreven onderzoek is echter uit een groot aantal experimenten gebleken, dat op ieder preparaatvlak van willekeurige kristaloriëntatie oppervlakte martensiet groeit. Hieruit volgt, dat een kristallografische *richting* als habitus niet mogelijk is.

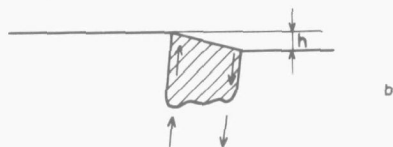
Daarentegen werd door ons gevonden (zie fig. 11,7), dat de naalden systematisch in vlakken liggen van de vorm $\{1\ 1\ 2\}$. De naaldvormige formaties hebben dus oorspronkelijk een vlak habitus, bijv. een lat habitus.

Fig. 11,4,a, b, c

a. Translatie van het preparaatoppervlak over een afstand h tengevolge van de vormdeformatie van een martensietplaat. De pijltjes geven de verplaatsingen aan.



b. Dezelfde translatie over h als in fig. 4a veroorzaakt door een oppervlakte martensietnaald is niet te verwachten, er zou daartoe accommodatie deformatie in een relatief groot gebied moeten plaatsvinden.



c. Te verwachten accommodatiepatroon bij oppervlaktemartensiet.



Zowel door *Honma*³⁵ als door ons werd door middel van electrolytisch afpolijsten geconstateerd, dat de oppervlakte martensietnaalden slechts ca. 30μ 'diep' zijn. De oorzaak van het feit, dat de naalden aan het oppervlak ontstaan en slechts doorgroeien tot een geringe diepte, wordt door *Honma* gezocht in het feit, dat bij vorming aan het oppervlak minder deformatie-energie behoeft te worden opgebracht.

In het geval van ijzer-nikkel kan ook het feit een rol spelen, dat de transformatie gepaard gaat met een toename van het specifieke volume, zodat bij transformaties in het inwendige van een kristal een alzijdige druk zal ontstaan die de transformatie belemmert. Aan het oppervlak kan geen alzijdige druk aanwezig zijn. De afname van de M_s temperatuur bij hydrostatische compressie bedraagt volgens *Kaufman e.a.*³⁸ 5°C per kilobar. De compressie modulus van $\text{Fe}_{30\text{W}}/\text{oNi}$ kunnen we stellen op ca. $1,8 \cdot 10^6 \text{ kg/cm}^2$. Hieruit volgt een daling van de M_s temperatuur van ca. 100°C per procent compressie. Voor de kiemvorming zal dit effect ongetwijfeld een rol spelen. Voor de groei is het feit, dat aan het oppervlak gemakkelijk plastische deformatie kan plaatsvinden belangrijk.

Dislocaties kunnen aan het oppervlak gemakkelijker worden gevormd³⁹, bovendien kunnen zij aan het oppervlak uit het kristal lopen.

De groei van een naald aan het oppervlak geeft een bijzonder aspect aan de accommodatie. Bij plaatmartensiet vindt men een niveauverschil tussen de austeniet oppervlakken aan weerszijden van de plaat (zie fig. II,4,a en vergelijk ook fig. I, 2,b). Een zodanig niveauverschil is bij oppervlakte martensiet niet te verwachten aangezien de accommodatie-energie in dit geval zeer groot zou zijn (zie fig. II,4,b). Daarentegen zal gemakkelijk accommodatie kunnen optreden zoals aangegeven in fig. II,4,c. Een dergelijke accommodatie betekent eigenlijk, dat bij voortgaande groei in de breedte de totale deformatie bij voorbaat reeds min of meer gecompenseerd is. (Vergelijk ook fig. II,5,a en II,5,b). Een gemakkelijke accommodatie (lage rekgrens van het austeniet) zal het ontstaan van oppervlakte martensiet begunstigen.

De mogelijkheden voor accommodatie zullen ook afhangen van de oriëntatie van het preparaatoppervlak ten opzichte van het kristalrooster. De oriëntatie van het kristaloppervlak zal dus van invloed zijn op de groeimogelijkheden en de gedaante van oppervlakte martensiet.

Oppervlakte martensiet naalden ontstaan spontaan na electrolytisch polijsten bij kamertemperatuur, d.w.z. 30° tot 50° C boven Mb, de temperatuur waarbij 'burstmartensiet'* ontstaat. Zoals reeds gezegd, kunnen de naalden genucleëerd worden door krassen. Dit wordt gedemonstreerd door de filmbeelden fig. II,3 I t/m IV.

Merkwaardig is ook de systematische kiemvorming op een grensvlak van een andere naald (zie fig. II,6; in deze figuur zijn de waargenomen groeirichtingen aangegeven).

De figuren II,3 I en II (bij pijl) laten bij nadere beschouwing zien, dat een aantal naalden kunnen samenvloeien tot één naald.

Oppervlakte martensiet wordt gekenmerkt door polaire groeirichtingen, zowel voor de groei in lengterichting als voor de groei in zijdelingse richting. Een naald zoals in fig. II,1 groeit slechts in de richting van de pijl. De groeisnelheid in lengterichting is veel groter dan die in dwarsrichting. Dit is schematisch weergegeven in fig. II,2. De naald, welke aanvankelijk smal is, groeit in de breedte slechts naar één zijde uit. Een obstakel, bijv. een insluitel, kan de groei in lengterichting gedurende enige tijd tegenhouden. Na enkele seconden of minuten groeit de naald toch door, doch ter plaatse blijft hij dan smaller. Veelal wordt aan het einde van een naald een tamelijk rechte begrenzing aangetroffen.

We zullen de grenzen van een oppervlakte martensiet naald classificeren als de grenzen van type I, II en III, zoals aangegeven in fig. II,2.

* De martensietvorm die door *Honma*³⁵, in navolging van *Förster* en *Scheil*³⁴, aangeduid werd met 'type Umklapp', zal hier worden aangeduid met 'burstmartensiet'. Bij de vorming hiervan zijn schokgolven zelfs met het gehoor waarneembaar. De groeisnelheid is hoog (ca. 1 km/sec.). Een aantal platen groeit vrijwel gelijktijdig. De platen zijn inwendig vertweelend. Zie ook *Huizing* en *Klostermann*⁴⁰.

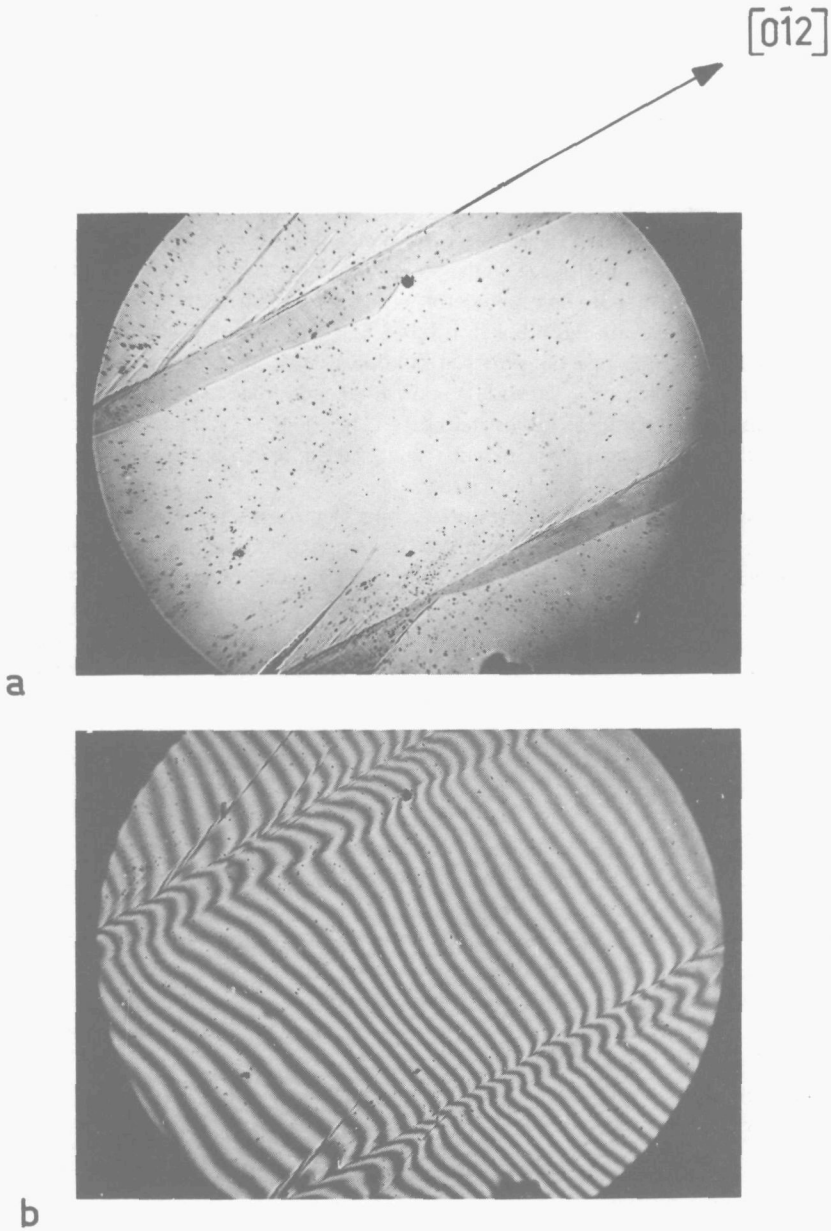


Fig. 11,5,a, b

a. Oppervlakte martensiet naalden op een preparaat met een $[100]$ oriëntatie 340 x.
 b. Interferentie beeld van hetzelfde preparaat op dezelfde plaats als in fig. 11,5,a. De interferentie banden laten de totale deformatie zien van de oppervlakte martensiet naalden.

De afstand tussen de zwarte interferentie banden komt overeen met een hoogteverschil van $0,27 \mu (= \frac{1}{2} \lambda)$ 340 x.

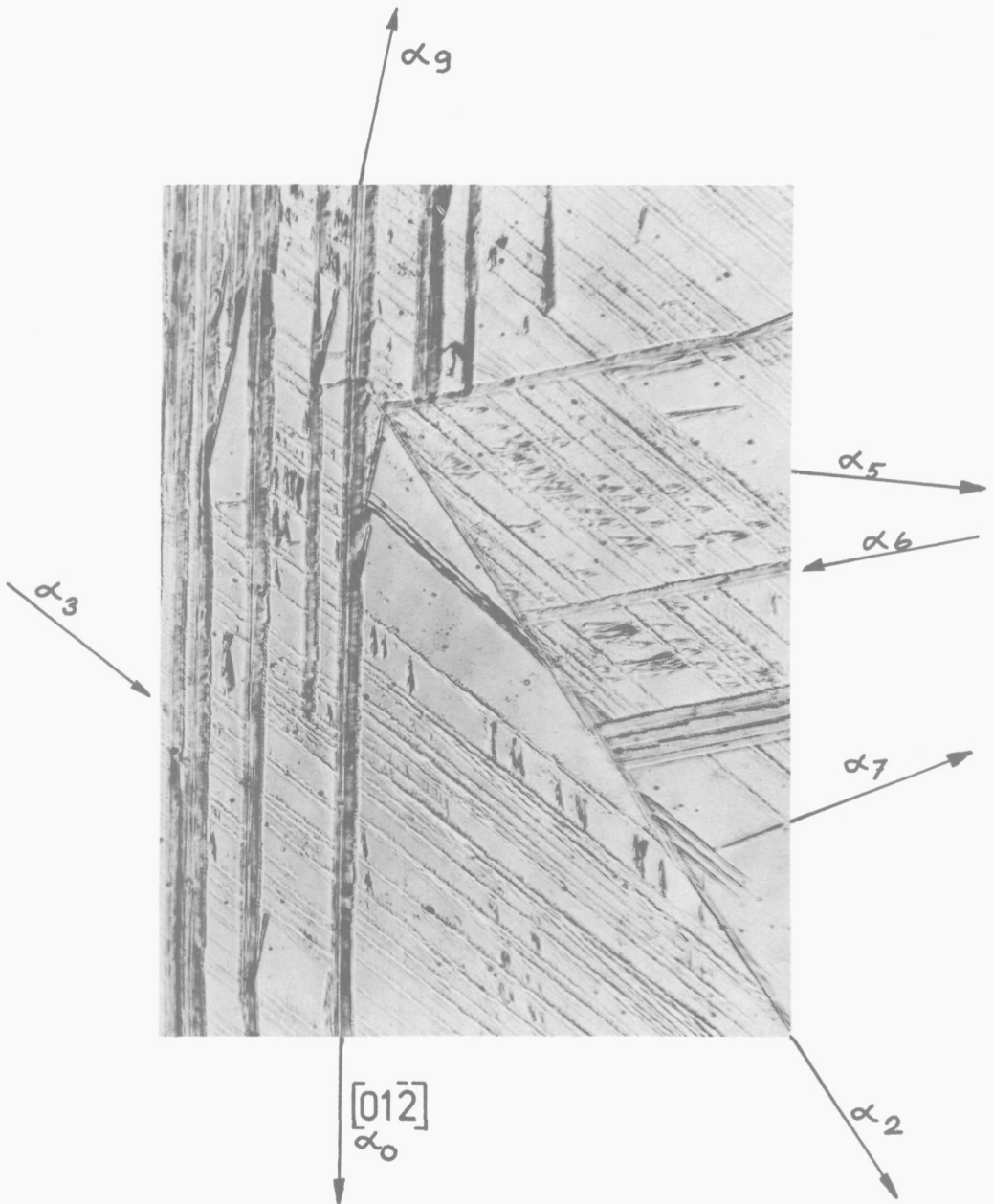


Fig. 11,6
Zijtakvorming en polaire groeirichtingen van oppervlakte martensiet op preparaat 1 100x,
(vgl. fig. 11,7).

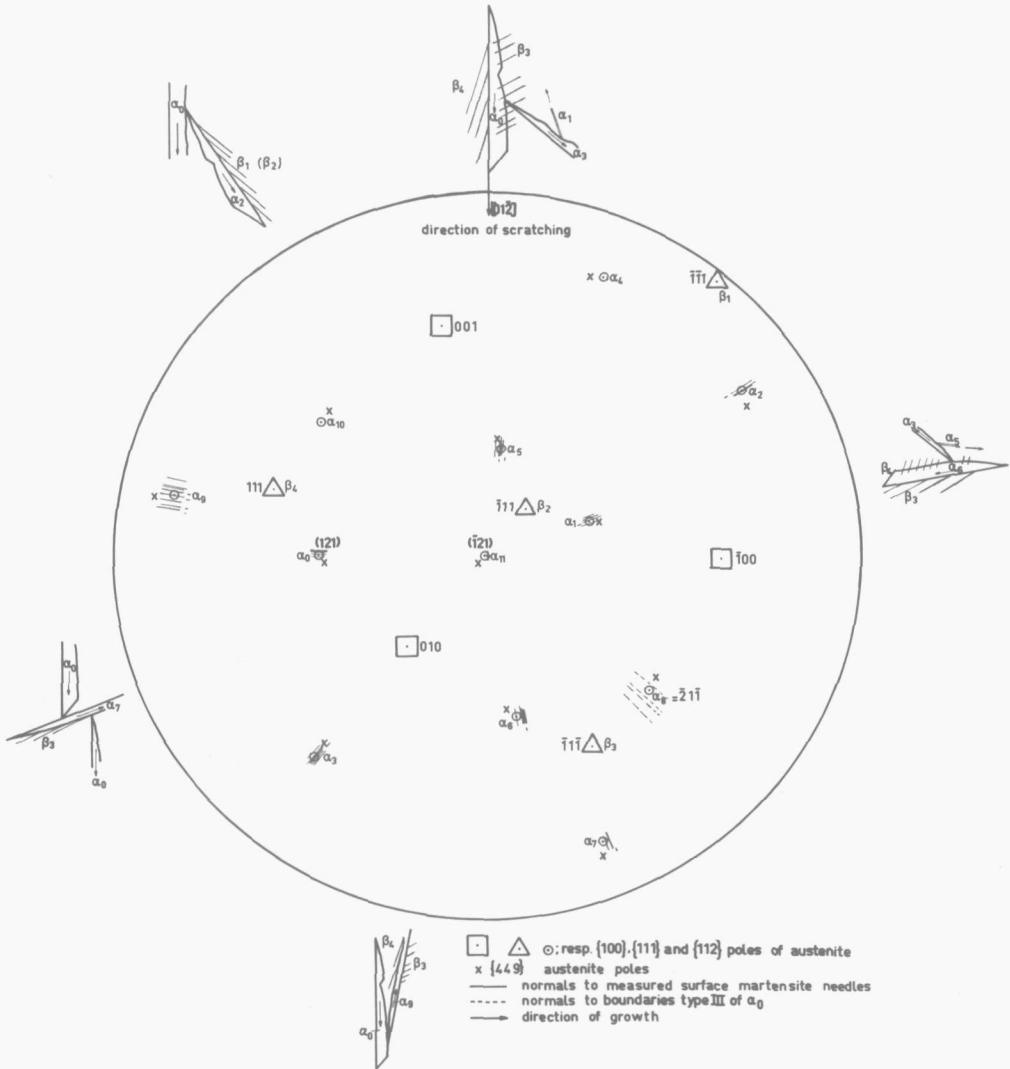


Fig. 11,7

Oriëntatie van het austeniet van preparaat 1 in stereografische projectie: $(\bar{1}21)$ evenwijdig aan het preparaat oppervlak. Bovendien zijn aangegeven: normalen van sporen van habit planes en van grenzen type III; zijtak vorming; groeirichtingen en slijplijnen (β). Vergelijk ook fig. 11,6.

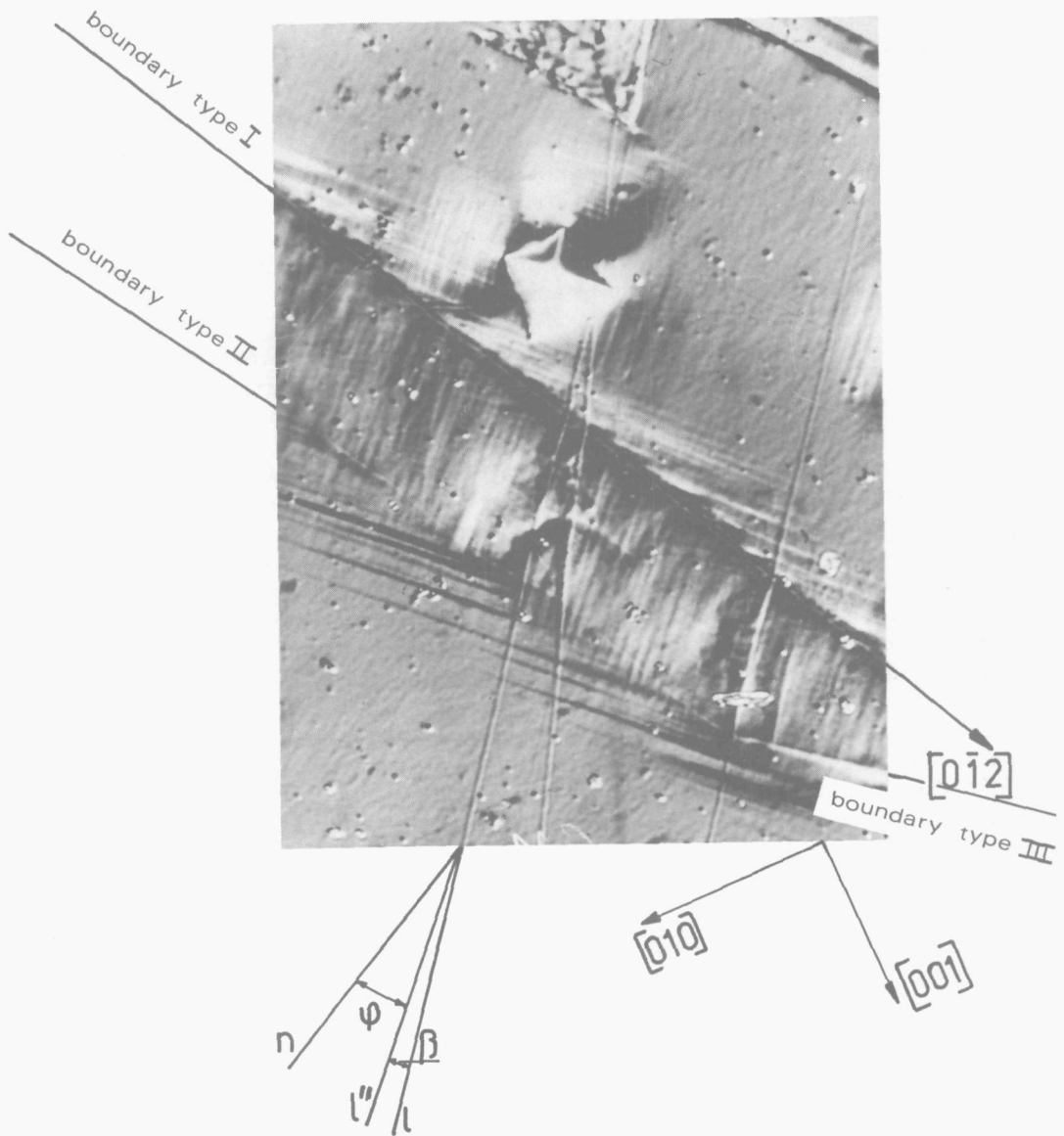


Fig. 11,8

De vorm deformatie van oppervlakte martensiet, gedemonstreerd door de verplaatsing van krasen die waren aangebracht voordat de martensiet naald ontstond. De grenzen type I en II en III zijn aangegeven, evenals de groeirichting $[0\bar{1}2]$.

Opmerkelijk is dat de richting waarin de kras wordt verplaatst tegengesteld is aan de groeirichting, zoals duidelijk zichtbaar is bij het passeren van grens type I.

De polaire groeirichtingen en de systematische vorming van zijtakken worden gedemonstreerd door de figuren II,6 en II,7. Foto en figuur hebben betrekking op hetzelfde preparaat (preparaat 1; zie verder paragraaf II,4). In fig. II,7 zijn de zijtakrelaties en groeirichtingen schematisch weergegeven ten opzichte van de austeniet oriëntatie. Tevens werden waargenomen slijplijnen (aangeduid met β) en voor één groep van naalden (α_0 in fig. II,7) type-III grenzen aangegeven. De verschillen in gedaante van de diverse kristallografische varianten $\alpha_0, \alpha_1, \alpha_3$ etc. in fig. II,6, bijv. het verschil in breedte, moeten worden veroorzaakt door een verschil in de oriëntatie van het preparaatvlak ten opzichte van het betrokken habit plane. Vooral een al of niet gemakkelijke accommodatie van de vorm deformatie en de richting van de vorm deformatie ten opzichte van de groeirichting zullen hierbij een rol kunnen spelen.

De asymmetrische vorm van de naalden en de polaire groeirichtingen zijn op het eerste gezicht bijzonder vreemd wanneer men bedenkt, dat de roosters van austeniet en martensiet (Fm3m, respectievelijk Im3m), beide een centrum van symmetrie hebben. Het kristaloppervlak voegt echter als het ware een extra anisotropie toe, zodat polaire richtingen op een oppervlak wel kunnen voorkomen. In fig. II,8 is te zien, dat de afbuiging van een kras tengevolge van de vorm deformatie zodanig plaatsvindt, dat de verplaatsing van de kras tegengesteld is aan de groeirichting van de naald (pijl). Hetzelfde werd geconstateerd voor vele andere gevallen o.m. voor de brede naalden α_0 van fig. II,6 en de naalden groeiend in de richtingen $[\bar{2} 1 \bar{3}]$ en $[\bar{1} 2 \bar{3}]$ op preparaat 3. (Zoals we in paragraaf II,6 zullen zien, heeft de totale deformatie voor de onderzochte gevallen een belangrijke component in een richting tegengesteld aan de groeirichting.). De atomen verplaatsen zich min of meer tegengesteld aan de groeirichting en worden dus bij het transformatieproces naar het martensiet toegetrokken.

Wellicht is er een samenhang tussen de wijze van groeien van een naald en de spanningen in het martensiet. Zoals hierboven reeds werd vermeld, neemt het specifieke volume bij de transformatie toe, zodat een alzijdige trekspanning de transformatie zal bevorderen en een alzijdige drukspanning de transformatie zal belemmeren. We kunnen ons de totale deformatie geschematiseerd denken als een eenvoudige afschuiving, zoals aangegeven in fig. II,9,a.

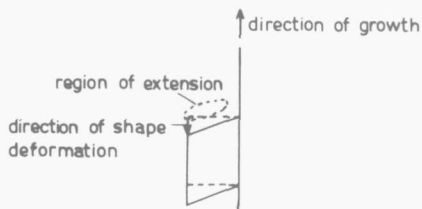


Fig. II,9,a

a. Vormdeformatie schematisch voorgesteld als een afschuiving op het habitplane. Groeien zal gemakkelijk plaatsvinden in een gebied waar de vormdeformatie van de naald een alzijdige trekspanning bevordert. Groeirichting en verplaatsingsrichting van de atomen zijn dan tegengesteld.

Indien een dergelijke afschuiving optreedt, zal het afgeschoven gebiedje trek- en drukspanningen veroorzaken in het omringende austeniet. Hierdoor kan in het gebied van trekspanningen een component van alzijdige trek ontstaan. Deze zal de transformatie in dit gebied bevorderen. Het gevolg hiervan kan zijn, dat slechts aan één zijde van het gebied groei in de breedte optreedt (zie fig. II,9,b).

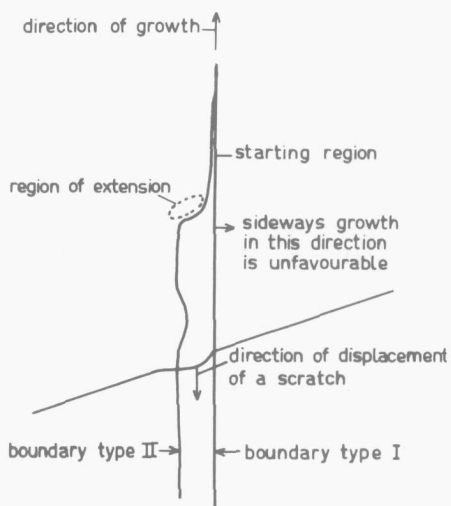


Fig. 11,9,b

b. Groei in het gebied waar de vorm deformatie een alzijdige trekspanning bevordert kan een eenzijdige groei in de breedte tot gevolg hebben.

11,4 - De bepaling van het habitplane

De meest elegante methode ter bepaling van een habitplane is die waarbij men de stand van één martensietplaat meet op twee loodrecht op elkaar staande preparaatvlakken en de oriëntatie van de plaat bepaalt ten opzichte van het austenietrooster. Bij oppervlakte martensiet is deze methode uiteraard moeilijk uitvoerbaar, zodat slechts een indirecte bepaling in aanmerking komt. Men kan de richtingen van de naalden opmeten op twee preparaatvlakken met een verschillende oriëntatie. De richtingen ten opzichte van de kubus-assen van het austenietrooster van de naalden kan men samenbrengen op een stereografische projectie. De normaal (pool) van een habitplane-variant staat loodrecht op de richtingen welke in deze habit variant liggen. Loodrecht op de richtingen kan men grote cirkels aanbrengen. De punten waar veel grote cirkels elkaar snijden zullen dan de polen zijn van habitplane varianten. Een bezwaar van deze methode is, dat het diagram dat op deze wijze wordt verkregen, onoverzichtelijk is, terwijl hoge eisen worden gesteld aan de nauwkeurigheid van het Wulffnet dat wordt gebruikt.

Het habitplane $\{1\ 1\ 2\}_A$ van oppervlakte martensiet werd door ons destijds gevonden in een stadium van het onderzoek waarin nog niet bekend was, dat de groefjes in de geëtsde preparaten werden veroorzaakt door weggeëtsd oppervlakte martensiet. De groefjes werden door ons aangeduid als een onbekende widmanstätten structuur. De richtingen van de groefjes op verschillende kristallografische vlakken werden opgemeten en genoteerd als kristallografische richtingen. Iedere zo gevonden richting werd gecombineerd met iedere andere tot een kristallografisch vlak. Uiteraard neemt men op deze wijze vele richtingen samen die in feite niet bij elkaar horen, zodat veel vlakken die men zo berekent, geen betekenis hebben. Vrij spoedig bleek echter, dat vlakken van de vorm $\{1\ 1\ 2\}$ herhaalde malen voorkwamen.

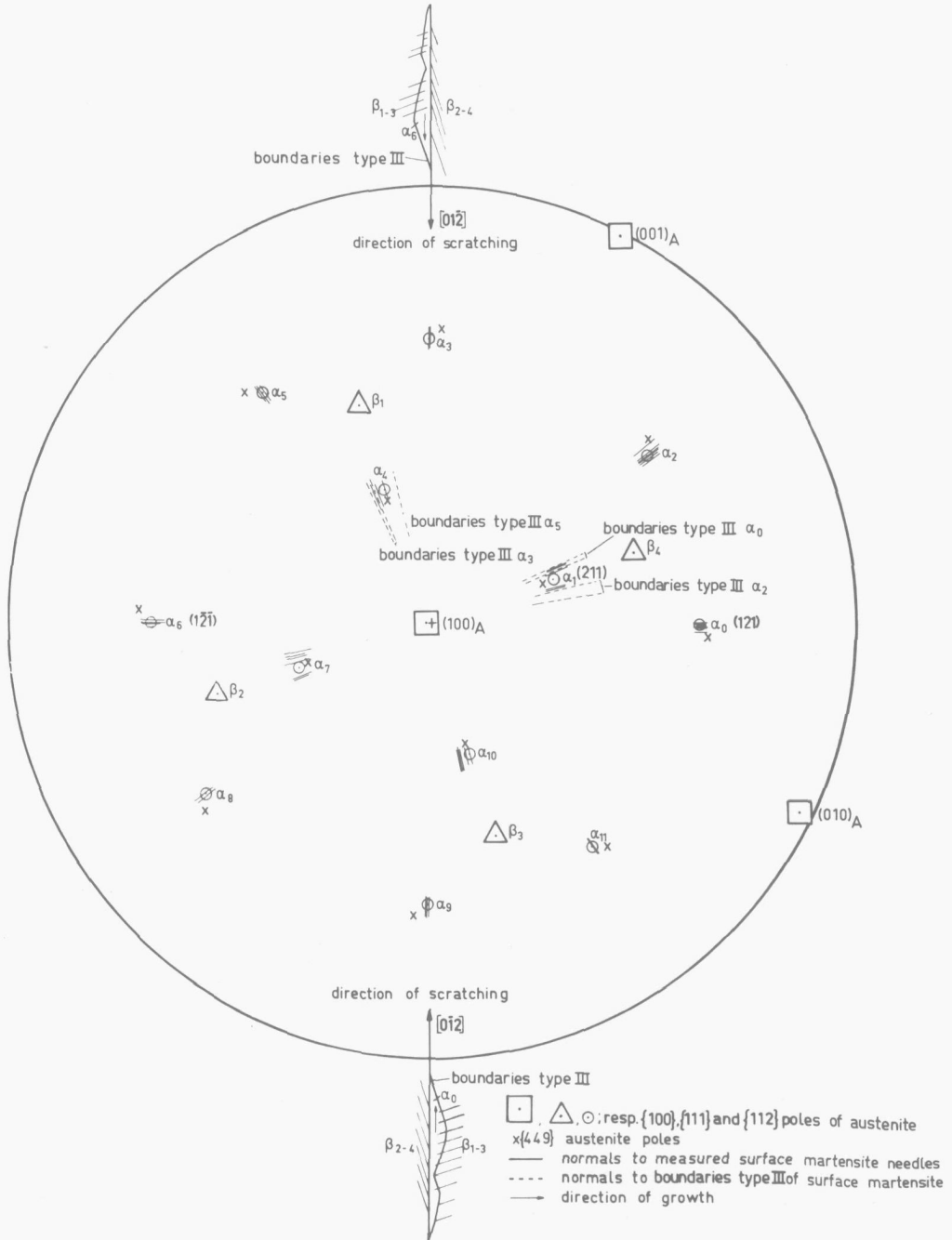


Fig. 11,10

Oriëntatie van het austeniet van preparaat 2; $(100)_A$ evenwijdig aan het preparaat oppervlak.

Normalen op sporen van habitplanes en grenzen type III, groeirichtingen en slijplijnen in het austeniet (β).

Dit resultaat werd als volgt geverifieerd: indien een naald in een bepaald kristallografisch vlak ligt (habitplane), zal in een stereografische projectie een vlak loodrecht op de naald door de pool van dit habitplane gaan. Is het vlak waarin geprojecteerd wordt het preparaatvlak, dan wordt het vlak loodrecht op de naald weergegeven door een loodlijn op de naald in de stereografische projectie. De richtingen van deze loodlijnen werden nu bepaald voor enkele preparaatvlakken met een verschillende kristallografische oriëntatie. Als richting van een naald werd aangenomen de richting van de doorsnijding van de grens type I met het oppervlak (zie fig. II,2). Een bijkomende moeilijkheid was, dat sommige naalden gekromd waren tengevolge van plastische deformaties van het austeniet, ontstaan bij de mechanische voorbereiding, terwijl ook de preparaten niet geheel vlak waren tengevolge van het electrolytisch polijsten. Een dikkere laag wegnemen door middel van electrolytisch polijsten zou een minder gedeformeerd maar ook een minder vlak preparaat opleveren. Bij de bepaling van het habitplane werden bij voorkeur naalden opgemeten die er recht uitzagen.

