



NLR-TP-97478

Kruip in gasturbines en straalmotoren

H.J. Kolkman

DOCUMENT CONTROL SHEET

	ORIGINATOR'S REF. TP 97478 U		SECURITY CLASS. Unclassified																		
ORIGINATOR National Aerospace Laboratory NLR, Amsterdam, The Netherlands																					
TITLE Kruip in gasturbines en straalmotoren																					
PUBLISHED IN het tijdschrift "Materialen"																					
AUTHORS H.J. Kolkman		DATE 971001	<table style="width: 100%; border: none;"> <tr> <td style="text-align: right;">pp</td> <td style="text-align: right;">ref</td> </tr> <tr> <td style="text-align: right;">16</td> <td style="text-align: right;">3</td> </tr> </table>	pp	ref	16	3														
pp	ref																				
16	3																				
DESCRIPTORS <table style="width: 100%; border: none;"> <tr> <td style="width: 33%;">Corrosion resistance</td> <td style="width: 33%;">Gas turbines</td> <td style="width: 33%;">Thermal control</td> </tr> <tr> <td>Creep analysis</td> <td>Heat resistant alloys</td> <td>coatings</td> </tr> <tr> <td>Crystallography</td> <td>High temperature</td> <td>Thermal stresses</td> </tr> <tr> <td>Directional solidification</td> <td>Jet engines</td> <td>Turbine blades</td> </tr> <tr> <td style="padding-left: 20px;">(crystals)</td> <td>Microstructure</td> <td></td> </tr> <tr> <td>Gas turbine engines</td> <td>Nickel alloys</td> <td></td> </tr> </table>				Corrosion resistance	Gas turbines	Thermal control	Creep analysis	Heat resistant alloys	coatings	Crystallography	High temperature	Thermal stresses	Directional solidification	Jet engines	Turbine blades	(crystals)	Microstructure		Gas turbine engines	Nickel alloys	
Corrosion resistance	Gas turbines	Thermal control																			
Creep analysis	Heat resistant alloys	coatings																			
Crystallography	High temperature	Thermal stresses																			
Directional solidification	Jet engines	Turbine blades																			
(crystals)	Microstructure																				
Gas turbine engines	Nickel alloys																				
ABSTRACT In turbineschoepen van straalmotoren en industriële gasturbines zijn metaaltemperaturen van meer dan 800 C normaal. Het toerental ligt tussen enkele duizenden omwentelingen per minuut (bijvoorbeeld bij elektriciteitsopwekking) tot enkele tienduizenden (in heliëoptermotoren). De middelpuntvliedende kracht resulteert in spanningen in de schoepen in de orde van grootte van 100 MPa. Genoemde hoge temperaturen en spanningen veroorzaken kruip.																					

Inhoudsopgave

Materialen	5
Materiaalontwikkelingen	5
Restlevensduur	7
Bepaling van gebruikstemperaturen	7
Replica's	9
Literatuur	10

2 Tabellen

9 Figuren

(16 pagina's totaal)



Deze pagina is opzettelijk blanco.

Kruip in gasturbines en straalmotoren

Dr.ir. H.J. Kolkman, Nationaal Lucht- en Ruimtevaartlaboratorium, Amsterdam

In turbineschoepen van straalmotoren en industriële gasturbines zijn metaaltemperaturen van meer dan 800 °C normaal. Het toerental ligt tussen enkele duizenden omwentelingen per minuut (bijvoorbeeld bij elektriciteitsopwekking) tot enkele tienduizenden (in heliportmotoren). De middelpuntvliedende kracht resulteert in spanningen in de schoepen in de orde van grootte van 100 MPa. Genoemde hoge temperaturen en spanningen veroorzaken kruip.

Materialen

Voor turbineschoepen worden "superlegeringen" gebruikt. Als voorbeeld is voor enkele superlegeringen in tabel 1 de chemische samenstelling en in figuur 1 de 10⁵ uren kruipsterkte gegeven. De meeste superlegeringen kunnen honderden graden hoger gebruikt worden dan ketelstalen, waarvoor een 10⁵ uren kruipsterkte van 100 MPa bij 600 °C al heel behoorlijk is (zie de artikelen van Etienne en/of Arav).

Deze hoge kruipsterkte is te danken aan de zogenaamde γ' (gamma prime) precipitaten, die zijn ingebed in een γ (gamma) matrix. De matrix bevat naast nikkel (of soms ijzer) in elk geval chroom vanwege de vereiste corrosieweerstand. De chemische samenstelling van de γ' precipitaten is Ni₃Al. Daarbij kan Al gedeeltelijk vervangen worden door de γ' vormers Ti, Ta en Nb. Ni₃Al heeft een geordende structuur (figuur 2). Dat wil hier zeggen: het aluminium zit op specifieke plaatsen in het kristalrooster. Zo'n geordende structuur biedt grote weerstand tegen deformatie, omdat bij deformatie de ordening verbroken wordt, hetgeen veel energie kost.

De microstructuur van superlegeringen is bij de gebruikelijke bedrijfstemperaturen niet stabiel: In sommige legeringen worden op den duur brosse fasen gevormd. In de meeste legeringen ontstaan continue carbidefilms op de korrelgrenzen. In alle legeringen vergroven de γ' precipitaten.

