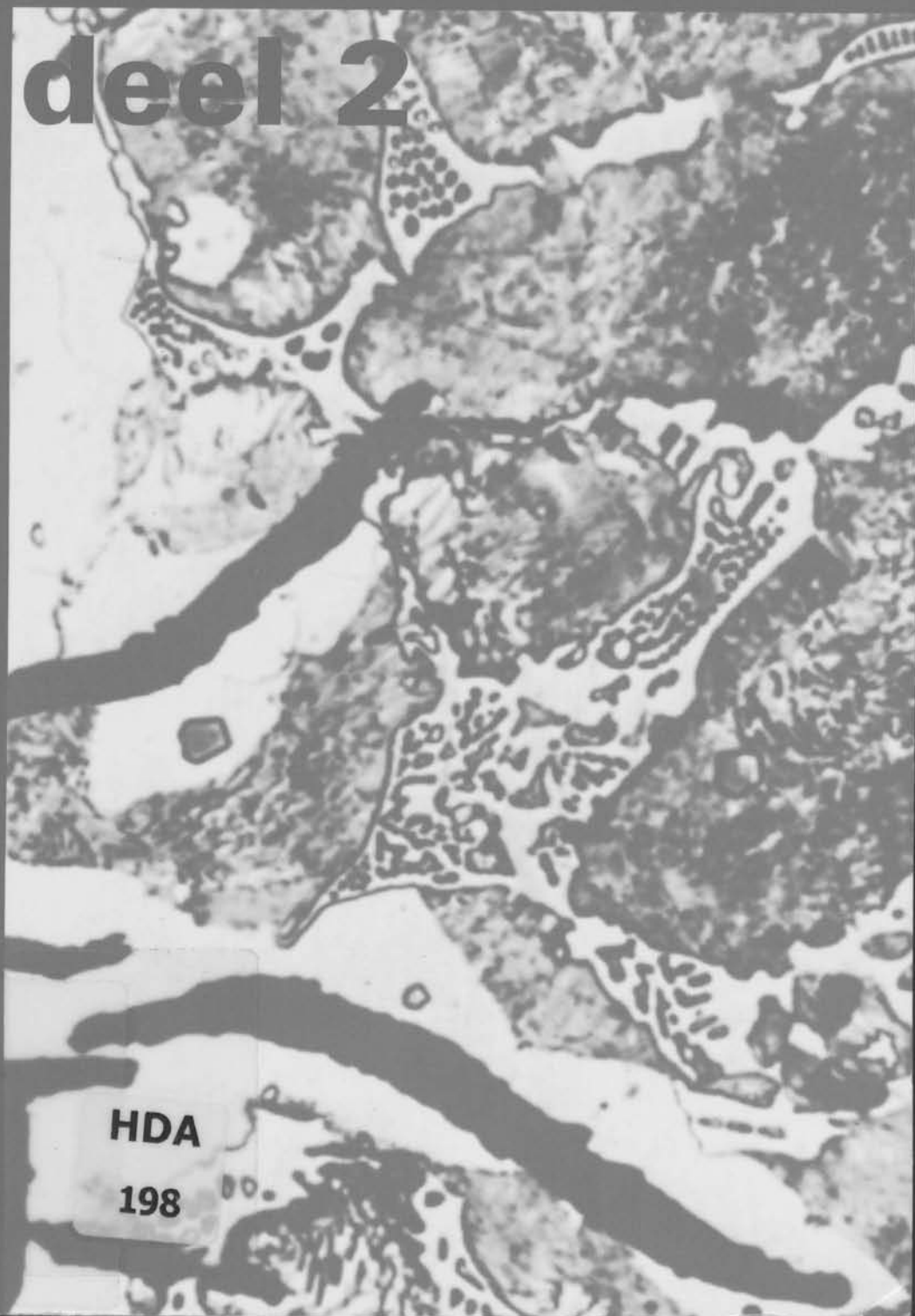


# Metaalkunde

## deel 2



HDA

198

724338

HOA 198

**Metaalkunde, deel 2**

Faculteit OCP-IO  
Bibliotheek  
Landbergstraat 15  
2628 CE Delft

199

NIET UITLEENBAAR

Bibliotheek TU Delft



C 5014912



## Metaalkunde, deel 2

prof.dr. G. den Ouden

prof.dr.ir. B.M. Korevaar

  
**TU Delft**

Technische Universiteit Delft

Faculteit van het Industrieel Ontwerpen

EMO Black

Juliemaat 9

332 BX DELFT

g393

Studieboeken

Ouden

CIP-GEGEVENS KONINKLIJKE BIBLIOTHEEK, DEN HAAG

Ouden, G. den

Metaalkunde / G. den Ouden, B.M. Korevaar. - Delft:

Delft University Press. — Ill.

Dl. 2

Uitg. in opdracht van: Vereniging voor Studie- en Studentenbelangen. - 1e dr.: Delft :

Delftse U.M., 1991.

- Met lit. opg., reg.

ISBN 90-407-1282-4

Trefw.: metaalkunde

© VSSD

Eerste druk 1991, verbeterd 1992, 1994, 1996, 1998

Uitgegeven door:

Delft University Press

Mekelweg 4, 2628 CD Delft

tel. 015 278 3254, telefax 015 278 1661

e-mail [dup@dup.tudelft.nl](mailto:dup@dup.tudelft.nl)

In opdracht van:

Vereniging voor Studie- en Studentenbelangen te Delft

Poortlandplein 6, 2628 BM Delft

tel. 015 278 2124, telefax 015 278 7585, e-mail: [vssd@tudelft.nl](mailto:vssd@tudelft.nl)

internet: [www.oli.tudelft.nl/vssd](http://www.oli.tudelft.nl/vssd)

Alle rechten voorbehouden. Niets uit deze uitgave mag worden verveelvoudigd, opgeslagen in een geautomatiseerd gegevensbestand, of openbaar gemaakt, in enige vorm of op enige wijze, hetzij elektronisch, mechanisch, door fotokopieën, opnamen, of op enige andere manier, zonder voorafgaande schriftelijke toestemming van de uitgever.

*All rights reserved. No part of this publication may be reproduced, stored in a retrieval system, or transmitted, in any form or by any means, electronic, mechanical, photocopying, recording, or otherwise, without the prior written permission of the publisher.*

ISBN 90 407 1282 4

# Voorwoord

Dit boek is bedoeld voor studenten van de construerende faculteiten van technische universiteiten en hogescholen als handleiding bij de studie der metaalkunde. Daarnaast kan het tevens van nut zijn voor degenen die uit hoofde van hun werk in dit onderwerp geïnteresseerd zijn. De inhoud is in het bijzonder gericht op het verwerven van een algemene kennis van metalen als constructiemateriaal en het mogelijk maken van een verantwoorde materiaalkeuze door constructeurs van metaalconstructies.

Het boek is grotendeels gebaseerd op collegedictaten in gebruik voor het onderwijs aan studenten van de studierichtingen Werktuigbouwkunde, Maritieme Techniek, Lucht- en Ruimtevaart en Industrieel Ontwerpen van de Technische Universiteit Delft. Het is te beschouwen als opvolger van het boek 'Kennis der Metalen' van prof.ir. P. Jongenburger, dat lange tijd door velen binnen en buiten de T.U.Delft als inleiding in de metaalkunde werd gebruikt.

Het boek bestaat uit twee delen.

In het eerste deel worden de grondslagen van de metaalkunde en de meest voorkomende begrippen besproken. Hierbij worden de belangrijkste metaalstructuren en de daaruit voortvloeiende fysische en mechanische eigenschappen van metalen en legeringen behandeld. Verder komen de effecten van plastische vervormingen en van warmtebehandelingen op de structuren en de eigenschappen aan de orde. De bereiding en vormgeving van metalen en legeringen en de effecten daarvan op de constructieve eigenschappen worden kort besproken.

Het tweede deel is voornamelijk gericht op de materiaalkeuze bij toepassing van metalen. Eerst worden de produktiemethoden, faseformaties en warmtebehandelingen van staal besproken en het belang daarvan voor de toepassingen van staal. Vervolgens wordt een overzicht gegeven van de belangrijkste staalsoorten en hun toepassingsmogelijkheden. Daarnaast wordt aandacht besteed aan de gietijzersoorten en aan aluminium- en koperlegeringen voor constructieve toepassingen.

De schrijvers zijn dank verschuldigd aan velen die, direct of indirect, aan het tot stand komen van dit boek hebben bijgedragen.

juli 1991

B.M. Korevaar  
G. den Ouden

# Inhoud

|                                                                                                                   |    |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| VOORWOORD                                                                                                         | 5  |
| 1. INDELING VAN DE METALEN                                                                                        | 11 |
| 2. DE BEREIDING VAN STAAL EN GIETIJZER                                                                            | 14 |
| 2.1. De bereiding van ruwijzer                                                                                    | 14 |
| 2.2. Reacties in de hoogoven                                                                                      | 16 |
| 2.3. De staalbereiding                                                                                            | 18 |
| 2.4. De bereiding van gietijzer                                                                                   | 21 |
| 2.5. De stollingsreacties van staal                                                                               | 21 |
| 2.6. De blokstolling                                                                                              | 22 |
| 2.7. Continu gieten                                                                                               | 25 |
| 2.8. Verontreinigingen in staal                                                                                   | 27 |
| 2.9. De warmvervorming van staal                                                                                  | 28 |
| Opgaven                                                                                                           | 29 |
| 3. FASETRANSFORMATIES IN STAAL; HET FE-C-DIAGRAM                                                                  | 30 |
| 3.1. Zuiver ijzer                                                                                                 | 30 |
| 3.2. Ongelegeerd staal                                                                                            | 32 |
| 3.3. Het ijzer-koolstof diagram                                                                                   | 33 |
| 3.4. De structuur van ongelegeerd staal bij langzame afkoeling uit het austenietgebied                            | 36 |
| 3.5. Warmtebehandelingen                                                                                          | 42 |
| Opgaven                                                                                                           | 47 |
| 4. TRANSFORMATIES BIJ SNELLE AFKOELING VANUIT HET AUSTENIETGEBIED                                                 | 49 |
| 4.1. Invloed van de afkoelsnelheid op de structuur                                                                | 49 |
| 4.2. De martensietvorming                                                                                         | 51 |
| 4.3. Structuurveranderingen bij ontlaten                                                                          | 58 |
| 4.4. Isotherme transformaties in staal; het T.T.T.-diagram                                                        | 62 |
| 4.5. De transformatie in het perlietgebied                                                                        | 67 |
| 4.6. De transformatie in het bainietgebied                                                                        | 70 |
| 4.7. Effecten van legeringselementen op de transformaties in staal                                                | 72 |
| Opgaven                                                                                                           | 79 |
| 5. T.T.T.-DIAGRAMMEN VOOR CONTINUE AFKOELING; PRAKTISCHE TOEPASSINGEN VAN T.T.T.-DIAGRAMMEN; HARDEN EN VEREDELLEN | 81 |
| 5.1. T.T.T.-diagrammen voor continue afkoeling                                                                    | 81 |