Het resultaat van metingen aan preparaat 1 (met een $\{1\ 2\ 1\}$ oriëntatie) en aan preparaat 2 (met een $\{1\ 0\ 0\}$ oriëntatie) is weergegeven in de figuren II,7 en II,10. In beide gevallen gaan de loodlijnen van de martensietnaalden door (of dicht langs) de $\{1\ 1\ 2\}$ polen, terwijl juist de goed

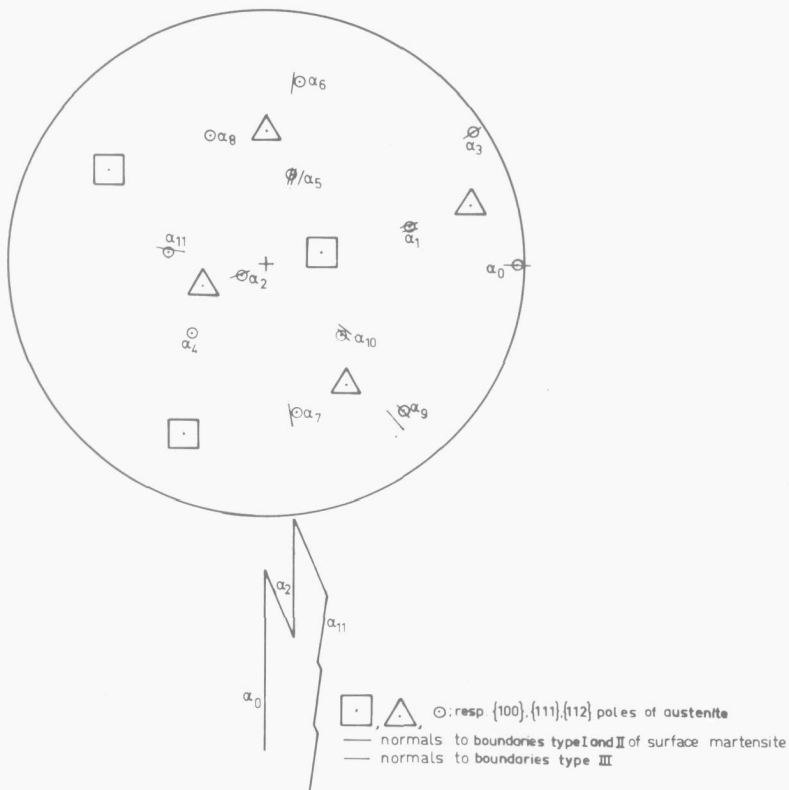


Fig. II,11

Austeniet oriëntatie van het preparaat van fig. II,28. Normalen van grenzen type I, II en III gaan door of dicht langs $\{1\ 1\ 2\}_A$ polen.

bijeen liggende loodlijnen zeer dicht langs de $\{1\ 1\ 2\}$ polen gaan. Ter vergelijking zijn op de stereogrammen ook de $\{4\ 4\ 9\}$ polen weergegeven (*Wayman, Hanafee en Read*⁴¹ vonden voor staal met een samenstelling Fe-7,9^{w/o} Cr-1,11^{w/o}C een habitplane $\{4\ 4\ 9\}$). Uit de metingen kan worden geconcludeerd, dat het habitplane van oppervlakte martensiet minder dan 2^0 van $\{1\ 1\ 2\}$ ligt. Ook voor kristaloppervlakken met de oriëntaite $\{1\ 1\ 1\}$ (zie *Klostermann en Burgers*³⁶) en met de 'willekeurige' oriëntatie dicht bij (10, 33, 12) (zie fig. II,11) werd gevonden dat loodlijnen op de martensietnaalden door $\{1\ 1\ 2\}$ of dicht langs $\{1\ 1\ 2\}$ polen gingen. Daarnaast werd, zoals reeds vermeld, op kristaloppervlakken van vele andere oriëntaties eveneens oppervlakte martensiet waargenomen.



▼ $[0\bar{1}2]$

Fig. II,12

Oppervlakte martensiet op preparaat 1 oriëntatie $(\bar{1}21)$. De variant (121) met groeirichting $[0\bar{1}2]$ (α_0 in fig. II,7) domineert sterk, 100x.



Fig. 11,13

Oppervlakte martensiet op preparaat 2 (oriëntatie (100)). Twee dominerende varianten (α_0 en α_6 in fig. 11,10). Uit de verschillende standen van de naalden (zie fig. 11,10) blijkt dat de groeirichtingen van deze varianten zijn: $[01\bar{2}]$ en $[0\bar{1}2]$ 100 x.

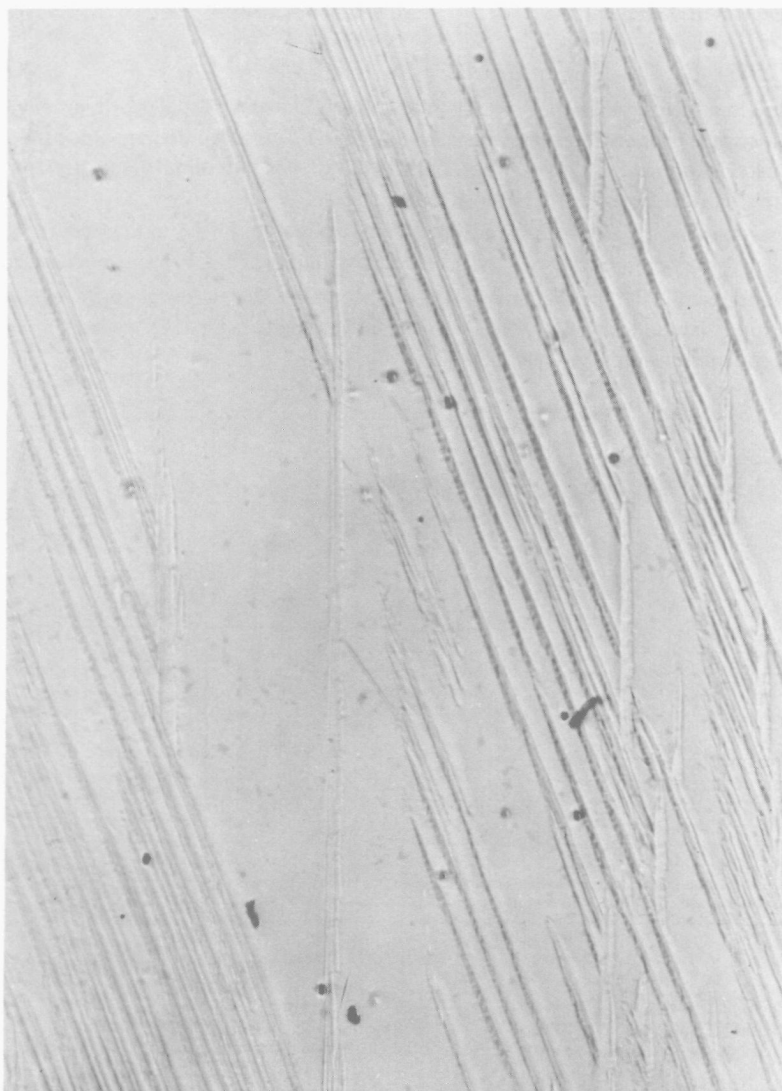

 $[1\bar{2}\bar{3}]$
 $[\bar{2}1\bar{3}]$

Fig. II,14
 Oppervlakte martensiet op preparaat 3 (oriëntatie $(\bar{1}11)$). Twee dominerende varianten met
 groeirichtingen $[\bar{2}1\bar{3}]$ en $[1\bar{2}\bar{3}]$ 200 x.

II,5 - Metingen van oriëntatierelaties

Door éénkristallen bijvoorbeeld met een naald te krassen in een richting waarin groei van martensiet naalden werd verwacht (zoals beschreven onder II,3) werden de genoemde preparaten 1, 2 en 3 voorzien van oppervlakte martensiet zodanig dat de naalden bijna allemaal in één richting lagen (zie de figuren II,12, II,13 en II,14).

Fig. II,12 geeft een beeld van preparaat 1 met een oriëntatie $(\bar{1} 2 1)$ dat op deze wijze werd verkregen en waarop de habit variant $(1 2 1)$ groeiend in de $[0 1 \bar{2}]$ richting zeer sterk overheersend voorkwam. Aan dit preparaat werd een zeer nauwkeurig röntgendiffractie onderzoek verricht met behulp van de (omgebouwde) Siemens textuurgoniometer. Er werden verrassend scherpe martensietpieken gevonden.

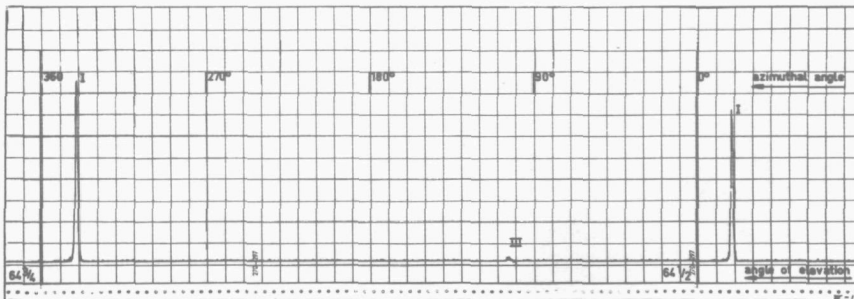


Fig. II,15

Diagram geschreven door de recorder van de textuur goniometer (intensiteit als functie van azimuth hoek bij een elevatie van circa $64,5^\circ$). $\{2 0 0\}$ reflecties, preparaat 1. De pieken zijn bijzonder scherp. Variant I domineert zeer sterk b.v. ten opzichte van variant III.

Fig. II,15 geeft een beeld van het recorderdiagram waarop $\{2 0 0\}$ martensiet reflecties van preparaat 1 te zien zijn.

Austeniet- en martensiet oriëntaties van dit preparaat worden weergegeven in fig. II,16. De gediffracteerte intensiteiten van de sterkste reflecties werden weergegeven met contourlijnen en aangeduid met oriëntatie I. (Dit is, voor zover bekend aan de auteur, de eerste maal dat de verdeling in de ruimte van oriëntaties voor één enkele martensiet variant werd gemeten.).

De maxima van de zwakkere pieken zijn aangegeven met kruisjes. Negen hiervan konden worden gegroepeerd tot de oriëntaties II, III en IV door middel van de voorwaarde, dat de hoeken tussen bij elkaar behorende pieken 90° moet zijn. Oriëntatie I behoort onmiskenbaar bij de variant $(1\ 2\ 1)_A$, welke sterk overheersend op het preparaat voorkomt (α_0 in fig. II,6 en II,7, groei richting $[0\ 1\ \bar{2}]_A$ in fig. II,12).

Uit de stereografische projectie (fig. II,16) kan worden besloten, dat oppervlakte martensiet niet vertweeling is, omdat de tweelingoriëntatie ontbreekt.

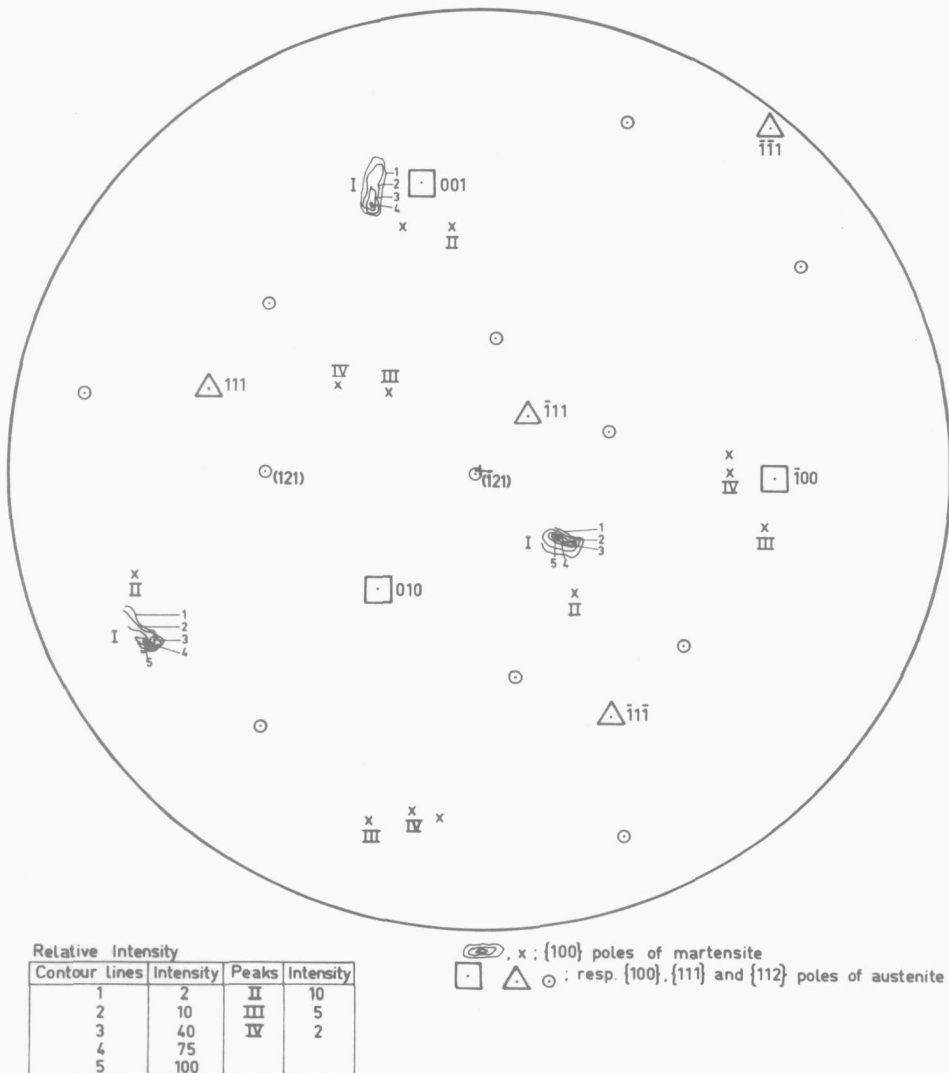


Fig. II,16

Martensiet en austeniet oriëntaties van preparaat 1.

Fig. II,17 geeft de oriëntatierelatie en het habitplane voor het maximum van de contourlijnen van fig. II,16. (Tevens zijn de correspondentierelaties voor $\{1\ 1\ 2\}_A$ vlakken aangegeven. (Vergelijk tabel II,4 verderop.)

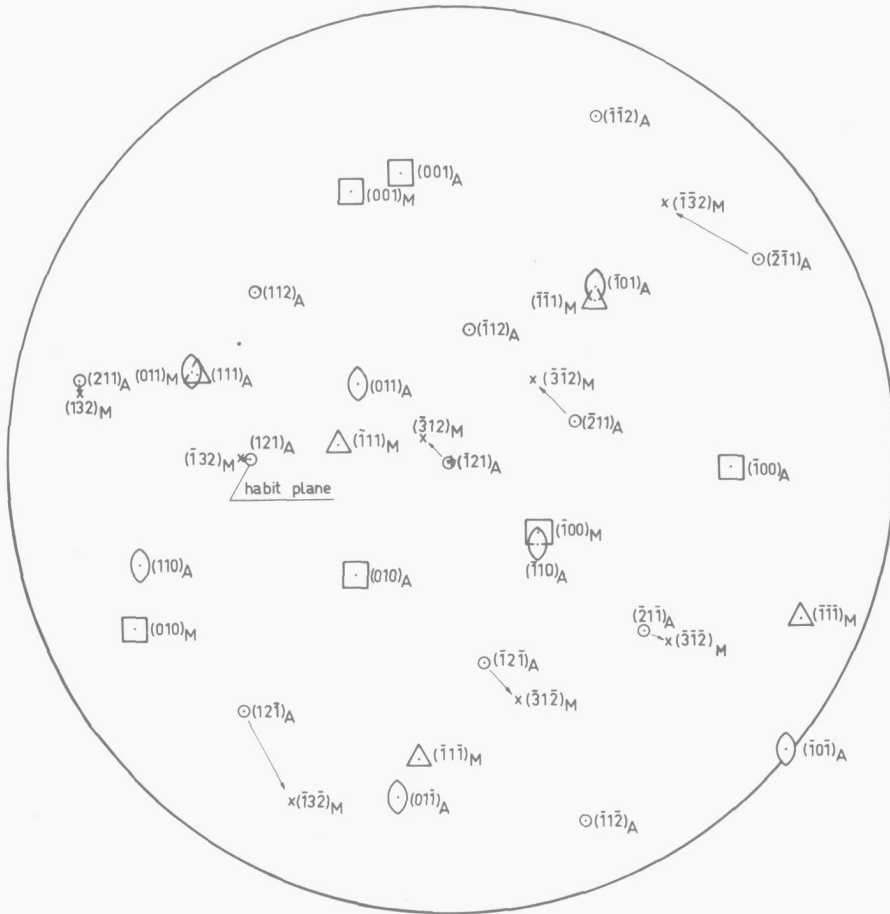


Fig. II,17

Oriëntatie relatie voor de dominerende variant I van preparaat 1. De correspondentie van $\{1\ 1\ 2\}_A$ vlakken met $\{1\ 1\ 2\}_M$ vlakken is (met pijlen) aangegeven (vergelijk tabel II,4).

In fig. II,18 zijn de oriëntatierelaties weergegeven voor de oriëntaties II, III en IV, afgeleid van de *zwakke* reflecties van preparaat 1, zoals deze in fig. II,16 optreden. Als we aannemen, dat het verband oriëntatierelatie – habitplane voor de oriëntaties II, III en IV hetzelfde is als dat, gevonden voor de oriëntatie I geldt: een habitplane variant behoort bij een oriëntatierelatie variant indien de pool van het habitplane $19,5^\circ$ van die $\{111\}_A$ pool ligt welke bijna evenwijdig aan een $\{110\}_M$ pool is, terwijl de pool van het habitplane tevens op 90° ligt van een $\langle 110 \rangle_A$ richting welke bijna evenwijdig aan een $\langle 111 \rangle_M$ richting is.

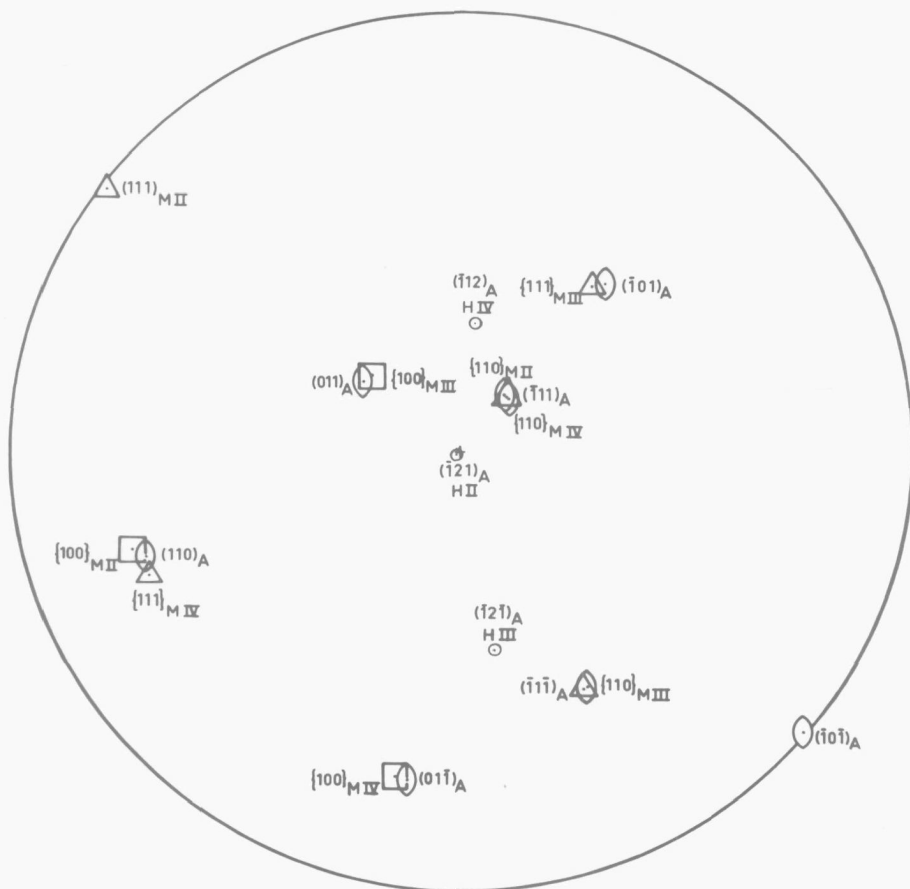


Fig. II,18
Oriëntatie relaties van de zwakke varianten II, III en IV van preparaat 1.

De habitplanes zullen dan zijn: respectievelijk $(\bar{1}21)_A$, $(\bar{1}2\bar{1})_A$ en $(\bar{1}12)_A$, in fig. II,18 aangeduid met H_{II} , H_{III} en H_{IV} . Deze zouden dan overeenkomen met respectievelijk α_{11} , α_6 en α_5 van fig. II,7.

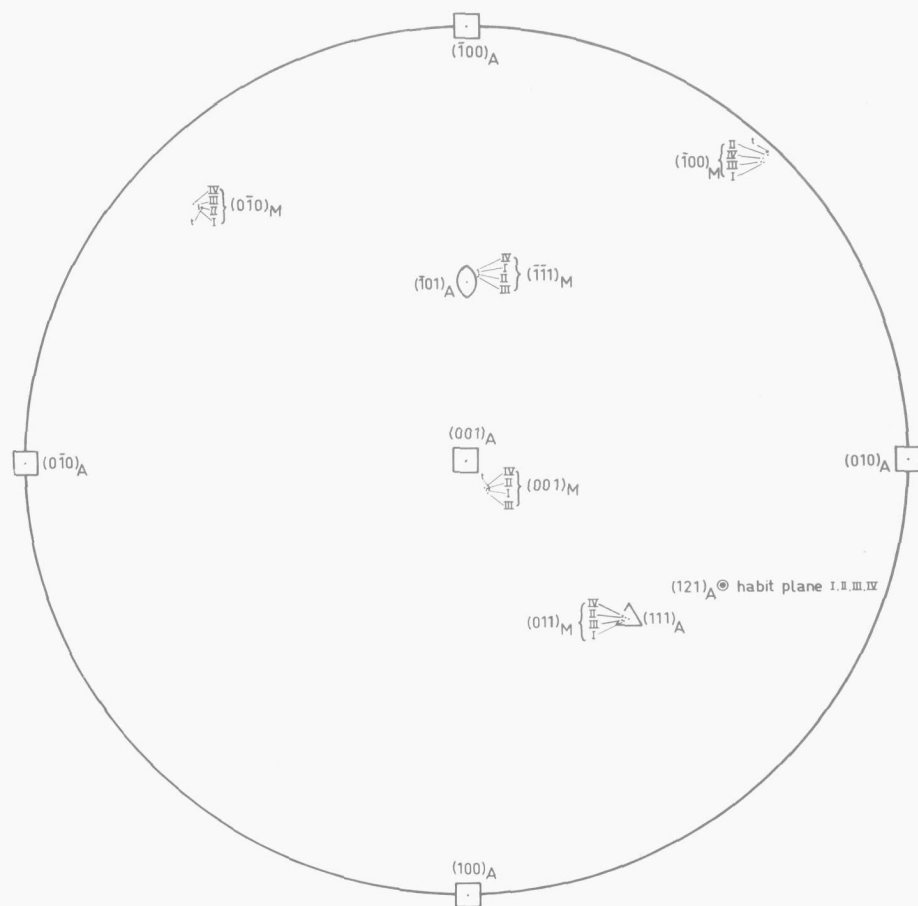


Fig. II,19

De vier oriëntatierelaties I, II, III en IV van preparaat 1 in 'standaard oriëntatie'. De volgens de I.P.S.-theorie berekende stand van de martensiet kubuspolen is in de stereografische projectie aangegeven met de punten t.

In fig. II,19 zijn de oriëntatierelaties van de varianten I, II, III en IV samengebracht in 'standaard oriëntatie'. (Daarbij worden de habitplanes $(\bar{1}21)_A$, $(\bar{1}2\bar{1})_A$ en $(\bar{1}12)_A$ gepermuterd tot $(121)_A$). Het blijkt nu, dat de oriëntatierelaties voor de vier martensiet-varianten bijna exact hetzelfde zijn, ondanks het feit (zie fig. II,18), dat drie van de habit-varianten, nl. H_{II} , H_{III} en H_{IV} , een verschillende stand hebben ten opzichte van het preparaatvlak. Het meetresultaat is zo nauwkeurig, dat het wellicht nuttig is het ook numeriek weer te geven.

De kolommen in tabel II-1 bevatten de eenheidsvectoren in de richtingen $[100]_M$, $[010]_M$, resp. $[001]_M$ uitgedrukt ten opzichte van de austeniet-kubus-assen.

TABEL II-1

Oriëntatierelaties van preparaat 1
(getransformeerd tot dezelfde stand)

	$[100]_M$	$[010]_M$	$[001]_M$
variant I	0,7132	0,6833	0,1374
	-0,6996	0,7096	0,0924
	-0,0419	-0,1668	0,9863
variant II	0,7169	0,6858	0,1270
	-0,6959	0,7083	0,0975
	-0,0227	-0,1633	0,9877
variant III	0,7169	0,6869	0,1495
	-0,6946	0,7058	0,0976
	-0,0453	-0,1616	0,9842
variant IV	0,7181	0,6858	0,1236
	-0,6934	0,7144	0,0371
	-0,0366	-0,1495	0,9885

TABEL II-2

Oriëntatierelaties volgens I.P.S.-theorie
voor Fe 30,9% Ni (shear: $(101) [\bar{1}01]$)

$[100]_M$	$[010]_M$	$[001]_M$
0,7239	0,6842	0,1283
-0,68961	0,7094	0,1084
-0,0183	-0,1686	0,9859

In tabel II-2 is de oriëntatierelatie* weergegeven welke volgt uit de I.P.S.-theorie voor Fe 30,9% Ni (met roosterconstante $a_M = 2,875$; $a_A = 3,591$) indien wordt aangenomen, dat de rooster-invariante deformatie plaatsvindt op het systeem $(101)_F [\bar{1}01]_F$, terwijl

* De oriëntaties volgens tabel II-2 verkrijgt men uit de Rotatie R (pag.17): (zie ook *Wayman*⁴⁸, pag. 132) door vermenigvuldiging van $[\bar{1}10]$, $[\bar{1}\bar{1}0]$, resp. $[001]$ met R en door vervolgens de verkregen vectoren te normaliseren.

wordt aangenomen, dat voor de dilatatieparameter geldt $\delta = 1$ (geen dilatatie). Deze 'theoretische' oriëntatierelatie is ook weergegeven in fig. 11,19 en hierin aangeduid met t. Het is bijzonder intrigerend, dat deze 'theoretische' oriëntatierelatie zo dicht bij onze experimentele relatie ligt, hoewel het theoretische habitplane voor $\delta = 1$ dicht bij $(1\ 4\ 3)_A$ ligt, n.l.

$$\begin{pmatrix} h \\ k \\ \ell \end{pmatrix}_A = \begin{pmatrix} 0,1847 \\ 0,7823 \\ 0,5948 \end{pmatrix}$$

(vergelijk *Breedis* en *Wayman*²¹ en *Wayman*⁴⁸ p. 127; zie ook appendix fig. V.1). Dit habitplane stemt dus in het geheel niet overeen met dat wat door ons werd gevonden, n.l. $(1\ 2\ 1)_A$. Daarentegen ligt het 'theoretische' habitplane vrij dicht bij het habitplane dat *Breedis* en *Wayman* inderdaad hebben gemeten voor 'burst martensiet' in Fe 30,9^w/o Ni, n.l.

$$\begin{pmatrix} h \\ k \\ \ell \end{pmatrix}_A = \begin{pmatrix} 0,1656 \\ 0,7998 \\ 0,5770 \end{pmatrix}$$

Het verbazingwekkende is echter, dat onze metingen van de oriëntatierelatie nog beter overeenkomen met de 'theoretische' waarden dan die van *Breedis* en *Wayman*²¹. Op dit resultaat zullen we nog uitvoeriger terugkomen.

We zullen nu het onderzoek beschrijven, dat verricht werd aan de preparaten 2 en 3, waarvan kristaloppervlakken met de oriëntaties $(1\ 0\ 0)_A$, resp. $(\bar{1}\ 1\ 1)_A$ werden onderzocht. Voor deze preparaten gelukte het niet slechts één variant te verkrijgen door krassen met een naald. Nu werden echter op deze kristallen twee varianten verkregen door 'krassen' met schuurpapier. Op preparaat 2 (zie fig. 11,13) hebben de varianten dezelfde richting, maar aan de vorm van de naalden (vergelijk ook fig. 11,10) is te zien, dat er toch twee verschillende varianten zijn met de groeirichtingen $[0\ 1\ \bar{2}]$ en $[0\ \bar{1}\ 2]$. Bij preparaat 3 komen twee verschillend gerichte groepen voor, zoals te zien is op de foto (fig. 11,14). Zoals reeds vermeld in 11,2 werden de preparaten 2 en 3 met de textuurgoniometer onderzocht met een iets minder nauwkeurige methode; de kanteling van het preparaat was 2,5° per omwenteling.

Ook in dit geval was het gemakkelijk op basis van verschillen in intensiteit van gediffracteerde röntgenstralen één variant van het habitplane te correleren met één variant van de oriëntatierelatie. De figuren 11,20 en 11,21 laten het resultaat zien van oriëntatierelatie bepalingen aan de preparaten 2, resp. 3. Deze zijn verenigd in standaardoriëntatie in fig. 11,22. Het blijkt, dat voor de preparaten 2 en 3 de $(0\ 1\ 1)_M$ polen dicht bij $(1\ 1\ 1)_A$ liggen en wel voor de varianten 2-I, 2-II, 3-I en 3-II. Indien we fig. 11,22 vergelijken met 11,19 zien we voor de eerstgenoemde een verder uiteenliggen van de punten. Toch zijn ook hier de martensietoriëntaties vrijwel dezelfde en ze komen overeen met die van fig. 11,19. We vinden dus dezelfde oriëntatierelatie voor drie uiteenlopende oriëntaties van het preparaatvlak. De oriëntatierelatie wordt dus waarschijnlijk niet of slechts in geringe mate beïnvloed door de stand van het kristaloppervlak ten opzichte van het kristalrooster. Bovendien hadden we reeds gevonden (pag. 46) dat ook de stand van het habitplane ten opzichte van het preparaatvlak niet van invloed schijnt te zijn op de oriëntatierelatie (fig. 11,19).

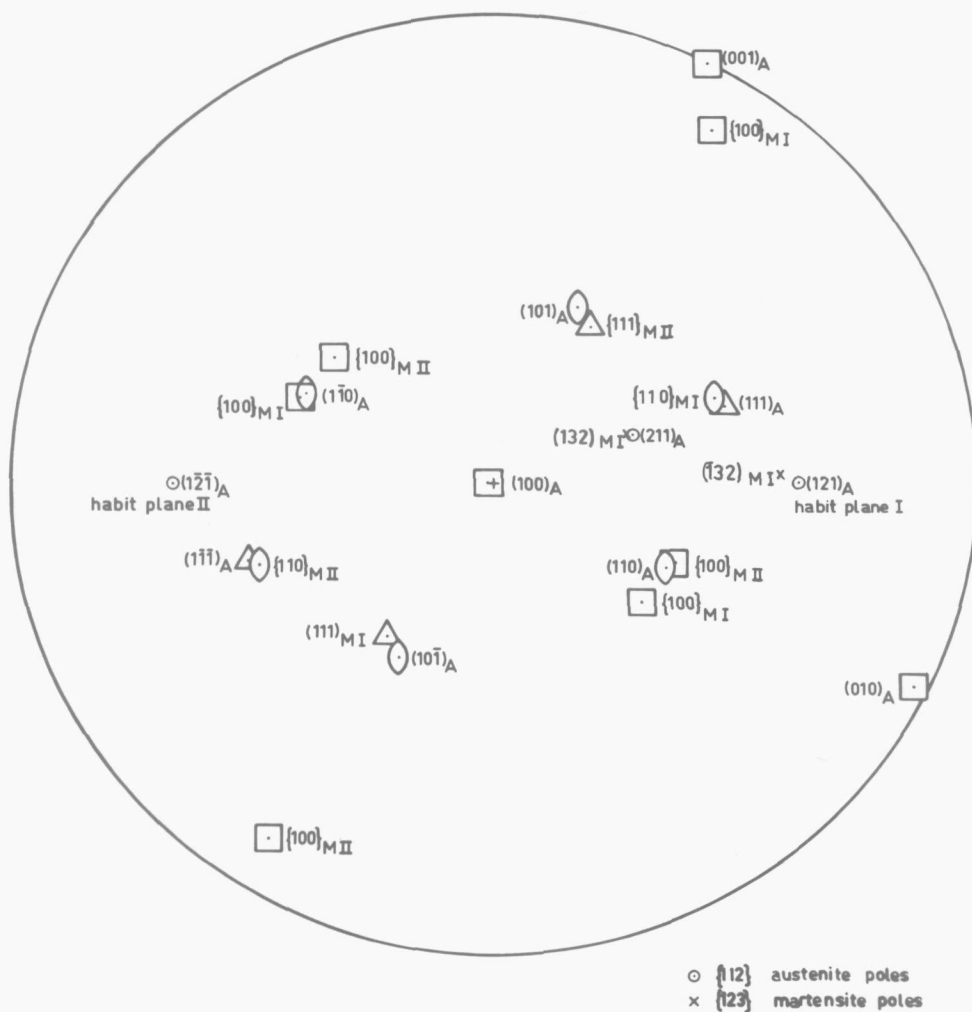


Fig. II,20

Oriëntatie relaties en habitplanes voor de dominerende varianten $(1\ 2\ 1)_A$ en $(1\ \bar{2}\ \bar{1})_A$ van preparaat 2 (zie ook fig. II,13).