Materiaalontwikkelingen

Vanwege het rendement van de gasturbine gaat men naar steeds hogere gastemperaturen. De schoepmaterialen moeten daarom steeds kruipvaster worden (waarover later meer) en/of het verschil tussen de gas- en metaaltemperatuur moet groter worden. Dat laatste kan door koeling. Koellucht bereikt via de schoepvoet koelkanalen in de schoep. Een interessante nieuwe ontwikkeling is het gebruik van TBC's (Thermal Barrier Coatings) op turbineschoepen. Deze coatings hebben een slechte warmtegeleiding en kunnen daarom de temperatuur van het schoepmateriaal met tientallen °C verlagen. Het ministerie van Economische Zaken steunt op dit

gebied een zogenaamd Bedrijfsgericht Technologisch Samenwerkingsproject (BTS) van KLM, ITC en het NLR. ITC in Lomm brengt de TBC's aan met van het Paton instituut in Kiev gekochte en hier verder ontwikkelde technologie.

De geschiedenis van de ontwikkeling van de superlegeringen zelf is geïllustreerd in figuur 1. A-286 ontstond uit Tinidur, een Duitse superlegering op ijzerbasis uit de tweede wereldoorlog. A-286 wordt nog steeds gebruikt en wel in compressorschoppen en assen van gasturbines en straalmotoren, dus bij relatief lage temperaturen.

Daarna kwamen vooral legeringen op nikkelbasis, met steeds meer γ' . De volumefractie γ' kan thans meer dan 60% bedragen. Een voorbeeld van het laatste is de veel in industriële gasturbines gebruikte legering IN 738.

Tot 1970 waren alle schoepen polykristallijn (figuur 3). Omdat kruipbreuk plaats vindt loodrecht op de belastingsrichting, dus langs korrelgrenzen loodrecht op de lengterichting van de schoepen, is men op het idee gekomen om bij het gieten de superlegering zeer langzaam van de schoepvoet naar de tip te laten stollen. Omdat de kristallen bij voorkeur in een bepaalde kristallografische richting groeien, ontstaan zo schoepen met alleen korrelgrenzen evenwijdig aan de lengterichting. Dit zijn zogenaamde richtingsgestolde of DS (Directionally Solidified) schoepen; zie figuur 4. Om ook in de dwarsrichting voldoende sterkte te krijgen worden de korrelgrenzen versterkt door toevoegingen als B, Zr en Hf (zie tabel 1). Nog een stap verder is het totaal elimineren van de korrelgrenzen, zodat de schoepen énkristallijn of SC (Single Crystal) zijn. Het is een enorme technische prestatie om schoepen met deze ingewikkelde chemische samenstellingen (tabel 1) en geometrie (met onder andere inwendige koelkanalen) in DS en SC toestand te gieten. Toch had de F100 motor van de F16 jager van de Koninklijke Luchtmacht bij de introductie in 1978 al DS schoepen; tegenwoordig zijn dat SC schoepen. In straalmotoren van verkeersvliegtuigen komen SC schoepen ook steeds meer voor. Schoepen van industriële gasturbines zijn doorgaans aanzienlijk groter en daarom moeilijk SC te gieten. DS schoepen zijn hier sterk in opkomst. Gasturbineschoepen worden niet alleen bloot gesteld aan kruip, maar ook aan bijvoorbeeld thermische vermoeiing, corrosie en erosie. De hierboven geschetste ontwikkelingen zijn daarom niet uitsluitend door kruip bepaald:

De elasticiteitsmodulus E hangt van de kristalrichting af, zie figuur 5 [1]. Voor een polykristallijn materiaal met kristallen in diverse oriëntaties is E het gemiddelde over de verschillende kristalrichtingen. Voor een turbineschoepmateriaal komt dit neer op $E \approx 205$ GPa. DS en SC turbineschoepen giet men echter met een $\langle 001 \rangle$ (kubus)richting evenwijdig aan de lengterichting van de schoep. In die richting is E slechts ≈ 125 GPa; zie figuur 5 [1]. Dit is zeer voordelig bij thermische vermoeiing: door verschillen in temperatuur binnen een schoep ontstaan verschillen in thermische uitzetting, dus in rek. Bij een lagere E leidt dit tot lagere spanningen. Ondanks het ontbreken van korrelgrenzen zijn SC schoepen wel onderhevig aan kruip. Net als in polykristallijne schoepen zijn er altijd gietholtes aanwezig. Daarop initiëren kruipscheuren [2]. Het is helaas niet zo dat de $\langle 001 \rangle$ richting voor elk DS en SC materiaal en voor elke

temperatuur ook inzake kruip de beste richting is. Desondanks zijn DS en SC nikkelsuperlegeringen kruipvaster dan conventionele legeringen (figuur 1).

Omdat de goede eigenschappen van nikkelbasis superlegeringen goeddeels berusten op het γ' precipitaat, wordt gewerkt aan materialen waar γ' geen precipitaat maar matrix is.

Restlevensduur

Gasturbineschoepen zijn duur. Daarom is het aantrekkelijk ze - indien nodig na reparatie - zo lang mogelijk te gebruiken. Men moet dan in staat zijn na een zekere bedrijfstijd de restlevensduur te bepalen. Hiervoor is een project opgezet door het reparatiebedrijf Elbar, de gasturbinebouwer Thomassen International en het Nationaal Lucht- en Ruimtevaart Laboratorium NLR, financieel gesteund door het Nederlands Instituut voor Vliegtuigontwikkeling en Ruimtevaart NIVR.