|                                                                       |     |
|-----------------------------------------------------------------------|-----|
| 5.2. De afkoeling van technische werkstukken                          | 84  |
| 5.3. Harden                                                           | 87  |
| 5.4. Veredelen                                                        | 93  |
| 5.5. Samenvatting                                                     | 95  |
| Opgaven                                                               | 96  |
| 6. OPPERVLAKTEHARDING DOOR THERMOCHEMISCHE BEHANDELING                | 97  |
| 6.1. Inleiding                                                        | 97  |
| 6.2. Carboneren                                                       | 98  |
| 6.3. Nitreren                                                         | 103 |
| Opgaven                                                               | 106 |
| 7. FUNCTIES VAN LEGERINGSELEMENTEN IN STAAL                           | 107 |
| 7.1. Inleiding                                                        | 107 |
| 7.2. Waarom gelegeerd staal?                                          | 107 |
| 7.3. Effecten van legeringselementen                                  | 109 |
| Opgaven                                                               | 113 |
| 8. GELEGEERD CONSTRUCTIESTAAL                                         | 115 |
| 8.1. Gelegeerd constructiestaal voor gebruik bij omgevingstemperatuur | 115 |
| 8.2. Constructiestaal voor gebruik bij lage temperatuur               | 119 |
| 8.3. Constructiestaal voor gebruik bij hoge temperatuur               | 122 |
| Opgaven                                                               | 125 |
| 9. MACHINESTAAL                                                       | 127 |
| 9.1. Staalsoorten voor oppervlakteharding                             | 127 |
| 9.2. Veredelingsstaalsoorten                                          | 131 |
| 9.4. Verenstaal                                                       | 139 |
| Opgaven                                                               | 140 |
| 10. GEREEDSCHAPSSTAAL                                                 | 142 |
| 10.1. Inleiding                                                       | 142 |
| 10.2. Waterhardend gereedschapsstaal                                  | 143 |
| 10.3. Schokvast gereedschapsstaal                                     | 145 |
| 10.4. Staalsoorten voor koudwerkend gereedschap                       | 145 |
| 10.5. Staalsoorten voor warmwerkend gereedschap                       | 147 |
| 10.6. Snelstaalsoorten                                                | 148 |
| 10.7. Staalsoorten voor speciale doeleinden                           | 150 |
| Opgaven                                                               | 152 |
| 11. CORROSIEVAST EN HITTEVAST STAAL                                   | 153 |
| 11.1. Inleiding                                                       | 153 |
| 11.2. Elektrochemische spanningsreeks                                 | 153 |
| 11.3. Corrosievastheid en hittevastheid                               | 154 |
| 11.4. Ferritische corrosievaste en hittevaste staalsoorten            | 157 |

|                                                              |     |
|--------------------------------------------------------------|-----|
| 11.5. Austenitische corrosievaste en hittevaste staalsoorten | 165 |
| 11.6. Austenitisch-ferritisch corrosievast staal             | 175 |
| 11.7. Precipitatiehardende corrosievaste staalsoorten        | 176 |
| 11.8. Kleppenstaal                                           | 177 |
| Opgaven                                                      | 177 |
| 12. GIETIJZER                                                | 179 |
| 12.1. Inleiding                                              | 179 |
| 12.2. Structuur                                              | 180 |
| 12.3. De bereiding van gietijzer                             | 187 |
| 12.4. De mechanische eigenschappen                           | 189 |
| 12.5. Smeedbaar gietijzer                                    | 193 |
| 12.6. Nodulair gietijzer                                     | 195 |
| 12.7. Bijzondere gietijzersoorten                            | 196 |
| 12.8. Tabellen                                               | 196 |
| Opgaven                                                      | 201 |
| 13. ALUMINIUM                                                | 202 |
| 13.1. Inleiding                                              | 202 |
| 13.2. Bereiding en verwerking                                | 203 |
| 13.3. Ongelegeerd aluminium                                  | 208 |
| 13.4. Toepassingen van ongelegeerd aluminium                 | 211 |
| 13.5. Aluminiumlegeringen                                    | 213 |
| 13.6. Enkele binaire en ternaire aluminiumlegeringen         | 214 |
| 13.7. Toepassingen van aluminium kneedlegeringen             | 221 |
| 13.8. Toepassingen van aluminiumgietlegeringen               | 230 |
| Opgaven                                                      | 232 |
| 14. KOPER                                                    | 234 |
| 14.1. Inleiding                                              | 234 |
| 14.2. Bereiding                                              | 234 |
| 14.3. Eigenschappen van ongelegeerd koper                    | 236 |
| 14.4. Toepassingen van koper in de elektrotechniek           | 238 |
| 14.5. Koperlegeringen voor constructieve doeleinden          | 242 |
| 14.6. Toepassingen van koperlegeringen                       | 253 |
| Opgaven                                                      | 255 |
| TREFWOORDENLIJST                                             | 256 |

## 1

## Indeling van de metalen

Van de in de natuur voorkomende elementen worden er ca. 70 tot de metalen gerekend. Hiervan hebben er een kleine veertig industriële toepassing gevonden. Tabel 1.1 geeft een indruk van de relatieve belangrijkheid.

Tabel 1.1. Jaarproductie van enige metalen in 1992.

| metaal    | jaarproductie in tonnen |
|-----------|-------------------------|
| staal     | $700 \cdot 10^6$        |
| aluminium | $19,5 \cdot 10^6$       |
| koper     | $10,8 \cdot 10^6$       |
| zink      | $6,9 \cdot 10^6$        |
| lood      | $5,3 \cdot 10^6$        |
| nikkel    | $0,85 \cdot 10^6$       |
| tin       | $0,20 \cdot 10^6$       |
| magnesium | $0,33 \cdot 10^6$       |

De jaarproductie van de overige metalen ligt onder de  $10^5$  ton; meestal aanzienlijk daaronder. De jaarproductie van de kunststoffen (plastics) bedroeg in 1990 ca.  $80 \cdot 10^6$  ton; deze stijgt de laatste jaren veel sneller dan die van de metalen.

Sommige metalen zijn overvloedig in de aardkorst aanwezig, terwijl andere zeer zeldzaam zijn (zie tabel 1.2).

Tabel 1.2. Relatieve verdeling van de elementen in de aardkorst.

| element          | hoeveelheid in % |
|------------------|------------------|
| zuurstof         | 48               |
| silicium         | 26               |
| aluminium        | 8                |
| ijzer            | 4                |
| calcium          | 3                |
| magnesium        | 2                |
| natrium + kalium | 4                |
| titanium         | 1                |
| overige metalen  | 1                |

Metalen zoals Au, Ag, Cu, Sn, Pb, Zn en Fe komen in zuivere toestand of in gemakkelijk reduceerbare verbindingen in de natuur voor. De toepassing hiervan is reeds zeer



oud. Daar tegenover staan de moeilijk in zuivere vorm te bereiden metalen zoals Al, Mg en Ti, die pas in deze eeuw hun industriële ontplooiing hebben verkregen.

Naar soortelijk gewicht en smeltpunt worden de metalen ingedeeld in de groepen: lichte- en zware metalen; laag- en hoogsmeltende metalen (zie tabel 1.3).

Tabel 1.3. Indeling van de metalen.

|                                                     | laagsmeltend              | hoogsmeltend                                         | zeer hoogsmeltend |
|-----------------------------------------------------|---------------------------|------------------------------------------------------|-------------------|
| lichte metalen<br>dichtheid < 4,5 g/cm <sup>3</sup> | Mg, Al                    | Be, Ti                                               | —                 |
| zware metalen<br>dichtheid > 4,5 g/cm <sup>3</sup>  | Sn, Pb, Bi,<br>Zn, Sb, Hg | Cu, Ni, Co,<br>Cr, Fe, Mn,<br>V, Ag, Au,<br>Pt, enz. | W, Mo, Ta, Nb     |

Een indruk van de *prijsverhoudingen* van enkele constructiematerialen wordt gegeven in tabel 1.4, waarin de prijs van ongelegeerd staal op 1,0/kg is gesteld (dit was lang ongeveer de prijs in guldens per kg). Met nadruk wordt er op gewezen dat dit slechts richtgetallen zijn. De werkelijke prijzen zijn sterk afhankelijk van vele factoren, zoals vorm, afmeting, oppervlaktetoestand, schommelingen in de wereldmarkt, devaluaties enz. De gegeven prijsverhoudingen zullen echter wel over langere tijd ten naaste bij gehandhaafd blijven.

Tabel 1.4. Prijsverhoudingen van enkele constructiematerialen (1994)\*.

| materiaal                    | prijs per kg | prijs per 1 m <sup>2</sup> × 1 mm (liter) |
|------------------------------|--------------|-------------------------------------------|
| ongegeerd staal              | 1,0          | 8,0                                       |
| corrosievast staal (18-8)    | 3,6-5,2      | 29-42                                     |
| aluminium (99,5%)            | 6,7          | 18                                        |
| koper                        | 15,0         | 134                                       |
| messing (CuZn 35)            | 12,5         | 107                                       |
| titanium                     | 42           | 190                                       |
| nikkel                       | 29           | 250                                       |
| zink                         | 42           | 306                                       |
| lood                         | 20           | 226                                       |
| P.V.C. (hard, ondoorzichtig) | 2,5          | 3,5                                       |
| polyetheen                   | 3            | 2,7                                       |

\* DACE (Dutch Association of Cost Engineers, 17e editie, mei 1994).

Staal en gietijzer zijn door hun goede eigenschappen, gemakkelijke vormgeving en lage prijs de meest toegepaste materialen in de werktuigbouwkunde. Door verschillen in samenstelling en warmtebehandeling kunnen de eigenschappen sterk worden gevarieerd en daardoor aangepast aan de toepassingseisen. Voor een verantwoorde materiaalkeuze is begrip van het verband tussen samenstelling, warmtebehandeling, structuur en eigenschappen noodzakelijk.



In deel 1 van dit boek werd reeds een oppervlakkig overzicht gegeven van de voornaamste staalsoorten, hun eigenschappen en toepassingen. In aansluiting hierop wordt nu het verband tussen de productiemethoden, de chemische samenstelling, de warmtebehandeling, de structuur en de eigenschappen van staal en gietijzer besproken. Deze bespreking wordt aangevuld met een groot aantal toepassingsvoorbeelden.

Naast staal en gietijzer worden vele andere metalen gebruikt voor constructieve toepassingen. Ten gevolge van hun relatief mindere belangrijkheid voor de (werktuigbouwkundige) praktijk worden deze vaak samengevat onder het hoofd niet-ijzer-metalen (of non-ferrometalen). De meest gebruikte zijn aluminium en koper, die in de hoofdstukken 13 en 14 zullen worden besproken.

Uit de prijsgegevens in tabel 1.4 blijkt, dat de niet-ijzermetalen duurder zijn, soms zelfs veel duurder, dan staal. Men zal daarom slechts dan tot toepassing ervan overgaan, als dit belangrijke voordelen biedt wat betreft de gebruikseigenschappen of de produktiemogelijkheden, waardoor het nadeel van de hogere materiaalprijs wordt opgeheven.

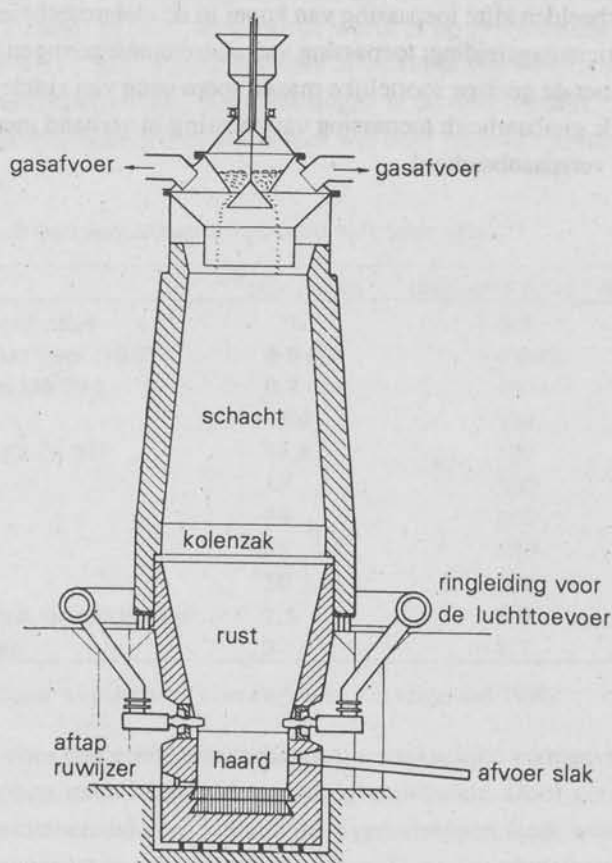
Enkele voorbeelden zijn: toepassing van koper in de elektrotechniek in verband met de goede elektriciteitsgeleiding; toepassing van aluminiumlegeringen in de vliegtuigbouw in verband met de geringe soortelijke massa; toepassing van zinklegeringen in verband met de goede gietbaarheid; toepassing van messing in verband met de goede vervormbaarheid en verspaanbaarheid.