Deze standvastigheid van de martensietoriëntaties wekt het vermoeden, dat de transformatie kristallografisch steeds op dezelfde wijze zal verlopen, hoe de richting van de naalden ook moge zijn.

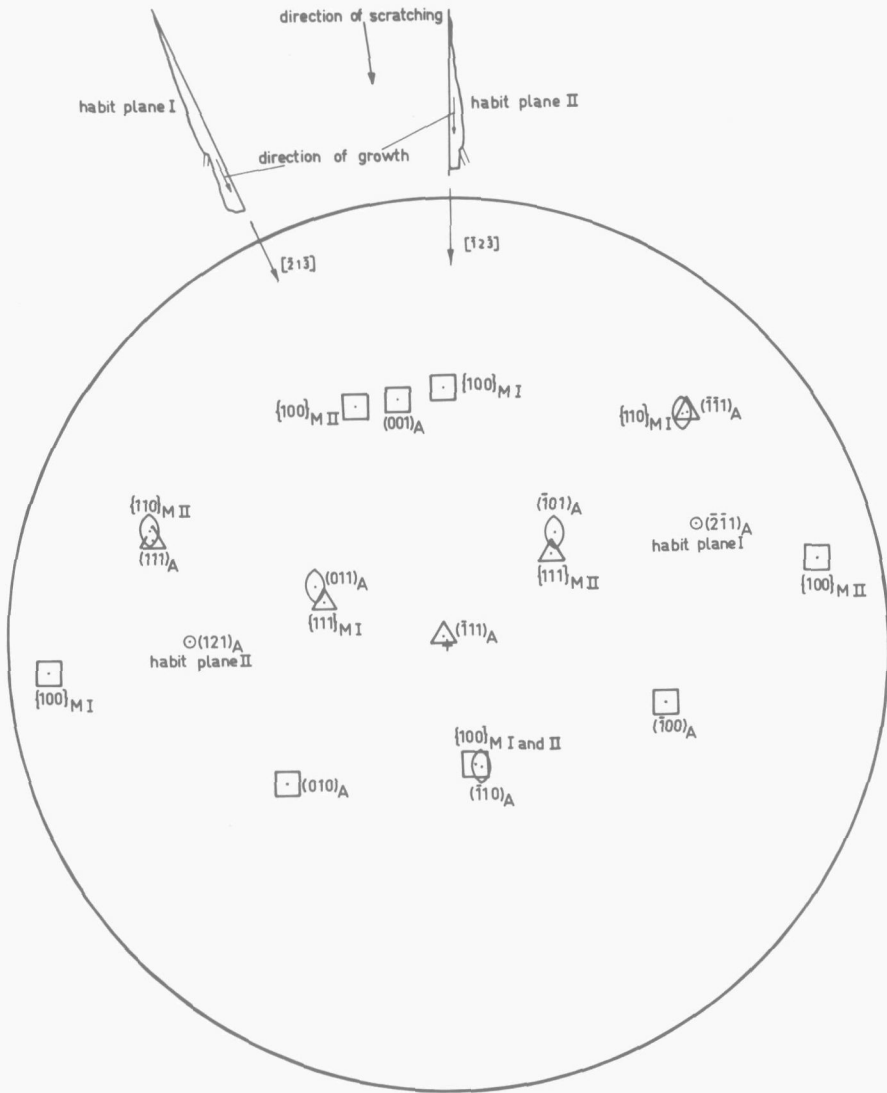


Fig. 11,21
 Oriëntatie relaties, habitplanes en groeirichtingen $[\bar{2}1\bar{3}]$ en $[\bar{1}2\bar{3}]$ van preparaat 3, (zie ook fig.11,14).

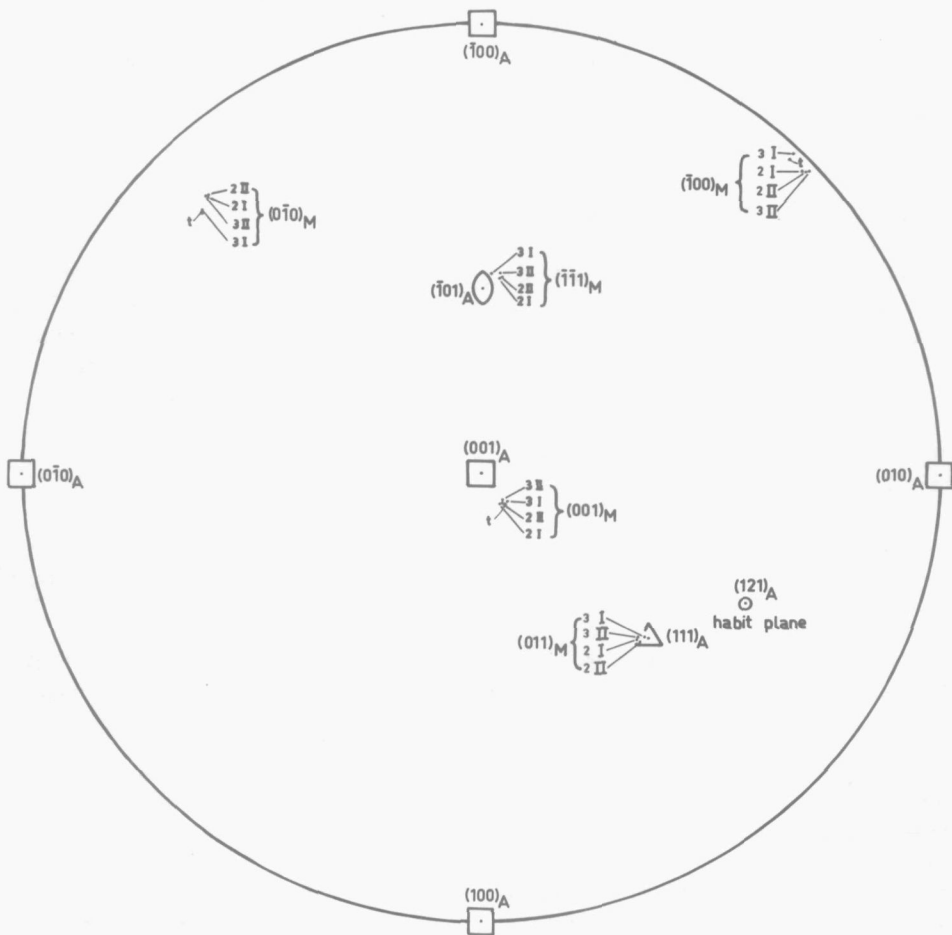


Fig. II,22

Oriëntatie relaties van de varianten I en II op de preparaten 2 en 3, in 'standaard oriëntatie'. De volgens de I.P.S.-theorie grafisch bepaalde stand van de martensiet kubuspolen is in de stereografische projectie aangegeven met de punten t.

11,6 - De vorm deformatie

De vorm deformatie kan worden bepaald door na te gaan op welke wijze een rechte kras ten gevolge van de deformatie wordt afgebogen. Oppervlakte martensiet wordt enerzijds genucleëerd door krassen, anderzijds wordt een groeiende naald meestal door een kras tegengehouden. Door zeer licht te krassen op een polijstdoek met diamant (1μ) gelukte het, oppervlakte martensiet als het ware onder krassen door te laten groeien.

Fig. 11,8 geeft een beeld van een zodanig behandeld preparaat met een $(1\ 0\ 0)$ oriëntatie waarop een oppervlakte martensiet naald in de $[0\ \bar{1}\ 2]$ richting is gegroeid (variant $(1\ 2\ 1)$). De geringe afbuiging aan grens type I van de krassen wijst op een kleine totale deformatie. Ook het feit, dat de microfoto scherp is over de gehele breedte, betekent dat de hoogteverschillen gering zijn. (Het sterke reliëfeffect op de foto is het gevolg van het toepassen van interferentiecontrast-microscopie).

Fig. 11,5,a toont oppervlakte martensietnaalden, eveneens op een $(1\ 0\ 0)$ preparaat groeiend in een $[0\ \bar{1}\ 2]$ richting. Figuur 11,5,b is het bijbehorende interferentiepatroon. Het reliëf op het oppervlak wordt weergegeven door het verloop van de donkere banden. Een afbuiging over de afstand tussen twee naburige banden komt overeen met een niveauverschil van $0,27\mu$. Het reliëf wat men kan aflezen uit het interferentiepatroon vertoont overeenkomst met fig. 11,4,c; het reliëf van fig. 11,5,b is echter meer afgerond en ook gecompliceerder. Dit is te verwachten, aangezien groei in reeds geaccommodeerd austeniet heeft plaatsgevonden. De absolute waarde van de hoogteverschillen is gering. De maximale uitwijking van de banden in fig. 11,5,b komt overeen met een verplaatsing van ca. $0,4\mu$, dit is ongeveer $1,6\%$ van de totale 'diepte' en breedte van de naalden, welke ca. 25μ bedraagt.

De vorm deformatie is niet homogeen, zoals bijv. blijkt uit de kromming van de krassen in fig. 11,8. Het is belangrijk op te merken, dat de vorm deformatie maximaal is bij de grens type I, dus daar waar de groei in de breedte is begonnen.

We zouden kunnen proberen een globale indruk te krijgen van de vorm deformatie in het gebied van grens type I, indien we onderstellen, dat deze plaatselijk macroscopisch homogeen is (te beschrijven met een affine transformatie).

In de literatuur worden verschillende methoden beschreven ter bepaling van de vorm deformatie. *Greninger en Trojano*⁸ bepalen deze uit de 'kanteling' van twee preparaatvlakken voor een martensiet plaat welke twee ongeveer loodrechte preparaatvlakken snijdt. De vorm deformatie wordt als een afschuiving beschreven. *Machlin en Cohen*⁴³ bepalen de totale deformatie met behulp van een preparaat met drie onderling loodrechte vlakken, waarbij de verdraaiing van projecties van krassen in de richtingen van de ribben wordt opgemeten. *Morton*⁴⁴, *Bowles en Morton*⁴⁵, *Efsic en Wayman*¹⁴ leiden de vorm deformatie af uit de rotatie van drie niet evenwijdige krassen op één preparaatvlak. Deze methoden zijn echter alle tamelijk bewerkelijk en niet bijzonder geschikt voor ons geval.

Wanneer we echter veronderstellen, dat de vorm deformatie van oppervlakte martensiet in de onmiddellijke omgeving van grens type I een invariant vlak deformatie is op het vlak $(1\ 2\ 1)$, kunnen we de grootte en richting hiervan op eenvoudige wijze afleiden uit de verplaatsing van één kras.

Dit uitgangspunt wordt ondersteund door onze waarnemingen van het groeien van oppervlakte martensiet. Het bleek daarbij, dat, evenmin als bij plaat martensiet, voor geen enkele oriëntatie van het preparaatvlak rotatie optreedt van lijnen in het habitplane. Immers ook in dit geval blijft een naald bij microscopische waarneming tijdens het groeien over de gehele lengte in focus. Bovendien treedt, zelfs bij oppervlakte martensiet naalden met een lengte van 10mm, geen spronggewijze lengteverandering in de richting van de naald op aan de fasegrens. Een dergelijke lengteverandering ter grootte van 1μ zou gemakkelijk waarneembaar zijn en zou overeenkomen met een dilatatie van $0,01\%$ ofwel met een dilatatieparameter $\delta = 1,0001$.

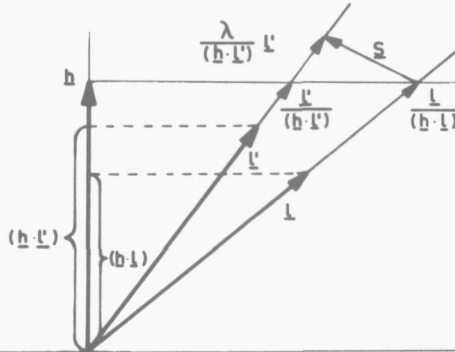


Fig. 11,23

De bepaling van de totale deformatie uit de afbuiging van een kras (voor de verklaring zie tekst).

De gevolgde methode wordt toegelicht in de figuren 11,23 en 11,24 (vergelijk verder foto fig. 11,8). h is de eenheidsvector loodrecht op het habitplane, l is de eenheidsvector in de richting van een rechte kras in het austeniet, l' is de eenheidsvector in de richting van de afgebogen kras, l'' is de projectie van l' op het gefotografeerde oppervlak. s bepaalt de richting en de grootte van de totale deformatie, λ is de factor waarmee het specifieke volume toeneemt ten gevolge van de transformatie. Voor een zuivere afschuiving ($\lambda = 1$) zou het eindpunt van de vector $\frac{l}{(h \cdot l)}$ overgaan in het eindpunt van de vector $\frac{l'}{(h \cdot l')}$.

Richting en grootte van de afschuiving worden dan gegeven door de vector $\frac{l'}{(h \cdot l')} - \frac{l}{(h \cdot l)}$. In het algemene geval is

$$s = \frac{\lambda l'}{(h \cdot l')} - \frac{l}{(h \cdot l)} \quad (11-1)$$

Voor λ geldt:

$$\lambda = \frac{2 a_M^3}{a_A^3}$$

Voor de roosterconstanten van austeniet en martensiet kunnen we nemen:

$$a_M = 2,875 \text{ \AA}$$

$$a_A = 3,591 \text{ \AA} \text{ (zie Breedis en Wayman}^{21}\text{)}.$$

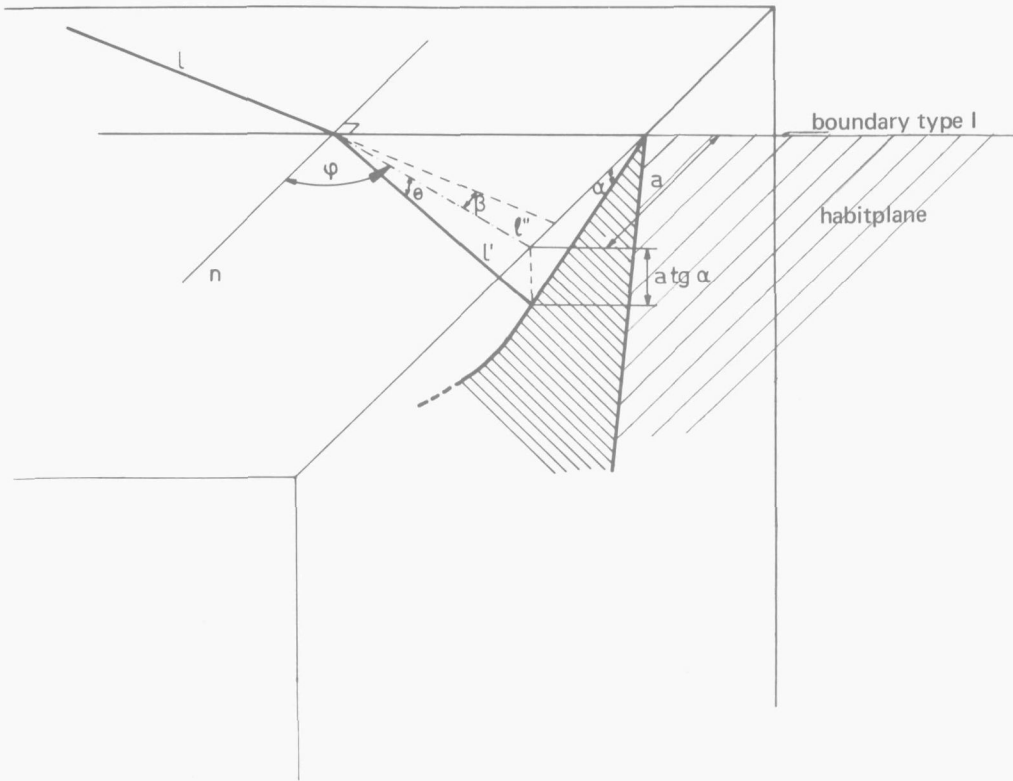


Fig. 11,24
De afbuiging van een kras tengevolge van de vorm deformatie (zie tekst).

Hieruit volgt:

$$\lambda = 1,026.$$

De oppervlakte martensiet naalden in fig. 11,8 en die in fig. 11,5,a en b zijn kristallografisch identiek. Beide groeien op het (100) vlak in de $[0\bar{1}2]$ richting. We kunnen daarom de gegevens van deze foto's combineren. Uit fig. 11,8 volgt een afbuiging van de projectie van de lijn ℓ over een hoek $\beta = 6,3^\circ$ ter plaatse van de grens type I. Uit fig. 11,5,b kan de maximale helling ter plaatse van grens type I als volgt globaal worden bepaald: maximale helling van de interferentiebanden, 3 : 1; onderlinge afstand van de interferentiebanden: 4 mm (komt overeen met $\frac{1}{2}\lambda = 0,27\mu$); vergroting: 340 x. Hieruit volgt voor de maximale helling:

$$\text{tg } \alpha = \frac{3 \cdot 0,27 \cdot 340}{4 \cdot 1000} = 0,069$$

en

$$\alpha = 4^\circ.$$

Aangezien we de variant (121) van het habitplane beschouwen met als spoor $[0\bar{1}2]$ in het preparaatvlak (100) , vinden we voor de normaal (loodlijn op $[100]$ en $[0\bar{1}2]$):

$$n = [021].$$

De hoeken tussen ℓ , resp. ℓ'' en n zijn:

$$\phi + \beta = 26^\circ, \quad \phi = 19,7^\circ.$$

Verder is:

$$\text{tg } \theta = \text{tg } \alpha \cdot \cos \phi \text{ (zie fig. II,24).}$$

Hieruit volgt:

$$\theta = 3^\circ 45'.$$

De hoek tussen $n = [0\ 2\ 1]$ en $[0\ 1\ 0]$ bedraagt $26,6^\circ$. We kunnen nu de hoeken berekenen tussen ℓ , resp. ℓ' en de kubus-assen van het austeniet en met behulp van de cosinussen van deze hoeken de eenheidsvectoren in de richtingen ℓ en ℓ' uitdrukken ten opzichte van deze kubus-assen. Uitvoering van de berekening levert:

$$\ell = \begin{pmatrix} 0 \\ -0,6101 \\ -0,7944 \end{pmatrix} \quad \ell' = \begin{pmatrix} 0,0654 \\ -0,6873 \\ -0,7229 \end{pmatrix}$$

De eenheidsvector loodrecht op het habitplane is:

$$h = \frac{1}{\sqrt{6}} (\bar{1}\ \bar{2}\ \bar{1})^*$$

We kunnen nu s berekenen met behulp van betrekking II-1:

$$s = \begin{pmatrix} 0,0864 \\ -0,1103 \\ 0,0696 \end{pmatrix}$$

De eenheidsvector in de richting van s is:

$$s_e = \frac{s}{|s|} = \begin{pmatrix} 0,553 \\ -0,705 \\ 0,444 \end{pmatrix}$$

De 'afschuifhoek' tussen h en $h + s$ is

$$\gamma = 8^\circ 32'.$$

* De keuze van de tekens is zodanig, dat S_e als positieve richting in de stereografische projectie kan worden aangegeven. Wil men nu de juiste deformatie beschrijven, dan moet men het habitplane kiezen als $(\bar{1}\ \bar{2}\ \bar{1})$

Deze is dus kleiner dan men vindt voor 'burst martensiet', n.l. voor deze martensietsoort in Fe 30^w/o Ni is $\gamma \simeq 11^\circ$ (zie *Christian*², pag. 862). De hier berekende experimentele richting van de totale deformatie is in de later te bespreken stereografische projecties, figuren II,25 en II,26 aangegeven met S_e . Het is opmerkelijk, dat de richting van de totale deformatie S_e (zie fig. II,25) een belangrijke component heeft, tegengesteld aan de

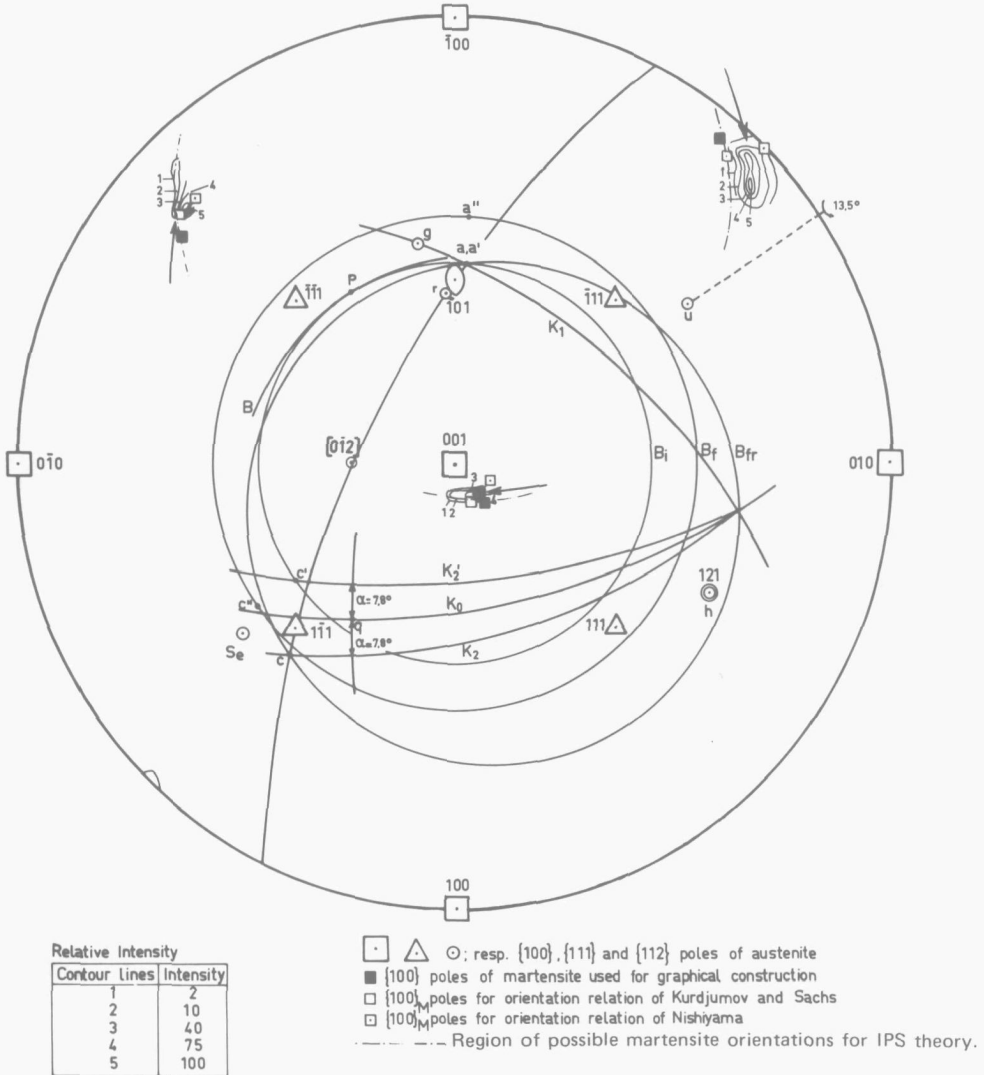


Fig. II,25
 Toepassing van de invariant plain strain theorie. Oriëntatierelatie en habitplane van variant I van preparaat 1. Grafische constructie volgens Lieberman's 'Best fit' methode. (Zie appendix).

groeirichting $[0\ 1\ \bar{2}]^*$ van de naald. (De hoek tussen $[0,553\ -0,705\ 0,444]$ en $[0\ \bar{1}\ 2]$ is $45,4^\circ$). Zoals werd vermeld in paragraaf 11,3 is dit ook reeds min of meer te zien in fig. 11,8, waar de kassen als het ware uitbuigen in een richting tegengesteld aan de groeirichting van de

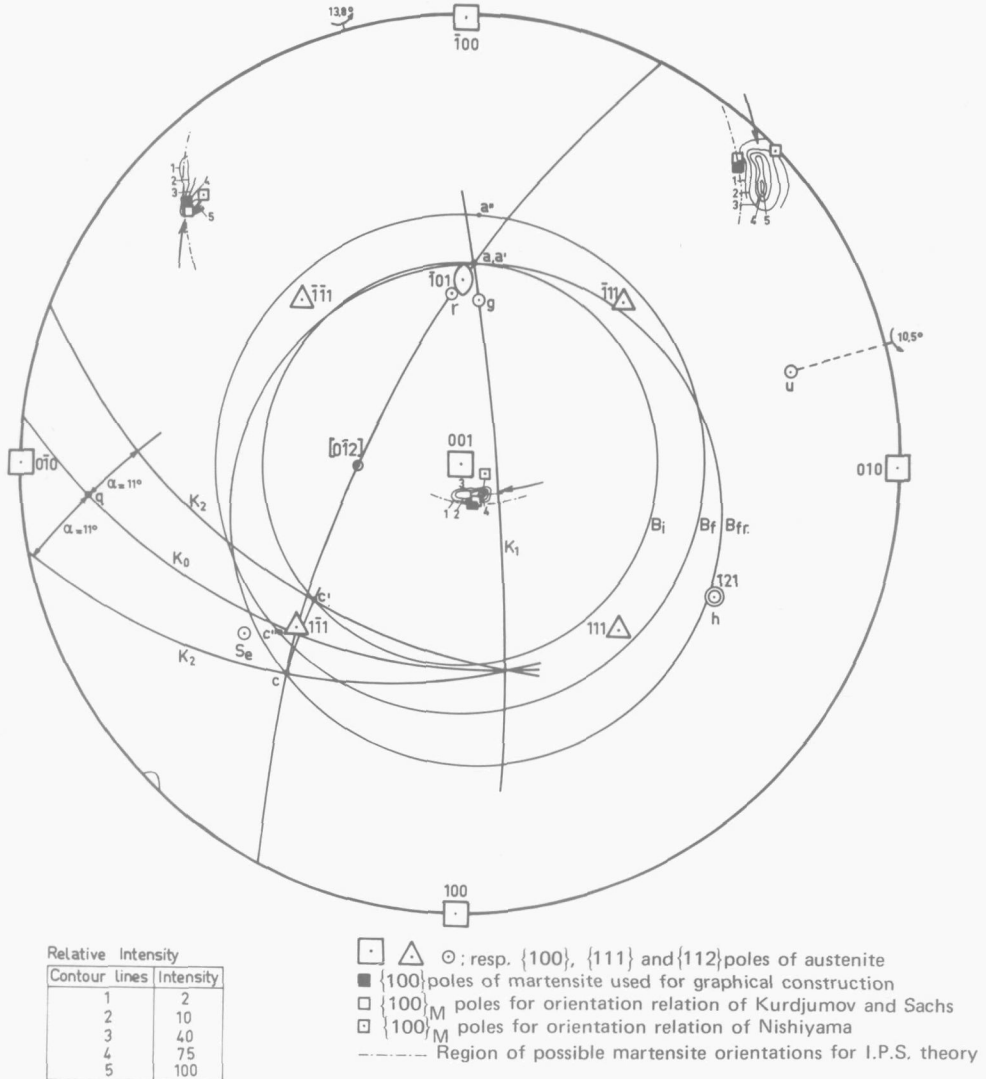


Fig. 11,26

Hetzelfde als weergegeven in fig. 11,25. Nu is echter een oriëntatie relatie gekozen zo dicht mogelijk bij die van Kurdjumov en Sachs.

* De variant $(1\ 2\ 1)$ met groeirichting $[0\ \bar{1}\ 2]$ van de figuren 11,5 en 11,8 kunnen we in fig. 11,25 aangeven als variant $(1\ 2\ 1)$ met als groeirichting $[0\ \bar{1}\ 2]$, of als variant $(\bar{1}\ \bar{2}\ \bar{1})$ met als groeirichting $[0\ \bar{1}\ 2]$. In het laatste geval is de richting van de vorm deformatie S_e , in het eerste is deze $-S_e$.

naald, in overeenstemming met een mogelijke interpretatie van het asymmetrische uitgroeien van de naalden, gegeven in paragraaf II,3.

In fig. II,5,a zijn ook zeer smalle naalden te zien. De interferentiebanden in fig. II,5,b wekken de indruk, dat de totale deformatie voor deze smalle naalden relatief groot is. (De helling van de banden is voor de smalle naalden groter dan de maximale helling voor de brede naalden).

Conclusie: De totale deformatie van oppervlakte martensiet is klein en niet homogeen en heeft een maximale waarde ter plaatse daar waar het eerst martensiet werd gevormd. De richting van de totale deformatie is voor het onderzochte geval min of meer tegengesteld aan de groeirichting van de naald. De accommodatie van oppervlakte martensiet naalden vindt plaats in de onmiddellijke omgeving van een naald in overeenstemming met de schematische voorstelling van fig. II,4,c.

II,7 - De invariant plane strain (I.P.S.)-theorie

Zoals reeds in hoofdstuk I werd opgemerkt, wordt wel gesuggereerd^(2, 20, 56, 19) dat iedere martensitische transformatie en zelfs iedere transformatie met martensitische aspecten, zoals de uitscheiding in het systeem CuBe en de bainiet transformatie, zodanig verloopt, dat het habitplane te voorspellen zou zijn met behulp van de I.P.S.-theorie.

De naaldvorm van oppervlakte martensiet, de waargenomen groeiverschijnselen, de accommodatie deformatie in austeniet en martensiet en de geringe vorm deformatie van de naald als geheel, doen reeds onmiddellijk bedenkingen rijzen ten aanzien van de toepasbaarheid van de I.P.S.-theorie op deze martensietvorm. Een zeer kleine vorm deformatie betekent, dat de tralie deformatie vrijwel volledig gecompenseerd wordt door de rooster-invariante deformatie. De I.P.S.-theorie kan, zoals vermeld in hoofdstuk I, worden geformuleerd met de matrix vergelijking

$$\mathbf{F} = \mathbf{RPS} \quad (\text{I-1})$$

waarin \mathbf{F} de vorm deformatie, \mathbf{S} de rooster-invariante deformatie, \mathbf{RP} de tralie deformatie, samengesteld uit de 'Bain deformatie' \mathbf{P} en de rotatie \mathbf{R} . In het geval van volledige compensatie van de tralie deformatie door de rooster-invariante deformatie, is \mathbf{S} de inverse van \mathbf{RP} . \mathbf{S} kan dan dus geen invariant vlak deformatie zijn, zodat de I.P.S.-theorie niet kan worden toegepast. Bovendien is de vorm deformatie niet homogeen (fig. II,8).

Anderzijds hebben we echter toch te maken met een martensietsoort met een tamelijk scherpe oriëntatierelatie en een vlak-(lat)habitus. Men zou dan ook kunnen opwerpen, dat de I.P.S.-theorie in het beginstadium van het groeiproces wel van toepassing zou kunnen zijn op het habitplane. Hierbij zou dan een zeer dunne latvormige martensiet formatie op een $\{1\ 1\ 2\}_A$ vlak kunnen ontstaan. Het feit, dat de totale deformatie maximaal is ter plaatse waar het zijdelingse groeien aanvangt, zou een aanwijzing hiervoor kunnen zijn. We zullen daarom toch de toepasbaarheid van de I.P.S.-theorie op oppervlakte martensiet wat betreft het habitplane nader onderzoeken.

Daarbij zal achtereenvolgens van verschillende uitgangspunten uitgegaan worden, n.l.:

1. Toepassing van de I.P.S.-theorie op oppervlakte martensiet, waarbij van de gemeten verdeling van oriëntatie-relaties het maximum wordt genomen.
2. Toepassing van de I.P.S.-theorie op oppervlakte martensiet, waarbij zo goed mogelijk met *alle* experimentele gegevens rekening wordt gehouden en waarbij daarom eventueel oriëntaties buiten het bovengenoemde maximum worden gekozen.

Voor de toetsing aan de I.P.S.-theorie, waarbij men uitgaat van de experimenteel bepaalde waarden voor habitplane en oriëntatie-relatie, is de grafische methode, ontwikkeld door Liebermann^{12 13} e.a. zeer geschikt. (Een toelichting van grafische berekeningen, gebaseerd op de I.P.S.-theorie wordt gegeven in de appendix.).

De grafische methode is gebaseerd op het gebruik van lengte invariante elementen. Deze zijn uitsluitend bepaald door hun richting en kunnen dus worden weergegeven in een stereografische projectie.