De restlevensduur is niet eenvoudig het verschil van de door de fabrikant van de gasturbine opgegeven levensduur en de al verbruikte levensduur: De berekening van de fabrikant is om begrijpelijke redenen conservatief. Voorts wijkt de temperatuurverdeling over de turbineschoepen vaak af van wat de fabrikant heeft aangenomen. Er is daarom behoefte aan een methode waarmee de opgetreden temperaturen op diverse plaatsen in een gebruikte schoep te bepalen zijn. De eerder genoemde vergroving van γ' biedt hiervoor een unieke mogelijkheid. Met de aldus bepaalde temperaturen en berekende spanningen kan de werkelijke totale levensduur worden uitgerekend en dus ook wat daar nog van over is.

Bepaling van gebruikstemperaturen

De γ' vergroving verloopt volgens de formule:

$$r_t^3 - r_0^3 = k(T)^3 \cdot t \quad (1)$$

waarin:

t	:	tijd
T	:	temperatuur
r_t	:	gemiddelde γ' straal (of halve kubusribbe) op tijd t.
r_0	:	idem op tijd t = 0
K(T)	:	T en materiaal-afhankelijke groeiconstante

Het verloop van K(T) als functie van de temperatuur is voor een aantal superlegeringen in de literatuur bekend. Voor andere superlegeringen kan dit verloop relatief eenvoudig bepaald worden. Voor het bepalen van de opgetreden temperaturen in een gebruikte schoep wordt de γ' -straal r_t op kritieke lokaties bepaald. Als een γ' precipitaat niet bolvormig is, dan is r_t

gedefinieerd als de straal van een denkbeeldig bolvormig deeltje met hetzelfde oppervlak als het te bemeten precipitaat. r_0 kan in de relatief koude schoepvoet worden gemeten. De bedrijfstijd t is bekend. Uit bovenstaande formule volgt dan een getalwaarde voor $K(T)$. Uit het bekende verloop van $K(T)$ - zie bijvoorbeeld figuur 6 - volgt dan de bedrijfstemperatuur T .

Volgens formule (1) ondergaat elk deeltje dezelfde volumetoename, onafhankelijk van de begingrootte. Kleine deeltjes groeien dus relatief hard. Voorbeelden van NLR werk op A-286 staan in figuur 6 en 7. De γ' fase in A-286 bestaat na de correcte warmtebehandeling uit zeer kleine (3 nm) bolletjes. In die toestand is de hardheid bijna maximaal. Met figuur 6/7 en formule (1) kan berekend worden na welke tijd op welke temperatuur een bepaalde afname in hardheid wordt bereikt. Zo zakt de hardheid al na 1130 uur op 700 °C tot het gespecificeerde minimum. Bij verblijf op 700 °C is dus niet alleen de kruipsterkte laag (figuur 1) maar ook aan de hardheid gerelateerde eigenschappen als de treksterkte en de vermoeiingsterkte gaan sterk achteruit. Het zal nu duidelijk zijn waarom deze superlegering bij relatief lage temperaturen gebruikt wordt. In de meeste superlegeringen komen de γ' precipitaten echter in twee vormen voor: min of meer kubusvormige blokken met een ribbe van $\approx 0,5 \mu\text{m}$ (dus nog net te zien met optische microscopie) en daartussen bolletjes met een diameter van $\approx 50 \text{ nm}$ (dus veel groter dan in A-286). De γ' bolletjes zijn te zien met bijvoorbeeld transmissie-elektronenmicroscopie (TEM, zie figuur 8) of rasterlektronenmicroscopie (SEM, zie figuur 9a). De blokken en bolletjes ontstaan tijdens verschillende stadia van de warmtebehandeling, maar hebben dezelfde chemische samenstelling en structuur. In zulke legeringen met zowel relatief grote γ' blokken als kleine bolletjes is de relatieve groei van de bolletjes volgens formule (1) veel sneller dan die van de blokken. Geringe groei (bij lage temperaturen en/of korte tijden) is derhalve het beste aan de grootte van de γ' bolletjes te zien. De totale volume fractie γ' blijft constant. De γ' precipitaten groeien dus ten koste van elkaar: gemiddeld worden de bolletjes groter, maar hun aantal neemt af. Bij aanzienlijke groei (hoge temperatuur of lange tijden) zijn de γ' bolletjes uiteindelijk niet meer van de γ' blokken te onderscheiden. In dat geval moeten dus metingen aan de γ' blokken worden gedaan om de temperatuur te kunnen bepalen.

Bij straalmotoren wordt de vergroving van de γ' precipitaten vaak gebruikt om te bepalen of componenten op een te hoge temperatuur zijn geweest. Van een set van tientallen schoepen worden er dan één of twee opgeofferd voor het maken van doorsnedes, die met de SEM bekeken worden. Bij industriële gasturbines is het echter gebruikelijk de schoepen in complete sets te houden. Het is lastig en duur enkele voor destructief onderzoek gebruikte schoepen te vervangen. Daarom zijn in het kader van genoemd project niet-destructieve methodes geëvalueerd. Het resultaat is een replicamethode.