## 2

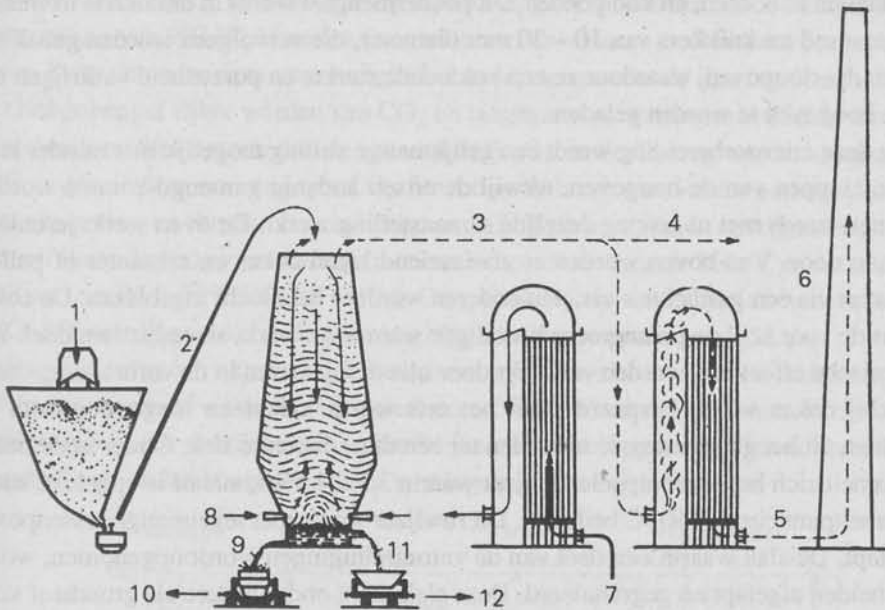
# De bereiding van staal en gietijzer

## 2.1. De bereiding van ruwijzer

De grondstof voor de produktie van staal en gietijzer is ruwijzer, het produkt van het hoogovenproces. De hoogoven is een schachtoven met een cirkelvormige dwarsdoorsnede. In figuur 2.1 is hiervan een langsdoorsnede gegeven, terwijl in figuur 2.2 een schema van de materiaalstromen bij het hoogovenbedrijf wordt getoond.



Figuur 2.1. Verticale doorsnede van de hoogoven.



Figuur 2.2. Materiaalstromen bij het hoogovenbedrijf. 1. Menging van erts, cokes en toeslag; 2. lading van de hoogoven; 3. hoogovengas voor luchtverhitters; 4. hoogovengas voor energie-opwekking; 5, 6. afvoergassen en schoorsteen; 7. koude luchttoevoer; 8. warme luchttoevoer; 9, 10. ruwijzer, naar staalfabriek; 11, 12. slak, o.a. grondstof voor cementfabricage.

In de hoogoven worden ijzerertsen bij hoge temperatuur gereduceerd met cokes. Vroeger werden de ertsen na malen tot een bepaalde stukgrootte tesamen met cokes en een toeslag (voornamelijk bestaande uit kalksteen) direct in de hoogoven gestort. Tegenwoordig ondergaan de ertsen meestal een uitgebreid voorbereidingsproces om fijnkorrelige ertsen te kunnen verwerken en om de reductie te versnellen, waardoor de capaciteit van de hoogoven groter wordt.

De ertsvoorbereiding gebeurt op twee manieren om de voor de hoogoven meest gunstige vorm te verkrijgen. Het erts wordt of gesinterd of tot 'pellets' (knikkers) verwerkt, afhankelijk van de korrelgrootte van het uitgangsmateriaal. Indien het erts niet in poedervorm aanwezig is wordt het gesinterd, hetgeen als volgt wordt uitgevoerd. Na het breken tot korrelgrootten  $< 6 \text{ mm}$  worden de ertsen gemengd met brandstof (poederkool of cokes) en toeslag (meestal kalksteen). Dit mengsel wordt op de lopende band van een doorloopoven gebracht en aangestoken. Door de verbranding van de kool wordt de temperatuur hoog genoeg om de ertsen aan elkaar te laten bakken (sinteren) tot een poreuze koek. Deze wordt, na afkoeling, gebroken tot de voor de hoogoven meest geschikte brokgrootte (20 – 40 mm). De goede gasdoorlaatbaarheid van het gesinterde erts maakt in de hoogoven een snelle reductiereactie mogelijk.

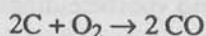
In de pelletfabriek wordt zeer fijn gemalen ertspoeder (0,01 – 0,1 mm), dat niet geschikt is om gesinterd te worden, gemengd met water en bindmiddelen, in de vorm

van klei en kalksteen, en koolpoeder. Dit poedermengsel wordt in draaiende trommels omgevormd tot knikkers van 10 – 30 mm diameter, die vervolgens worden gebakken in een doorloopoven, waardoor ze een voldoende sterkte en poreusheid verkrijgen om in de hoogoven te worden geladen.

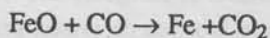
Door deze ertsvoorbereiding wordt een gelijkmatige vulling mogelijk met minder kans op verstopping van de hoogoven, terwijl de ertsen zodanig gemengd kunnen worden dat men steeds met nagenoeg dezelfde samenstelling werkt. De oven werkt jarenlang continu door. Van boven worden er afwisselend lagen cokes en ertssinter of pellets ingestort via een gasdichte sluis; van onderen wordt er hete lucht ingeblazen. De cokes levert de voor het hoogovenproces benodigde warmte en werkt als reductiemiddel. Het thermische effect kan worden versterkt door olie te injecteren in de verbrandingslucht waarbij cokes wordt bespaard. Aan het erts wordt kalksteen toegevoegd om de silicaten uit het ganggesteente te binden tot een dun-vloeibare slak. Onder in de haard verzamelt zich het neerdruppelende ijzer waarin 3,5 – 4,5% koolstof is opgelost, zodat het smeltpunt circa 1150 °C bedraagt. Dit ruwijzer wordt met regelmatige tussenpozen afgetapt. De slak waarin een deel van de verontreinigingen wordt opgenomen, wordt gescheiden afgetapt en gegraneleerd. Deze slak dient onder andere als grondstof voor de fabricage van cement. De ontwijkende hoogovengassen, die gedeeltelijk uit brandbaar CO bestaan, worden opgevangen en na reiniging benut voor het voorwarmen van de blaaslucht of voor de opwekking van elektriciteit.

## 2.2. Reacties in de hoogoven

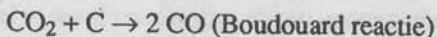
De onder in de hoogoven toegevoerde, tot ca. 900°C voorgewarmde, lucht verbrandt de cokes volgens de reactie



Het gevormde gasmengsel bestaat dan uit 33% CO en 67% N<sub>2</sub> met een temperatuur van ca. 1800 °C. Dit gasmengsel stijgt in de oven omhoog, verwarmt daarbij de ovenlading en reduceert de in de vorm van FeO aanwezige vloeibare ijzeroxyden volgens de reactie



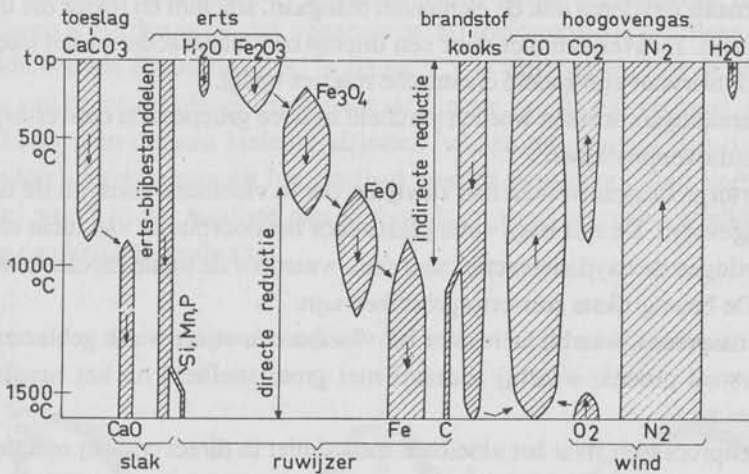
De nog in overmaat aanwezige koolstof zet de CO<sub>2</sub> weer om in CO



waardoor de ijzeroxydereductie kan blijven doorgaan. Het gevormde vloeibare ijzer sijpelt door de cokeslading omlaag en wordt daarbij verzadigd met koolstof tot een gehalte van 3,5 – 4,5%. Tenslotte verzamelt het ruwijzer zich onder in de hoogoven. Het verder opstijgende en door opwarming en smelting van de hoogovenlading

afkoelende mengsel van CO en N<sub>2</sub> bereikt ongeveer midden in de hoogoven de temperatuur van 900 °C. Beneden deze temperatuur verloopt de Boudouard reactie niet meer. Door de onder deze omstandigheden toch nog optredende ijzeroxydereductie zal het hoogovengas rijker worden aan CO<sub>2</sub> en langzaam het vermogen verliezen om FeO te reduceren. Wel kunnen dan de ijzerertsen Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> en Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> nog worden omgezet in FeO onder verdere vorming van CO<sub>2</sub>. Boven in de hoogoven vindt voornamelijk nog een opwarmen en drogen van de hoogovenlading plaats door de opstijgende gassen, die ten slotte de hoogoven verlaten met een temperatuur van ca. 200 °C en een samenstelling van 25 – 30% CO, 10 – 15% CO<sub>2</sub>, 60% N<sub>2</sub> en verder kleine hoeveelheden H<sub>2</sub>O, SO<sub>2</sub> en vliegashoudend, die in de gasreinigingsinstallatie worden verwijderd.

Behalve ijzeroxyden worden in de hoogoven ook kleine hoeveelheden andere oxyden uit de ijzerertsen of uit de toeslag gereduceerd. Deze worden opgenomen in het vloeibare ruwijzer, dat daardoor zijn uiteindelijke samenstelling krijgt. Een schematische voorstelling van het hoogovenproces wordt gegeven in figuur 2.3.



Figuur 2.3. Schematische voorstelling van de processen in de hoogoven.

Het hoogovenproces is de laatste 150 jaar niet principieel veranderd. Wel is de productiecapaciteit van de hoogovens voortdurend opgevoerd, onder andere door vergroting van de diameter van de hoogovens, door verbetering van de ertsvoorbereiding en door vergroting van de gasdruk in de ovens. De modernste hoogovens hebben een inwendige diameter van ca 14 m en een productie van ca 10.000 ton ruwijzer per etmaal.

In Nederland wordt ruwijzer via dit proces geproduceerd bij het hoogoven- en staalbedrijf in IJmuiden.

Het grootste deel van het ruwijzer wordt in vloeibare vorm verwerkt tot staal, een klein deel wordt in metalen vormen gegoten tot gietbroodjes of gietelingen die worden verwerkt tot gietijzer.

Het ruwijzer bevat naast 3,5 à 4,5% koolstof als voornaamste bijmengsels silicium (ten



gevolg van reductie van het ganggesteente), mangaan (in veel ertsen aanwezig), fosfor (uit ertsen en ganggesteente) en zwavel (uit ertsen en cokes). Afhankelijk van de ladingssamenstelling, de toeslagstoffen zoals kalk en nog enkele procesvariabelen kunnen verschillende soorten ruwijzer worden geproduceerd.

Voor de staalfabricage is de globale samenstelling: 3,5 – 4,5% C, 0,3 – 1% Si, ca. 1% Mn, P < 0,5%, S < 0,06%, en de rest Fe.

### 2.3. De staalbereiding

Bij de staalbereiding gaat het vooral om de verlaging van het koolstofgehalte, dat in ruwijzer circa 4% bedraagt en in staal, afhankelijk van de soort 0,1 – 1,5%. Constructiestaal bevat 0,1 – 0,2% C; machinestaal ca. 0,4% C en gereedschapsstaal ca. 1% C. De verwijdering van koolstof geschiedt door oxydatie in het gesmolten ruwijzer; dit is mogelijk doordat koolstof een grotere affiniteit tot zuurstof heeft dan ijzer. Daarnaast oxyderen ook de elementen mangaan, silicium en fosfor die in ruwijzer aanwezig zijn. Zwavel kan niet door een directe oxydatiereactie uit het ijzer worden verwijderd; hiervoor zijn andere chemische reacties nodig.

De staalbereidingsprocessen worden verdeeld in twee groepen: de convertorprocessen en de (haard)ovenprocessen.