In fig. II,25 en II,26 zijn grafische analyses uitgevoerd, waarbij de gegevens, verkregen met preparaat 1, werden gebruikt. Voor de berekening van de tophoek van de 'Bain cones' gaan we als tevoren (pag. 53) uit van de roosterconstanten

$$a_A = 3,591 \text{ \AA}$$

$$a_M = 2,875 \text{ \AA}.$$

De 'initial cone of invariant lines' is in de figuren II,25 en II,26 weergegeven door een kleine cirkel, aangeduid met B_i (initial Bain cone). De 'final cone of invariant lines' werd aangeduid met B_f (final Bain cone). Als habitplane werd aangenomen $(1\ 2\ 1)_A$ (h in de figuren II,25 en II,26). Overeenkomstig hiermee werd de nauwkeurig bepaalde martensiet oriëntatie (aangegeven met de contourlijnen) geroteerd in austeniet standaard oriëntatie.

Nu zullen we eerst voor de martensiet oriëntatie het maximum kiezen van deze met contourlijnen aangegeven intensiteiten (uitgangspunt 1). De door de rotatie R (zie I,3) geroeteerde 'final Bain cone' voor deze oriëntatie is in fig. II,25 aangeduid met het cirkelsegment B. De kleine cirkel B snijdt de cirkel B_i in P. De lijn P is de invariante lijn (deze is invariant ten aanzien van de tralie deformatie). Het habitplane $h(1\ 2\ 1)_A$ is in fig. II,25 ook weergegeven als een grote cirkel door $[\bar{1}\ 0\ 1]$ en $[1\ \bar{1}\ 1]$. Het blijkt nu, dat de invariante lijn P niet in het habitplane ligt. P ligt zelfs bijzonder ver verwijderd van het habitplane, zodat de afwijking niet verklaard kan worden uit de onnauwkeurigheid van de experimenten. Dit betekent, dat we de I.P.S.-theorie niet kunnen toepassen met $(1\ 2\ 1)_A$ als habitplane en voor een oriëntatie-relatie overeenkomend met het gemiddelde van de experimenteel gevonden verdeling van oriëntatie relaties.

We kunnen nu anders te werk gaan (uitgangspunt 2) en een zogenaamde 'best fit' methode toepassen. Voor dit geval zullen we in de figuren II,25 en II,26 de geroeteerde 'final Bain cone' aanduiden met B_{fr} . Het vlak van de rooster-invariante deformatie wordt aangegeven met K_1 , de normaal op dit vlak met q . De richting van de rooster-invariante deformatie wordt aangegeven met g . De oriëntatie van de martensiet kubus-assen ten opzichte van de $\langle 1\ 0\ 0 \rangle$ assen van het austeniet wordt bepaald door de rotatie R om de as u over een hoek ϕ (zie appendix pag. 104).

We kiezen bij deze methode een oriëntatie-relatie (deze legt de rotatie vast) zo dicht mogelijk bij de experimenteel gemeten verdeling van martensiet oriëntaties, maar zodanig, dat tevens aan de condities van de I.P.S.-theorie wordt voldaan. In termen van de grafische methode betekent dit, dat B_i , B_{fr} en het habitplane een drievoudig snijpunt moeten hebben, terwijl dit snijpunt (dat is de invariante lijn, in dit geval aangeduid met a) door de inverse rotatie (zie appendix pag. 101) radiaal naar a'' gaat. De inverse rotatie toegepast op c (c is het snijpunt van het habitplane en B_{fr}), levert dan c'' . Vervolgens wordt c' gevonden op B_i radiaal gelegen ten opzichte van c'' . De richting van de rooster-invariante deformatie g wordt dan gevonden als de eenheidsvector evenwijdig met $c'-c$. Het vlak van de rooster-invariante deformatie is het vlak door a en g . De pool van dit vlak wordt aangeduid met q .

Door de bovengenoemde voorwaarde die gesteld wordt aan het drievoudige snijpunt a , is de constructie nog niet geheel bepaald. Men kan oplossingen verkrijgen door de kegel B_{fr} te laten roteren om de lijn a en de op deze wijze verkregen meetkundige plaats van de as van de kegel (dit is een $\langle 100 \rangle_M$ richting) weer te geven in de stereografische projectie. De andere $\langle 100 \rangle_M$ assen kunnen worden bepaald met behulp van de rotatie R , waarbij R moet voldoen aan de voorwaarde dat a door de rotatie R radiaal naar a'' gaat. De meetkundige plaats van op deze wijze verkregen martensiet-assen is in fig. 11,25 en fig. 11,26 weergegeven met streepstippellijnen. Hierop moeten martensiet-oriëntaties dus liggen, willen ze voldoen aan de I.P.S.-theorie voor het habitplane $(121)_A$.

In fig. 11,25 is te zien, dat de mogelijke oriëntaties zeer ver van de maxima van de gemeten oriëntaties liggen.

Ter illustratie is de constructie nogmaals uitgevoerd voor een andere keuze uit de mogelijke martensiet-oriëntaties (fig. 11,26)

In het geval van fig. 11,25 is voor de volledige grafische uitwerking een martensiet-oriëntatie gekozen (martensiet kubus polen aangeduid met zwart vierkantje) zodanig, dat een kleine rooster-invariante deformatie wordt verkregen ($\alpha = 7,8^\circ$), terwijl de in fig. 11,26 gekozen martensiet-oriëntatie (martensiet kubus polen eveneens aangeduid met zwart vierkantje) zo dicht mogelijk bij die van Kurdjumov en Sachs ligt. De rooster-invariante deformatie is in het laatste geval groter ($\alpha = 11^\circ$). Indien men beide figuren vergelijkt, blijkt duidelijk, dat een betrekkelijk geringe variatie in oriëntatie-relatie (4 graden) een zeer grote variatie (57°) voor q , (de pool van het vlak K_1 van de rooster-invariante deformatie) tot gevolg heeft.

Men zou kunnen trachten het grote verschil tussen gemeten martensiet-oriëntaties (gebieden binnen de contourlijnen) en oriëntaties welke mogelijk zijn volgens de I.P.S.-theorie (streep-stippellijnen in fig. 11,25 en fig. 11,26) aan accommodatie deformatie toe te schrijven.

We zullen proberen ons een globaal beeld te vormen van de gevolgen die deze accommodatie deformatie heeft op de verdeling van martensiet-oriëntaties. De accommodatie deformatie vindt vooral plaats in het austeniet en zal - zoals reeds opgemerkt in paragraaf 11,3 - min of meer tegengesteld zijn aan de vorm deformatie (compensatie bij voorbaat). We stellen, dat de vorm deformatie een invariant vlak deformatie is op het vlak $h = (\bar{1}\bar{2}\bar{1})_A$ in de richting

$$s = \begin{pmatrix} 0,0864 \\ -0,1103 \\ 0,0696 \end{pmatrix}_A (S_e \text{ in fig. 11,25 en 11,26}).$$

Dit zal tot gevolg hebben een rotatie om een as r die loodrecht zowel op S_0 als op de normaal h van het habitplane staat. In de figuren 11,25 en 11,26 is r aangegeven. (In de figuren 11,25 en 11,26 is u de as van de roosterdraaiing inherent aan het ideale proces indien dit zou verlopen overeenkomstig deze constructies. r beschrijft daarentegen een roosterdraaiing ten gevolge van de accommodatie deformaties, die een afwijking geven van de stand die ontstaat door het werkelijke 'ideale proces'). Tevens is met pijlen aangeduid op welke wijze rotatie van de martensiet kubus richtingen om de as r te verwachten is. Het resultaat komt verrassend goed overeen met de rotatie die men inderdaad constateert uit de met contourlijnen aangegeven oriëntatieverdeling, indien wordt aangenomen, dat het maximum van deze verdeling ongeveer overeenkomt met de oriëntatie in het beginstadium van de groei in de breedte van de desbetreffende oppervlakte martensiet naalden.

Het blijkt nu dus, dat ten gevolge van de accommodatie deformatie inderdaad rotaties plaatsvinden, doch niet op een zodanige wijze, dat het mogelijk is een 'begin oriëntatie' aan te nemen die voldoet aan de I.P.S.-theorie voor het habitplane $(1\ 2\ 1)$. In dit geval zou namelijk deze begin oriëntatie (welke moet liggen op de streep-stippellijnen) door de rotatie moeten overgaan tot standen binnen het gebied van de gemeten oriëntaties (contourlijnen).

Ook de tamelijk grote scherpte van de pieken die de martensiet oriëntaties weergeven, en het feit, dat kristallografisch equivalente oriëntaties worden gevonden voor het maximum bij verschillende standen van het habitplane ten opzichte van het preparaatvlak en bij verschillende kristal oriëntaties van het preparaatvlak (vergelijk fig. 11,19 en fig. 11,22), maakt een dergelijke 'begin oriëntatie' bijzonder onwaarschijnlijk.

We kunnen dus concluderen, dat voor oppervlakte martensiet de I.P.S.-theorie, zelfs niet voor het eerste stadium van het groeiproces, van toepassing is op het waargenomen habitplane.

Het bovenvermelde resultaat kan mogelijk een nieuw licht werpen op die martensitische transformaties welke slechts met moeite (schijnbaar) in overeenstemming gebracht konden worden met de I.P.S.-theorie, ofwel door een gecompliceerde (irrationele) rooster-invariante deformatie aan te nemen, ofwel door een grote dilatatie in te voeren. In oppervlakte martensiet hebben we een geval uitgewerkt waarvoor habitplane (traditioneel opgevat) en oriëntatie-relatie niet via de I.P.S.-theorie met elkaar in verband te brengen zijn.

Uit de zeer goede overeenstemming van de experimentele oriëntatie-relatie van oppervlakte martensiet met de 'theoretische' oriëntatie-relatie volgens de I.P.S.-theorie voor een rooster-invariante deformatie op $(1\ 0\ 1)_F [\bar{1}\ 0\ 1]_F$ zou men kunnen afleiden, dat aan de top van een naald inderdaad een vlakke fasegrens voortloopt met een invariant vlak volgens de theorie (ongeveer $(1\ 4\ 3)_A$), waarin dan slechts dislocaties voorkomen van het type $\frac{a}{2} [\bar{1}\ 0\ 1]_F$, terwijl uitsluitend slip plaatsvindt op het vlak $(1\ 0\ 1)_F$. Dit geval is geïllustreerd in fig. 11,27 (pag. 62).

Het betekent enerzijds, dat het transformatieproces plaatsvindt met een fascinerende regelmaat welke, zelfs onder ongunstige omstandigheden (de rooster-invariante deformatie vindt plaats door slip, terwijl bovendien een grote accommodatie deformatie optreedt) bijna exact voldoet aan de I.P.S.-theorie. Anderzijds houdt het in, dat het macroscopisch waargenomen habitplane niet de lopende fasegrens volgens de theorie behoeft te zijn.

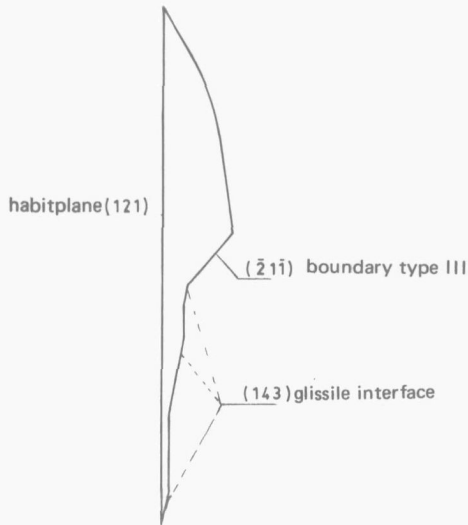


Fig. II,27
Schematisch weergegeven oppervlakte martensietnaald met fasegrens welke voldoet aan de I.P.S.-theorie (ongeveer $(143)_{\text{A}}$).

II,8 - Het passen van het grensvlak

Een minimale spanningsenergie kan worden bereikt door het ontstaan van martensiet in plaatvorm. Een minimale totale oppervlakte energie zou wellicht kunnen worden verkregen bij bolvormig uitgroeien. (De specifieke oppervlakte energie zal variëren langs de bol en kan plaatselijk grote waarde bereiken.). Anderzijds is het ook denkbaar, dat plaatvormig martensiet ontstaat zodanig, dat wordt voldaan aan voorwaarden van minimale spanningsenergie en deformatie energie, terwijl tevens de oriëntatie van het plaatvlak van dien aard is, dat een niet te grote oppervlakte energie ontstaat.

Zou een onvoordelig grensvlak ontstaan, bijv. met als oppervlakte energie 800 erg/cm^2 , (ongeveer de grensvlak energie van een kristallietgrens in ijzer) dan zou voor martensiet met een plaatdikte van 200 \AA meer dan de helft van het beschikbare chemische vrije energieverval ($\Delta F = -250 \text{ cal/mol}$ voor Fe 30% Ni bij 0°C ⁴⁷) nodig zijn voor de opbouw van het grensvlak. Dit zou wellicht de groei van een martensietplaat met een zodanig grensvlak onmogelijk maken.

Een passend grensvlak zou verkregen kunnen worden door dichtstgepakte richtingen in beide structuren tegen elkaar te leggen. De dichtst gepakte richtingen $\langle 110 \rangle_A$ en $\langle 111 \rangle_M$ zijn als het ware overeenkomstige 'bouwelementen' in beide structuren.

In tabel II-3 zijn vlakken met lage indices in austeniet en martensiet weergegeven die dichtst gepakte richtingen in beide roosters bevatten. Tevens zijn de onderlinge afstanden van de dichtst gepakte rijen in deze vlakken vermeld.

TABEL II-3

vlakken in het austeniet, die de $[\bar{1}01]$ richting bevatten	afstand van dichtst gestapelde richting in austeniet (\AA)	vlakken in het martensiet, die de $[\bar{1}\bar{1}1]$ richting bevatten	afstand van de dichtst gepakte $[\bar{1}\bar{1}1]$ rijen in het martensiet
(101)	3,58	$(0\bar{1}\bar{1})$	2,33
(111)	2,19*	$(2\bar{1}1)$	4,04*
(121)	<u>6,20</u>	$(\bar{1}32)$	<u>6,16</u>
(212)	8,39*	$(\bar{1}43)$	8,38*

* $(212)_A$ en $(\bar{1}43)_M$, resp. $(111)_A$ en $(2\bar{1}1)_M$ zijn geen corresponderende vlakken voor de Bain correspondentie.

Als bijkomende voorwaarde geldt natuurlijk, dat het austeniet- in het martensietvlak moet 'transformeren', de passende vlakken moeten ook corresponderende vlakken zijn, zoals reeds besproken in hoofdstuk I.

We zien nu uit tabel II-3, dat het vlak $(121)_A$ het enige vlak is met lage indices, dat op de boven beschreven wijze past op een corresponderend martensietvlak, namelijk op het $(\bar{1}32)_M$ vlak.

Ook bepaalde experimentele waarnemingen wijzen in deze richting.

Fig. II,28 is een foto van een preparaat-oppervlak met als oriëntatie $\{103312\}$. Er is op de foto een brede oppervlakte martensiet naald te zien met rechte begrenzingen van type I, II en III, zoals ingevoerd in II,3 (vergelijk fig. II,2). De grens van type II springt telkens in daar, waar zijdelings uitgroeien geblokkeerd is door andere naalden. Hierbij wordt een inspringende hoek gevormd door de begrenzingen type II en III. Hier blijkt dus duidelijk, dat niet alleen het vlak waarin de naald-(lat-)richting ligt, van belang is, maar dat ook de oriëntatie van de begrenzing een zekere kristallografische wetmatigheid heeft. De oriëntatie van de grenzen zou voorgeschreven kunnen zijn door de grensvlak-energie. De austeniet-oriëntatie van het preparaat van fig. II,28 werd bepaald en deze is weergegeven in fig. II,11. Het blijkt nu, dat de normalen van de drie rechte begrenzingen van de brede naald, in de figuur aangegeven met α_0 , α_2 en α_{11} , door $\{112\}_A$ polen gaan. Ook in andere gevallen liggen normalen van grenzen van type III dicht bij $\{112\}$ polen (zie de figuren II,7 en II,10).

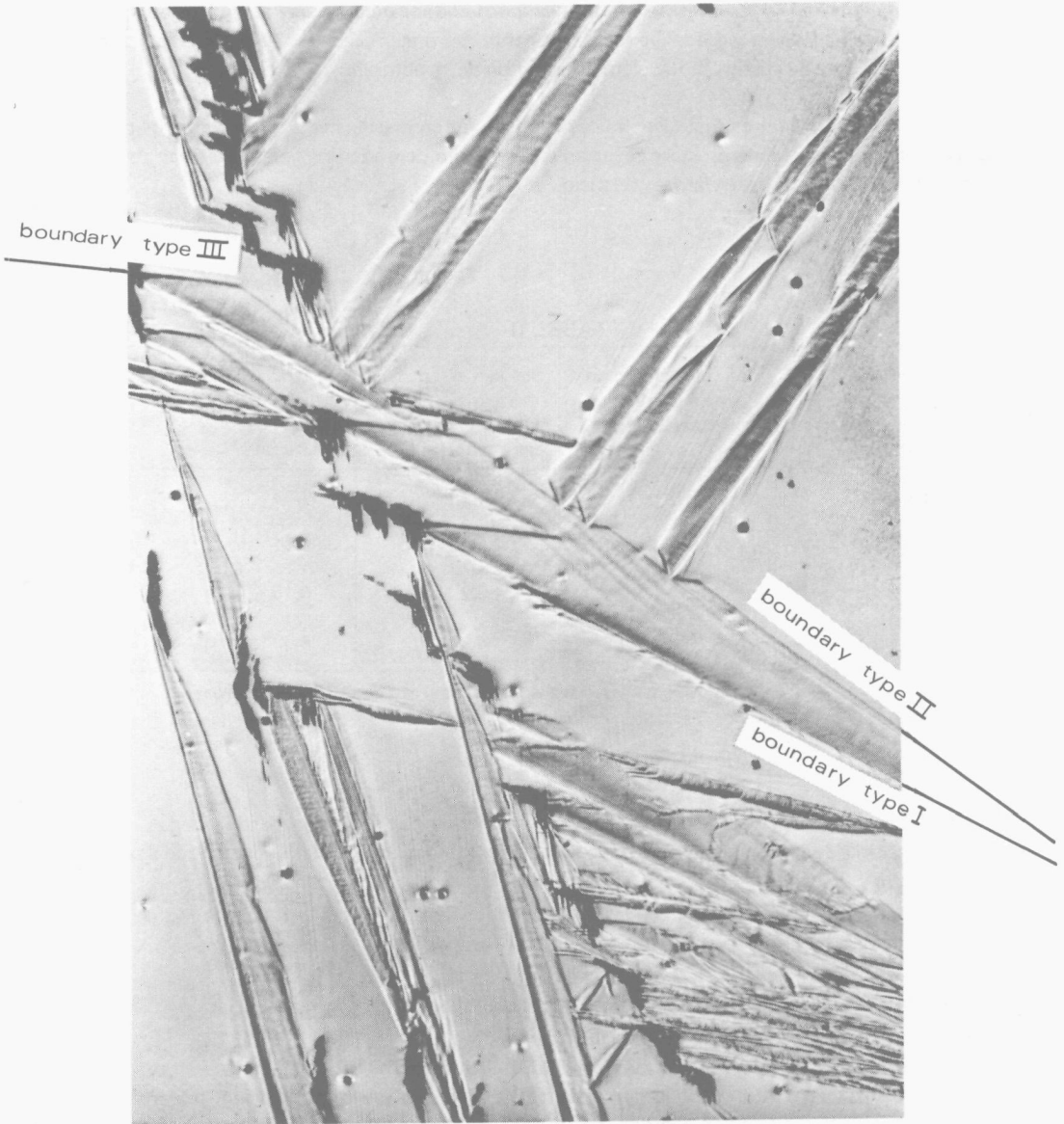


Fig. II,28

Brede oppervlakte martensiet naald waarvoor de grenzen type I, II en III alle drie recht zijn.
Oriëntatie van het preparaat $\{10, 33, 12\}$ 200 x.

De Bain correspondentie matrix voor vlakken

$$\frac{1}{2} \begin{pmatrix} 1 & -1 & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 2 \end{pmatrix}$$

transformeert acht $\{1\ 1\ 2\}_A$ vlakken in $\{1\ 2\ 3\}_M$ vlakken en vier $\{1\ 1\ 2\}_A$ vlakken in $\{2\ 1\ 0\}_M$ vlakken, zoals weergegeven in tabel II-4.

Voor een bepaalde oriëntatie-relatie zullen er van de acht $\{1\ 1\ 2\}_A$ vlakken die transformeren tot $\{1\ 2\ 3\}_M$ vlakken enkele bijna evenwijdig zijn aan hun corresponderend $\{1\ 2\ 3\}_M$ vlak. Het is dan zeer wel denkbaar, dat ook voor deze combinaties van corresponderende vlakken een goed passende grens ontstaat.

TABEL II-4

austenietvlakken	corresponderende martensietvlakken
2 1 1	1 3 2
$\bar{2}$ 1 1	$\bar{3}$ $\bar{1}$ 2
$\bar{2}$ 1 $\bar{1}$	$\bar{3}$ $\bar{1}$ $\bar{2}$
$\bar{2}$ $\bar{1}$ 1	$\bar{1}$ $\bar{3}$ 2
1 2 1	$\bar{1}$ 3 2
$\bar{1}$ 2 1	$\bar{3}$ 1 2
$\bar{1}$ 2 $\bar{1}$	$\bar{3}$ 1 $\bar{2}$
1 2 $\bar{1}$	$\bar{1}$ 3 $\bar{2}$
1 1 2	0 2 1
$\bar{1}$ 1 2	$\bar{1}$ 0 2
1 $\bar{1}$ 2	1 0 2
1 1 $\bar{2}$	0 1 $\bar{2}$

In fig. II,17 (welke is afgeleid van de oriëntatie-relatie gemeten aan preparaat 1, variant I) zijn de $\{1\ 1\ 2\}_A$ vlakken met een pijl verbonden met hun corresponderende $\{1\ 2\ 3\}_M$ vlakken. We zien dat in drie gevallen de $\{1\ 1\ 2\}_A$ polen dicht bij $\{1\ 2\ 3\}_M$ polen liggen, n.l. voor $(1\ 2\ 1)_A$ (habitplane), voor $(2\ 1\ 1)_A$ en voor $(\bar{2}\ 1\ \bar{1})_A$.

In fig. II,7 is nu te zien, dat de normalen van grenzen van type III voor de naalden met habitplane $(1\ 2\ 1)_A$ inderdaad dichtbij het $(\bar{2}\ 1\ \bar{1})_A$ vlak liggen. In fig. II,10 is te zien, dat de normalen van de grenzen type III voor de variant α_0 , $(1\ 2\ 1)_A$, dichtbij $(2\ 1\ 1)_A$ liggen.

Het passen van een grensvlak zoals hierboven beschreven, wordt geïllustreerd door fig. II,29. Er is een overeenkomst met de theorie van Frank (zie hoofdstuk I,5 en fig. I,8). Ook Frank past dichtst gestapelde atoomrijen in beide roosters tegen elkaar. Echter door Frank wordt het habitplane opgevat als een voortlopende fasegrens. De transformatie vindt plaats door verschuiving van het habitplane loodrecht op zichzelf, terwijl in het geval van oppervlakte martensiet het habitplane juist ontstaat doordat het weinig beweeglijk is. Bij Frank is het pasvlak irrationeel en het ontstaat door het aan elkaar passen van twee twee-dimensionale tralies. (Vergelijk dit met het irrationele habitplane dat volgt uit de I.P.S.-theorie, het model van Frank is als het ware een twee-dimensionale I.P.S.-theorie).

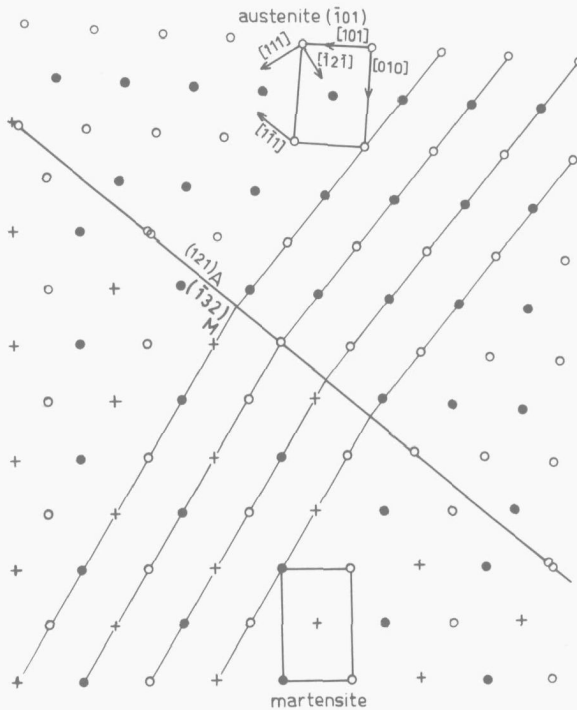


Fig. 11,29

Passen van martensiet op een grensvlak $(1\bar{2}1)_F$. Projectie langs $[\bar{1}01]_F$. In het austeniet liggen de atomen op twee niveaus, aangeduid met zwarte en witte bolletjes. In het martensiet zijn er drie niveaus, aangeduid met zwarte bolletjes, witte bolletjes en kruisjes (vergelijk fig. 1,8).

Zoals vermeld in hoofdstuk I, wijst deze onderzoeker er reeds op, dat een alternatief zou kunnen zijn, dat passen op atomaire schaal optreedt.

Het is waarschijnlijk, dat het grensvlak gecompliceerder is dan geschetst door Frank. De verandering van atoomstraal, waardoor de $[\bar{1}01]_F$ rijen een contractie ondergaan, zal gecompenseerd worden door dislocaties in de grens. Zoals reeds vermeld (zie p. 19), beschrijft Frank zijn model aan de hand van het passen van $\{111\}_A$ vlakken in het austeniet aan vlakken van het type $\{110\}_M$ in het martensiet, voor beide roosters aangeduid met $\{111\}_F$. Dit passen geldt eigenlijk voor iedere vlakken-schaar door $[\bar{1}01]$. In fig. 1,8 hebben wij de schaar $(101)_F$ als doorlopende vlakken aangegeven en in fig. 11,29, de schaar $(1\bar{2}1)_F$.

Zoals reeds vermeld, wordt passen van een $(112)_A$ vlak aan een $(3\bar{2}2)_M$ vlak door Doi en Nishiyama geclassificeerd als 'very good' (zie 1,5). Dit is dus in overeenstemming met onze bevindingen. Het beeld dat ontstaat uit onze beschouwing, is een fasegrens waarbij martensiet met een $\{123\}_M$ vlak in kleine gebiedjes ('op atomaire schaal') past aan het corresponderende $\{112\}_A$ vlak, waarbij het aaneenpassen over grotere gebieden wordt verkregen door dislocaties tussen te voegen.

in het austeniet niet zo gemakkelijk tot stand komt. Anderzijds zou zelfs bij gelijkblijvende 'rekgrens' de groei in de breedte eerder kunnen stagneren ten gevolge van het verminderen van de coherentie in de fasegrens. Een dergelijke vermindering van de coherentie zou kunnen ontstaan door interactie van de fasegrens met dislocaties in het austeniet. Ook de lijnspanning van ten gevolge van interactie met de fasegrens uitgerekte dislocatie-loops kan de fasegrens afremmen.

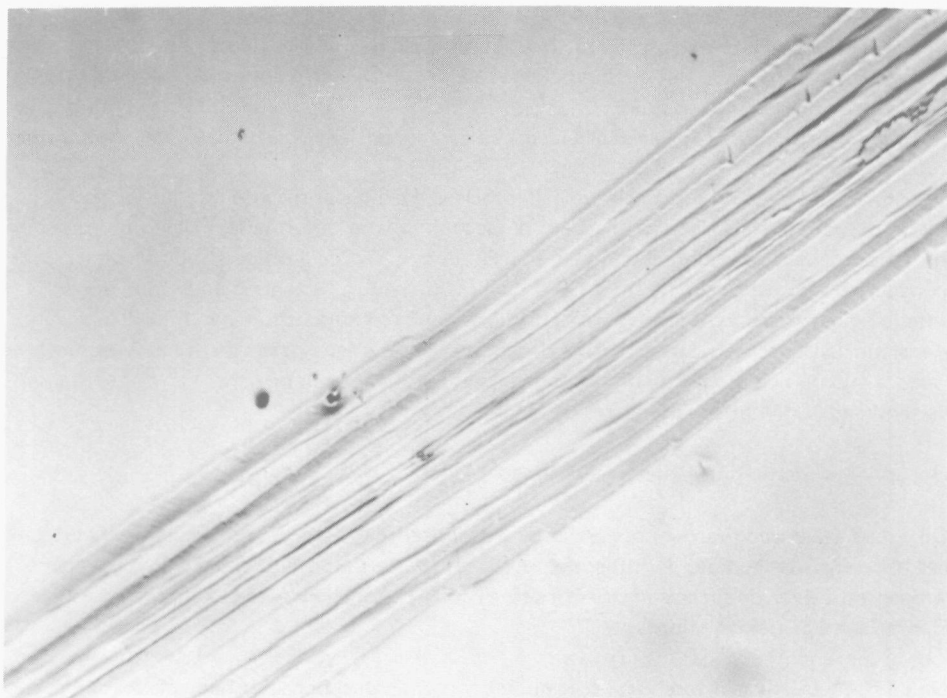


Fig. II,31
Gekromd oppervlakte martensiet gegroeid in gedeformeerde austeniet. 600 x.
Preparaat oriëntatie $\{1\ 1\ 0\}$.

Fig. II,31 toont oppervlakte martensiet dat is gegroeid in gedeformeerd austeniet (oriëntatie van het preparaatoppervlak $\{1\ 1\ 0\}$). Ten gevolge van de deformatie zijn de martensiet naalden gekromd. We kunnen veronderstellen, dat aan de fasegrens ongeveer hetzelfde oriëntatie-verband blijft bestaan tussen austeniet en martensiet over de gehele lengte van de naald. Dit betekent, dat het martensiet-rooster gekromd is op ongeveer dezelfde wijze als het austeniet-rooster. Deze kromming zou dan het gevolg zijn van het feit, dat de dislocaties in het austeniet voor het merendeel mee transformeren tot hun corresponderende dislocaties in het martensiet.

11,10 - Conclusies

1. Op oppervlakken van de legering Fe 30^w/o Ni groeit na electrolytisch polijsten naaldvormig oppervlakte martensiet bij temperaturen welke circa 30 tot 50°C hoger liggen dan de M_b temperatuur waarbij in hetzelfde materiaal plaatvormig 'burstmartensiet' ontstaat. Het groeien in de naaldrichting verloopt een factor 10^4 tot 10^9 langzamer dan het groeiproces bij 'burstmartensiet'.

2. Ondanks het feit, dat oppervlakte martensiet ontstaat in formaties waarvan de lengte-afmetingen veel groter zijn dan de breedte en de dikte, heeft oppervlakte martensiet een vlakhabitus. Het habitplane is $\{112\}_A$, of ligt hier zeer dicht bij (mogelijke afwijking: 2°).

3. De vorm deformatie is bij oppervlakte martensiet in de meeste gevallen gering. Er treedt een bijna volledige compensatie van de rooster deformatie op. De vorm deformatie is het grootst in het gebied waar het groeien in breedte-richting begint (gebied van grens type I). De richting van de vorm deformatie heeft (veelal) een belangrijke component tegengesteld aan de groeirichting.

4. Oppervlakte martensiet heeft een tamelijk scherpe, goed gedefiniëerde oriëntatie-relatie. Spreiding treedt vooral op ten gevolge van de accommodatie deformatie. Gezien de gemeten vorm deformatie zou men verwachten, dat de martensiet oriëntatie ten gevolge van de accommodatie bij benadering zal roteren om de as $[\bar{1}01]_A$. Een hiermee overeenkomende spreiding in oriëntatie-relaties werd inderdaad gevonden. Voor het maximum echter van de verdeling van martensiet-oriëntaties werd steeds vrijwel dezelfde oriëntatie ten opzichte van het austeniet rooster gevonden, ondanks verschillende oriëntaties van het habitplane ten opzichte van het kristaloppervlak en verschillende oriëntaties van het kristaloppervlak.

5. Oppervlakte martensiet is niet vertweelind.

6. De volledige vorming van een oppervlakte martensietnaald (met één uitgesproken habitplane) is niet te beschrijven met de I.P.S.-theorie, omdat de roosterdeformatie bijna volledig wordt gecompenseerd door de rooster-invariante deformatie. De laatstgenoemde kan dientengevolge geen invariant vlak deformatie zijn.

7. De I.P.S.-theorie is niet van toepassing op het experimenteel bepaalde habitplane, omdat de invariante lijn van de rooster deformatie niet in dit habitplane ligt. Het verschil tussen de gemeten martensiet oriëntaties en geconstrueerde oriëntaties die voldoen aan de I.P.S.-theorie is zo groot, dat het niet te verklaren is uit de onnauwkeurigheid van de metingen of uit rotatie ten gevolge van de accommodatie. Mede in verband met deze resultaten kan men zich afvragen of ook niet in vele andere gevallen martensiet habitplanes optreden waarvoor de I.P.S.-theorie niet van toepassing is. Het aanpassen van de dilatatie-parameter δ met het doel de berekeningen in overeenstemming te brengen met de experimentele resultaten, is in dit licht bezien onbevredigend.