Replica's

Een replica is een afdruk van een oppervlak. Het maken van replica's is in principe een bekende NDO techniek, die bijvoorbeeld veel wordt toegepast bij energieopwekkings- en procesinstallaties. Daar worden vergrotingen tot 2.000 X toegepast, hetgeen voldoende is voor het bemeten van kruipholtes [3]. Bij turbineschoepen moet men echter een orde hoger gaan voor het bemeten van de γ' bolletjes, die immers voor de meeste superlegeringen ≥ 50 nm in diameter zijn. Om dit te kunnen doen, moeten vele variabelen geoptimaliseerd worden, zoals de etstechniek, het replicamateriaal en de manier van waarnemen.

Om de γ' in een replica zichtbaar te maken moeten er hoogteverschillen tussen de γ' precipitaten en de γ matrix gecreëerd worden. Eerst dient de tegen corrosie beschermende coating van de componenten verwijderd te worden. Vervolgens wordt geschuurd en gepolijst en kan men de γ' precipitaten dan wel de matrix aanetsen. Dat kan elektrolytisch gebeuren of elektrochemisch. Te licht etsen geeft een slechte replica, maar bij te lang etsen is de replica moeilijk te lossen.

Replicamaterialen zijn niet elektrisch geleidend en kunnen daarom niet zonder meer in een TEM of SEM bekeken worden. Bovendien is een replica niet doorstraalbaar voor elektronen. Voor TEM onderzoek wordt daarom een dunne koolstof-film opgedampt. Daarna wordt de replica in een oplosmiddel opgelost en wordt de voor elektronen transparante koolstoffilm bekeken. Hoewel het dus om een replica van een replica gaat (een zogenaamde tweetraps replica), is het oplossend vermogen goed. Voor SEM onderzoek wordt een replica geleidend gemaakt door er een laag metaal op te sputteren. Men spreekt dan van een eentrapsreplica. Een te dunne gesputterde laag sorteert niet het gewenste effect, een te dikke laag geeft een te laag oplossend vermogen. Bij een te hoge versnellingsspanning van de elektronen wordt de replica te warm (en vervormt), bij een te lage versnellingsspanning is het oplossend vermogen te laag.

Door al deze variabelen te optimaliseren is het toch mogelijk gebleken op een relatief eenvoudige manier een replica te maken, die aan de eisen voldoet. Figuur 9 toont drie manieren van niet-destructief onderzoek. Figuur 9a is een directe SEM opname van een geëtst oppervlak van een gebruikte schoep. Figuur 9b en 9c betreffen replica's van eenzelfde geëtst oppervlak. Figuur 9b is een TEM opname van een tweetraps replica; figuur 9c is een SEM opname van een eentraps replica. De γ' bolletjes zijn steeds uitstekend te bemeten. Het nadeel van de directe SEM waarneming (figuur 9a) is dat de meeste turbineschoepen te groot voor zijn een SEM preparaatkamer. Een tweetraps replica (figuur 9b) is zeer bewerkelijk. Daarom is de eentraps replica (figuur 9c) uitverkoren.

Uit tabel 2 blijkt dat de γ' bolletjes in de eentraps replica's en in de geëtste oppervlakken vrijwel even groot zijn. TEM van dunne folies resulteert in een grotere diameter. Dat komt omdat men in TEM de bolletjes in projectie ziet en dus de werkelijke diameter meet. Bij de andere technieken ziet men een doorsnede van de bolletjes en kan de gemeten straal variëren tussen ≈ 0 en de werkelijke diameter. De gemiddeld gemeten diameter is dus kleiner dan de werkelijke

diameter. Daarvoor kan gecorrigeerd worden, maar dat hoeft in dit geval niet daar ook de $K(T)$ kromme op deze manier bepaald is.

Tenslotte blijkt uit tabel 2 ook een verschil tussen de diameter in de schoepvoet en een plaats middenin de schoep. De voet is relatief koud gebleven en de γ' is daar niet gegroeid. In de warme schoep zijn de γ' bolletjes wel gegroeid. Toepassing van formule (1) op dit voorbeeld geeft een bedrijfstemperatuur van 730 °C, hetgeen voor IN 738 laag is.

In het kader van eerder genoemd project worden momenteel via replica's temperaturen in diverse gebruikte schoepen bepaald. Daaruit worden restlevensduren berekend, die met kruipproeven geverifieerd zullen worden.

Tot slot nog enkele opmerkingen:

- * Het verwijderen van de coating voor het maken van replica's is geen bezwaar. De coating houdt het doorgaans korter uit dan de schoep zelf. Daarom wordt bij overhaul de coating toch al "gestript" en wordt een nieuwe coating aangebracht.
- * Bij overhaul wordt ook doorgaans een warmtebehandeling toegepast die de γ' weer in de uitgangstoestand moet brengen. Dit verhoogt de restlevensduur wel, maar geeft de schoep de aanvankelijke levensduur niet helemaal terug. Er zijn immers ook andere degeneratieprocessen dan γ' vergroving actief.