De convertorprocessen werken met ruwijzer, dat in vloeibare vorm uit de hoogovens wordt aangevoerd. De raffinage vindt plaats door het doorblazen van lucht of zuurstof. Hierbij verlopen de oxydatiereacties zeer snel, waardoor de totale procestijd kort is (ca. 0,5 uur). De belangrijkste convertorprocessen zijn:

- het thomasproces, waarbij lucht door het vloeibare ruwijzer wordt geblazen;
- het oxystaal proces, waarbij zuurstof met grote snelheid op het ruwijzer wordt geblazen.

Bij de ovenprocessen staat het vloeibare metaal niet in direct contact met de lucht (of zuurstof), maar wordt de benodigde zuurstof via de op het metaalbad drijvende vloeibare slak toegevoerd. Dit proces verloopt veel langzamer. Een voordeel van deze processen is dat kan worden gewerkt met een vaste ovenlading (schroot), die eerst moet worden gesmolten voor de raffinage kan plaats vinden. Door het tragere verloop van de ovenprocessen is de regelbaarheid beter. Bij de elektro-oven is de totale procesduur, afhankelijk van de ovengrootte 3 – 6 uur; deze kan bekort worden door het inblazen van zuurstof in de vloeibare lading. De belangrijkste ovenprocessen zijn:

- het siemens- martin proces;
- het elektro-oven proces.

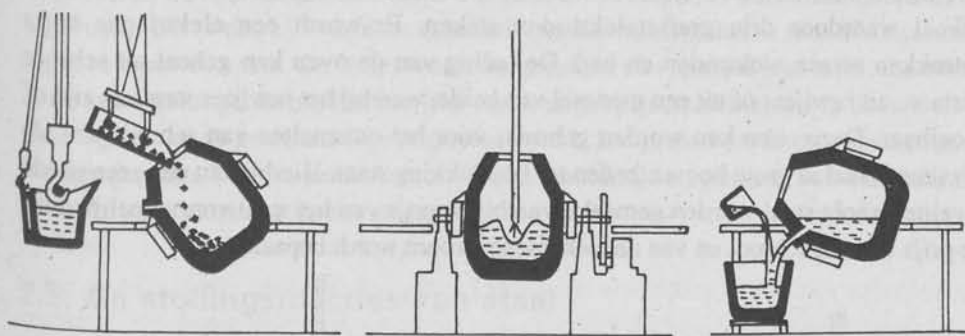
Tot 1955 was het eerstgenoemde proces het belangrijkste. Daarna is het tweede proces sterk naar voren gekomen en wel zodanig dat thans het grootste deel van de schrootverwerking in dit type oven plaatsvindt.

De ongelegeerde constructiestaalsoorten die, in tonnen uitgedrukt, het leeuwendeel van de staalproductie vormen, worden voornamelijk via de convertorprocessen gemaakt.

Met het elektro-ovenproces kunnen zowel ongelegeerde als gelegeerde staalsoorten worden gemaakt.

Slechts het oxystaal convertorproces en het (vlamboog) elektro-ovenproces worden hier zeer in het kort beschreven.

Bij het oxystaalproces wordt uitgegaan van vloeibaar ruwijzer waaraan maximaal 25% vast schroot kan worden toegevoegd. Dit wordt gebracht in een zogenaamde *converter*, een peervormig stalen vat met een binnenbemetseling van vuurvaste stenen en een inhoud die kan variëren van 10 – 300 ton (zie figuur 2.4). Vervolgens wordt door een watergekoelde holle lans vrijwel zuivere zuurstof met zeer hoge snelheid (tot boven de geluidssnelheid) op het bad geblazen. Er vindt oxydatie van de koolstof plaats, die als CO ontwijkt. Door de hoge temperatuur en de intensieve aanraking verloopt het proces zo snel, dat er in circa 20 minuten 200 ton ruwijzer tot staal kan worden geblazen. De ijzerverliezen zijn gering, omdat de koolstof bij hoge temperatuur veel sneller verbrandt dan ijzer. De eveneens geoxydeerde begeleidende elementen zoals Si, Mn en P worden in de slak opgenomen; bij fosforoxyde is dit alleen mogelijk in een kalkhoudende (basische) slak. In figuur 2.5. is aangegeven hoe de daling van het gehalte van de verschillende elementen als functie van de tijd verloopt tijdens de oxydatie. Elementen die een kleinere affiniteit hebben tot zuurstof dan ijzer, zoals koper en nikkel, kunnen niet uit het staalbad worden verwijderd door verbranding. Ook zwavel wordt in het staalbad niet verbrand; dit moet worden verwijderd door binding aan een kalkhoudende slak.

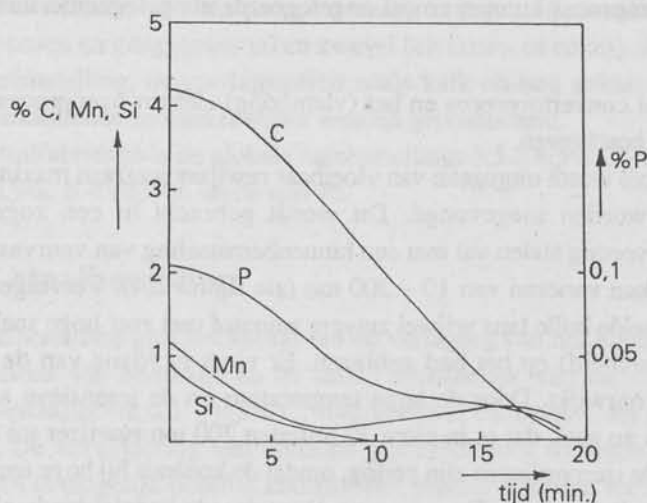


Figuur 2.4. Het oxystaalproces.

Het verbrandingsproces van de begeleidingselementen dient niet alleen voor de zuivering van het staal. De bij de verbranding vrij komende warmte wordt tevens gebruikt om een hoeveelheid schroot te smelten en om de temperatuur van het ruwijzer (ca. 1300 °C) op te voeren tot die van vloeibaar staal (ca. 1600 °C).

Na afloop van het blazen bevat het vloeibare staal een overmaat aan zuurstof. Deze moet verwijderd worden door een desoxydatieproces, dat later zal worden besproken. Vervolgens wordt door bepaalde toevoegingen het staal op de gewenste samenstelling

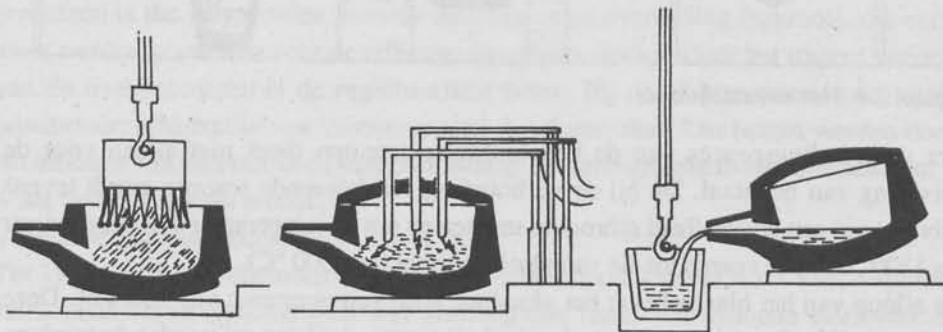




Figuur 2.5. Daling van het gehalte van verschillende elementen tijdens het oxystaal-proces.

en temperatuur gebracht en daarna gescheiden van de slak afgegoten in een gietpan, waarin het naar de gietinstallatie wordt getransporteerd.

Het oxystaalproces is gekoppeld aan een hoogoven (geïntegreerd staalbedrijf). Dit is niet het geval met het elektro-ovenproces. Van de elektro-smeltovens is de boogoven (zie figuur 2.6) de meest gebruikte. De oven is komvormig met een verwijderbaar deksel waardoor drie grafietelektroden steken. Er wordt een elektrische boog getrokken tussen elektroden en bad. De lading van de oven kan geheel uit schroot bestaan, uit ruwijzer of uit een mengsel van beide, waarbij het ruwijzer vast kan zijn of vloeibaar. Deze oven kan worden gebruikt voor het omsmelten van schroot, dat als afvalmateriaal in grote hoeveelheden ter beschikking staat. Hierbij kan een zeer goede kwaliteit zacht staal worden gemaakt waarbij de prijs van het staal voornamelijk door de prijs van het schroot en van de elektrische stroom wordt bepaald.



Figuur 2.6. Het (boog) elektro-ovenproces.

De elektro-oven biedt ook de mogelijkheid vrijwel elke andere staalkwaliteit, gelegeerd en ongelegeerd, te maken. Hierin ligt de grote betekenis van het elektro-ovenproces. Gelegeerd staal wordt (nog) overwegend in de elektro-oven gefabriceerd. Sommige (hoog)gelegeerde staalsoorten, zoals roestvaststaal dat in grote hoeveelheden gemaakt wordt, worden echter ook in speciale convertors geproduceerd.

Het vloeibare staal wordt in de staalfabriek verwerkt tot blokken door gieten in blokvormen of continu gegoten tot langgerekte strengen of plakken, waarin de stolling van het vloeibare metaal plaatsvindt. Voor de massastaalproductie overheerst tegenwoordig het continu gietproces, dat later zal worden beschreven. Bij het blokgietsproces wordt in gietijzeren blokvormen of kokillen gegoten, waarbij de blokken of ingots variëren van 0,5 – 20 ton voor walsblokken, terwijl grote smeedblokken tot 300 ton kunnen wegen. Gereedschapsstaal wordt meestal in kleinere blokformaten gegoten, die soms beneden 1 ton kunnen liggen. Een klein deel van het vloeibare staal wordt direct in zandvormen gegoten tot gietstukken (staalgietwerk).

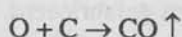
## 2.4. De bereiding van gietijzer

Oorspronkelijk gebruikte men het direct uit de, toen nog kleine en met houtskool gestookte, hoogoven komende ijzer voor de produktie van gietstukken. Toen men de hoogovens groter ging maken en cokes als brandstof ging gebruiken, had het ruwijzer niet meer de gewenste samenstelling en moest een tweede smelting uitgevoerd worden in een andere oven. Rond 1880 werd hiervoor de nu nog veel gebruikte koepeloven ingevoerd. Dit is een cilindrische schachtoven die wordt geladen met afwisselende lagen ruwijzer en cokes. De cokes wordt aangestoken en verbrand met lucht, die onder in de oven wordt geblazen. Het ruwijzer smelt en verzamelt zich onder in de oven. Na toevoeging van de gewenste legeringselementen is het gereed om in de gietvormen te worden gegoten. Tegenwoordig wordt voor de bereiding van gietijzer ook veel gebruik gemaakt van elektrische smeltovens.

## 2.5. De stollingsreacties van staal

Bij de bereiding van staal uit ruwijzer worden door verbranding de in het ruwijzer voorkomende koolstof en andere bijmengsels en onzuiverheden grotendeels verwijderd. Aan het eind van dit raffinageproces bevat het vloeibare staal een overmaat aan opgeloste zuurstof. Door toevoeging van ferromangaan, een legering van ijzer, mangaan en koolstof, wordt deze zuurstof voor het grootste gedeelte omgezet in  $MnO$ , dat wordt opgenomen in de slak. Het mangaan dient tevens om de laatste resten zwavel, aanwezig als  $FeS$ , om te zetten in  $MnS$ , terwijl de koolstof uit het ferromangaan dient om het koolstofgehalte van het staal op het gewenste niveau te brengen. De zuurstof kan door mangaan echter nooit volledig worden gebonden. Als verder geen desoxydatiemiddelen aan het staalbad worden toegevoegd kan bij temperatuurdaling en

vooral bij de stolling, waarbij de oplosbaarheid van zuurstof sterk vermindert, deze gaan reageren met de altijd aanwezige opgeloste koolstof. Dit gebeurt door de reactie



Het gevormde koolmonoxyde zal tijdens de stolling als gasbellen ontwijken. Bij de stolling van *gietsaal* is een dergelijke gasontwikkeling beslist ontoelaatbaar. Ook voor veel walsstaalsoorten is deze ongewenst. Door toevoeging van sterker werkende desoxydatiemiddelen, bijvoorbeeld silicium of aluminium, kan de zuurstof in het staal zo sterk worden gebonden, dat bij de stolling de CO-vorming niet meer kan optreden. Men spreekt dan van een volledig gedesoxydeerd of *gekalmeerd* staal. Doordat bij de stolling geen gasontwikkeling plaatsvindt, verloopt deze *rustig*, zodat ook wel gesproken wordt van *rustig staal*. Silicium wordt meestal toegevoegd als *ferrosilicium* in de gietpan. De bij de desoxydatie gevormde siliciumoxyden of silicaten stijgen voor het grootste deel op naar de slak. Voor een klein deel worden ze bij de stolling als endogene niet-metallische insluitsels in het staal opgenomen. De overmaat silicium, die altijd nodig is om de desoxydatie snel en zo volledig mogelijk te laten verlopen, lost in het staal op. Gekalmeerd staal zal dus vrijwel altijd Si bevatten, en omgekeerd, als staal Si bevat (boven 0,1%), is het gekalmeerd.