8. De door ons experimenteel bepaalde oriëntatie-relatie komt zeer goed overeen met de volgens de I.P.S.-theorie te verwachten oriëntatie-relatie voor een rooster-invariante deformatie op het systeem $(101)_F [\bar{1}01]_F$. Dit is tevens die oriëntatie relatie welke door Breedis en Wayman ook experimenteel werd gevonden (met een iets grotere afwijking van de theoretische oriëntatie dan door ons gevonden) voor burstmartensiet in dezelfde legering. Dit wijst er op dat de in lengte richting voortschrijdende fasegrens inderdaad voldoet aan de I.P.S.-theorie.

9. Het passen van een grensvlak op atomaire schaal kan een belangrijke rol spelen bij het ontstaan van een habitplane.

10. Polaire groeirichtingen bij oppervlakte martensiet kunnen het gevolg zijn van de extra anisotropie die het preparaatvlak vertegenwoordigt. Eenzijdige groei in de breedte vindt zodanig plaats, dat de beweging van de atomen min of meer tegengesteld is aan de groeirichting. Een mogelijke interpretatie kan zijn, dat groeien optreedt in een gebied waar de totale deformatie een alzijdige trekspanning bevordert.

11. De wijze waarop de langzame groei van oppervlakte martensiet plaatsvindt, wijst erop, dat er een thermisch geactiveerd proces (bijv. thermisch geactiveerde dislocatie beweging) indirect bij de groei betrokken is.

HOOFDSTUK III - HOEKPROFIEL MARTENSJET

III,1 - Literatuur; inleidende opmerkingen

Hoekprofiel martensiet, zo genoemd omdat het voorkomt als staven van V-vormige doorsnede, werd beschreven door *Klostermann* en *Burgers*³⁶ en door *Klostermann*⁵⁰. Hoekprofielen zijn in de literatuur waar te nemen in vele microfoto's van martensiet in diverse soorten staal van uiteenlopende samenstelling^{30 7 43}. Het ontstaat vermoedelijk in het bijzonder door koelen, juist even onder het transformatiepunt en komt dan voor bijvoorbeeld naast formaties met een habitplane van het type $\{2\ 5\ 9\}$.

Bij onze eerste waarnemingen³⁶ werden vlindervormige martensietformaties waargenomen met een 'midrib'. Fig. III,1 geeft hiervan een beeld.

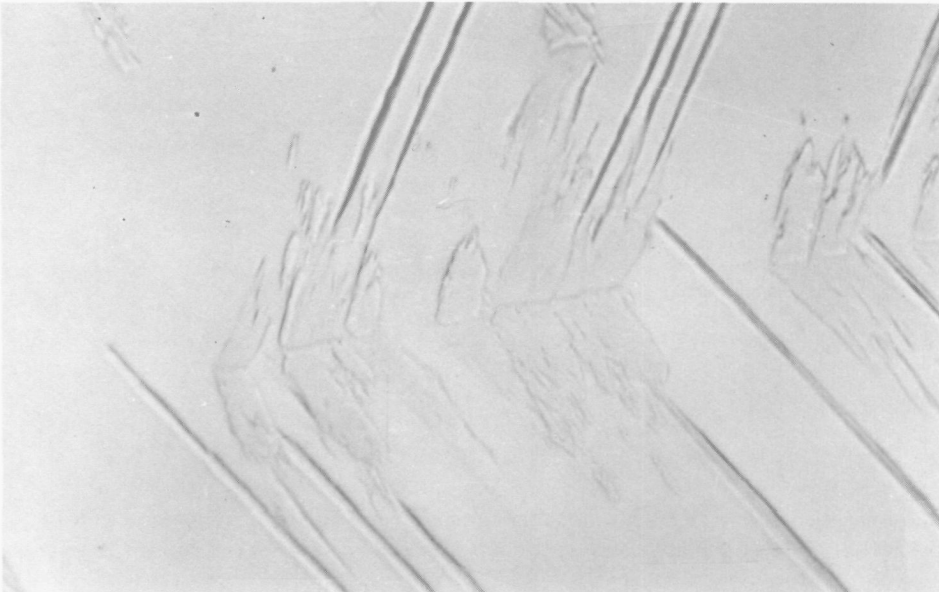


Fig. III,1

Hoekprofiel martensiet met midribs in Fe 30^W₀ Ni. (Op de 'vleugels' van de hoekprofielen worden oppervlakte martensiet naalden genucleëerd). Preparaatoppervlak $\{1\ 1\ 0\}$. 720 x

De 'midrib' bleek zich af te tekenen doordat ter plaatse een groef gevormd werd door diepere aantasting bij het elektrolytisch polijsten. Dit wijst op een plaatselijk hogere concentratie aan roosterfouten. Een bijzonder intrigerend verschijnsel was het feit, dat de vlindervormige formaties in rijen voorkwamen als 'geïsoleerde' martensiet gebieden, zoals ook in fig. III,1 te zien is. Hieruit kon worden afgeleid, dat er een verband of een wisselwerking moest zijn tussen deze formaties. Een van onze onderstellingen ter verklaring van dit feit was destijds, dat de vlindervormige martensiet formaties onderling in contact stonden en een netwerk vormden. Deze onderstelling werd door onze experimenten bevestigd (zie paragraaf III,2). De 'vleugels' van de vlindervormige formaties bleken als kiemplaatse te fungeren voor oppervlakte martensiet naalden (donkere strepen in fig. III,1). Vaak waren deze oppervlakte martensietnaalden ongeveer parallel aan de 'richtingen' van de 'vleugels'.

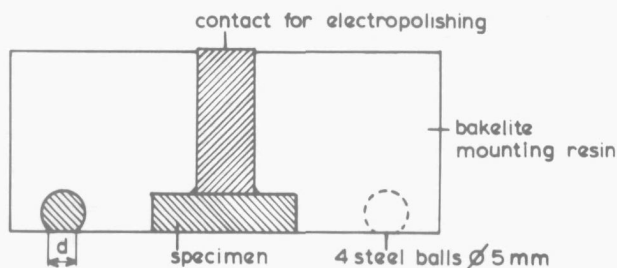


Fig. III,2

Preparaat ingeprest tezamen met vier stalen kogels. Deze maken afslijpen tot een vooraf bepaalde diepte mogelijk.

III,2 - Experimentele werkwijze

Het bleek, dat in de door ons gebruikte legering hoekprofiel martensiet kon worden verregen door koelen tot enkele graden boven de M_b temperatuur, de temperatuur waarbij burst martensiet ontstaat. (Voor Fe 30^{w/o} Ni ligt M_b bij -15 tot -30°C).

Voor het onderzoek van hoekprofiel martensiet werden geöriënteerde éénkristallen gebruikt. Deze waren van dezelfde samenstelling als die welke gebruikt werden voor het onderzoek van oppervlakte martensiet (30 ^{w/o} Ni, 0,04^{w/o} C; zie hoofdstuk II) en ze werden op eenzelfde wijze gemaakt. Hoekprofiel martensiet werd verkregen door koelen in alcohol, die door middel van vast koolzuur op de gewenste temperatuur werd gebracht.

Röntgendiffractie-onderzoek werd uitgevoerd met een Siemens textuurgoniometer (zie hoofdstuk II,2). Bij de oriëntatie-bepalingen van martensiet en austeniet was de kanteling van het preparaat $2\frac{1}{2}$ graad per omwenteling.

Onmiddellijk na het elektrolytisch polijsten werden de preparaten in de meeste gevallen in een warme electrolyt, electrolytisch bedekt met een nikkellaagje van een dikte overeenkomend met

0,1 mg/cm². Dit werd gedaan om het ontstaan van oppervlakte martensiet te voorkomen, zodat werd vermeden, dat röntgendiffractie- en reliëfonderzoek hierdoor gestoord werden.

Het afslijpen van een preparaat tot een vooraf bepaalde diepte werd uitgevoerd door vier stalen kogels tezamen met het preparaat in te persen, zoals aangegeven in fig. III,2. De gewenste diepte werd bereikt door aanslijpen tot vooraf berekende waarden van d (de diameter van de aangeslepen vlakjes aan de kogels).

Het groeien van hoekprofielen werd gefilmd, waarbij gebruik werd gemaakt van de in fig. III,3 getekende lage temperatuur opzet* voor een Leitz Metallux metaalmicroscop.

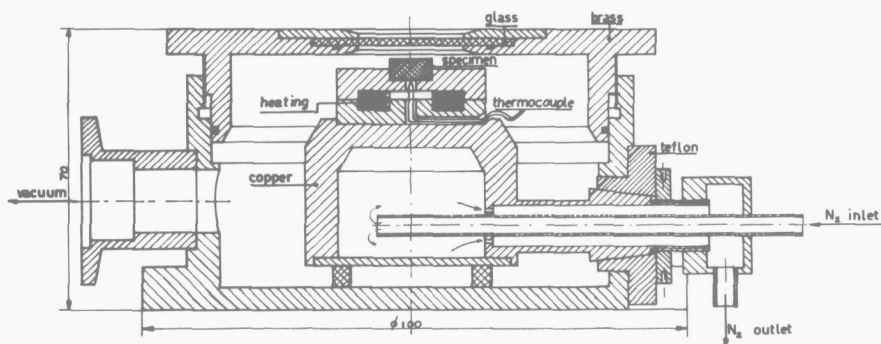


Fig. III,3

Koelkamer voor lage temperatuur microscopie. Het koelblok is in vacuüm geplaatst en wordt inwendig gekoeld door koude stikstof.

Het preparaat werd gekoeld door het op een hol koperen blok te plaatsen. Dit koperen blok werd op lage temperatuur gebracht door middel van doorleiden van stikstof, verkregen door verdamping van vloeibare stikstof. Hinderlijke condensatie van waterdamp uit de lucht werd vermeden door preparaat en koelblok te plaatsen in een vacuümkamer. Regeling van de temperatuur was mogelijk door middel van een verhittingselement in het koelblok en door regeling van de doorstroom snelheid van de stikstof. De temperatuur werd gemeten met een thermokoppel. Het thermokoppel werd bevestigd in een koperen cylindertje dat daartoe was voorzien van een geboord gat. Op dit cylindertje werd het preparaat vastgesoldeerd.

Het reliëf, veroorzaakt door hoekprofielen welke vanuit het inwendige van het kristal naar het oppervlak groeien en daar zichtbaar worden, onder meer ten gevolge van hun totale deformatie, werd bestudeerd met een interferentie-microscop.

* Deze lage temperatuur opzet werd ontworpen door J. Godijk en C.G. Roordink.

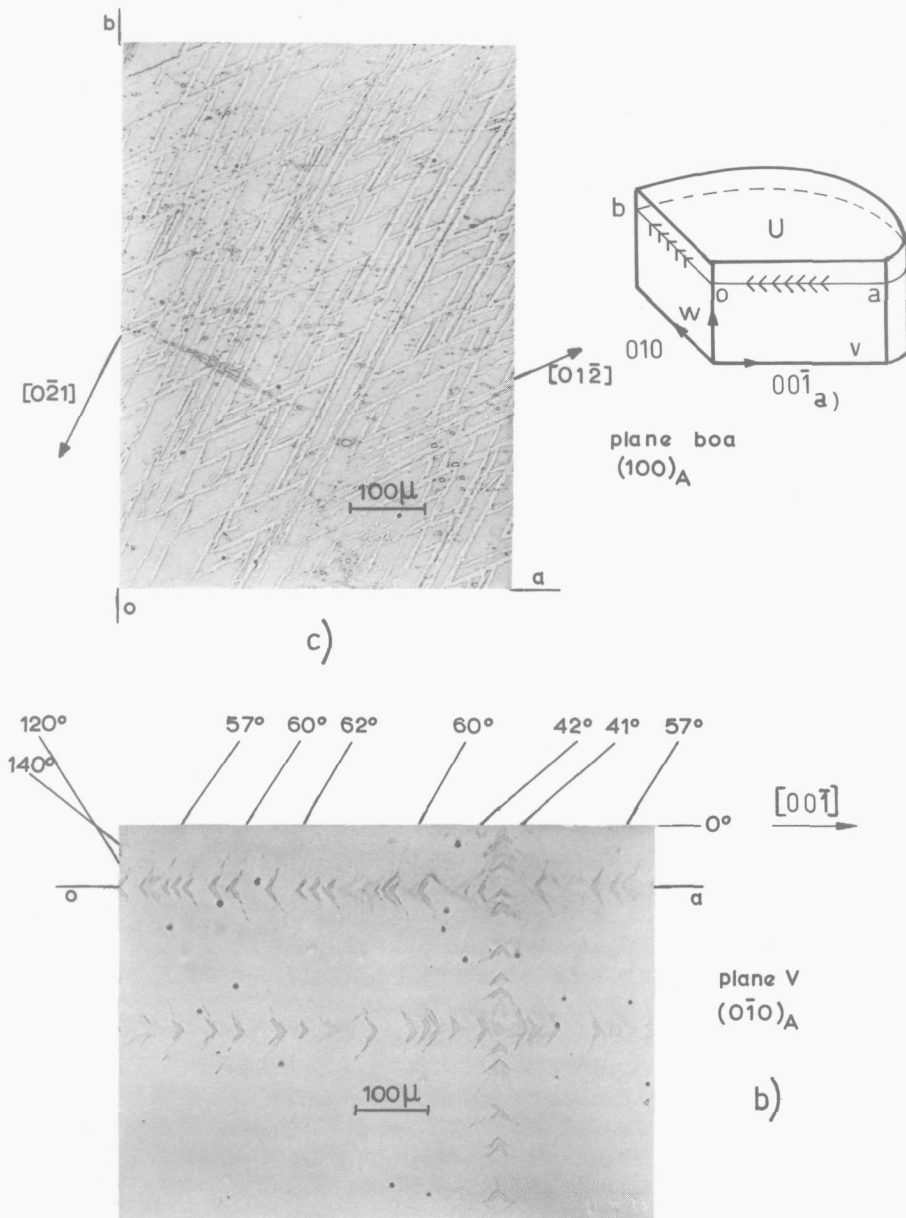


Fig. III,4,a, b, c

- a. Preparaat met drie onderling loodrechte $\{100\}$ vlakken U V en W. Door afslijpen tot b o a wordt een netwerk van hoekprofielen evenwijdig aan het vlak U blootgelegd.
- b. Doorsnijding van hoekprofielen op vlak V $(0\bar{1}0)$: richtingen van sporen van rechte begrenzingen.
- c. Doorsnijding over een netwerk in een vlak evenwijdig aan vlak U (100) . De richtingen van de hoekprofielen zijn $[0\bar{1}\bar{2}]$ en $[0\bar{2}1]$.

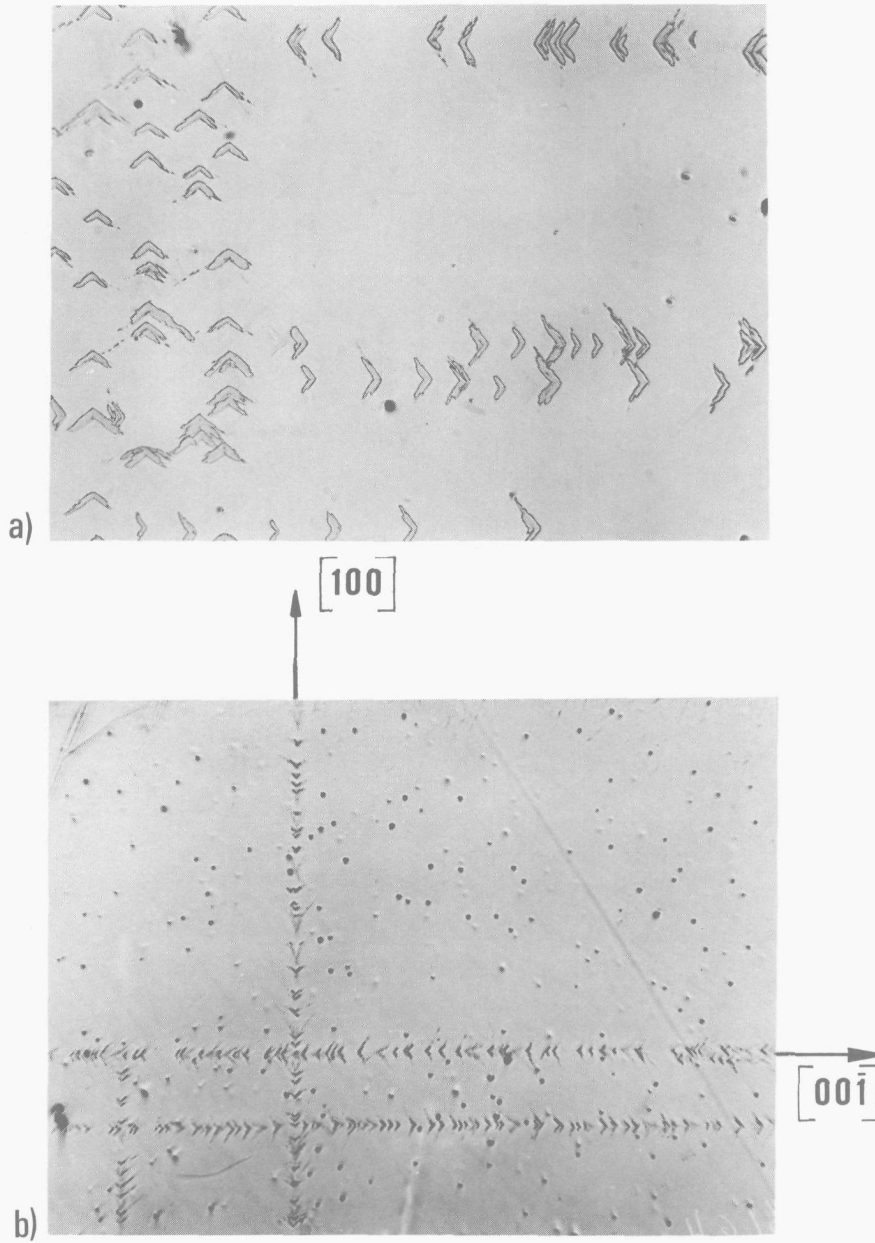


Fig. III,5,a, b

- a. Netwerken van hoekprofielen op de kristalvlakken (100) en $(00\bar{1})$. Oriëntatie van het preparaat oppervlak: $(0\bar{1}0)$ 200 x. Vgl. fig. III,4.
- b. Hetzelfde als in fig. III,5,a. 60 x.

III,3 - Waarnemingen

Fig. III,1 geeft een beeld van hoekprofielen, ontstaan door koelen tot -15°C in een preparaat met een $\{1\ 1\ 0\}_A$ oriëntatie.

Door een preparaat te onderzoeken met twee geprepareerde vlakken welke ongeveer loodrecht op elkaar stonden, kon de richting van de sporen van rijen vlindervormige martensiet formaties worden bepaald. Het bleek hierbij, dat deze sporen in een $(1\ 0\ 0)_A$ vlak lagen. Dit resultaat wekte het vermoeden, dat de vlindervormige formaties doorsneden zouden kunnen zijn van zeer lange staafvormige martensietkristallen die tezamen een netwerk op een kubusvlak zouden vormen. De staven zouden dan een V-vormige doorsnede hebben (hoekprofielen). Dit vermoeden werd bevestigd door een preparaat waarin een dergelijk netwerk te verwachten was, af te slijpen op het kubusvlak zodanig, dat juist een doorsnede over het netwerk werd verkregen, zoals bijv. fig. III,4,c laat zien. Het vóórkomen van netwerken op kubusvlakken wordt ook nog geïllustreerd door de figuren III,5,a en b. Vaak ontstaan er banden (pakketten) opgebouwd uit een aantal evenwijdige netwerken (fig. III,5,a).

Voor het onderzoek van oriëntatie-relaties werd een preparaat gemaakt met drie onderling loodrechte preparaatvlakken U, V en W in $\{1\ 0\ 0\}_A$ oriëntatie (zie fig. III,4,a). Dit preparaat werd gekoeld tot -20°C , zodat hoekprofiel martensiet ontstond. Nu werd het preparaat afgeslepen tot vlak b o a (zie fig. III,4,b, lijn o-a), zodat juist één netwerk van hoekprofielen werd blootgelegd. Hiervoor werd de bovenvermelde, in fig. III,2 weergegeven, methode gebruikt. Fig. III,4,c geeft een beeld van een op deze wijze verkregen doorsnede over het netwerk. De hoekprofielen blijken in $\langle 2\ 1\ 0 \rangle$ richtingen te liggen. Fig. III,4,b toont een doorsnede loodrecht op de netwerken. Er zijn doorsneden van hoekprofielen met stompe en doorsneden met scherpe hoeken. De laatstgenoemden zijn in de figuur nauwelijks aangeëtt.

De oriëntaties van martensiet en austeniet op het vlak b o a werden met de textuurgoniometer bepaald. Het resultaat is weergegeven in figuur III,6 (in stereografische standaard projectie van austeniet). Er blijken vier martensiet oriëntaties voor te komen (vier oriëntatie-relatie varianten). Deze zijn in fig. III,6 aangegeven met I, II, III en IV. In deze figuur zijn eveneens de 'staafrichtingen' van de hoekprofielen in het netwerk aangegeven ($[0\ \bar{2}\ 1]$ en $[0\ 1\ \bar{2}]$).

De begrenzingen van de 'vleugels' van de hoekprofielen op een doorsnede zijn veelal onregelmatig. Vaak echter komen rechte begrenzingen voor en deze zijn dan steeds vrijwel parallel. We kunnen nu trachten te bepalen in welk kristallografisch vlak de vlakke (rechte) begrenzingen van de 'vleugels' van de hoekprofielen liggen. Dit vlak wordt bepaald door de richting van de doorsnijding van een vleugel met het preparaatvlak (richting van rechte begrenzing (spoor) van een 'vleugel'). In fig. III,4,b zijn de hoeken tussen de sporen van goed gedefiniëerde vleugels en de $[0\ 0\ \bar{1}]_A$ richting aangegeven. De richtingen van de sporen van deze begrenzingen werden met cirkeltjes aangegeven in de stereografische projectie, fig. III,6. Zij liggen daar op de verticale middellijn en blijken dicht bij respectievelijk $[2\ 0\ \bar{1}]_A$, $[2\ 0\ 1]_A$, $[1\ 0\ \bar{1}]_A$ en $[1\ 0\ 1]_A$ te liggen.

Deze richtingen moeten we combineren met de 'staafrichtingen' $[0\ \bar{2}\ 1]$ en $[0\ 1\ \bar{2}]$, zodanig, dat er vier verschillende varianten van het 'vleugel' habitplane $\{h\ k\ l\}$ worden verkregen. In een netwerk komen immers twee verschillende 'staafrichtingen' en dus vier verschillende 'vleugelvlakken' voor.

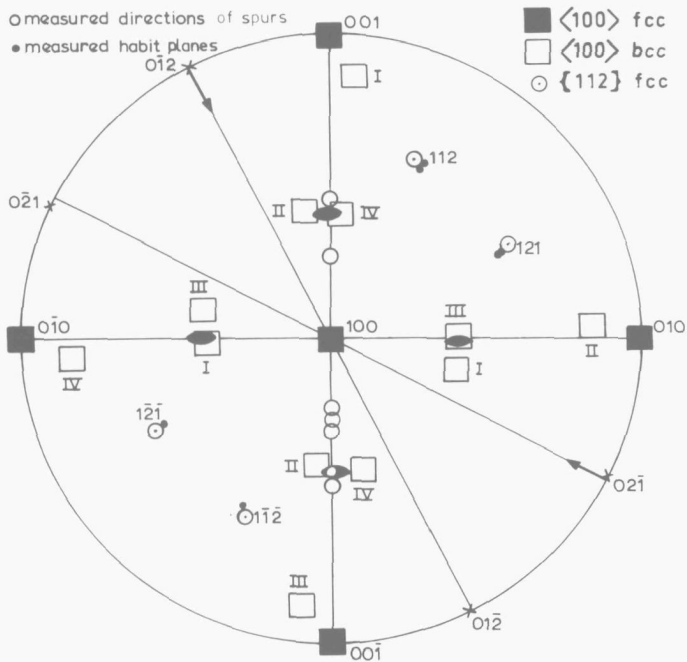


Fig. III,6

Vier martensiet oriëntaties I, II, III en IV in een netwerk op een $(100)_A$ vlak. De richtingen van de sporen van fig. III,4,b zijn op de verticale middellijn met open cirkeltjes aangegeven. Wanneer men deze richtingen combineert met de 'staafrichtingen' $[01\bar{2}]$ en $[0\bar{2}1]$ tot vlakken, ontstaan habitplanes dicht bij $\{112\}$, aangegeven met zwarte bolletjes.

Mogelijke combinaties van de staafrichtingen en de sporen zijn:

$[0\bar{2}1]$	en	$[20\bar{1}]$	→	(112)
$[0\bar{2}1]$	en	$[201]$	→	$(1\bar{1}\bar{2})$
$[0\bar{2}1]$	en	$[10\bar{1}]$	→	(212)
$[0\bar{2}1]$	en	$[101]$	→	$(2\bar{1}\bar{2})$
$[01\bar{2}]$	en	$[20\bar{1}]$	→	$(1\bar{4}\bar{2})$
$[01\bar{2}]$	en	$[201]$	→	(142)
$[01\bar{2}]$	en	$[10\bar{1}]$	→	(121)
$[01\bar{2}]$	en	$[101]$	→	$(1\bar{2}\bar{1})$

We zien dus, dat in dit schema vlakken van de vorm $\{112\}$ (vet) voldoen aan de gestelde eis. We mogen daarom aannemen, dat het habitplane van de vleugels van hoekprofielen dicht bij $\{112\}_A$ ligt. De gemeten staafrichtingen en vleugelvlakken zijn aangegeven in fig. III,6. Zij wijken iets af van $\langle 210 \rangle_A$, resp. $\{112\}_A$. Het blijkt dus, dat hoekprofielen die liggen in een $[01\bar{2}]_A$ richting 'vleugels' hebben, die dicht bij (121) , resp. $(1\bar{2}\bar{1})$ vlakken liggen. Hoekprofielen in een $[0\bar{2}1]$ richting hebben 'vleugels' dichtbij (112) , resp. $(1\bar{1}\bar{2})$ vlakken.

III,4 - Specifieke oriëntatie relaties, waarnemingen van het groeien en van het reliëf aan een vrij oppervlak

We zullen nu veronderstellen, dat de specifieke variant van de oriëntatie relatie die behoort bij een bepaalde $\{1\ 1\ 2\}$ variant van het vleugelvlak (habitvlak) voor de hoekprofielen hetzelfde is als voor oppervlakte martensiet. De voorwaarde daartoe is, dat de pool van het habitplane op $19,5^\circ$ van de pool van dat $\{1\ 1\ 1\}_A$ vlak ligt, dat bijna evenwijdig aan een $\{1\ 1\ 0\}_M$ vlak is (vergelijk fig. II,19). Bovendien moet het habitplane de $\langle 1\ 1\ 0 \rangle_A$ richting bevatten die bijna evenwijdig is aan een $\langle 1\ 1\ 1 \rangle_M$ richting.

De vier $\{1\ 1\ 2\}$ 'habitplanes' moeten dus gecorreleerd worden met de vier martensiet oriëntaties, zoals aangegeven in de figuren III,7 en III,8. De hoekprofielen in een $[0\ 1\ \bar{2}]$ richting behoren bij de oriëntaties I en III met de habitplanes resp. $(1\ 2\ 1)$ en $(1\ \bar{2}\ \bar{1})$ (fig. III,7), de hoekprofielen met een $[0\ \bar{2}\ 1]$ richting behoren bij de oriëntaties II en IV met resp. de habitplanes $(1\ 1\ 2)$ en $(1\ \bar{1}\ \bar{2})$ (fig. III,8). Indien men aanneemt, dat de groei van de beide 'vleugels' van de hoekprofielen begint in het midrib-gebied vanuit een gemeenschappelijke martensiet-oriëntatie die tussen de beide vleugel-oriëntaties in ligt, betekent dit, dat tijdens het groeien naar twee kanten een oriëntatie-verschil optreedt van ca. 8° .

De morfologie van de hoekprofielen in de doorsnede fig. III,4,c lijkt op die van oppervlakte martensiet; vergelijk bijv. fig. II,1. In verband hiermee zullen we aannemen, dat ook de groeirichtingen overeenkomstig zijn. Extrapolatie van de waarnemingen aan oppervlakte martensiet houdt dan in, dat een hoekprofiel smal zal zijn daar, waar na kiemvorming het groeien in lengte richting is begonnen. Bij verder uitgroeien wordt het breder en er ontstaan grenzen van type II (zie fig. II,2).

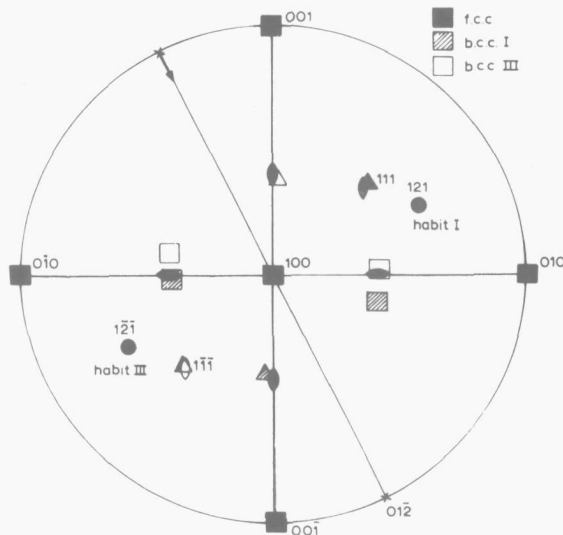


Fig. III,7

Oriëntatie relaties en habitplanes voor een hoekprofiel in de $[0\ 1\ \bar{2}]$ richting (varianten I en III van fig. III,6).

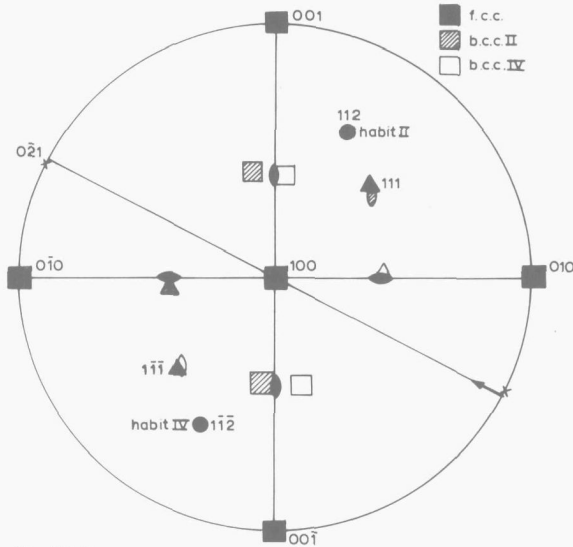


Fig. III,8
Oriëntatie relaties en habitplanes voor een hoekprofiel in de
[$0\bar{2}1$] richting (varianten II en IV van fig. III,6).

De groeirichtingen zijn dan $[0\ 1\ \bar{2}]$ en $[0\ \bar{2}\ 1]$, zoals blijkt uit foto III,4,c. De groeirichtingen zijn ook aangegeven in de figuren III,7 en III,8.

De samenhang met habitplanes en oriëntatie-relaties is nog eens weergegeven in het onderstaande schema.

habitplane	oriëntatie-relatie	groeirichting
$(1\ 2\ 1)$	I	} $[0\ 1\ \bar{2}]$
$(1\ \bar{2}\ \bar{1})$	III	
$(1\ 1\ 2)$	II	} $[0\ \bar{2}\ 1]$
$(1\ \bar{1}\ \bar{2})$	IV	

We kunnen aannemen, dat ook nucleatie van zijtakken op dezelfde wijze als bij oppervlakte martensiet plaatsvindt, op de grenzen van type II (vergelijk fig. II,2), zoals aangegeven in fig. III,9 en fig. III,10. Het verschijnen van vliedervormige martensiet formaties die in rijen aan het oppervlak liggen, kan nu dus verklaard worden als volgt: op de grenzen type II (boven in fig. III,10) van hoekprofielen die in een $[0\ \bar{2}\ 1]$ richting groeien, worden $[0\ 1\ \bar{2}]$ hoekprofielen genucleëerd. Op de grenzen van type II van de $[0\ 1\ \bar{2}]$ hoekprofielen ontstaan weer $[0\ \bar{2}\ 1]$ hoekprofielen etc. Op deze wijze ontstaat een netwerk op een $(1\ 0\ 0)$ vlak.

Een bevestiging van deze manier van groeien, -waarbij een $\{1\ 0\ 0\}$ vlak geleidelijk wordt volgemaakt, werd verkregen door directe waarneming van het groeien van de hoekprofielen met behulp van lage-temperatuur-microscopie.