Literatuur

- [1] Maxwell, D.H.; Kolakowski, T.A.: The crystallography of cast turbine airfoils. TRW DSSG Quest, autumn 1980, 1-19.
- [2] Shollock, B.A.; Buffière, J.Y.; Curtis, R.V.; Henderson, M.B.; McLean, M: Characterization of crystallographic evolution during creep deformation of a single crystal superalloy. Scripta Materialia 36 (1997), 1471-1478.
- [3] Brinkman, J.L.; Pastoors, J.T.W.: Mogelijkheden en beperkingen van structuuronderzoek met behulp van replica's en schuitjes. Materialen, 1987, 19-24.

Tabel 1 Voorbeelden van superlegeringen. De samenstelling is gegeven in gewichts %

Element	Superlegering			
	A286	IN 738	MARM-M200 + Hf	PWA 1480
Fe	rest	-	-	-
Ni	26	rest	rest	rest
Co	-	8.5	10	5
Cr	15	16	9	10
W	-	2.6	12	4
Mo	1.25	1.8	-	-
Nb	-	0.8	1.0	-
Ti	2.15	3.5	2.0	1.5
Al	0.2	3.5	5.0	5.0
Ta	-	1.8	-	12.0
B	0.003	-	0.015	-
C	0.05	0.17	-	-
overige	0.4 Si; 1.4 Mn; 0.03 V		2.0 Hf; 0.08 Zr	
soort	polykristallijn		richtingsgestold	1kristal

Tabel 2 Diameters van γ' bolletjes (in nm) op verschillende plaatsen in een gebruikte IN 738 gasturbineschoep, gemeten met verschillende methoden (zie ook figuur 8)

Plaats	TEM (dunne folies)	SEM direct van geëtst oppervlak	SEM van replica
voet voorrand (halve hoogte)	66 ± 18	60 ± 16 68 ± 15	61 ± 13 69 ± 13

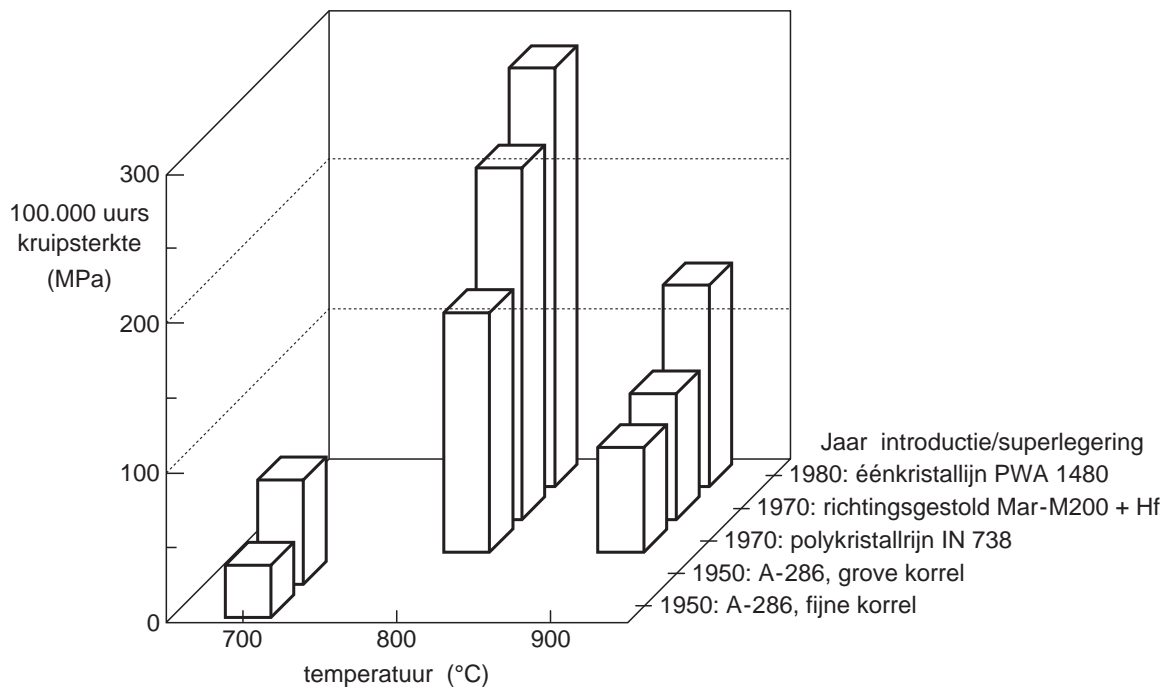


Fig. 1 Voorbeelden kruipsterktes superlegeringen

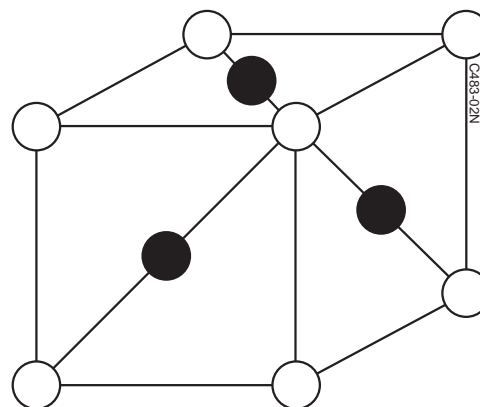


Fig. 2 Ni_3Al (γ') kristalrooster: kubus met aluminium atomen op de hoekpunten en nikkel atomen in de middens van de zijvlakken