De desoxydatie wordt gewoonlijk afgerond door toevoeging van een kleine hoeveelheid aluminium, dat een nog grotere affiniteit tot zuurstof heeft dan silicium. Doordat het gevormde aluminiumoxyde moeilijk opstijgt in het vloeibare staal, ontstaan hierdoor harde en brosse insluitsels van  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Daarom wordt gewoonlijk niet met aluminium alleen gedesoxydeerd, maar met Si + Al.

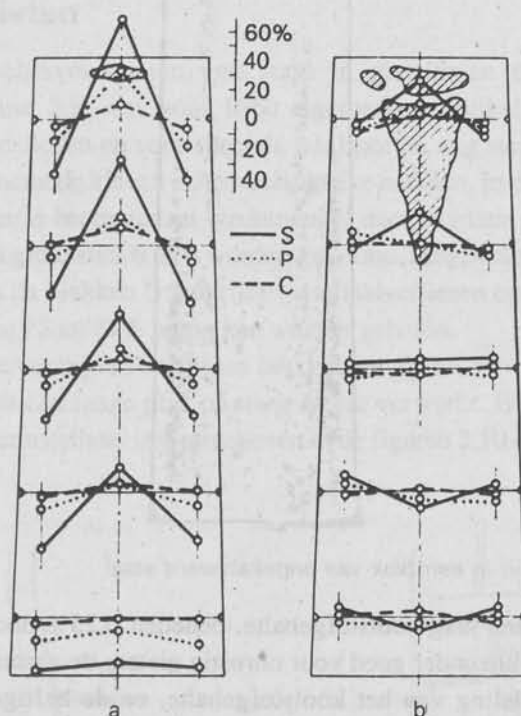
Een uitzondering op deze regel treedt op bij de produktie van staal voor koudvervorming, zoals autoplaatstaal. Hierbij wordt wel alleen met Al gedesoxydeerd omdat Si de koudvervormbaarheid negatief beïnvloedt. In dat geval moeten speciale maatregelen genomen worden om de oxydische insluitsels uit het staalbad te verwijderen.

Toevoeging van een kleine overmaat aluminium boven de hoeveelheid, die nodig is voor desoxydatie heeft het voordeel, dat ook de aanwezige stikstof wordt gebonden tot aluminiumnitride. Het staal wordt hierdoor minder gevoelig voor *veroudering*. Tevens zorgt het aluminiumnitride voor een *korrelverfijning van het staal*, waardoor de sterkte en taaheid toenemen.

## 2.6. De blokstolling

De stolling van staalblokken van *gekalmeerd staal* voldoet geheel aan de in hoofdstuk II van deel 1 gegeven algemene beschrijving. Aan het gestolde blok zijn de drie stollingszones (de fijnkorrelige randzone, de stengelkristalzone en de grofkorrelige centrale zone) meestal duidelijk te herkennen. Doordat bij de stolling van gekalmeerd

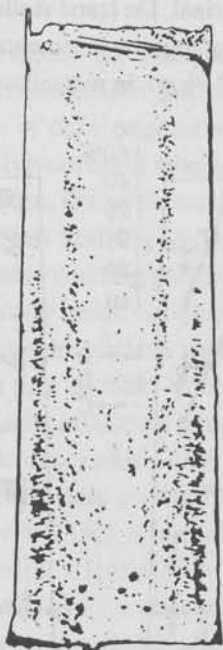
staal geen sterke convectiestromingen optreden is de bloksegregatie betrekkelijk klein (zie figuur 2.7b). In grote blokken treedt zwaartekrachtsegregatie op, doordat vrij in de smelt gevormde kristallen soortelijk zwaarder zijn dan de vloeistof en naar beneden zakken. Dit is relatief zuiver materiaal. De laatst stollende vloeistof in de kop van het blok is het meest verontreinigd met legeringselementen. Op deze plaats treedt ook de slinkholte (lunker) op (zie figuur 2.7b en, in metaalkunde 1, figuur 11.7).



Figuur 2.7. Segregatie van C, S en P in staalblokken, uitgedrukt in procenten van de gemiddelde samenstelling van het staal. (a) niet-gekalmeerd staal; (b) gekalmeerd staal.

Bij het gieten van *ongekalmeerd staal* zal tijdens de stolling een sterke CO-gasontwikkeling optreden. De stolling verloopt *onrustig*. Dit komt tot uiting in een sterke stroming in het gietblok, die wordt veroorzaakt door de opstijgende gasbellen. Boven het staaloppervlak ziet men een regen van vonken, die wordt veroorzaakt door de verbranding van met de gasbellen meegesleurde ijzerdeeltjes. Daar na de vorming van de vaste randlaag een gedeelte van het CO-gas niet meer kan ontwijken, ontstaan in het gietblok blazen in een bepaald patroon. In figuur 2.8. wordt een langsdoorsnede door een onrustig gegoten blok getoond. In het onderste deel op enkele centimeters van de rand ontstaat de eerste *blazenkrans*. Op een afstand daarvan volgt de tweede blazenkrans, die zich over de totale hoogte van het blok uitstrekt. Ook in de kern kunnen plaatselijk nog gasbellen worden gevormd. Bij een goede regeling van de gasontwikkeling tijdens de stolling kunnen de gevormde gasbellen juist de slink van het staal

compenseren, zodat geen slinkholte ontstaat en het blok een vlakke bovenkant vertoont. De gasvorming kan worden geregeld door tijdens het gieten kleine hoeveelheden aluminium toe te voegen aan het staal.



Figuur 2.8. Gasholten in een blok van ongekalmeerd staal.

Staalsoorten met een laag koolstofgehalte, beneden 0,25% doch vooral omstreeks 0,10%, lenen zich bijzonder goed voor onrustig gieten; de gasontwikkeling betekent een nog verdere daling van het koolstofgehalte, en de heftige woeling heeft het voordeel, dat het stollingsfront schoongespoeld wordt, zodat een zuivere oppervlaktelaag of 'huid' ontstaat. Daar staat tegenover, dat in de vloeibare kern de ophoping van koolstof, fosfor en zwavel aanzienlijk is, waardoor de eigenschappen van het staal ongunstig beïnvloed worden. Figuur 2.7a geeft een beeld van de segregaties in een onrustig gegoten staalblok.

Staalsoorten met een koolstofgehalte boven 0,25% kunnen niet ongekalmeerd worden gegoten. Door het hoge koolstofgehalte kan het staal niet voldoende zuurstof bevatten om tijdens de stolling nog een duidelijke gasontwikkeling te doen ontstaan. Bovendien is in dergelijke hoogwaardige staalsoorten de segregatie, die met ongekalmeerd staal gepaard gaat, ontoelaatbaar. Om deze reden worden ook gelegerde staalsoorten altijd gekalmeerd gegoten. Tussen ongekalmeerd en volledig gekalmeerd gegoten staal zijn allerlei tussenvormen mogelijk.

De voordelen van ongekalmeerd boven gekalmeerd staal zijn:

- Ongekalmeerd staal is goedkoper, doordat minder toevoegmaterialen nodig zijn bij de produktie en doordat er minder materiaalverliezen optreden bij het walsen.



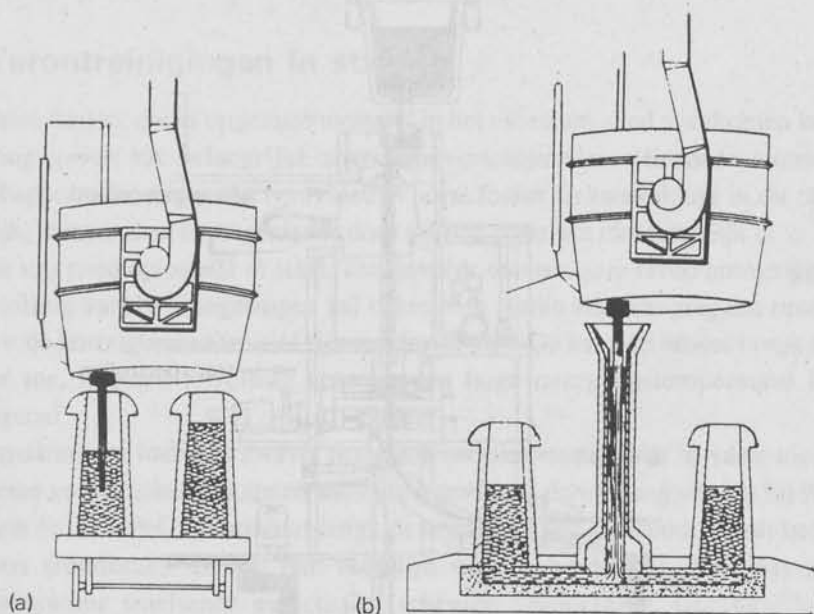
- Ongekalmeerd staal heeft een zuiver oppervlak, wat voor veel toepassingen van belang is.

Een nadeel van ongekalmeerd staal is de sterke segregatie, waardoor het kernmateriaal van mindere kwaliteit is, hetgeen een nadelig effect heeft op de lasbaarheid en op de taaiheid van het staal.

## 2.7. Continu gieten

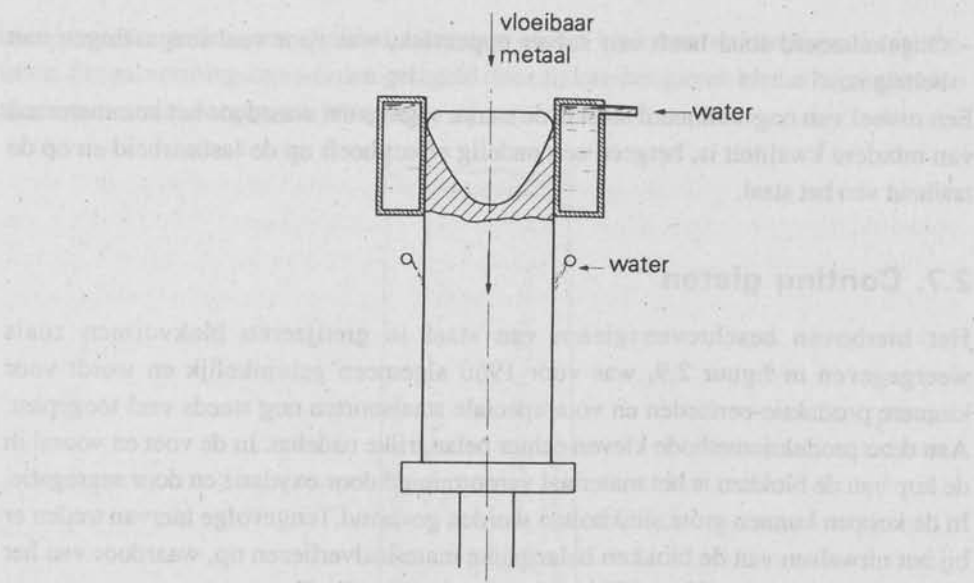
Het hierboven beschreven gieten van staal in gietijzeren blokvormen zoals weergegeven in figuur 2.9, was vóór 1960 algemeen gebruikelijk en wordt voor kleinere productie-eenheden en voor speciale staalsoorten nog steeds veel toegepast. Aan deze produktiemethode kleven echter belangrijke nadelen. In de voet en vooral in de kop van de blokken is het materiaal verontreinigd door oxydatie en door segregatie. In de koppen kunnen grote slinkholten worden gevormd. Tengevolge hiervan treden er bij het uitwalsen van de blokken belangrijke materiaalverliezen op, waardoor van het gietblok niet meer dan 75 tot 85% nuttig kan worden gebruikt.