Fig. III,11,a t/m f geeft hiervan een beeld. In het stadium waarin een hoekprofiel op een filmbeeld nog maar net waarneembaar is, is het reliëf te zien als een rond vlekje (omcirkeld in fig. III,11,a). Daaruit zou men kunnen concluderen, dat de $\langle 210 \rangle$ staafrichting zich bij het groeien het eerste manifesteert. Verder vindt de groei zodanig plaats, dat de vleugels van een hoekprofiel zowel dikker als breder worden. Het groeien van een vleugel in de dikte vindt echter weer uitsluitend plaats aan een der grensvlakken (éénzijdige groei). Naar analogie van hetgeen wij voor oppervlakte martensiet hebben gedaan, is deze grens aangeduid met type II (vergelijk fig. II,2).

In fig. III,5,a en b komen netwerken van hoekprofielen voor op evenwijdige kubusvlakken, echter met tegengestelde richtingen van de 'vleugels'. De groeirichtingen van deze hoekprofielen zullen eveneens tegengesteld moeten zijn. Zoals te verwachten, zijn dus de *mogelijke* groeirichtingen van hoekprofiel martensiet centro-symmetrisch.

We zouden kunnen onderstellen, dat de vorm deformatie van een vleugel van hoekprofiel martensiet in het beginstadium van het groeiproces in zijdelingse richting ongeveer gelijk is aan die van een overeenkomstige oriëntatie-relatie variant van oppervlakte martensiet. Bovendien kunnen we aannemen, dat de twee 'vleugels' van een hoekprofiel spiegel-symmetrisch liggen ten opzichte van het kubusvlak waarin de midrib ligt, ook ten aanzien van de vorm deformatie. Voor de variant die groeit in de $[01\bar{2}]$ richting zijn de vleugels (121) en $(\bar{1}21)$ (of $(1\bar{2}\bar{1})$ in fig. III,7), dus gespiegeld ten opzichte van het (100) vlak. Voor de variant (121) is de richting van de vorm deformatie (zie hoofdstuk II,6)

$$S_e = \begin{pmatrix} 0,553 \\ -0,705 \\ 0,444 \end{pmatrix}$$

S_e ligt 10° verwijderd van $[1\bar{1}1]$ (zie fig. II,25). De gespiegelde variant heeft als richting van de vorm deformatie

$$S'_e = \begin{pmatrix} -0,553 \\ -0,705 \\ 0,444 \end{pmatrix}$$

Deze richting ligt 10° verwijderd van $[\bar{1}\bar{1}1]$. Voor een juiste beschrijving van de vorm deformaties moeten we echter de tekens van de habitplanes omkeren (zie de voetnoot op pag. 55). Deze worden dan $(\bar{1}\bar{2}\bar{1})$ en $(1\bar{2}\bar{1})$. Invariant vlak deformaties op deze vlakken in de bovengenoemd richtingen (ongeveer $[1\bar{1}1]$ en $[\bar{1}\bar{1}1]$) op beide vleugels van een hoekprofiel, zullen nu tot gevolg hebben, dat de atomen zich, bij groeien in de $[01\bar{2}]$ richting, zullen bewegen met een belangrijke component, tegengesteld aan de groeirichting, doch bovendien van het midrib gebied af. In het midrib gebied zou hierdoor dus een alzijdige trekspanning kunnen ontstaan (vergelijk ook fig. III,9 en fig. II,9,a en b).

Ook voor hoekprofiel martensiet zou men kunnen verwachten, dat groeien het snelst plaatsvindt in een gebied waar de vorm deformatie een alzijdige trekspanning bevordert. Een ondersteuning van deze onderstellingen werd verkregen door middel van interferentie-microscopie.

Fig. III,12,a

Hoekprofielen in een preparaat met een $[100]_A$ oriëntatie. Het preparaat oppervlak werd gepolijst en vernikkeld voorafgaande aan het ontstaan van de hoekprofielen 300 x.

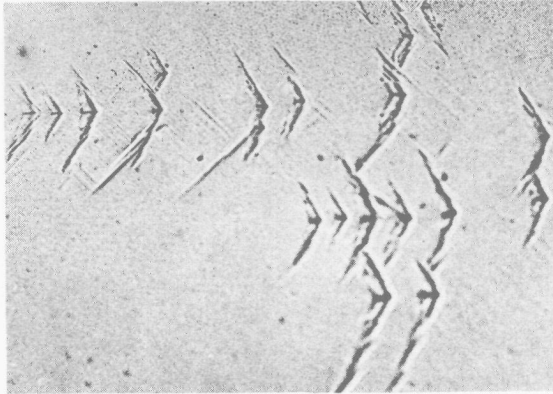


Fig. III,12,b

Interferentie patroon van fig. III,12,a. De hoekprofielen verschijnen aan het oppervlak als een verzonken reliëf (slenk).

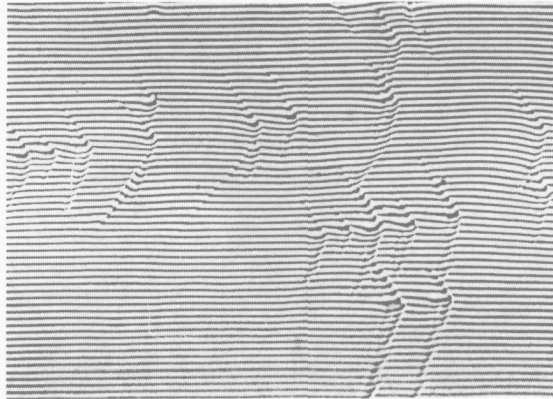


Fig. III,12,c

Interferentie patroon van fig. III,12,a. De midribs vertonen zich als een groef.

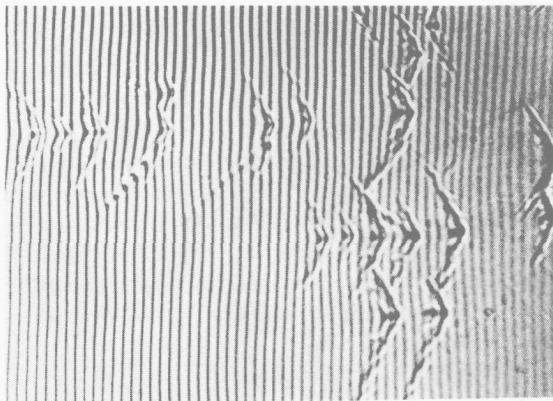


Fig. III,12,a, b en c laat dit zien. Het reliëf dat ontstaat indien een hoekprofiel een vrij oppervlak bereikt, is verzonken - het is een 'slenk' welke vanaf 'grens type I' dieper wordt, terwijl de midrib hierin nog weer ligt als een groef. Dit laatste is te zien aan de extra afbuiging van de interferentie lijnen ter plaatse van de groef. (Een plaatselijk uitbuigen van de interferentie banden naar rechts in fig. III,12,c wijst op een 'kuil' in het preparaatvlak. Dit kan men b.v. afleiden uit het feit, dat de interferentie banden zich bij verkleinen van de afstand objectief—preparaat naar links verplaatsen.).

III,5 - Interpretatie op basis van wederzijdse compensatie van de vorm deformatie

De verklaring van het ontstaan van hoekprofielen levert grote moeilijkheden op. In dit stadium van het onderzoek is het slechts mogelijk hierover enige min of meer speculatieve opmerkingen te maken.

Allereerst zou men kunnen trachten de verschijnselen te verklaren op basis van wederzijdse accommodatie van de vorm deformatie. Indien de vorm deformatie van een martensiet variant gecompenseerd wordt door die van een andere variant, zal het uit het oogpunt van accommodatie-energie gunstig zijn als beide varianten tezamen groeien. De grens tussen beide martensiet platen is dan een zogenaamd 'pseudo habitplane'. Dit verschijnsel treedt onder meer op bij Cu 38,88^w/_o Zn, waarin het werd waargenomen door Hull en Garwood⁵¹. Een volledige wederzijdse accommodatie wordt verkregen als twee martensietplaten met tegengestelde totale deformatie evenwijdig zijn en tegen elkaar aan liggen. De beide vleugels van een hoekprofiel maken echter een hoek van 132° met elkaar. De winst aan accommodatie-energie zal dus zeer gering zijn en een verklaring van het ontstaan van hoekprofielen op deze basis is onbevredigend.

Ook het feit, dat slechts de twee varianten $[0\ 1\ \bar{2}]$ en $[0\ \bar{2}\ 1]$ voorkomen in het netwerk zou men kunnen verklaren door op te merken, dat voor beide varianten de richtingen van de totale deformatie bijna tegengesteld zijn. De richtingen voor variant $[0\ 1\ \bar{2}]$ zijn naar onze veronderstelling:

$$S_e = \begin{pmatrix} 0,553 \\ -0,705 \\ 0,444 \end{pmatrix} \quad S'_e = \begin{pmatrix} -0,553 \\ -0,705 \\ 0,444 \end{pmatrix}$$

Voor de variant $[0\ \bar{2}\ 1]$ zijn de richtingen:

$$S_{e_1} = \begin{pmatrix} 0,553 \\ 0,444 \\ -0,705 \end{pmatrix} \quad S'_{e_1} = \begin{pmatrix} -0,553 \\ 0,444 \\ -0,705 \end{pmatrix}$$

De hoek tussen b.v. S_e en S_{e_1} bedraagt ca. 109°. Er zou dus ook hier enige wederzijdse compensatie kunnen optreden. Doch ook nu kan men weer vragen: waarom ontstaan dan niet twee platen met hetzelfde habitplane, doch met tegengestelde vorm deformatie in de plaats van een netwerk zoals experimenteel waargenomen?

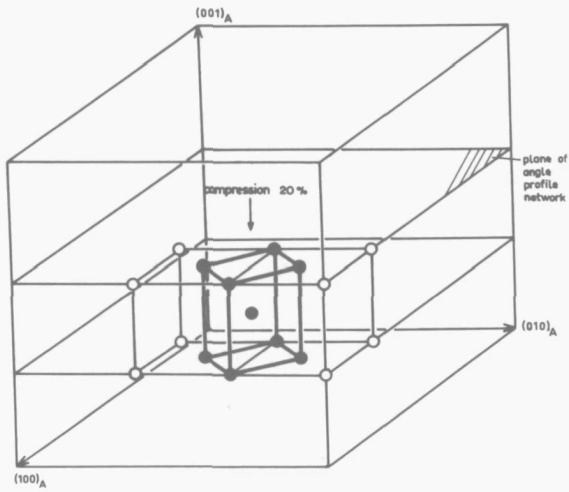


Fig. III,13,a
Onvoordelige Bain variant voor een hoekprofiel netwerk op een (001) vlak.

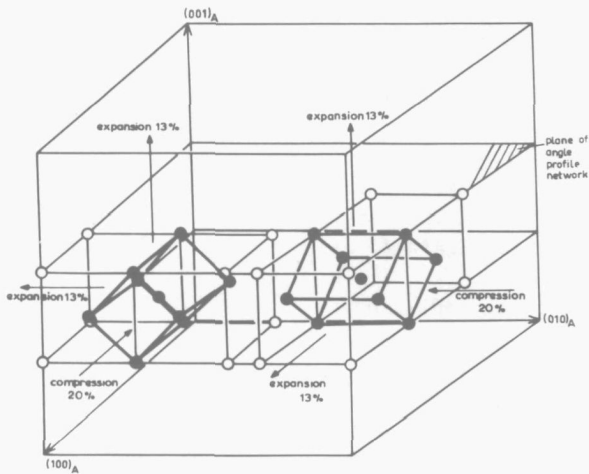


Fig. III,13,b
Wederzijdse compensatie van de rooster deformatie voor de twee Bain varianten in een hoekprofiel netwerk.

III,6 - Interpretatie met betrekking tot de elastische energie

De netwerken van hoekprofielen op kubusvlakken zijn merkwaardig uit het oogpunt van elastische energie. Indien men uitsluitend rekening zou houden met de toename van het specifieke volume waarmee het ontstaan van plaatvormig martensiet gepaard gaat, zou men verwachten, dat het zou ontstaan op het kubusvlak, omdat het austeniet in de kubus richting de laagste elasticiteitsmodulus heeft. Indien men bovendien de rooster-deformatie beschouwt, zou men juist dié twee van de drie mogelijke varianten van de Bain correspondentie verwachten die inderdaad op een kubusvlak van het austeniet ontstaan. De twee waargenomen 'Bain varianten' veroorzaken namelijk de kleinste deformatie in de richting loodrecht op het kubusvlak (zie fig. III,13 a en b), terwijl in het kubusvlak wederzijdse compensatie optreedt.

Voor twee Bain varianten zou men acht* verschillende $\langle 210 \rangle$ varianten verwachten (vergelijk fig. III,6). Er ontstaan er echter slechts twee per netwerk. Dit is een gevolg van de wederzijdse kiemvorming op grens type II zoals die in fig. III,9 werd aangegeven (zie ook de filmbeelden fig. III,11).

III,7 - De kiemvorming

Het feit, dat de hoekprofielen meestal zeer fraai op een kubusvlak liggen (zie fig. III,5,b), maakt het waarschijnlijk, dat kiemvorming bijna uitsluitend plaatsvindt in het midrib gebied. De pakketten, opgebouwd uit netwerken (fig. III,5,b), ontstaan mogelijk door kiemvorming van dezelfde varianten *buiten* het midrib gebied. De pakketten kunnen een groot aantal netwerken bevatten. Op deze wijze kan een groot volume van een éénkristal 'gevuld' worden met hoekprofielen, waarin slechts vier van de 24 mogelijke oriëntatie-relaties voorkomen.

De wijze waarop uitgroeien van een kiem plaatsvindt is eigenlijk verbazingwekkend. Het austeniet rooster heeft een centrum van symmetrie. Een invariant vlak deformatie heeft in zekere zin ook een centrum van symmetrie: immers, indien men het teken van de vlaknormaal en de deformatie richting tegengesteld neemt, verandert de invariant vlak deformatie niet. Ook een algemene homogene deformatie is in deze zin centro-symmetrisch. Men zou dus voor het uitgroeien van een martensiet-kristal een centro-symmetrisch gedrag verwachten, bijv. het ontstaan van discussvormige platen, die naar alle zijden gelijkmatig uitgroeien. Een martensitische transformatie met een dergelijke wijze van groeien treedt op, bijv. bij uraan-chroom legeringen. *Bar-Or* en *Kimmel*⁵² hebben in U- 0,16% Cr langzaam groeiende martensiet platen gevonden, die aan alle zijden aangroeien.

Het door ons gevonden, hiervan afwijkende, gedrag in het geval van hoekprofiel martensiet zou een gevolg kunnen zijn van de samenhang tussen de bewegingsrichting van de atomen en de groeirichting zoals reeds in par. II,3 werd opgemerkt. Dit verschijnsel zou dan ook verantwoordelijk kunnen zijn voor het ontstaan van verschillende oriëntatie-relatie-varianten uit één kiem.

* Positieve en negatieve richtingen zijn in dit geval verschillend, omdat de groeirichting ook in aanmerking moet worden genomen.

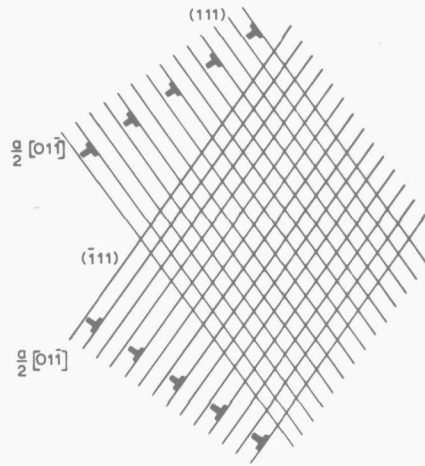


Fig. III,14,a

Kiemvorming van martensiet door $[01\bar{1}]_F$ dislocaties op $(111)_F$ en $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})_F$ vlakken.
Voor verklaring: zie tekst.

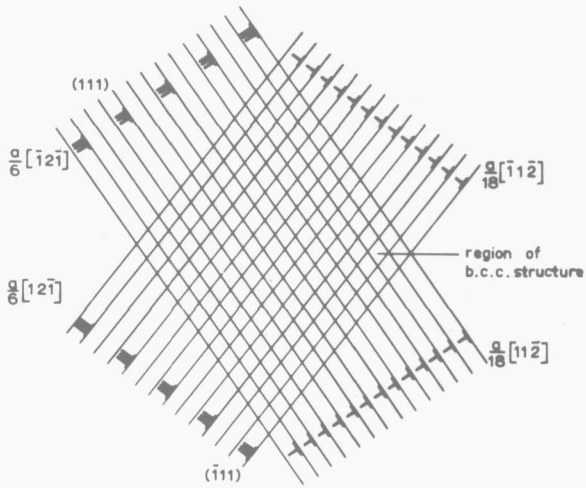


Fig. III,14,b

Een martensiet gebiedje is gevormd ten gevolge van Bogers Burgers afschuivingen (formeel beschreven via het lopen van $\frac{a}{18} \langle 112 \rangle_F$ dislocaties). Voor verklaring: zie tekst.

We kunnen nu proberen de aspecten kiemvorming, en groei tegengesteld aan de beweging van de atomen, te combineren. Zoals reeds in hoofdstuk I werd opgemerkt hebben *Bogers* en *Burgers*^{27 28} een kiemvormingsmechanisme voorgesteld voor de transformatie van een kubisch vlakken gecenterd rooster in een kubisch ruimtelijk gecenterd rooster (of omgekeerd). Dit mechanisme wordt beschreven aan de hand van een model van ballen van constante diameter. Een martensiet kiem ontstaat door twee opeenvolgende $\{111\}_F$ $\langle 112 \rangle_F$ 'schuifprocessen'. Ten gevolge van de uitgebreidheid van de ballen zijn de 'schuifprocessen' eigenlijk geen zuivere afschuivingen, aangezien ook 'opwippen' plaatsvindt.

Een fraai aspect van het mechanisme van *Bogers* en *Burgers* is het feit, dat gebruik gemaakt wordt van de 'natuurlijke' schuifprocessen in het kubisch vlakken gecenterde rooster. Zelfs in een f.c.c. metaal met een grote stapelfout energie zullen atomen in de omgeving van een $\frac{a}{2} \langle 110 \rangle$ dislocatie uit hun evenwichtsstand verschoven zijn in de $\langle 112 \rangle$ richtingen. Een dislocatie configuratie waarin een aantal dislocaties zodanig ligt, dat een groot aantal atomen naar $\langle 112 \rangle$ richtingen verschoven zijn en wel zo, dat een geschikte combinatie van $\{111\}_F$ $\langle 112 \rangle_F$ afschuivingen verkregen wordt, is een potentiële kiemplaats.

Hoewel beide schuifprocessen in het mechanisme van *Bogers* en *Burgers* volgens eenzelfde systeem plaatsvinden, is het mechanisme toch asymmetrisch. Bij het 'opwippen' tijdens het eerste proces neemt de afstand tussen de $\{111\}_F$ vlakken toe met 5,4% (zie diss. *Bogers*, pag. 54); bij het tweede proces bedraagt dit 3,5%. De afschuiving per $\{111\}_F$ vlak bedraagt voor het eerste proces $\frac{a}{18} \{112\}_F$, voor het tweede proces is dit $\frac{a}{16} \{112\}_F$. Een bijzonder moeilijk probleem is de vraag in welk stadium de straal van de atomen verandert van die van austeniet tot die van martensiet. Het kleiner worden van de atoomstraal zou het 'opwippen' ten dele compenseren. Om een eenvoudige beschrijving mogelijk te maken, zullen we het 'opwippen' waarmee een *Bogers-Burgers* afschuifproces bij een stapel ballen gepaard gaat en de verandering van de atoomstraal tijdens de transformatie buiten beschouwing laten. Beide afschuifprocessen zullen we dus beschrijven als zuivere afschuivingen. Tevens zullen we aannemen, dat het *Bogers-Burgers* mechanisme volledig symmetrisch verloopt, waarbij dus de afschuiving in de $\langle 112 \rangle_F$ richtingen voor beide processen even groot is.

In het stadium van kiemvorming zullen de met bovenstaande onderstellingen samenhangende variaties in kristalstructuur wellicht niet groot zijn vergeleken bij de variaties die ontstaan ten gevolge van het creëren van een fasegrens en ten gevolge van de aanwezigheid van opeenhopingen van dislocaties. Bovendien kan het werkelijke mechanisme verlopen doordat beide afschuifprocessen in een reeks kleine op elkaar aansluitende gebiedjes met alternerende volgorde plaatsvindt.

We zullen nu trachten ons voor te stellen op welke wijze een martensiet kiem zou kunnen ontstaan uit een concrete dislocatie configuratie in een austeniet kristal. Laten we onderstellen dat $\frac{a}{2} [01\bar{1}]$ dislocaties min of meer gelijkmatig verdeeld voorkomen op $(111)_F$, resp. $(\bar{1}11)_F$ vlakken en wel gemiddeld één op iedere derde $\{111\}_F$ vlak, zoals schematisch weergegeven in fig. III,14,a. De dislocaties op de $(111)_F$ vlakken zouden onder meer onder invloed van de instabiliteit van de austeniet-fase kunnen dissociëren volgens:



Indien nu een $\frac{a}{6} (11\bar{2})_F$ dislocatie zou lopen op ieder derde $(111)_F$ vlak, zou op ieder derde $(111)_F$ vlak een stapelfout worden gevormd. Indien echter $\frac{a}{6} [11\bar{2}]_F$ dislocaties verder gedissociëerd en tevens 'uitgespreid' zouden zijn, zodat op elk $(111)_F$ vlak een $\frac{a}{18} [11\bar{2}]_F$ dislocatie zou lopen, dan zou een gebiedje van een 'tussenstructuur' ontstaan. Op dezelfde wijze kunnen we aannemen, dat $\frac{a}{2} [01\bar{1}]_F$ dislocaties op $(\bar{1}11)_F$ vlakken dissociëren volgens:

$$\frac{a}{2} [01\bar{1}]_F = \frac{a}{6} [\bar{1}1\bar{2}]_F + \frac{a}{6} [12\bar{1}]_F,$$

terwijl de dislocaties van het type $\frac{a}{6} [\bar{1}1\bar{2}]_F$ verder dissociëren zodanig, dat gemiddeld op elk opeenvolgend $(\bar{1}11)_F$ vlak een $\frac{a}{16} (\bar{1}1\bar{2})_F$ (of bij een volledig symmetrisch proces: $\frac{a}{18} (\bar{1}1\bar{2})_F$) dislocatie loopt door het gebied van de tussenstructuur. Dit laatste transformeert daardoor tot een gebiedje van b.c.c. structuur (of tot een structuur die hier zeer dichtbij ligt). Het beschreven proces is schematisch weergegeven in fig. III,14,b.

Het gebiedje zal in het bijzonder gemakkelijk groeien in een richting tegengesteld aan de verplaatsing van de atomen, omdat dan groei plaatsvindt in een gebiedje waar ruimte gemaakt wordt voor het grotere specifieke volume van het martensiet. Het is mogelijk, dat deze verplaatsing met een schok geschiedt, waarbij een deel van de transformatie-energie tijdelijk als kinetische energie vrijkomt van gericht bewegende atomen. Dit kan veroorzaakt worden doordat de atomen over een barrière van maximum energie heen moeten en vervolgens in een potentiaal kuil vallen. De snel verplaatsende atomen kunnen wellicht een impuls aan de omgeving overdragen, waardoor groeien plaatsvindt in een richting, tegengesteld aan de verplaatsingsrichting van de atomen. Deze verplaatsingsrichting zou dan zijn voor afschuivingen in de richtingen $[\bar{1}\bar{1}2]_F$ en $[1\bar{1}2]_F^*$:

$$[\bar{1}\bar{1}2]_F + [1\bar{1}2]_F = [0\bar{2}4]_F \text{ of } [0\bar{1}2]_F$$

met als groeirichting $[01\bar{2}]_F$ (komt overeen met de groeirichting in fig. III,7).

De samenhang volgens dit model van de schuifprocessen, groeirichtingen en habitplanes kan worden toegelicht aan de hand van fig. III,15. Het is in verband met het eenzijdige groeien nodig ook het teken van de vlakken vast te leggen (de normaal van het vlak wijst in de richting van groei in de dikte). De midrib van het hoekprofiel dat groeit in de $[01\bar{2}]$ richting (het linker hoekprofiel in fig. III,15) zou dan ontstaan door afschuivingen op de vlakken $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})_F$ en $(1\bar{1}\bar{1})_F$ in de richtingen $[\bar{1}\bar{1}2]_F$ resp. $[1\bar{1}2]_F$.

Op analoge wijze zouden de midribs van de hoekprofielen, die groeien in de $[0\bar{2}1]$ richting (rechter hoekprofiel in fig. III,15, komt overeen met fig. III,8) ontstaan door afschuivingen eveneens op de vlakken $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})_F$ en $(1\bar{1}\bar{1})_F$ echter in de richtingen $[\bar{1}2\bar{1}]_F$, resp. $[12\bar{1}]_F$.

Dit is nog eens weergegeven in het onderstaande schema:

proces A	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})_F$	$[\bar{1}\bar{1}2]_F$	} Kiemvorming van variant $[01\bar{2}]$ door BA of AB. (vergelijk fig. III,6 en III,7).
proces B	$(1\bar{1}\bar{1})_F$	$[1\bar{1}2]_F$	
proces C	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})_F$	$[\bar{1}2\bar{1}]_F$	} Kiemvorming van variant $[0\bar{2}1]$ door DC of CD. Vergelijk fig. III,6 en III,8.
proces C	$(1\bar{1}\bar{1})_F$	$[12\bar{1}]_F$	

* De richtingen van afschuiving zijn hier tegengesteld aan de richting van de Burgers vectoren.

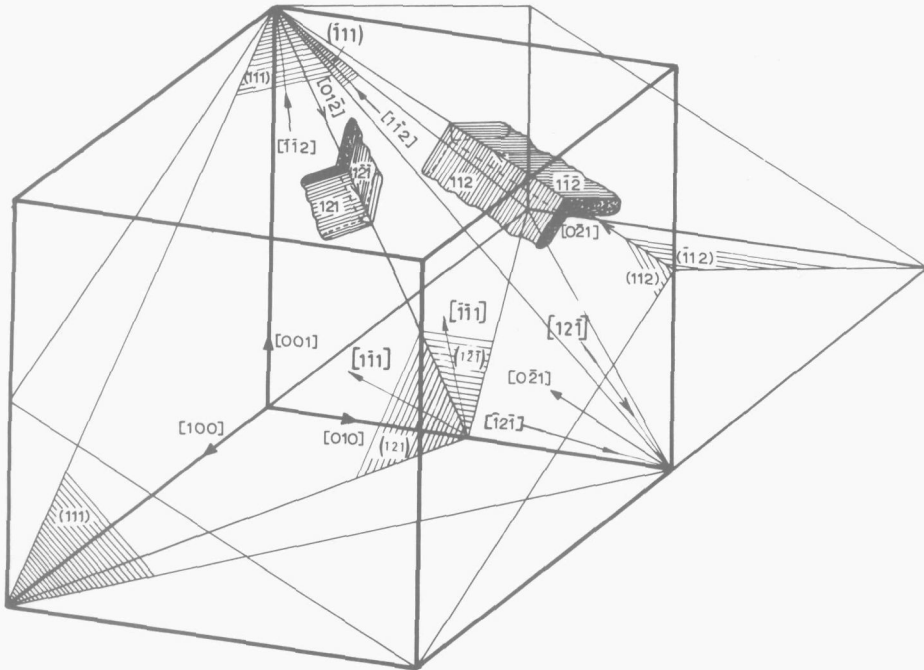


Fig. III,15

Het ontstaan van een hoekprofiel netwerk door het kiemvormingsmechanisme volgens Bogers en Burgers. Voor verklaring: zie tekst.

Indien kiemvorming plaatsvindt volgens het model van Bogers en Burgers is het gezien het voorgaande mogelijk, dat de dislocaties die de afschuivingen inleiden voor de twee hoekprofiel varianten $[01\bar{2}]$ en $[0\bar{2}1]$ ontstaan uit dislocaties van één type, bijv. $\frac{a}{2} [0\bar{1}1]$, welke op de vlakken (111) en $(\bar{1}\bar{1}1)$ liggen.

De te verwachten oriëntatie relatie voor het geval van Bogers-Burgers afschuifprocessen achtereenvolgens op $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})_F$ $[\bar{1}\bar{1}2]_F$ (proces A) en op $(1\bar{1}\bar{1})_F$ $[1\bar{1}2]_F^*$ (proces B) ligt zeer dicht bij die van Pitsch⁴²

$$\{100\}_A // \{110\}_M$$

$$\langle 110 \rangle_A // \langle 111 \rangle_M$$

(vergelijk dissertatie Bogers²⁷ pag. 66-67) en verschilt hiervan slechts door een rotatie over $39'$ om de $[01\bar{1}]_A$ as (de 'as' verandert niet van stand). Deze oriëntatie-relatie is aangegeven in fig. III, 15.

* We nemen hierbij aan, dat het vlak, waarop afschuiving plaatsvindt, telkens wordt gefixeerd.

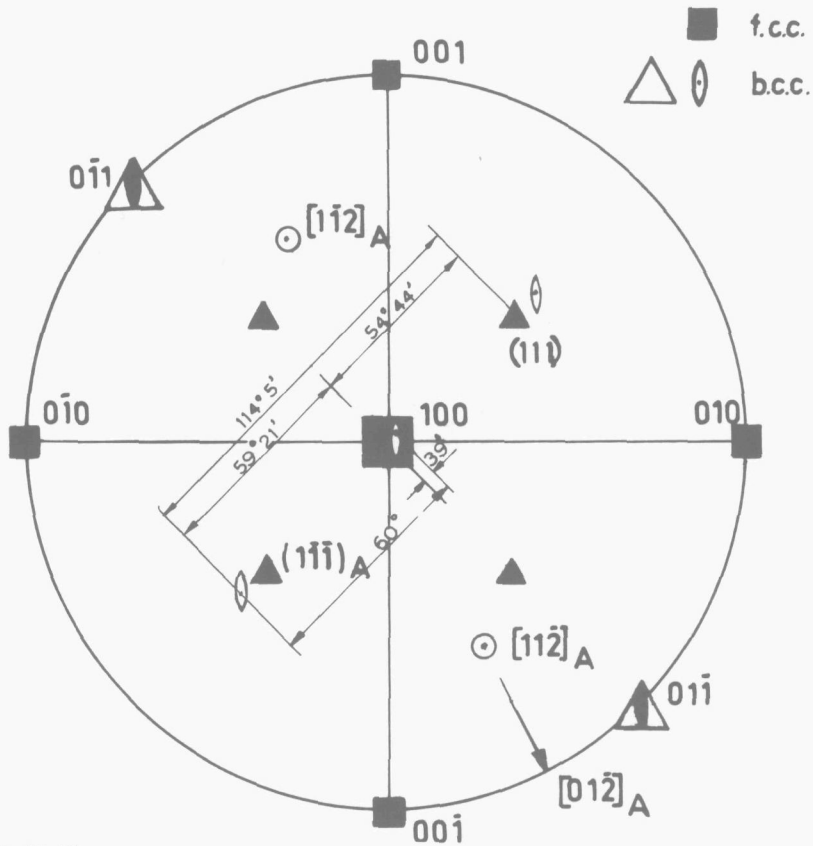


Fig. III,16

De transformatie van een stapel ballen van een kubisch vlakken gecenterde naar een kubisch ruimtelijk gecenterde structuur door twee opeenvolgende Bogers-Burgers schuifprocessen, waarbij het schuifvlak telkens wordt gefixeerd, resulteert in een oriëntatie relatie, welke slechts $39'$ van die van Pitsch afwijkt.

Bij omkering van de volgorde van de afschuifprocessen, dus eerst afschuiving op de elementen $(1\bar{1}\bar{1})$ $[1\bar{1}2]$ (proces B) en dan op $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ $[\bar{1}\bar{1}2]$ (proces A) ontstaat een oriëntatie relatie eveneens dicht bij dezelfde Pitsch variant waarbij de afwijking eveneens overeenkomt met een rotatie over $39'$ om $[01\bar{1}]_A$, echter in omgekeerde richting. Een afwijking van $39'$ is in vele gevallen experimenteel nauwelijks waarneembaar en men zou dus kunnen zeggen, dat de processen A en B vrijwel commutatief zijn wat betreft de oriëntatie relatie.

Indien het midrib gebied van de hoekprofielen zou ontstaan door Bogers-Burgers afschuivingen waarbij de processen A en B bijvoorbeeld in wisselende volgorde zouden plaatsvinden, dus dan weer AB en dan weer BA, zou de oriëntatie relatie in dit midrib gebied ongeveer overeenkomen met die volgens Pitsch.

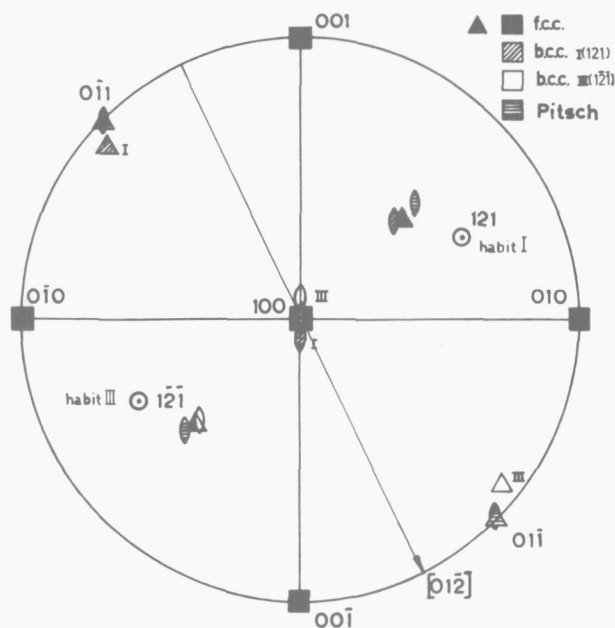


Fig. III,17

De oriëntatie relatie welke ontstaat ten gevolge van de processen B A (of A B) ligt tussen de twee experimenteel bepaalde varianten I en III (zie tekst en fig. III,7).