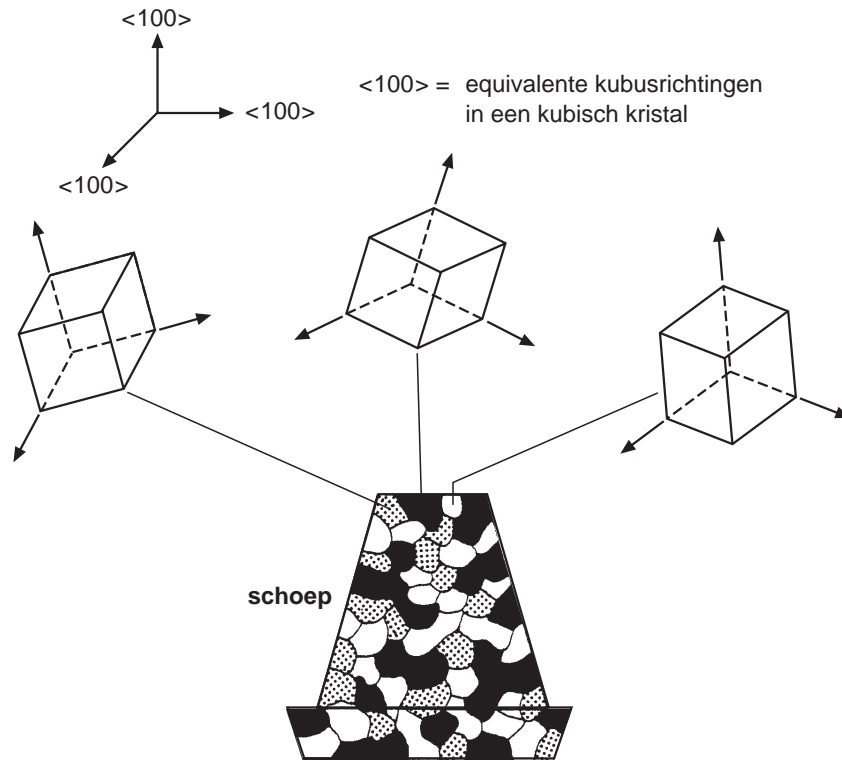


Fig. 3 Bij conventioneel gieten ontstaat een schoep met korrels die in alle richtingen ongeveer even groot zijn en die kristallografisch willekeurig georiënteerd zijn [1]

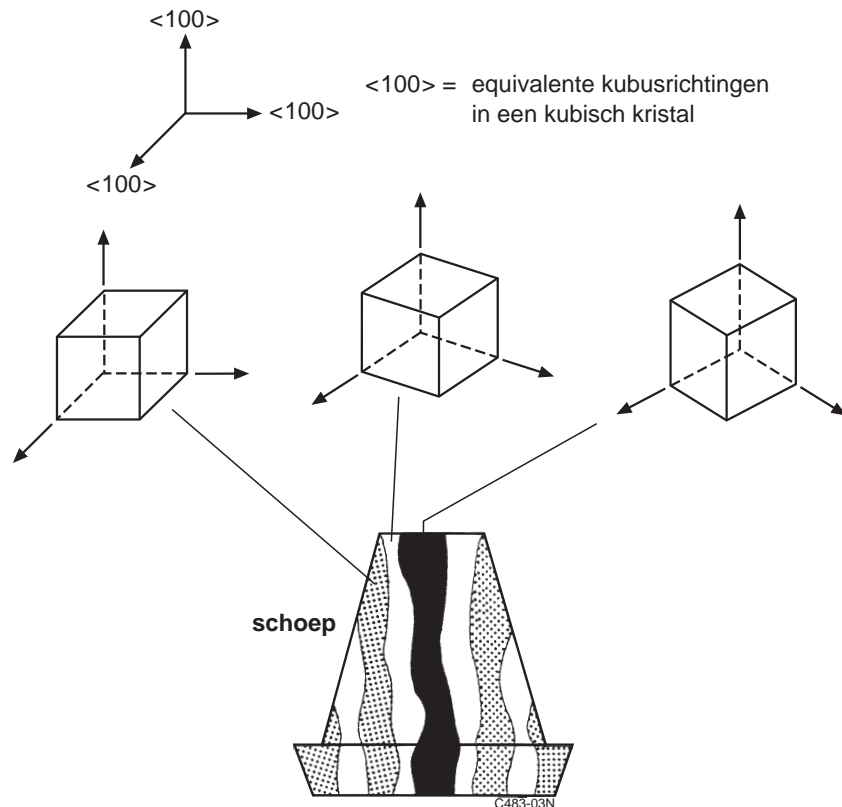


Fig. 4 Een richtingsgestolde schoep bestaat uit stengelachtige korrels die in een kubusrichting liggen (vgl. met figuur 3)