Om deze verliezen te vermijden heeft men het continu gieten ontwikkeld waarbij een gehele ovenlading tot één lange plak of stang wordt verwerkt. Het principe van een dergelijke continu gietinstallatie is weergegeven in de figuren 2.10 en 2.11.

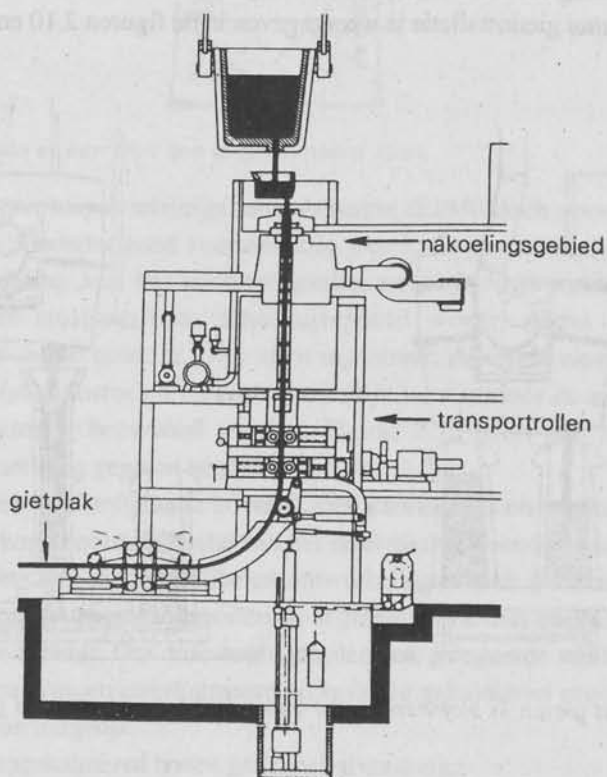


Figuur 2.9. Het gieten in blokvormen. (a) Vallend gieten. (b) stijgend gieten.





Figuur 2.10. Principeschets van het continu gieten.



Figuur 2.11. Schema van een continu gietinstallatie.

Het staal wordt hierbij gegoten in een watergekoelde koperen blokvorm, die aan de onderzijde open is (zie figuur 2.10). Bij de start van het gietproces wordt deze opening afgesloten door een stang, die langzaam omlaag kan worden getrokken. Tegen de koperen vormwand vindt een zeer snelle stolling plaats. Zodra de gestolde laag dik genoeg is trekt men de stopstang omlaag, waarbij het gedeeltelijk gestolde blok uit de blokvorm wordt getrokken. Door bespuiten met water wordt een verdere stolling van het blok verkregen. Na verwijdering van de stopstang kan het gietproces continu worden voortgezet. Door ombuigen van het gestolde maar nog warme blok naar het horizontale vlak kunnen zeer grote lengten worden vervaardigd (figuur 2.11).

Voordelen van het continu gietproces zijn:

- geringe kop- en voetverliezen (2 - 4%);
- een homogene gietstructuur met weinig segregatie en insluitsels;
- een fijne kristalstructuur door de snelle stolling, waardoor het walsen kan worden beperkt en er minder walstuigen nodig zijn;
- automatisering van het gietproces is mogelijk.

Als nadelen staan daartegenover:

- een zeer dure installatie, die alleen bij grote produkties economisch kan worden gebruikt;
- met het continu gietproces kan geen ongekalmteerd staal worden geproduceerd.

## 2.8. Verontreinigingen in staal

De onzuiverheden, die in opgeloste toestand in het vloeibare staal voorkomen kunnen aanleiding geven tot belangrijke segregatieverschijnselen. Hierdoor worden de eigenschappen zeer ongunstig beïnvloed. Vooral fosfor en zwavel zijn in dit opzicht gevaarlijk, te meer daar homogenisatie door gloeien praktisch niet mogelijk is.

Fosfor is vrij goed oplosbaar in staal. Ten gevolge van een zeer breed ontmenggebied bij de stolling van Fe-P-legeringen zal echter een sterke kristalsegregatie optreden, waardoor de korrelgrenzen relatief rijk aan fosfor zijn. De kans op brose breuk neemt hierdoor toe, hetgeen tot uiting komt in een hoge overgangstemperatuur bij de kerfslagproef.

In tegenstelling tot fosfor is zwavel praktisch onoplosbaar in ijzer in vaste toestand. Zelfs kleine zwavelgehalten kunnen aanleiding geven tot de vorming van het bij 980 °C smeltende Fe-FeS-FeO eutecticum langs de korrelgrenzen. Hierdoor wordt het staal warmbroos (roodbros). Het is dan moeilijk warmvervormbaar, daar het bij de walstemperatuur smeltende eutecticum scheuren veroorzaakt. Gelukkig kan de zwavelsegregatie worden beperkt door toevoeging van Mn, dat een grotere affiniteit heeft tot zwavel dan ijzer. MnS heeft een hoger smeltpunt dan ijzer en zal daardoor primair uitkristalliseren. De zwavelsegregatie in staal zal hierdoor sterk verminderen, waardoor de warmbroosheid niet meer optreedt. De gevormde mangaansulfiden worden na de stolling gedeeltelijk als niet-metallische insluitsels teruggevonden.

Voor het verkrijgen van een goede staalkwaliteit moeten de gehalten aan fosfor en zwavel daarom zo laag mogelijk zijn. Voor veel staalsoorten worden maximale gehalten van 0,030% voorgeschreven, terwijl een beperking tot minder dan 0,010% dikwijls gewenst is.

Andere insluitsels in staal ontstaan als gevolg van de desoxydatie in de vorm van oxyden, aluminaten, silicaten en anderen. Deze hebben meestal een hoger smeltpunt dan staal, waardoor ze primair uitkristalliseren en niet nadelig zijn voor de warmvervormbaarheid. De mechanische eigenschappen van het staal worden echter wel ongunstig beïnvloed, vooral de taaheid en de vermoeiingssterkte. Het ijzeroxyde  $\text{FeO}$  smelt bij  $1388^\circ\text{C}$ . Dit komt alleen voor bij onvoldoende gedeseoxydeerd staal, waar het segregiert naar de korrelgrenzen en samen met  $\text{FeS}$  en  $\text{Fe}$  een laag smeltend eutecticum kan vormen dat aanleiding kan geven tot scheuren bij de warmvervorming.

## 2.9. De warmvervorming van staal

Het warmwalsen en -smeden geschiedt bij hoge temperatuur in de austenitische toestand en wel om de volgende redenen:

- bij deze temperatuur is de rekgrens laag en de rek groot;
- er treedt rekristallisatie en dus geen versteviging op;
- in de austenietmodificatie is alle koolstof opgelost en dus is er geen brosse cementiet aanwezig.

Na de stolling liggen verontreinigingen, zoals sulfiden en oxyden, voor een groot deel als een netwerk om de metaalkristallen heen (ontaard eutecticum), dun op de eerstgestolde, dikker op de laatstgestolde plaatsen. Dit netwerk is meestal bros en wordt daardoor tijdens het vervormen in kleine stukjes gebroken. Naarmate men heftiger vervormt, gaat het opbreken van het netwerk verder en worden de resterende stukjes kleiner.

Eventueel aanwezige gasholten en microslinholten worden dichtgedrukt. Daar het grondmateriaal aaneen wordt geweld, ontstaat een metaal dat een hechte samenhang heeft.

De vervormingstemperatuur wordt gekozen boven het rekristallisatietraject van de austeniet, waardoor rekristallisatie optreedt. Door het smeden of walsen tot een betrekkelijk lage temperatuur voort te zetten wordt een materiaal met een fijne structuur verkregen. Vergeleken met het gegoten materiaal heeft het gesmede of gewalste materiaal een grotere sterkte en vooral een grotere taaheid.

Het temperatuurtraject voor smeden of walsen wordt bepaald door de samenstelling van het staal en door de vorm van het austenietgebied. Voor verschillende staalsoorten wordt dit hieronder aangegeven:

|                          |               |
|--------------------------|---------------|
| zacht staal ca. 0,1% C   | 1300 – 950 °C |
| machinestaal ca. 0,45% C | 1100 – 900 °C |

|                              |               |
|------------------------------|---------------|
| gereedschapsstaal ca. 1,0% C | 1000 – 800 °C |
| gelegeerd staal, meestal     | 1100 – 900 °C |

Al deze temperaturen liggen in het austenietgebied. Bij het afkoelen na de vervorming treedt transformatie op van austeniet in ferriet en cementiet (zie het volgende hoofdstuk). Ook deze omzetting werkt mee aan de verfijning van de kristalstructuur.

Na het smeden, maar vooral na het walsen, zijn de eigenschappen van het staal in en loodrecht op de walsrichting verschillend. Dit verschil in eigenschappen ontstaat doordat de slakinsluitels in banen evenwijdig aan de vervormingsrichting liggen en daardoor in de dwarsrichting meer invloed hebben dan in de walsrichting.

Tijdens het warmwalsen wordt het oppervlak van het materiaal voortdurend geoxydeerd. De harde oxyden worden in het zachte materiaal gedrukt en bederven daarmee de oppervlaktelaag, zodat warmgewalst staal altijd een vrij ruw oppervlak heeft.

## Opgaven

- 2.1. Wat is het doel van de ertsvoorbereiding door sinteren en pelletiseren?
- 2.2. Geef de verschillen aan tussen de ertsvoorbereiding door sinteren en door pelletiseren.
- 2.3. Welke stoffen gaan er in de hoogoven en welke komen eruit?
- 2.4. Welke functies heeft cokes in de hoogoven?
- 2.5. Wat is de Boudouard reactie en wat is het belang daarvan voor het hoogoven proces?
- 2.6. Waarom bevat het ruwijzer ca. 4% koolstof?
- 2.7. Geef de fundamentele verschillen aan tussen de converter- en de ovenprocessen voor de staalbereiding.
- 2.8. Waarvoor is er een grote verbrandingswarmte van de bijmengsels nodig bij de ruwijzerraffinage?
- 2.9. Waarom kan koper niet uit staalschroot verwijderd worden tijdens het oxydatie- raffinageproces?
- 2.10. Waarom geeft men de voorkeur aan de electro-oven boven de oxystaalconverter voor de bereiding van gereedschapsstaal?
- 2.11. Op welke wijze kan men de gevoeligheid voor veroudering van staal beperken bij de bereiding?
- 2.12. Geef een aantal verschillen in eigenschappen van gekalmeerd en niet- gekalmeerd staal.
- 2.13. Waarom kan ongekalmeerd staal niet continu gegoten worden?
- 2.14. Beschrijf het verschil in de schadelijke effecten van fosfor en zwavel in staal.
- 2.15. Waarom wordt staal warmvervormd boven de  $A_3$  temperatuur?
- 2.16. Waarom is de walstemperatuur van constructiestaal hoger dan die van gereedschapsstaal?

# 3

## Fasetransformaties in staal; het Fe-C diagram

### 3.1. Zuiver ijzer

#### 3.1.1. Kristalstructuur en fasetransformaties

Bij atmosferische druk komt ijzer in twee modificaties voor: de kubisch ruimtelijk gecentreerde structuur of  $\alpha$ -structuur, meestal aangeduid met de naam ferriet en de kubisch vlakken gecentreerde structuur of  $\gamma$ -structuur, austeniet genaamd. Beneden 912 °C is ferriet de stabiele modificatie, tussen 912 °C en 1394 °C is austeniet stabiel en van 1394 °C tot het smeltpunt bij 1538 °C weer ferriet, nu  $\delta$ -fase genoemd.