Fig. III,17 laat zien, dat deze laatste oriëntatie relatie juist tussen de oriëntatie relaties ligt van de beide 'vleugels' van het hoekprofiel.

Tot nu toe hebben we alleen de kiemvorming in het midrib gebied beschouwd. Het is bijzonder moeilijk zich een voorstelling te maken van de overgang van de kiemvorming naar het groeien der vleugels, omdat hun oriëntatie circa 8° afwijkt van de vermoedelijke oriëntatie in het midrib gebied. Wellicht zullen ook bij groeien in zijdelingse richting zodanige schuifprocessen optreden, dat de alzijdige druk die het gevolg zal zijn van de toename van het specifieke volume, minimaal is in het gebied waar groeien plaatsvindt. Dit zou tot gevolg kunnen hebben, dat een verschil in groeirichting een verschil in martensiet oriëntatie oplevert. Tenslotte ontstaan dan buiten het midrib gebied wellicht twee verschillende varianten van de oriëntatie relatie welke dicht bij de 'theoretische' oriëntatie relatie liggen (vergelijk hoofdstuk II,5). Indien zo de twee martensiet oriëntaties zijn gevormd, kunnen bij de variant $[01\bar{2}]$ ook de grensvlakken (121) en $(1\bar{2}\bar{1})$ worden gecreëerd. In fig. III,5, a en b is te zien, dat de $\{112\}$ grensvlakken van de vleugels van de hoekprofielen geïnterpreteerd kunnen worden als weinig beweeglijke, maar goed passende grenzen, die ontstaan juist doordat ze langzamer voortlopen dan de andere begrenzingslijnen.

III,8 - Conclusies

1. Door koelen tot enkele graden boven de M_b temperatuur werd in Fe 30% Ni 0,04% C 'hoekprofiel' martensiet verkregen. Dit hoekprofiel martensiet ontstaat in netwerken op $\{100\}_A$ vlakken. Vaak ontstaan pakketten, opgebouwd uit een aantal, op evenwijdige $\{100\}_A$ vlakken dicht bijeen liggende netwerken. De netwerken blijken opgebouwd te zijn uit staafvormige martensiet formaties met V-vormige doorsnede (hoekprofielen) welke liggen in $\langle 210 \rangle$ richtingen. In één netwerk komen slechts twee $\langle 210 \rangle$ varianten voor. De 'vleugels' van hoekprofielen liggen op $\{112\}$ vlakken. De hoekprofielen vertonen een midrib. Het midrib gebied wordt dieper aangeëtsd en heeft waarschijnlijk een verhoogde concentratie aan roosterfouten.
2. Voor de mogelijke groeirichtingen van de hoekprofielen in het austeniet werd geen polariteit waargenomen. De martensietkristallen op zichzelf vertonen echter wel polaire karaktertrekken, wat betreft de groeirichtingen.
3. In een netwerk, opgebouwd uit twee $\langle 210 \rangle$ varianten komen vier martensiet oriëntaties voor. Deze werden gecorreleerd met de vier $\{112\}$ habitplane varianten. Indien men aanneemt, dat de groei in het midrib gebied aanvangt met een oriëntatie die tussen die van de vleugels in ligt, vindt tijdens het groeien een oriëntatie verandering plaats van circa 8° .
4. Het ontstaan van netwerken werd geïnterpreteerd als zijnde het gevolg van wederzijdse kiemvorming in het midrib gebied van de $\langle 210 \rangle$ varianten op grens type II, zoals gedefinieerd in hoofdstuk II,3 en fig. II,2. Een ondersteuning van deze onderstelling werd verkregen door middel van directe waarneming van het groeiproces met behulp van lage-temperatuur-microscopie. De wijze van groeien werd gefilmd.
5. De polaire wijze van groeien van een bepaald hoekprofiel *op zichzelf* kan wellicht worden verklaard door aan te nemen, dat groei plaatsvindt in een gebied waar een alzijdige trekspanning wordt bevorderd door de totale deformatie. De groei zal dan plaatsvinden in een richting, tegengesteld aan de verplaatsing van de atomen. Een ondersteuning van deze onderstelling werd verkregen door middel van interferentie microscopie. Hierbij bleek, dat de hoekprofielen aan een vrij oppervlak verschijnen als een 'slenk' (verzonken reliëf). In de 'slenk' vormt de midrib nog weer een groef.
6. Het ontstaan van hoekprofielen en het groeien van netwerken zou verklaard kunnen worden als een gevolg van wederzijdse compensatie van de totale deformatie. Het ontstaan van een netwerk op een $\{100\}$ vlak waarin twee elkaar compenserende varianten van de Bain correspondentie voorkomen, is wellicht gunstig uit het oogpunt van elastische energie. Een aantal aspecten van het hoekprofiel martensiet is echter moeilijk te begrijpen aan de hand van deze beide beschouwingen.
7. Indien men zou aannemen, dat in het midrib gebied kiemvorming plaatsvindt volgens het mechanisme van Bogers en Burgers, zouden de vier oriëntatie relatie varianten die in één netwerk van hoekprofielen voorkomen, kunnen ontstaan uit twee varianten van de oriëntatie relatie volgens Pitsch. De beide varianten volgens Pitsch zouden ontstaan door in het totaal vier $\{111\}_F$ $\langle 112 \rangle_F$ afschuivingen op twee $\{111\}_F$ vlakken. Deze vier $\{111\}_F$ $\langle 112 \rangle_F$ afschuivingen zouden tot stand kunnen komen door splitsing van $\frac{a}{2} [01\bar{1}]_F$ dislocaties op $(111)_F$, resp. $(\bar{1}11)_F$ vlakken.

De richting van snelle groei, n.l. $\langle 2\ 1\ 0 \rangle$, zou juist tegengesteld zijn aan de bewegingsrichting van de atomen ten gevolge van de Bogers-Burgers afschuifprocessen. Vanuit een midrib gebied met een martensiet oriëntatie volgens Pitsch ontstaan dan wellicht twee verschillende martensiet oriëntaties doordat bij zijdelingse groei in twee verschillende richtingen verschillende schuifprocessen optreden. De $\{1\ 1\ 2\}$ grensvlakken van de hoekprofielen kunnen worden geïnterpreteerd als weinig beweeglijke, goed passende grenzen.

HOOFDSTUK IV

OVEREENKOMST EN VERSCHIL TUSSEN OPPERVLAKTE MARTENSJET EN HOEKPROFIEL MARTENSJET

Oppervlakte martensiet en hoekprofiel martensiet zijn zeer nauw met elkaar verwant. Beide hebben het habitplane $\{1\ 1\ 2\}$, dat geïnterpreteerd kan worden als een resultaat van snelle groei in richtingen liggend in het habitplane en stagnerende groei in de richting loodrecht op het habitplane. Bij het hoekprofiel martensiet is de groeisnelheid in de $\langle 2\ 1\ 0 \rangle$ richting het grootst. Voor beide martensiet soorten is de groeirichting min of meer tegengesteld aan de verplaatsingsrichting van de atomen. Het polaire karakter van de groei vertoont voor beide martensietsoorten veel overeenkomst en hangt vermoedelijk samen met deze verplaatsingsrichting. Het feit, dat de richting van snelle groei van een hoekprofiel, n.l. een $\langle 2\ 1\ 0 \rangle$ richting, ligt in een vlak waarvoor goed passen optreedt, n.l. een $\{1\ 1\ 2\}_A$ vlak, is bijzonder intrigerend.

Er zijn ook in het oog lopende verschillen waar te nemen tussen hoekprofiel martensiet en oppervlakte martensiet. De groeisnelheid van hoekprofiel martensiet is over het algemeen veel groter dan die van oppervlakte martensiet. De kiemvorming vindt bij hoekprofiel martensiet eveneens plaats aan de grenzen type II, maar geschiedt veel systematischer. Er ontstaat bij het hoekprofiel martensiet vrijwel uitsluitend één variant als zijtak. Bij oppervlakte martensiet kunnen verschillende varianten als zodanig optreden. Blijkbaar zijn er aan het oppervlak meer mogelijkheden voor kiemvorming.

Ook voor groei zijn de mogelijkheden aan het oppervlak ruimer. Oppervlakte martensiet kan groeien in iedere richting, in een $\{1\ 1\ 2\}$ vlak. Hoekprofiel martensiet vertoont slechts niet-stagnerende groei in de $\langle 2\ 1\ 0 \rangle$ richting.

Een frappante tegenstelling tussen oppervlakte martensiet en hoekprofiel martensiet is te onderkennen bij bestudering van de figuren II,10, II,13, II,20 en III,7.

Fig. II,13 laat twee oppervlakte martensiet varianten zien met de groeirichtingen $[0\ 1\ \bar{2}]$ en $[0\ \bar{1}\ 2]$. Fig. II,20 geeft de bijbehorende oriëntatie relaties. Deze oriëntatie relaties hebben spiegel-symmetrie ten opzichte van het $(1\ 0\ 0)_A$ vlak, juist zoals het geval is voor hoekprofiel martensiet. De oriëntatie relaties van fig. II,20 zijn dus volkomen vergelijkbaar met die van fig. III,7. Bij oppervlakte martensiet groeien de varianten $(1\ 2\ 1)_A$ en $(1\ \bar{2}\ \bar{1})_A$ in tegengestelde richting. Bij hoekprofiel martensiet groeien deze zelfde varianten echter tezamen in dezelfde richting. Waargenomen werd, dat zelfs hoekprofiel martensiet dat groeit in een $\langle 2\ 1\ 0 \rangle$ richting, evenwijdig aan het preparaat oppervlak, door de aanwezigheid van een 'midrib' onmiddellijk te onderscheiden is van oppervlakte martensiet wat in deze zelfde $\langle 2\ 1\ 0 \rangle$ richting groeit.

In hoofdstuk III werden interpretaties van de verschijnselen die bij hoekprofiel martensiet optreden, gegeven, gebaseerd op wederzijdse accommodatie van de totale deformatie, of op basis van elastische energie. Deze interpretaties zijn wellicht niet zonder betekenis, maar zij geven geen inzicht in het mechanisme waardoor de aangetroffen structuur tot stand komt. Juist als bij de I.P.S.-theorie wordt slechts de begin- en eindtoestand beschouwd. Dit soort beschouwingen heeft dus een 'thermodynamisch' karakter.

De in het vorige hoofdstuk geponeerde suggesties, gebaseerd op het mechanisme van Bogers en Burgers, kunnen wellicht inzicht geven onder meer aangaande de vragen:

1. waarom zijn er polaire aspecten in de groei?
2. waarom vindt snelle groei plaats in de $\langle 210 \rangle$ richtingen?
3. waarom vindt juist de waargenomen kiemvorming plaats?

Uit het röntgenografische onderzoek, beschreven in de hoofdstukken II en III, is gebleken, dat zowel hoekprofiel martensiet als oppervlakte martensiet niet vertweelind zijn. Hieruit volgt, dat voor beide martensiet soorten de rooster-invariante deformatie plaatsvindt door slip.

Men zou oppervlakte martensiet en hoekprofiel martensiet kunnen beschouwen als bepaalde vormen van massieve martensiet^{53 54} (zie *Huizing* en *Klostermann*⁴⁰). Het is te verwachten, dat ook bij massieve martensiet vele van bij oppervlakte martensiet en hoekprofiel martensiet waargenomen verschijnselen zullen optreden. Zo kunnen systematisch vorming van zijtakken en het samenvloeien hiervan, zoals waargenomen bij oppervlakte martensiet, een verklaring geven van de schijnbare tegenspraak tussen streepreliëf en blokvormige formaties bij massieve martensiet⁵⁴.

Hoekprofiel martensiet en oppervlakte martensiet zijn eigenlijk niet goed onder te brengen in de classificatie van *Christian*². Deze vormen ontstaan ongetwijfeld door een martensitisch proces (dus ten gevolge van een coöperatieve verplaatsing van de atomen). Maar zij onderscheiden zich van de reeds lang bekende⁴ isotherme martensiet, doordat niet alleen bij de kiemvorming, maar ook bij de groei (indirect) een thermisch geactiveerd proces (bijv. thermisch geactiveerde dislocatie-beweging) betrokken is. Het is echter de vraag of dit essentieel is en of deze wijze van transformeren niet even goed ook dicht bij het absolute nulpunt zou kunnen plaatsvinden, indien dit niet werd verhinderd door het concurrerende proces waarbij 'burst martensiet' ontstaat. *Huizing* en *Klostermann*⁴⁰ concludeerden, dat de 'massieve' wijze van transformeren kan plaatsvinden tot temperaturen van circa -50°C .

Een belangrijk probleem is de vraag op welke wijze de transformatie-energie vrijkomt. Indien deze (eventueel voor een deel) vrijkomt als kinetische energie van groepen in dezelfde richting bewegende atomen, zal de transformatie worden bevorderd. Indien de transformatie-energie onmiddellijk vrijkomt als kinetische energie van ongericht bewegende atomen, dus als warmte, zal de transformatie worden afgeremd. Bij burst martensiet zal het eerste het geval zijn, bij massieve martensiet het laatste, evenals bij oppervlakte martensiet. Hoekprofiel martensiet is wellicht reeds een overgangsvorm.

HOOFDSTUK V - APPENDIX

V,1 - De grafische methode

Lieberman¹⁹ resp. Lieberman, Read en Wechsler¹³ hebben een berekeningswijze ontwikkeld waarmee het mogelijk is langs grafische weg de invariant vlak theorie toe te passen. Bij deze methode, ook besproken door Wayman⁴⁸ worden uitsluitend elementen gebruikt die men opgebouwd kan denken uit lengte invariante vectoren. Deze elementen zijn bijv. de 'initial Bain cone', het habitplane, etc.. Dientengevolge zijn alleen de richtingen van de vectoren van belang, en deze kunnen dus worden weergegeven in een stereografische projectie. In dit hoofdstuk zullen we dan ook iedere vector vermenigvuldigd denken met zijn reciproke modulus (tenzij anders vermeld).

We zullen de grafische methode toelichten aan de hand van de transformatie f.c.c. → b.c.c., (of b.c.t.) voor het geval dat de rooster-invariante deformatie plaatsvindt volgens het systeem $(1\ 0\ 1)_F [\bar{1}\ 0\ 1]_F$. De hoofd vervormingen η_i van de Bain deformatie zijn (zie fig. 1,1):

$$\begin{aligned}\eta_1 &= \sqrt{2} \frac{a}{a_0} \\ \eta_2 &= \sqrt{2} \frac{a}{a_0} \\ \eta_3 &= \frac{c}{a_0}\end{aligned}\tag{V-1}$$

De kegel van lengte invariante lijnen in zijn eindtoestand O A' B' (zie fig. 1,6,a) wordt in de angelsaksische literatuur de 'final Baincone' (B_f) genoemd. De vergelijking van de kegel B_f is

$$\left(\frac{1}{\eta_1^2} - 1\right) x_1^2 + \left(\frac{1}{\eta_2^2} - 1\right) x_2^2 + \left(\frac{1}{\eta_3^2} - 1\right) x_3^2 = 0\tag{V-2}$$

De kegel van lengte invariante lijnen in zijn beginstadium, (OAB in fig. 1,6,a) wordt de 'initial Bain cone' (B_i) genoemd. De vergelijking van B_i is

$$(\eta_1^2 - 1) x_1^2 + (\eta_2^2 - 1) x_2^2 + (\eta_3^2 - 1) x_3^2 = 0\tag{V-3}$$

De halve tophoek φ_i van de kegel B_i wordt gegeven door

$$\text{tg } \varphi_i = \left(\frac{1 - \eta_3^2}{\eta_1^2 - 1}\right)^{\frac{1}{2}}\tag{V-4}$$

de halve tophoek φ_f van de kegel B_f door

$$\text{tg } \varphi_f = \left(\frac{1 - \eta_3^2}{\eta_1^2 - 1} \right)^{1/2} \frac{\eta_1}{\eta_3} \quad (\text{V-5})$$

De kegels B_i en B_f kunnen op een stereografische projectie met cirkels worden aangegeven (zie fig. V,1).

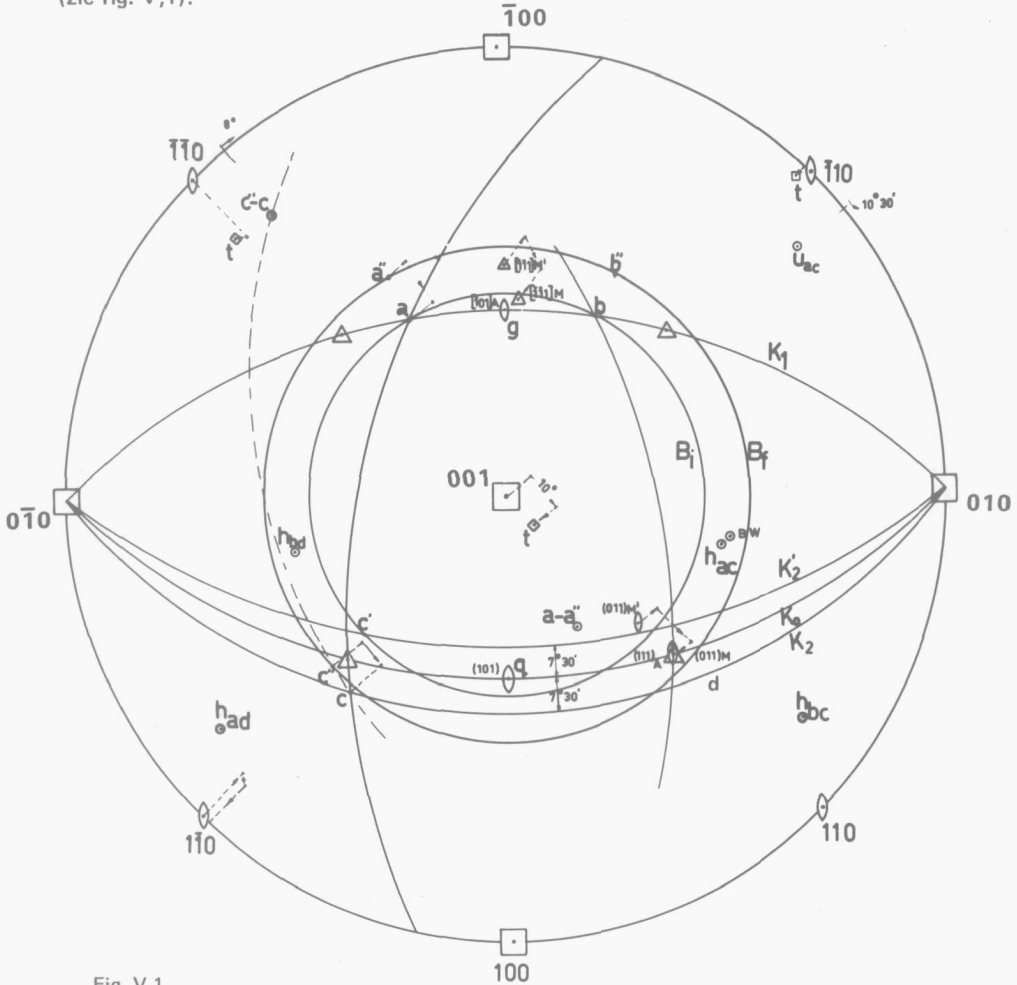


Fig. V,1

Grafische bepaling (vgl. I.P.S.-theorie) van habitplane en oriëntatie relatie van het martensiet voor het geval waarin de rooster invariante deformatie plaatsvindt op het vlak $(101)_F$ in de richting $[\bar{1}01]_F$. Voor verdere toelichting zie tekst.

Hierbij is aangenomen dat een eenheidscel van het austeniet transformeert tot martensiet door samendrukking in de richting van de $(001)_A$ as. Alle lijnen die op de stereografische projectie binnen de cirkel B_i liggen worden korter door deze samendrukking en alle lijnen buiten B_i worden uitgerekt.

Zoals reeds in hoofdstuk I is vermeld, verloopt de berekening volgens de I.P.S.-theorie gemakkelijker indien men veronderstelt dat de rooster-invariante deformatie aan de tralie deformatie voorafgaat (aan deze volgorde wordt geen fysische betekenis toegekend). De wijze waarop een bol ten gevolge van een afschuiving (rooster invariante deformatie) overgaat in een ellipsoïde is aangegeven in fig. V,2; (afschuifvlak K_1 , schuifrichting g).

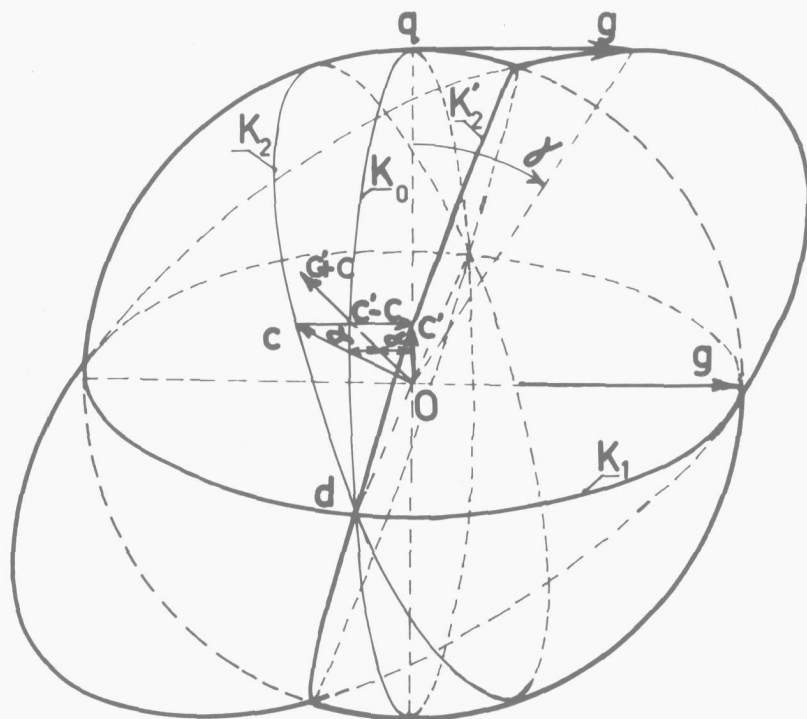


Fig. V,2

Deformatie van een bol tot een ellipsoïde door afschuiving op het vlak K_1 in de richting g . De ellipsoïde snijdt de bol volgens de cirkel K_2' , die tevens het vlak K_2' bepaalt. Het vlak K_2' ontstaat uit het vlak K_2 . Bij deze overgang blijven vectoren in het vlak K_2 onveranderd van lengte. Voor verdere toelichting zie tekst.

De doorsnijding van de bol en de ellipsoïde is de cirkel K_2' . Alle vectoren op K_2' zijn invariant in lengte. Zij ontstaan echter door middel van een rotatie uit vectoren op K_2 . De cirkels K_2 en K_2' op de bol liggen in vlakken die we eveneens met K_2 en K_2' zullen aanduiden (zie ook fig. V,1). Lijnen welke liggen binnen de scherpe tweevlakshoek tussen K_1 en K_2 worden korter ten gevolge van de afschuiving; alle andere lijnen, uitgezonderd die welke liggen in K_1 of K_2 , worden langer. K_1 is een invariant vlak, d.w.z. lijnen in K_1 veranderen noch van lengte noch van richting. De hoek α is een maat voor de grootte van de afschuiving. Indien we de afschuifhoek aanduiden met γ dan geldt

$$g = \operatorname{tg} \gamma = 2 \operatorname{tg} \alpha$$

en dus voor kleine hoeken

$$\gamma \approx 2\alpha.$$

De vlakken $K_1 = (101)_A$, K_2 en K_2' zijn voor $\alpha = 7,5^\circ$ (voor de keuze van deze waarde zie verderop) in fig. V,1 aangegeven in stereografische projectie. Een van de doorsnijdingen van de 'initial cone of invariant lines' B_i en het invariante vlak K_1 is a . De lijn a verandert dus niet in lengte, noch door de afschuiving noch door de Bain deformatie. De Bain deformatie echter, die na de afschuiving plaatsvindt, roteert a radiaal naar buiten tot a'' . De doorsnijding van de kegel B_i en het vlak K_2' wordt aangegeven met c' . De lijn c' in het vlak K_2' ontstaat uit de lijn c gelegen in K_2 door de afschuiving op K_1 (zie ook fig. V,2). c en c' liggen op een grote cirkel door de schuifrichting $g = [\bar{1}01]_A$ gelegen in K_1 (deze grote cirkel is niet in fig. V,1 getekend). c' gaat vervolgens door de Bain deformatie radiaal naar buiten tot c'' . Gedurende deze bewerkingen van de vector (lijn) c verandert zijn lengte niet. Als nu de grootte van de afschuiving (hoek α) zodanig kan worden gekozen dat de uiteindelijke hoek tussen a'' en c'' gelijk is aan de oorspronkelijke hoek tussen a en c , dan is het mogelijk door middel van een rotatie, c'' met c en a'' met a te laten samenvallen. Ten gevolge van de drie opeenvolgende bewerkingen, n.l. afschuiving op het vlak K_1 , Bain deformatie en rotatie blijven dan de vectoren a en c onveranderd in lengte en in richting. Dientengevolge is iedere lineaire combinatie van deze vectoren invariant en het vlak door a en c is een invariant vlak. Voor de elementen van de rooster-invariante deformatie is - zoals reeds vermeld op pag. 98 - in fig. V,1 gekozen het vlak $(101)_A$ en de richting $[\bar{1}01]_A$.

Het probleem de grootte van de afschuiving op K_1 (dus α) zodanig te kiezen dat de hoek tussen a en c gelijk is aan die tussen a'' en c'' kan grafisch worden opgelost door de constructie voor een aantal verschillende waarden van α uit te voeren, en in een grafiek de hoeken tussen a en c resp. a'' en c'' als functie van α weer te geven. De juiste waarde van α vindt men uit het snijpunt van de twee krommen. In ons geval blijkt deze hoek te zijn: $\alpha = 7,5^\circ$. De constructie is voor deze hoek uitgevoerd in fig. V,1.

Het bijbehorende habitplane wordt nu in zijn stand ten opzichte van het oorspronkelijke austeniet kristal weergegeven door de grote cirkel door a en c , met pool h_{ac} . Ter illustratie is in fig. V,1 ook het door *Breedis* en *Wayman*²¹ experimenteel bepaalde habitplane (voor 'burst martensiet' in Fe 30,9% Ni) weergegeven met BW. De rotatie as u van de rotatie die a'' overvoert in a en c'' in c staat loodrecht op $(a-a'')$ en op $(c''-c)$. De richting $(c''-c)$ (zie fig. V,1) kan op de stereografische projectie worden aangegeven en ligt op een grote cirkel door c en c'' op 90° van de lijn $(c + c'')$ (zie fig. V,1). De laatstgenoemde lijn is in de stereografische projectie de bissectrice van c en c'' (vergelijk ook fig. V,2). Op dezelfde wijze kan ook de lijn $(a-a'')$ (zie fig. V,1) in de stereografische projectie worden weergegeven, n.l. op de grote cirkel door a en a'' op 90° van $(a+a'')$. u_{ac} is nu de pool van de grote cirkel door $(a-a'')$ en $(c''-c)$ zie wederom fig. V,1.

De hoek θ waarover om u_{ac} geroteerd moet worden kan gemakkelijk met behulp van een Wulffnet worden gevonden. Indien deze rotatie wordt toegepast op de tralie die ontstaat uitsluitend door toepassing van de Bain deformatie, kan de oriëntatie-relatie worden bepaald. Dit kan nog eens worden toegelicht aan de hand van de stereografische projectie fig. V,1.

Door de Bain deformatie gaat $[\bar{1}01]$ over in $[\bar{1}\bar{1}1]_{M'}$, $[\bar{1}\bar{1}1]_{M'}$ transformeert tot $[\bar{1}\bar{1}1]_M$ door rotatie om u over de hoek θ . Op dezelfde wijze transformeert $(111)_A$ ten gevolge van de Bain deformatie tot $(011)_{M'}$ welk vlak geroteerd wordt tot $(011)_M$.

Voor één bepaald vlak en één bepaalde richting van de rooster-invariante afschuiving zijn er in principe vier verschillende oplossingen. In het geval van fig. V,1 vindt men voor één waarde van de afschuifhoek α habitplanes door a en c resp. b en d . Voor een andere waarde van α vindt men habitplanes door b en c resp. a en d . Het geval weergegeven in fig. V,1 is echter ontwaard: h_{ac} en h_{bd} zijn kristallografisch equivalent. Hetzelfde geldt voor h_{ad} en h_{bc} .

Bij de constructie van fig. V,1 is uitgegaan van de transformatie f.c.c. \rightarrow b.c.c. van ijzer met circa 30% Ni. Voor de rooster parameters

$$a_A = 3,591 \text{ \AA}$$

$$a_M = 2,875 \text{ \AA}$$

(zie pag. 53) vinden we (met behulp van betrekkingen V-1)

$$\eta_1 = \eta_2 = 1,132$$

$$\eta_3 = 0,8006.$$

Hieruit volgt met de betrekkingen V-4 en V-5 voor de halve tophoeken van de 'Bain cones'

$$\varphi_i^* = 48^\circ 27'$$

$$\varphi_f = 57^\circ 55'$$

Bij de keuze $(101)_F$ $[\bar{1}01]_F$ voor vlak en richting van de rooster-invariante deformatie en voor de genoemde halve tophoeken volgt het in fig. V,1 met h_{ac} aangeduide habitplane, terwijl de grootte van de rooster-invariante deformatie gegeven wordt door $\alpha = 7,5^\circ$. De oriëntatie relatie wordt gevonden door rotatie over $10,5^\circ$ om u_{ac} .

De op deze wijze gevonden standen van habitplane en martensiet oriëntatie komen goed overeen met die welke experimenteel worden gevonden in de genoemde legering, voor plaatvorming 'burst martensiet', (zie pag. 101). De 'theoretische' oriëntatie verkregen met behulp van de constructie van fig. V,1 is in de figuren V,1 en II,22 aangegeven met t.

* Hier wordt gerekend met de dilatatie-parameter $\delta = 1$ (geen dilatatie). Bij een dilatatie-parameter afwijkend van 1 kan men deze in rekening brengen door bij voorbeeld een alzijdige uitzetting aan de bol toe te kennen.

V.2 - De omgekeerde grafische methode

In plaats van als uitgangspunten het vlak en de richting van de rooster-invariante deformatie te kiezen en met behulp van deze gegevens (naast de roosterparameters en de tralie correspondentie) habitplane, oriëntatie-relatie en vorm deformatie te berekenen kan men ook de omgekeerde weg volgen. Met behulp van de laatstgenoemde gegevens welke men experimenteel heeft verkregen kan men dan de rooster-invariante deformatie vinden. Het probleem is zelfs overbepaald. Door de experimentele gegevens zijn acht parameters vastgelegd (indien men ze alle kent), n.l. twee voor de normaal op het habitplane, drie voor de oriëntatie relatie (n.l. twee voor de rotatie as, en een voor de hoek waarover geroteerd wordt), en drie voor de grootte en de richting van de vorm deformatie. We maken bij de omgekeerde methode alleen gebruik van habitplane en oriëntatie relatie (5 parameters) en zelfs dan is het probleem overbepaald.