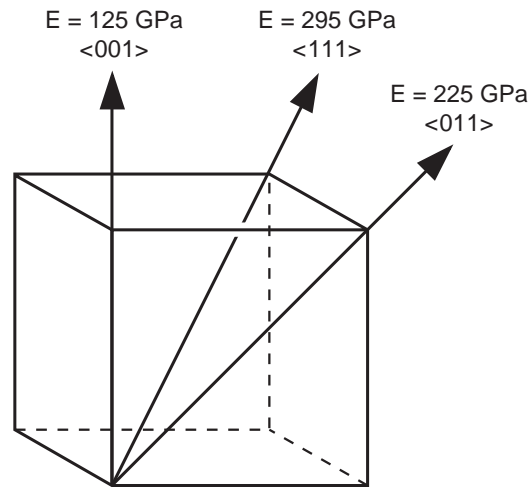
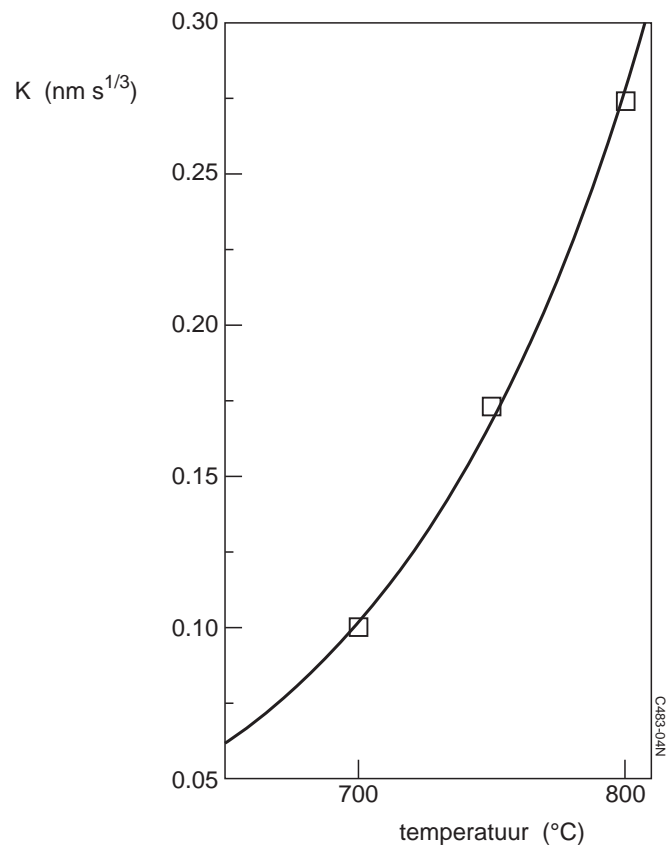


Fig. 5 Typische waarden voor de elasticiteitsmodulus van een superlegering op nikkelbasis bij kamertemperatuur



Figuur 6 Groeiconstante K voor A-286

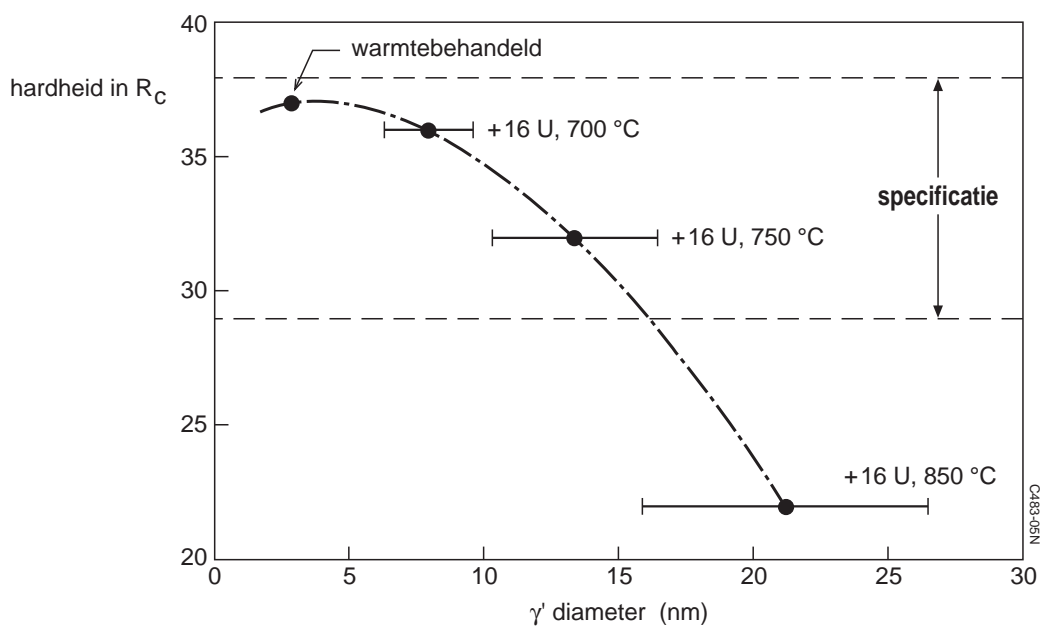


Fig. 7 Verband tussen de γ' precipitaatgrootte en de hardheid (in Rockwell C) voor de superlegering A-286