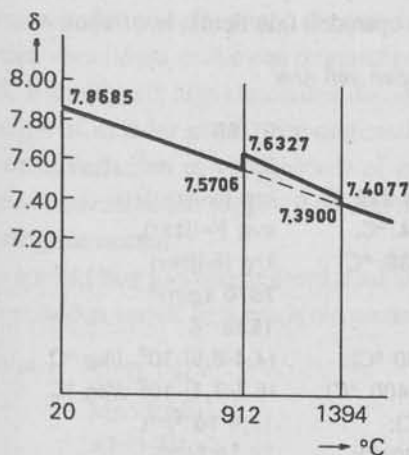
In deel 1, hoofdstuk 9 werden de transformaties van ijzer reeds kort beschreven. De ligging van de transformatiepunten wordt door verschillende factoren beïnvloed. Bij opwarming vindt de transformatie iets boven de evenwichtstemperaturen plaats, bij afkoeling er beneden. Dit temperatuurverschil is afhankelijk van de zuiverheid van het ijzer en van de opwarm- en afkoelsnelheid. Het wordt veroorzaakt door het feit, dat voor het op gang brengen van de transformaties altijd een zekere overschrijding van de theoretische evenwichtstemperaturen noodzakelijk is voor de vorming van omzettingskiemen. Bij drukverhoging wordt de kubisch vlakken gecentreerde structuur, die de grootste dichtheid heeft, stabiel. Dit effect is echter zeer gering, de overgang van de kubisch ruimtelijke naar de kubisch vlakken gecentreerde structuur ( $A_3$ ) daalt daardoor met ongeveer 5 °C per 1000 atmosfeer. Een veel grotere invloed wordt, zoals later zal blijken, door legeringselementen uitgeoefend.

In deel 1, hoofdstuk 9 werd reeds gewezen op het Curiepunt in het  $\alpha$ -ijzer bij 770 °C, waarboven de magnetische eigenschappen verdwijnen. Ook deze overgang, waarbij de kristalstructuur niet verandert, is sterk afhankelijk van de chemische samenstelling van ijzerlegeringen. IJzer in de kubisch vlakken gecentreerde structuur is nooit magnetisch. Bij de verschillende fasetransformaties ondergaan de meeste fysische eigenschappen, zoals soortelijke massa, uitzettingscoëfficiënt en geleidingsvermogen een abrupte verandering. De voor de technische toepassing van ijzerlegeringen belangrijkste verandering is echter die van de oplosbaarheid in het ijzerkristalrooster van de meeste legeringselementen, bovenal die van koolstof, bij de overgang van de  $\alpha$ - naar de  $\gamma$ -structuur. Hierop berust de mogelijkheid de eigenschappen van staal te verbeteren door

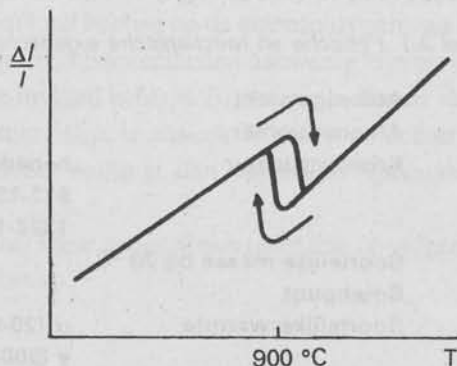


warmtebehandelingen.

Van de dichtheidsverandering bij de  $\alpha$ - $\gamma$ faseovergang (zie figuur 3.1) wordt zeer vaak gebruik gemaakt om het overgangspunt te bepalen. Dit gebeurt met behulp van een dilatometer, die de dilatatie (= uitzetting) als functie van de temperatuur registreert (zie figuur 3.2).



Figuur 3.1. Dichtheid van ijzer als functie van de temperatuur.



Figuur 3.2. Dilatometerkromme van zuiver ijzer met de  $\alpha \rightleftharpoons \gamma$  transformatie (schematisch).

### 3.1.2. Fysische en mechanische eigenschappen

In tabel 3.1 is een overzicht gegeven van de belangrijkste fysische en mechanische eigenschappen van ijzer. Er moet op worden gewezen, dat een aantal van deze eigenschappen afhankelijk is van de zuiverheid van het ijzer. Ook roosterfouten kunnen een belangrijke afwijking veroorzaken. De gegeven getalwaarden moeten daarom met enige voorzichtigheid worden gehanteerd.

Eénkristallen van ijzer zijn in hun eigenschappen steeds sterk anisotroop. Dit komt bijvoorbeeld tot uiting in de elasticiteitsmodulus die in de kubusrichtingen 135.000, in de zijvlakdiagonaalrichtingen 212.000 en in de lichaamsdiagonaalrichtingen 290.000 N/mm<sup>2</sup> bedraagt. De gemiddelde waarde, die ook voor polykristallijn ijzer wordt gevonden is 210.000 N/mm<sup>2</sup>.

Bij de *ferritische* ijzerlegeringen (met kubisch ruimtelijk gecentreerde ijzerstructuur) heeft de elasticiteitsmodulus steeds ongeveer deze waarde; legeringselementen hebben hierop weinig invloed. De technische *austenitische* staalsoorten (met kubisch vlakken gecentreerd rooster) hebben bij kamertemperatuur een elasticiteitsmodulus liggend tussen 160.000 en 200.000 N/mm<sup>2</sup>.

Zuiver ijzer is een zacht, goed vervormbaar metaal met een treksterkte van circa 200 N/mm<sup>2</sup> en met een rek van meer dan 40% (bij kamertemperatuur). De Brinellhardheid bedraagt ongeveer 55 HB; de 0,2-rek grens circa 100 N/mm<sup>2</sup>. Deze eigenschappen zijn



zeer sterk afhankelijk van de zuiverheid van het ijzer. Kleine hoeveelheden verontreinigingen, vooral van stikstof, koolstof en fosfor, veroorzaken sterke spreidingen in de sterkte-eigenschappen. Ook de korrelgrootte beïnvloedt de sterkte (Hall-Petch relatie, zie deel 1, hoofdstuk 4).

Ijzer is bij kamertemperatuur goed vervormbaar. Voor de glijrichtingen wordt altijd een dichtstgepakte richting ( $\langle 111 \rangle$ ) gevonden, terwijl verschillende vlakken, namelijk  $\{110\}$ ,  $\{112\}$  en  $\{123\}$  als glijvlakken kunnen optreden (zie deel 1, hoofdstuk 4).

Tabel 3.1. Fysische en mechanische eigenschappen van ijzer.

|                                   |                                     |                                     |
|-----------------------------------|-------------------------------------|-------------------------------------|
| Atoomgewicht                      |                                     | 55,85                               |
| Atoomnummer                       |                                     | 26                                  |
| Kristalstructuur                  | beneden 912 °C                      | kr (α-ijzer),                       |
|                                   | 912-1394 °C                         | kvg (γ-ijzer),                      |
|                                   | 1394-1538 °C                        | kr (δ-ijzer)                        |
| Soortelijke massa bij 20 °C       |                                     | 7870 kg/m <sup>3</sup>              |
| Smeltpunt                         |                                     | 1538 °C                             |
| Soortelijke warmte                | α (20-900 °C):                      | (4,4-8,5) · 10 <sup>2</sup> J/kg °C |
|                                   | γ (900-1400 °C):                    | (6,7-7,1) · 10 <sup>2</sup> J/kg °C |
| Lineaire uitzettingscoëfficiënt   | α (20 °C):                          | 12,5 · 10 <sup>-6</sup> /°C         |
|                                   | α (20-600 °C):                      | 16 · 10 <sup>-6</sup> /°C           |
|                                   | γ (900-1100 °C):                    | (21-23,5) · 10 <sup>-6</sup> /°C    |
| Elektrische soortelijke weerstand | 20 °C:                              | 9,5 μΩ cm                           |
|                                   | 900 °C:                             | 114 μΩ cm                           |
| Warmtegeleidingsvermogen          | 20 °C:                              | 75 J/m s °C                         |
|                                   | 800 °C:                             | 30 J/m s °C                         |
| Magnetische eigenschappen         | Curiepunt:                          | 770 °C;                             |
|                                   | verzadigingsmagnetisatie bij 20 °C: | 2,2 W/m <sup>2</sup>                |
| Elasticiteitsmodulus              |                                     | 210.000 N/mm <sup>2</sup>           |
| Treksterkte                       |                                     | 180-290 N/mm <sup>2</sup>           |
| 0,2-reksgrens                     |                                     | 100-170 N/mm <sup>2</sup>           |
| Rek                               |                                     | 40-50%                              |
| Hardheid                          |                                     | 45-55 HB                            |

### 3.2. Ongelegeerd staal

De omschrijving van het begrip staal is moeilijk, omdat staal een buitengewoon veelzijdig materiaal is. Een definitie die alle facetten van het begrip staal omvat is daardoor bijna niet te geven.

Staal is een legering van ijzer en koolstof, waarin het koolstofgehalte gewoonlijk beneden 2% ligt (indien niet anders vermeld zijn de chemische samenstellingen in dit en de volgende hoofdstukken uitgedrukt in gewichtsprocenten). De koolstof in staal is of wel interstitieel opgelost in het ijzerkristal of wel in metaalcarbiden gebonden.

Staal komt voor als kneedlegering, als gietlegering en als sinterlegering. Staal is smeedbaar, ofschoon bij de hooggelegeerde soorten soms moeilijk.

De staalsoorten worden onderscheiden in de *ongelegeerde of koolstofstaalsoorten* en de *gelegeerde staalsoorten*. De scheidslijn tussen beide soorten is onduidelijk en vaak zeer willekeurig gekozen.

Ook het begrip *ongelegeerd* is moeilijk te omschrijven, omdat staal naast ijzer en koolstof steeds tal van andere elementen bevat. Deze kunnen nog worden verdeeld in *onzuiverheden* en *bijmengsels*.

Onzuiverheden zijn elementen die met de normale staalbereidingsmethoden niet geheel worden verwijderd en die een ongunstige invloed hebben op de eigenschappen van het staal. Bijmengsels zijn elementen die in geringe hoeveelheden aanwezig zijn en een gunstige of in ieder geval geen ongunstige invloed hebben. Bijmengsels dienen vaak om onzuiverheden te verwijderen of onschadelijk te maken. Worden ze echter in grotere hoeveelheden toegevoegd dan hiervoor nodig is, dan worden de bijmengsels legeringselementen.

Men spreekt nog van ongelegeerd staal als het naast koolstof niet meer dan de volgende hoeveelheden van de genoemde elementen bevat:

Si: 0,7%,

Mn: 1,6%,

Al: 0,3%,

Cu: 0,4%

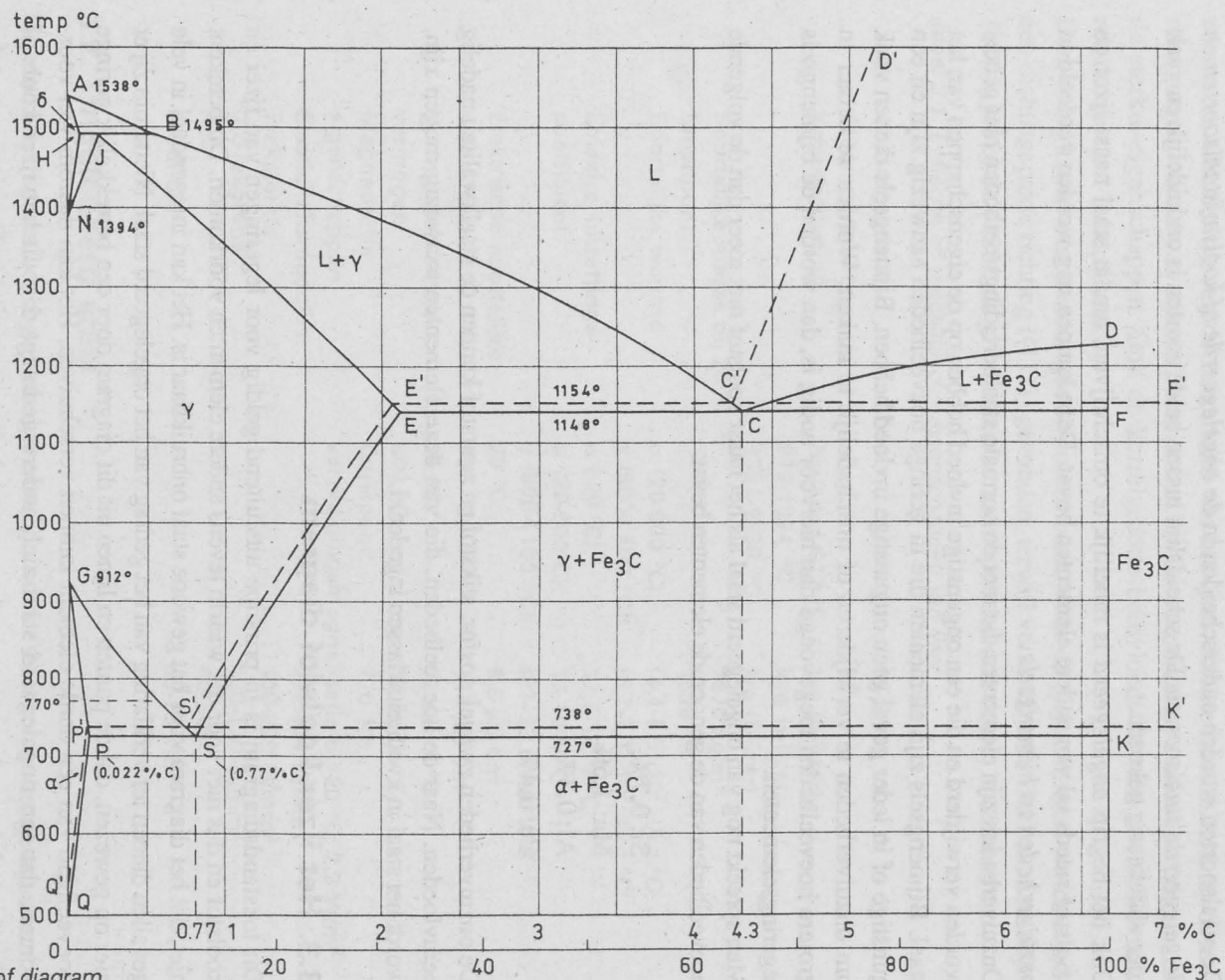
De onzuiverheden zwavel, fosfor, stikstof en zuurstof kunnen de staalkwaliteit nadelig beïnvloeden. Naar de hoeveelheden, die van deze elementen aanwezig mogen zijn, wordt het staal in kwaliteitsklassen ingedeeld.