Stel dat we experimenteel hebben gevonden de martensiet oriëntatie, aangegeven in fig. V,3

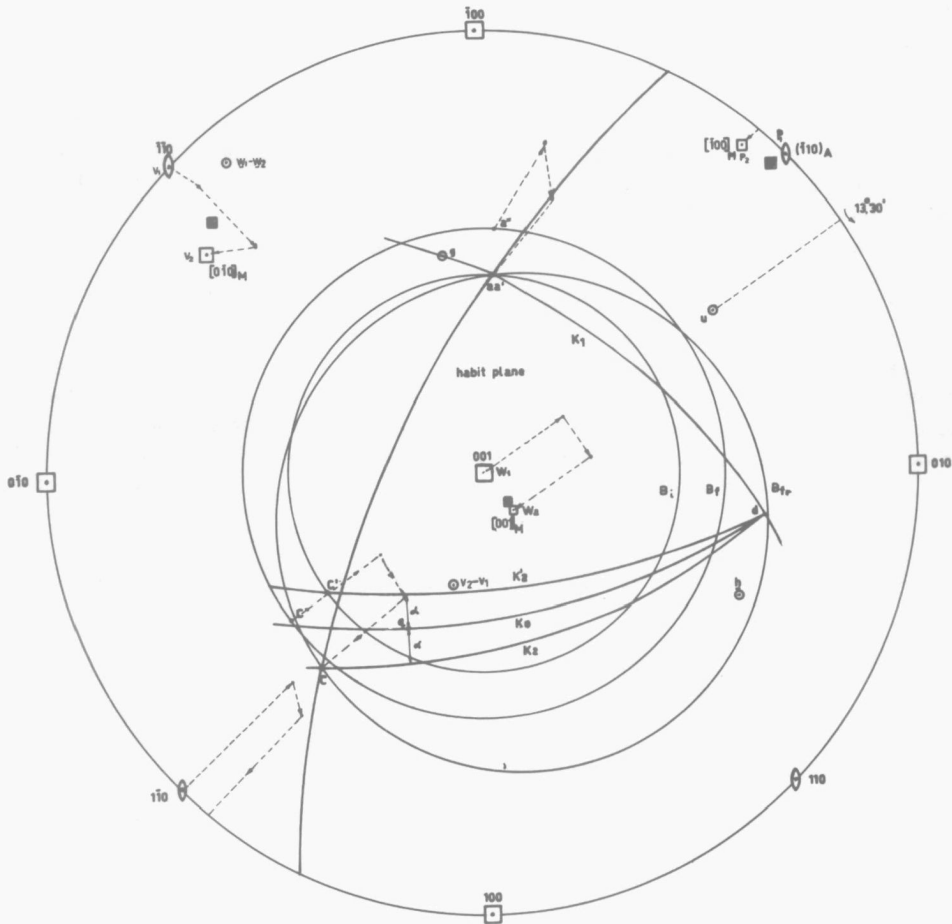


Fig. V,3

Omgekeerde grafische constructie. Voor toelichting zie tekst.

met de $\langle 100 \rangle_M$ richtingen p_2, v_2 en w_2 . We kunnen dan de rotatie-as u bepalen. De rotatie as u is de normaal op het vlak door de vectoren $(w_1 - w_2)$ en $(v_2 - v_1)$. De rotatie moet immers de geroteerde $\langle 100 \rangle_M$ richtingen p_2, v_2 en w_2 terugbrengen tot de door de Bain deformatie alleen bepaalde richtingen p_1, v_1 en w_1 die samenvallen met resp. twee $\langle 110 \rangle_A$ richtingen en een $\langle 100 \rangle_A$ richting, zoals aangegeven in fig. V,3. De hoek waarover geroteerd wordt moet zodanig zijn dat w_1 in w_2 etc. wordt overgevoerd. Deze rotatie kunnen we toepassen op de 'final Bain cone' B_f , waaruit dan ontstaat de 'rotated final Bain cone' B_{fr} (in feite wordt de stand van B_{fr} reeds geheel bepaald door w_2). Het snijpunt van het (experimenteel bepaalde) habitplane h en B_{fr} is c . Wanneer we nu de inverse rotatie op c toepassen vinden we c'' (omdat c door de rotatie uit c'' ontstaat.). c'' moet op B_f liggen. Op B_f vinden we c' radiaal gelegen ten opzichte van c'' . De richting van de rooster-invariante deformatie g , is de vector $(c' - c)$ (zie ook fig. V,2). Deze vinden we in het vlak door c en c' op 90° van $(c' + c)$. Het vlak door g en de invariante lijn a (de snijlijn van het experimentele habitplane en B_i) is nu K_1 , het vlak van de rooster-invariante deformatie waarvan de normaal wordt aangeduid met q . Het vlak K_0 (zie ook fig. V,1 en V,2) staat loodrecht op g . De snijlijn van K_1 en K_0 is d . K_2 en K_2' gaan door d en c resp. c' . De grootte van de rooster-invariante deformatie welke wordt bepaald door α , kan op een Wulff net worden opgemeten.

Het feit dat het probleem overbepaald is komt tot uitdrukking in het drievoudige snijpunt van B_i, B_{fr} en het habitplane in a . Indien we uitgaan van een experimenteel bepaalde oriëntatie relatie (waarbij onder meer meetfouten te verwachten zijn) zullen we een oriëntatie moeten kiezen (zo dicht mogelijk bij de gemeten oriëntatie-relatie), waarbij inderdaad het genoemde drievoudige snijpunt wordt verkregen. Alle mogelijke oriëntatie relaties die hieraan voldoen kan men verkrijgen door de kegel B_{fr} te laten roteren om de lijn a . Voor iedere stand van B_{fr} (en dus van w_2) kan men de rotatie as u vinden als de normaal van $(a - a'')$ en $(w_1 - w_2)$. De rotatiehoek φ volgt uit de voorwaarde dat w_1 overgevoerd moet worden in w_2 , en kan met een Wulff net worden opgemeten. Met behulp van de gevonden rotatie-assen u en de rotatiehoeken φ kunnen alle mogelijke martensiet oriëntaties worden gevonden welke voldoen aan de eis ten aanzien van het genoemde drievoudige snijpunt. (Vergelijk fig. II,25 en II,26). Uit deze oriëntaties kan men er dan een kiezen welke zo goed mogelijk overeenkomt met de experimentele oriëntatie-relatie. Vervolgens kan men op de boven beschreven wijze de omgekeerde grafische constructie uitvoeren.

SAMENVATTING

De kristallografie en de groeiverschijnselen van oppervlakte martensiet en hoekprofiel martensiet in éénkristallen van Fe 30^{w/o} Ni 0,04^{w/o} C werden bestudeerd. Oppervlakte martensiet ontstaat bij kamertemperatuur (30 tot 50°C hoger dan de M_b temperatuur) na elektrolytisch polijsten. Het oppervlakte martensiet is naaldvormig doch de naalden liggen steeds in austenietvlakken van de vorm $\{112\}$. Dit wijst op latvormige gebieden. De totale deformatie van oppervlakte martensiet is klein en niet homogeen. Zij is maximaal daar waar de groei in breedte richting begint (grens type I). De richting van de totale deformatie heeft veelal een belangrijke component tegengesteld aan de groeirichting. Dit houdt in dat de verplaatsing van de atomen min of meer tegengesteld is aan de groeirichting zodat snelle groei plaatsvindt in een gebied waar de totale deformatie alzijdige trek bevordert. Met behulp hiervan kan wellicht een verklaring gegeven worden van de asymmetrische groei in de breedterichting.

Voor één bepaalde habitplane variant werden nauwkeurige oriëntatie-relatie metingen uitgevoerd. Voor het eerst werd vastgesteld dat bij een martensitische transformatie met in essentie een vlak habitus de invariant plain strain theorie niet van toepassing is op het habitplane ('traditioneel' opgevat als het vlak waarin de martensiet formatie (plaat, lat) ligt). Dit kan onder meer worden geconcludeerd uit het feit, dat de invariante lijn niet in het habitplane ligt. De afwijking kan niet worden veroorzaakt door meetfouten (de metingen waren hiervoor te nauwkeurig). In verband met deze resultaten kan men zich afvragen of ook niet voor vele andere martensietsoorten zich habitplanes voordoen die niet 'voorspelbaar' zijn met de I.P.S.-theorie. Het aanpassen van de dilatatie parameter met het doel de berekeningen in overeenstemming met de experimenten te brengen is in dit licht bezien onbevredigend. Door het feit dat de invariant plain strain theorie niet van toepassing is op het habitplane is de aard hiervan opnieuw een probleem. Als habitplane wordt een op atomaire schaal passend grensvlak voorgesteld. Deze onderstelling wordt ondersteund door de experimentele waarnemingen. Het habitplane blijkt nu een goed passend, weinig beweeglijk grensvlak te zijn wat juist waarneembaar wordt door zijn geringe beweeglijkheid. Dit is in tegenstelling met gebruikelijke theorieën waarin het grensvlak juist wordt voorgesteld als een beweeglijk grensvlak ('glissile interface').

Waarschijnlijk treedt een dergelijk 'glissile interface' ook bij oppervlakte martensiet op. Dit zou men kunnen concluderen uit het feit dat de oriëntatie-relatie welke wij gevonden hebben voor oppervlakte martensiet *wel* zeer goed overeenstemt met de martensiet oriëntatie welke door de theorie wordt voorspeld bij het aannemen van een bepaald glijstelsysteem voor de rooster-invariante deformatie, zelfs nog beter dan voor het 'burst martensiet' dat in dezelfde

legering ontstaat en waarvan het habitplane ('traditioneel' opgevat) goed wordt voorspeld door de theorie. Het 'glissile interface' is echter voor oppervlakte martensiet niet het habitplane.

De wijze waarop het langzame groeien van oppervlakte martensiet plaatsvindt wijst erop, dat een thermisch geactiveerd proces b.v. thermisch geactiveerde dislocatie beweging indirect bij het groeiproces betrokken is. Experimenteel werd een vertraging van de groei van oppervlakte martensiet waargenomen in plaatselijk gedeformeerde gebieden. Bij het groeien worden systematische zijtakvorming en het samenvloeien van naalden waargenomen.

Bij koelen tot enkele graden boven de M_b temperatuur (de temperatuur waarbij burst martensiet ontstaat) groeien in Fe 30^w/o Ni V-vormige martensiet naalden die door ons werden aangeduid met hoekprofiel martensiet. Deze martensietvorm ontstaat in netwerken op $\{100\}$ vlakken. Vaak ontstaan pakketten opgebouwd uit een aantal op evenwijdige $\{100\}$ vlakken dicht bijeen liggende netwerken. Deze netwerken blijken opgebouwd te zijn uit hoekprofielen liggend in $\langle 210 \rangle$ richtingen. In één netwerk komen slechts twee $\langle 210 \rangle$ varianten voor. De 'vleugels' van de hoekprofielen liggen op $\{112\}$ vlakken. De hoekprofielen vertonen een midrib. Het midrib gebied heeft vermoedelijk een verhoogde concentratie aan roosterfouten.

De martensiet oriëntaties in een hoekprofiel netwerk werden röntgenografisch bepaald. In een netwerk opgebouwd uit twee $\langle 210 \rangle$ varianten komen vier martensiet oriëntaties voor. Deze werden gecorreleerd met de bijbehorende vier $\{112\}$ habitplane varianten. Indien men nu aanneemt dat de groei in het midrib gebied aanvangt, houdt dit in dat tijdens het zijdelings groeien een oriëntatie verandering plaatsvindt van circa 8 graden. De netwerken ontstaan doordat twee $\langle 210 \rangle$ hoekprofiel varianten elkaar nucleëren. De kiemvorming vindt plaats in het midrib gebied, uitsluitend aan één zijde van de hoekprofielen (te karakteriseren als grens type II). Het groeien van de hoekprofielen werd met behulp van lage temperatuur microscopie bestudeerd en gefilmd.

Een verklaring van de polaire wijze van groeien van de hoekprofielen kon worden gegeven door naar analogie van oppervlakte martensiet aan te nemen dat snelle groei bij voorkeur plaatsvindt in een gebied waar een alzijdige trekspanning door de totale deformatie wordt bevorderd. De waarneming dat hoekprofielen aan het preparaat oppervlak verschijnen als een verzonken reliëf vormde een ondersteuning hiervan.

Men zou kunnen proberen het ontstaan van hoekprofielen en het groeien van netwerken te verklaren als een gevolg van wederzijdse compensatie van de totale deformatie der twee $\{112\}$ varianten. Het ontstaan van een netwerk op een $\{100\}$ vlak waarin twee elkaar compenserende varianten van de Bain correspondentie voorkomen zou wellicht verklaard kunnen worden uit het oogpunt van elastische energie.

Wanneer men uitgaat van snelle groei tegengesteld aan de bewegingsrichting van de atomen en van de waargenomen systematische kiemvorming in het midrib gebied, kan wellicht een verklaring gevonden worden van het groeien in de $\langle 210 \rangle$ richtingen, gebaseerd op het mechanisme van Bogers en Burgers en op de onderstelling dat de midrib een gebied van kiemvorming is. De $\langle 210 \rangle$ richting is dan tegengesteld aan de richting waarin de atomen zich tijdens het kiemvormingsproces verplaatsen. De $\{112\}$ habitplanes ontstaan als weinig beweeglijke grensvlakken.

SUMMARY

This thesis deals with two special forms of martensite: surface martensite and angle profile martensite.

The Crystallography and the nucleation and growth phenomena of **surface martensite** in Fe 30^W/o Ni single crystals were studied. The results are remarkable in particular as to the interpretation of the habitplane in relation to the Invariant Plain Strain (I.P.S.) Theory.

The definition of the habitplane, used in most cases, is that of the plane of the plate (or the plane containing the midrib) of a plate shaped martensite crystal. However, in the course of the development of the theories of martensitic transformations, a second resp. a third conception of the habitplane evolved. Indeed it was also conceived as the actual plane phase boundary of the martensite crystals, and further as the glissile interface between the martensite and austenite phases, by the movement of which the transformation is performed (c.f. section I,4). By a clear distinction between these three interpretations much confusion will be avoided.

In this thesis we propose to use the term habitplane only in the first sense because it is related to the older conception of crystal habit. Application of the I.P.S. theory leads to difficulties for several types of martensite, for instance for the martensite in steel with a $\{225\}$ habitplane. For surface martensite the difficulties are at first sight very pronounced. This type of martensite forms needle- or lath-shaped crystals which lie in de planes of the type $\{112\}_A$ (c.f. figs. II,7 and II,10). The shape deformation is very small and inhomogeneous (c.f. fig. II,5 and II,8). A very slight shape deformation implies that the lattice deformation is nearly completely compensated by the lattice invariant deformation. A complete compensation means that the lattice invariant deformation is the inverse of the lattice deformation (if the change in specific volume is neglected). This involves (for the transformation fcc→bcc) that the lattice invariant deformation cannot be an invariant plane strain (c.f. section II,7).

The needles often have several straight boundaries which can be correlated with plane boundaries in other planes near $\{112\}_A$ (c.f. section II,8 and figs. II,7; II,10; II,11 and II,28).

It appears that a plane of the form $\{112\}_A$ fits to the corresponding $\{123\}_M$ martensite plane on an atomic scale in so far that the distance between close packed rows of atoms $\langle 110 \rangle_A$ resp. $\langle 111 \rangle_M$ is the same in both planes; c.f. table II,3 and fig. II,29). The fitting boundary plane is probably not a 'glissile interface', but it is on the contrary formed because it is relatively immobile (just like in the case of a free growing crystal the "habitplanes" have the lowest rate of growth). The orientation relation between surface martensite and the austenite matrix was determined. In one case, the orientation distribution in space of one single martensite variant, was measured with high precision (c.f. section II,5 and figs. II,15; II,16 and II,19). From these orientation determinations it appeared that for the maximum of the martensite orientation distribution the invariant line does not lie in the observed habitplane (c.f. figs. II,25 and II,26). Clearly this habitplane is not

consistent with the I.P.S. theory. However, the measured orientation relation of surface martensite is, surprisingly, to a high degree of accuracy the same as that predicted by the I.P.S. theory for the alloy under investigation, assuming for the lattice invariant shear $(101)_F[\bar{1}01]_F$ (c.f. fig. 11,19 and tables 11-1 and 11-2).

This leads us to the supposition that surface martensite grows by the propagation of a 'glissile interface' (with an invariant plane near $(143)_A$ and containing dislocations which perform a lattice invariant shear on $(101)_F[\bar{1}01]_F$ (c.f. fig. 11,27).

It may be possible that for many other types of martensite for which difficulties are encountered if it is tried to correlate the I.P.S.-theory and the experimental results also a habitplane is involved which is not the glissile interface in the sense of the theory. With this in mind it does not seem adequate to fit the theory to experimental results by the choice of a (large) dilation parameter (c.f. section 1,4 and 11,7).

Various experimental data on surface martensite are given. It grows on the surface of single- (and poly-) crystals of any orientation at temperatures 30° to 50°C above the M_b temperature for which "burst martensite" is formed. The velocity of growth can vary between 10^6 m/sec. and 10^{-1} m/sec. If an obstacle is met, the growth often stops and it continues again after a few seconds or sometimes even minutes. In the region of the obstacle, a surface martensite needle remains narrow (c.f. section 11,3 and fig. 11,1; 11,2 and 11,3).

The growth of surface martensite needles has polar aspects, in the sense that an individual needle grows one-sided, in length as well as in breadth. Also for a specific crystal surface the possible growth directions are polar, that is, a needle of one and the same type can generally grow only in one direction and not in the opposite direction (c.f. figs. 11,6 and 11,7). The (homogeneous) shape deformation has a maximum in the region in which growth in breadth direction has started (near boundary type I, c.f. figs. 11,2 and 11,5).

The shape deformation in this region was measured (c.f. section 11,6 and figs. 11,5 and 11,8). A model of the accommodation of the shape deformation is proposed which leads to a compensation of the shape deformation beforehand by these accommodation deformations (c.f. fig. 11,4,c). This model predicts deviations from the "ideal" martensite orientation which can be obtained by a rotation about an axis perpendicular both to the habitplane normal and to the direction of the shape deformation. The martensite orientation distribution predicted in this way was in fact observed (c.f. sections 11,6; 11,7 and figs. 11,25 and 11,26).

In many cases the shape deformation has an important component opposite to the growth direction of a needle. It is suggested that growth occurs preferentially in a region in which the shape deformation promotes a hydrostatic tension. Possibly, this is also the cause of the asymmetric growth in lateral direction (c.f. fig. 11,9). Several thin surface martensite needles may by confluence unite to one thick needle (c.f. fig. 11,3, frame I and II). Systematic branching of surface martensite on boundaries type II, c.f. fig. 11,2 was studied (c.f. figs. 11,6 and 11,7). These observations can perhaps also support our understanding of certain aspects of massive martensite. Interrupted growth and large differences in growth velocity indicate that the slow growth of surface martensite is brought about by thermally activated glide of dislocations. Growth in locally deformed austenite showed that growth is retarded by plastic deformation (c.f. fig. 11,30).

A needle-shaped martensite form with a V-shaped section was found in iron-30^W/o nickel single crystals. The longitudinal direction of these needle-shaped martensite crystals appeared to be of the form $\langle 210 \rangle_A$. It grows in the bulk of the crystals. This martensite habit was named by us:

angle profile martensite. It was formed by cooling the alloy to a few degrees above the temperature for which a transformation to "burst martensite" was expected (M_b) (c.f. sections III,1 and III,2). The angle profiles occurred on networks lying on $\{100\}_A$ planes (c.f. fig. III,4 and III,5). Often "packets" of several networks on closely spaced parallel $\{100\}_A$ planes were observed. The "wings" of the angle profiles have straight boundaries lying in $\{112\}_A$ planes. These $\{112\}_A$ "habit planes" are formed because they are immobile or slowly moving boundary planes. The angle profiles have a midrib lying in a $\{100\}_A$ plane (c.f. fig. III,1). Probably this midrib is a region with a high dislocation density.

The networks are formed by mutual nucleation of only two $\langle 210 \rangle_A$ angle profile variants (c.f. fig. III,10). Nucleation of new angle profiles, composing the network, is restricted to the midrib region and to only one side (boundary type II, c.f. fig. II,2) of the angle profiles (c.f. figs. III,4,c and III,9). By means of a texture goniometer, martensite and austenite orientation determinations were performed. It appeared that in one and the same angle profile network there are four different martensite orientations belonging to two different variants of the Bain correspondence (c.f. fig. III,6). These martensite orientations were correlated to the four $\{112\}_A$ habitplane variants of the four wings corresponding to the two $\langle 210 \rangle_A$ angle profile variants (c.f. fig. III,7 and III,8). If one supposes that sideways growth of an angle profile starts in the midrib region, from an intermediate orientation in this region this involves that an orientation rotation of about 8° takes place during this growth.

It is assumed that orientation relation, shape deformation and habitplane of the "wings" of angle profiles are principally the same as for surface martensite. This means that the direction of the shape deformation of the "wings" has an important component opposite to the growth direction of the angle profiles.

Moreover the direction of the shape deformation is directed away from the midrib region (c.f. fig. III,15). This leads to the conclusion that fast growth takes place in a region in which a "hydrostatic tensile stress" is promoted.

The growth of angle profile martensite was observed directly by low temperature microscopy (c.f. fig. III,3) and recorded by microcinematography (c.f. fig. III,11).

The relief produced by angle profiles reaching the surface was studied by interference microscopy. In accordance with the supposition mentioned above the angle profiles appear on the surface of a single crystal as a pit (c.f. fig. III,12^{a,b}), in which the midrib again is a groove (c.f. fig. III,12,c). One individual angle profile grows asymmetrically, that means only one side in transverse direction and only in one longitudinal direction (c.f. fig. III,11).

An interpretation of the formation of an angle profile network based on considerations of the elastic energy is discussed. The normal to the plane on which a network grows is a direction for which Young's modulus has a minimum value. In a network some mutual compensation of the lattice deformation of the two angle profiles, belonging to two different Bain variants, is possible (c.f. fig. III,13). An interpretation based on the mutual compensation of the shape deformation of both "wings" of an angle profile does not seem attractive. The mechanism of Bogers and Burgers for the transformation of a fcc into a bcc structure based on two $\{111\}_F \langle 112 \rangle_F$ "shears" seems probable for the nucleation of martensite because displacements on $\{111\}_A$ planes in $\langle 112 \rangle_A$ directions will occur locally (in the neighbourhood of dislocations) in the austenite.

It is proposed that in the midrib region of the angle profiles, martensite is formed by a Bogers-Burgers mechanism, in which the two shear processes take place symmetrically (c.f. section III,7 and fig. III,14). The displacements of the atoms is then in a direction opposite to the

$\langle 210 \rangle$ growth direction (c.f. fig. III,15). Growth then takes place in a region in which room is created for the extra (specific) volume of the martensite. The shear processes are nearly commutable and an orientation relation close to that of Pitsch is predicted for the midrib region (c.f. fig. III,16), which lies in fact intermediate between the orientations of the wings, found experimentally.

In this model the two $\langle 210 \rangle$ variants forming one network can be nucleated by dissociation of one set of $\frac{a}{2}[01\bar{1}]$ dislocations on two $\{111\}$ planes.

LITERATUUR

- 1 *E.C. Bain*, Trans. AIME, **70** (1924) 25
- 2 *J.W. Christian*, The Theory of Transformations in Metals and Alloys, Oxford (1965) p. 601
- 3 *W. Pitsch*, Archiv für das Eisenhüttenwesen **38** (1967) 853
- 4 *G.V. Kurdjumov, O.P. Maximova*, Dokl. Acad. Nauk. SSSR, **61** (1948) 83
- 5 *G.V. Kurdjumov, G. Sachs*, Z. Phys., **64** (1930) 325
- 6 *Z. Nishiyama*, Sci. Rep. Tôhoku Univ. **23** (1934-35) 638
- 7 *A.B. Greninger, A.R. Troiano*, Trans.AIME, **140** (1940) 307
- 8 *A.B. Greninger, A.R. Troiano*, Trans.AIME, **185** (1949) 590
- 9 *F.C. Frank*, Acta Met. **1** (1953) 15
- 10 *M.S. Wechsler, D.S. Lieberman, T.A. Read*, Trans.AIME, **197** (1953) 1503
- 11 *J.S. Bowles, J.K. Mackenzie*, Acta Met. **2** (1954) 129-138-224
- 12 *D.S. Lieberman*, Acta Met. **6** (1958) 680
- 13 *D.S. Lieberman, T.A. Read, M.S. Wechsler*, J. Appl. Phys. **28** (1957) 532
- 14 *E.J. Efsic, C.M. Wayman*, Trans.AIME, **239** (1967) 873
- 15 *J.S. Bowles, J.K. Mackenzie*, Acta Met. **10** (1962) 625
- 16 *M. Doi, Z. Nishiyama*, Mem. Inst. Scientific and Industrial Research **XI** (1954) 153
- 17 *A.J. Morton, C.M. Wayman*, Acta Met. **14** (1966) 1567
- 18 *D.S. Lieberman, R. Bullough*, Phys. Stat. Sol. **12** (1965) 657
- 19 *D.S. Lieberman*, Acta Met. **14** (1966) 1723
- 20 *J.S. Bowles, N.F. Kennon*, J. Aust. Inst. Met. **5** (1960) 106
- 21 *J.F. Breedis en C.M. Wayman*, Trans.AIME, **224** (1962) 1128
- 22 *B.A. Bilby, F.C. Frank*, Acta Met. **8** (1960) 239
- 23 *W.G. Burgers*, Physica **1** (1934) 561
- 24 *C. Zener*, Elasticity and Anelasticity of Metals, Chicago (1948) p. 35
- 25 *M.A. Jaswon*, The Mechanism of Phase Transformations in Metals. Institute of Metals Monograph No. 18 (1956) p. 173
- 26 *J.A. Venables*, Phil.Mag. **7** (1962) 35
- 27 *A.J. Bogers*, dissertatie Delft (1962)
- 28 *A.J. Bogers, W.C. Burgers*, Acta Met. **12** (1964) 255
- 29 *E.S. Machlin, M. Cohen*, Trans.AIME, **191** (1951) 746
- 30 *E. Hanke, O. Henkel*, Wissenschaftliche Berichte Folge I, Metallurgie und Giessereiwesen Heft 64, Verlag Technik Berlin (1953)
- 31 *R.F. Bunshah, R.F. Mehl*, Trans.AIME, **197** (1953) 1251
- 32 *R. Margerand*, Métaux, Corrosion, Industries **37** (1962) 85, 154, 204
- 33 *S. Takeuchi, T. Honma, H. Suzuki*, J. Japan Inst. Metals **21** (1957) 51

- 34 *F. Föster, E. Scheil*, *Z. Metallkunde* **32** (1940) 165
- 35 *T. Honma*, *J. Japan Inst. Metals* **21** (1957) 122, 126, 263
- 36 *J.A. Klostermann, W.G. Burgers*, *Acta Met.* **12** (1964) 355
- 37 *R.B.G. Yeo*, *Trans. Quarterly A.S.M.* **57** (1964) 48
- 38 *A. Kaufman, A. Leyenaar, J.S. Harvey*, *Acta Met.* **8** (1960) 270
- 39 *J.J. Gilman*, *Phil. Mag.* **6** (1961) 159
- 40 *R. Huizing, J.A. Klostermann*, *Acta Met.* **14** (1966) 1693
- 41 *C.M. Wayman, J.E. Hanafee, T.A. Read*, *Acta Met.* **9** (1961) 391
- 42 *W. Pitsch*, *J. Inst. Met.* **87** (1959) 444
- 43 *E.S. Machlin, M. Cohen*, *J. of Metals* **3** (1951) 1019
- 44 *A.J. Morton Ph.D.*, Thesis Univ. New South Wales (1963)
- 45 *J.S. Bowles, A.J. Morton*, *Acta Met.* **12** (1964) 629
- 46 *W.G. Burgers en J.A. Klostermann*, *Acta Met.* **13** (1965) 568
- 47 *L. Kaufman en M. Cohen*, *Progress in Metal Physics* **7** (1958) 165
- 48 *C.M. Wayman*, Introduction to the chrystallography of Martensitic Transformations, London 1964
- 49 *B.A. Bilby, J.W. Christian*, The Mechanism of Phase Transformations in Metals, Institute of Metals Monograph No. **18** (1956) p. 121
- 50 *J.A. Klostermann*, Physical Properties of Martensite and Bainite. The Iron and Steel Institute: Special Report 93 (1965) p.43
- 51 *D. Hull en R.D. Garwood*, The Mechanism of Phase Transformations in Metals, Institute of Metals Monograph and Report Series No. 18 (1956) p.219
- 52 *A. Bar-Or, G. Kimmel*, *Trans. AIME* **239** (1967) 1615
- 53 *A.B. Greninger*, *Trans. AIME* **133** (1939) 204
- 54 *W.S. Owen, E.A. Wilson*, Physical Properties of Martensite and Bainite, The Iron and Steel Institute Special Report 93 (1965) p.53
- 55 *J.S. Bowles, C.S. Barrett*, *Progress in Metal Physics* **3** (1952) 1
- 56 *J.S. Bowles, W.J.M. Tegart*, *Acta Met.* **3** (1955) 590
- 57 *P. Bastien, G. Stora*, *C.R. Acad. Sci.* **244** (1957) 2613
- 58 *J.A. Klostermann*, Physical properties of Martensite and Bainite, The Iron and Steel Institute Special Report 93 (1965) p.20
- 59 *L.C. Chang, T.A. Read*, *Trans. AIME* **191** (1951) 47
- 60 *J.S. Bowles*, *Acta Cryst.* **4** (1951) 162
- 61 *J.A. Klostermann*, The Mechanism of Phase Transformations in Crystalline Solids, The Institute of Metals Monograph and Report Series No. 33 (1969) p. 143
- 62 *D.S. Lieberman*, *ibidem*, p. 167
- 63 *J.A. Klostermann*, *ibidem*, p. 201

VII

Het hanteren van het koolstofequivalent volgens Dearden en O'Neill als een criterium voor de lasbaarheid van staal is ondoelmatig en gevaarlijk.

J. Dearden en H. O'Neill,
Quart. Trans. Inst. Weld. **3**, (1940), p. 203.
Dienst voor het Stoomwezen, Grondslagen, D1 - 1-11-'68.

VIII

De geringe toepassing van resultaten van het perceptie-onderzoek in de verkeers-techniek vormt een scherp contrast met de veelvuldige toepassing van weinig gefundeerde psychologische technieken in het psychotechnisch onderzoek.

IX

Het onderscheid tussen primaire en secundaire waterstof als invloedsfactor bij 'delayed cracking' van lasverbindingen in staal is niet zinvol.

J. Cabelka en C. Million,
Brit.Welding J. **13** (1966) 587.

X

Het bandvormige patroon dat bij een macro-ets over de langsdoorsnede aan de rand van continu gegoten blokken van zuiver aluminium 99 ontstaat, kan niet zonder meer worden toegeschreven aan (omgekeerde) segregatie.

D. Altenpohl,
Aluminium und Aluminiumlegierungen, (1965), p. 142.

XI

Aan de voorwaarde gegeven door Cottrell en Bilby dat de burgersvectoren van drie dislocaties in een knooppunt in het slipvlak moeten liggen, indien een van de dislocaties als bron fungeert voor slip op één enkel vlak, behoeft niet altijd te worden voldaan.

A.H. Cottrell en B.A. Bilby,
Phil. Mag. **42**, (1951), 573.

XII

Het weergeven van korrelgrenslijp en dislocatieslijp als additieve deformatie componenten bij kruip van polykristallijne materialen dient te worden vermeden.

G.B. Gibbs,
Mater. Sc. Eng. **2**, (1967/68), p.269.
J.E. Dorn,
Mechanical Behavior of Materials at elevated Temperatures, (1961), p. 242.

STELLINGEN

I

De wijze waarop Wayman de relatie afleidt, welke de transformatie van een vlak bij een homogene deformatie beschrijft, is onjuist.

C.M. Wayman,

Introduction to the Crystallography of Martensitic Transformations, (1964), p. 65.

II

De beschrijving welke Goodenow, Barkalow en Hehemann geven van het groeien van asymmetrische formaties in laag-bainiet, behoeft herziening.

R.H. Goodenow, R.H. Barkalow en R.F. Hehemann,

Physical properties of Martensite and Bainite. The Iron and Steel Institute, Special Report 93 (1965) p. 135.

III

De bewering dat de I.P.S.-theorie geformuleerd volgens Bowles en Mackenzie geschikter zou zijn ter verklaring van martensiet habitplanes van het type $\{225\}$ dan de theorie van Wechsler, Lieberman en Read is aanvechtbaar.

C.M. Wayman,

Introduction to the Crystallography of Martensitic Transformations, (1964), p. 143.

IV

Uitdrukkingen zoals: 'it is clear that', 'it can be seen at once', 'it is seen immediately', 'is readily calculated'. etc. worden in de wetenschappelijke literatuur veelal daar ingevoegd, waar het begrijpen bij de gemiddelde lezer een kortere of langere tijd zal stagneren. Genoemde uitdrukkingen dienen te worden vermeden.

V

'Le phénomène humain' van P. Teilhard de Chardin kan niet geklasseerd worden als een filosofisch werk volgens een bekende definitie van Nietzsche.

VI

Het door Wassermann en Grewen gegeven argument voor het niet martensitisch verlopen van de $\alpha \rightarrow \gamma$ transformatie in ijzer-nikkel draden met een $\langle 110 \rangle_M$ textuur is niet steekhoudend.

G. Wassermann en J. Grewen,

Texturen metallischer Werkstoffe, (1962), p. 402.

Errata

te lezen als

pag. 34	2 ^e alinea 4 ^e regel	anisotropie	anisotropie
pag. 38	5 ^e regel	oriëntaite	oriëntatie
pag. 47	tabel II-1 4 ^e kolom voorlaatste regel; 0,0371		0,0871
pag. 63	tabel II-3 kolommen 2,3 en 4		3,58 (1 1 2) 4,04 2,19 (0 1 1) 2,33 6,20 (1 3 2) 6,16 8,39 (1 3 4) 8,38
pag. 63	noot onder tabel vervalt		
pag. 78	3 ^e kolom 5 ^e en 6 ^e regel $\overline{142}$ 142		142 $\overline{142}$
pag. 89	4 ^e alinea laatste regel	plaatsvindt	plaatsvinden
pag. 91	3 ^e alinea voorlaatste regel; or		om
pag. 108	2 ^e alinea 4 ^e regel	dilation	dilatation
pag. 109	2 ^e alinea 6 ^e regel	side	-sided