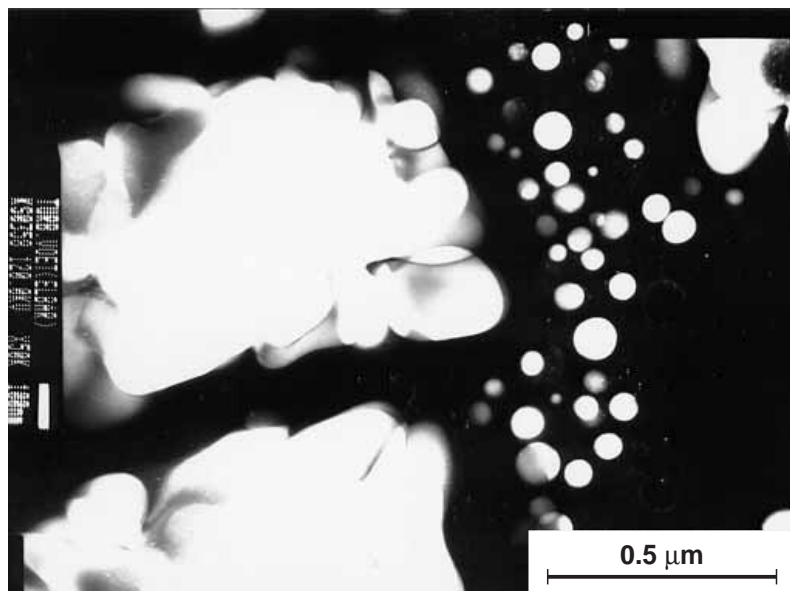


Fig. 8 Destructief onderzoek: TEM donkerveld opname van dun (voor elektronen transparant) preparaat genomen uit de voet van een IN 738 schoep. Links zijn relatief grove kubusvormige γ' blokken te zien en rechts kleine γ' bolletjes

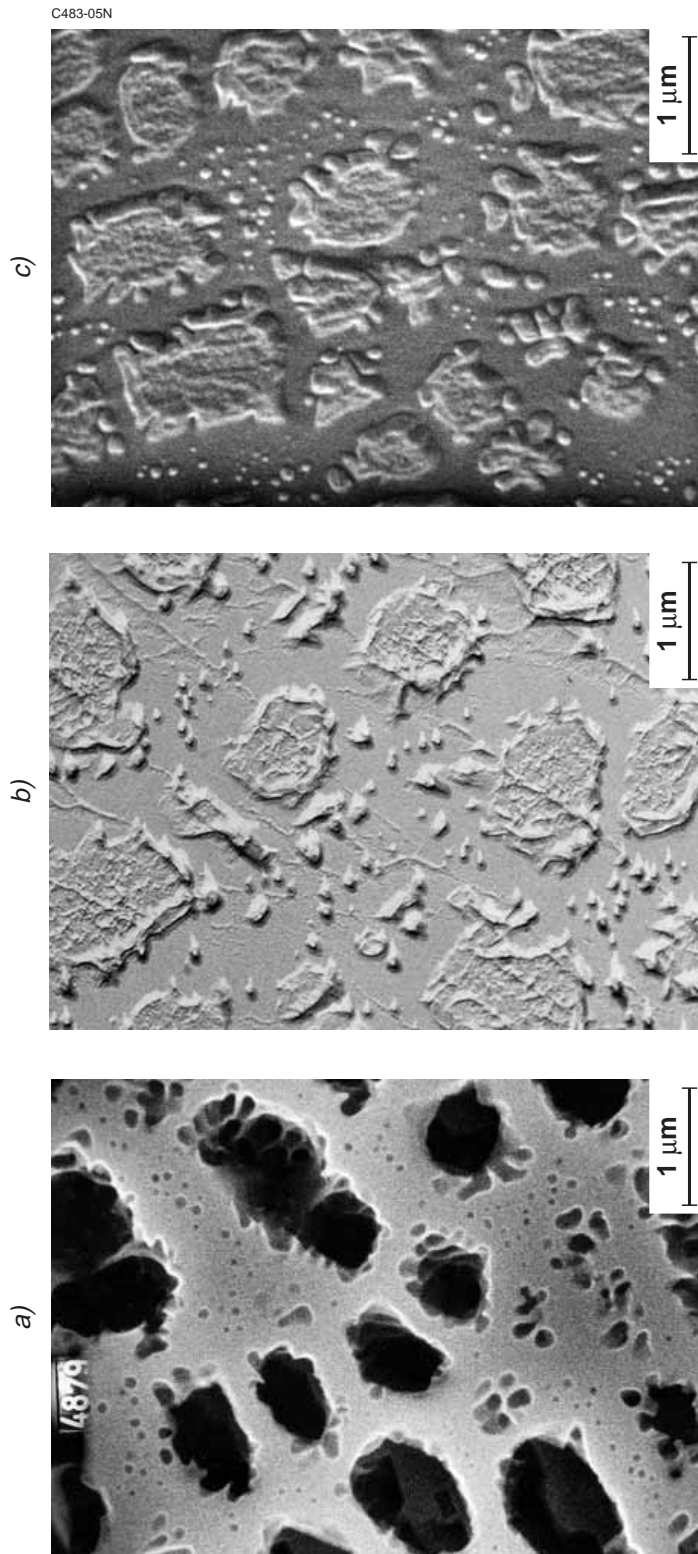


Fig. 9 Microstructuur van IN 738 schoepvoet, bij dezelfde vergroting zichtbaar gemaakt met verschillende NDO methoden:

- a) directe SEM waarneming van geëst oppervlak
- b) tweetraps replica waargenomen met TEM
- c) eentraps replica onderzocht met SEM