### 3.3. Het ijzer-koolstof diagram

Dit toestandsdiagram is in principe uitsluitend geldig voor legeringen van ijzer en koolstof en dus niet voor die waarin tevens andere elementen voorkomen. Dit betekent niet, dat het diagram voor het gewone staal onbruikbaar is. Het kan integendeel in vele gevallen dienen ter verklaring van het gedrag van het ongelegeerd staal. Niettemin zij er hier op gewezen, dat de punten en lijnen uit dit diagram door een betrekkelijk geringe hoeveelheid van een derde element kunnen verschuiven. Het kan daarom wel voorkomen, dat een ongelegeerd staal zich anders gedraagt dan uit het ijzer-koolstof diagram volgt.

Het in figuur 3.3 weergegeven ijzer-koolstof diagram is overgenomen uit het Amerikaanse 'Metals Handbook'. Het is opgesteld op basis van zeer veel onderzoek en door een commissie van deskundigen als het meest representatieve aangewezen. Het is gebruikelijk dit diagram slechts tot even voorbij 6,7 gew% C, de samenstelling van de verbinding  $\text{Fe}_3\text{C}$  te tekenen; het niet getekende deel heeft geen technische betekenis.

In paragraaf 3.1. werden de kristalstructuren van zuiver ijzer (krg-  $\alpha$  en kvg-  $\gamma$ ) reeds beschreven.



Figuur 3.3. Het ijzer-koolstof diagram.

Toevoeging van koolstof aan ijzer geeft een vergroting van het  $\gamma$ -gebied. De homogene vaste oplossing van koolstof in kubisch vlakken gecentreerd ijzer noemt men naar de Engelse onderzoeker W.C. Roberts-Austen, *austeniet*. Het gebied, waarin deze structuur stabiel is, heet *austenietgebied*.

De vaste oplossing van koolstof in kubisch ruimtelijk gecentreerd ijzer noemt men *ferriet*. De oplosbaarheid van koolstof in austeniet is veel groter dan in ferriet. De verbinding van ijzer met koolstof,  $\text{Fe}_3\text{C}$ , heet *cementiet*; deze heeft een gecompliceerd kristalrooster en is hard en bros. In het systeem ijzer-koolstof kan de, niet in ijzer opgeloste, koolstof zowel in elementaire vorm als hexagonaal gekristalliseerd grafiet als in de vorm van cementiet optreden. Bij staal komt alleen het ijzer-cementiet systeem voor; in het Fe-C diagram (zie figuur 3.3) aangegeven met getrokken lijnen. De behandeling van het ijzer-grafiet systeem (gestippelde lijnen) wordt uitgesteld tot de bespreking van gietijzer (hoofdstuk 12). In feite is cementiet een metastabiele tussenfase, de neiging tot uiteenvallen in ferriet en grafiet is echter zeer gering. Bij de technisch voorkomende gloeitijden van staal vindt deze reactie praktisch nooit plaats.

De evenwichtstoestanden van ijzer en koolstof, de fasenovergangen en de drie-fasen reacties kunnen uit het Fe-C diagram worden afgelezen. Het vloeistofgebied (L) wordt begrensd door drie twee-fasen ontmenggebieden; het evenwicht met  $\delta$ -ferriet wordt bepaald door de lijnen AB en AH; het evenwicht met austeniet door de lijnen BC en JE; het evenwicht met cementiet door de lijnen DC en DF.

De drie-fasenlijn waarop de peritectische reactie  $\delta\text{-ferriet} + \text{L} \rightleftharpoons \text{austeniet}$  ( $1495^\circ\text{C}$ ) plaatsvindt is technisch niet erg belangrijk. Door de bij deze temperatuur zeer grote diffusiesnelheid van de koolstofatomen stelt het evenwicht zich meestal snel en volledig in.

De drie-fasenlijn waarop de reactie  $\text{L} \rightleftharpoons \text{austeniet} + \text{cementiet}$  ( $1148^\circ\text{C}$ ) plaatsvindt is zeer belangrijk voor de productie van gietijzer. Het eutecticum C, dat bij het stollen uit ongeveer gelijke hoeveelheden van de beide vaste fasen bestaat, wordt *ledeburiet* genoemd, naar de Duitse onderzoeker A. Ledebur.

De derde drie-fasenlijn ( $727^\circ\text{C}$ ) is verreweg de belangrijkste. Op die lijn vindt de omzetting  $\text{austeniet} \rightleftharpoons \text{ferriet} + \text{cementiet}$  plaats.

Het zich bij deze temperatuur uit vast austeniet met samenstelling S ( $0,77\% \text{ C}$ ) vormend mengsel van de beide vaste fasen ferriet en cementiet wordt eutectoïde genoemd; dit ter onderscheiding van een eutecticum, dat uit de vloeistof ontstaat. Het wordt echter vaak ook als eutecticum aangeduid, alhoewel dit minder juist is. Het eutectoïde draagt de naam *perliet*.

De cementiet die uit de vloeistof wordt afgescheiden is de 'primaire' (DC) die uit de austeniet de 'secundaire' (ES), en die uit de ferriet de 'tertiaire' (PQ).

Een onderperlitisch staal, met minder dan  $0,77\% \text{ C}$ , zal bij langzame afkoeling uit het austenietgebied ferriet gaan vormen zodra de temperatuur lager wordt dan door het snijpunt van de samenstellingslijn en de lijn GS wordt aangegeven. Men duidt deze

temperatuur vaak aan met de letter  $A_3$ . Deze aanduiding wordt begrijpelijk als men bedenkt, dat ook bij zuiver ijzer de  $\gamma$ - $\alpha$  overgang met dit symbool wordt aangeduid (vergelijk paragraaf 3.1). Bij 727 °C zal de resterende austeniet overgaan in ferriet en cementiet; deze overgangstemperatuur wordt aangeduid met  $A_1$ .

Bij afkoeling van een bovenperlitisch staal zal zich bij het passeren van de lijn ES cementiet gaan vormen. De desbetreffende overgangstemperatuur noemt men  $A_{cm}$ .

We zullen nu in de volgende paragrafen de structuur en de warmtebehandelingen van ongelegeerd staal bespreken voor zover deze begrepen kunnen worden aan de hand van het ijzer-koolstof diagram. We spreken daarbij uitsluitend over evenwichtstoestanden. Het harden van staal, dat in principe berust op het bestaan van niet-evenwichtstoestanden, komt in een later hoofdstuk ter sprake.

### 3.4. De structuur van ongelegeerd staal bij langzame afkoeling uit het austenietgebied

Staalsoorten met minder dan 2% koolstof kunnen bij verhitting tot in het austenietgebied een homogene interstitiële oplossing vormen (zie figuur 3.3.). De koolstof bevindt zich dan in de octaëderholten van het kubisch vlakken gecentreerde rooster. Aangezien er evenveel octaëderholten zijn als ijzeratomen kunnen nooit meer dan ongeveer één-tiende deel van de beschikbare holten met koolstof bezet zijn.

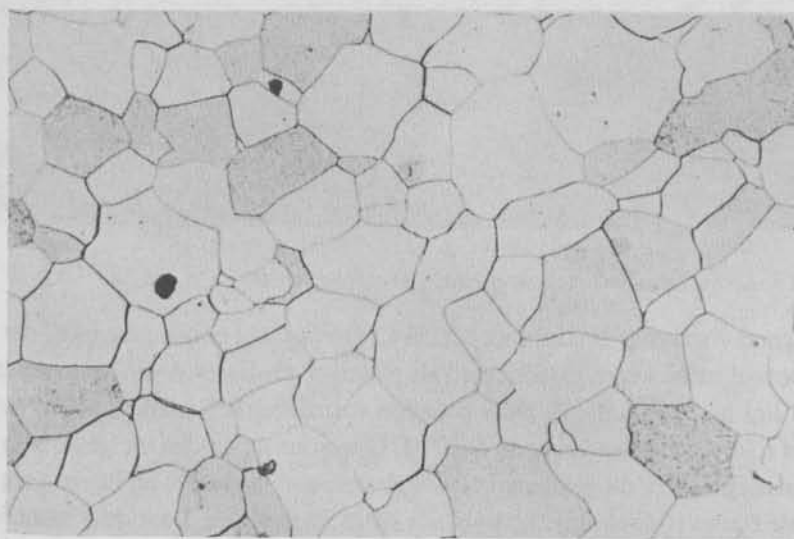
In de kubisch ruimtelijk gecentreerde ferrietstructuur is de koolstof veel minder goed oplosbaar dan in de austeniet (maximaal 0,02%, punt P in figuur 3.3) omdat de beschikbare holten kleiner zijn. Bij afkoeling van de austeniet tot beneden de omzettingstemperatuur zal er dus een scheiding van de koolstof en het ijzer moeten plaatsvinden. Dit gebeurt door diffusie van de koolstof, daar het kleine interstitieel opgeloste koolstofatoom veel beweeglijker is dan de grotere ijzeratomen. Bij deze scheiding ontstaan ferriet en cementiet. Omgekeerd zal bij het *austeniteren*, dat wil zeggen de vorming van austeniet door verhitting tot in het austenietgebied, de cementiet in oplossing moeten gaan. Om homogene austeniet te verkrijgen moet de austeniteertijd voldoende lang zijn om dit oplossingsproces volledig te laten aflopen: 15 à 30 minuten is hiervoor in de regel lang genoeg.

Voor een aantal verschillende koolstofgehalten zal nu worden nagegaan welke omzettingsreacties zullen optreden bij een langzame afkoeling vanuit het austenietgebied, bijvoorbeeld bij afkoeling in lucht, zoals gebeurt bij het later te bespreken *normaal-gloeien*.

Als eerste voorbeeld wordt een koolstofgehalte van 0,01% gekozen, dat wil zeggen links van het punt P in het Fe-C diagram. Bij daling van de temperatuur beneden de lijn GS (figuur 3.3.), het  $A_3$  punt, wordt ferriet gevormd waarvan de samenstelling ligt op de lijn GP. Bij verdere temperatuurdaling wordt steeds meer ferriet gevormd. De resterende austeniet wordt daardoor rijker aan koolstof. De hoeveelheden ferriet en austeniet worden (in de evenwichtstoestand) aangegeven door de hefboomregel (zie



deel1, hoofdstuk 9). Bij circa 825 °C is de austeniet volledig in ferriet omgezet. Het materiaal bevindt zich dan in het één-fasige  $\alpha$ -gebied. Bij verdere afkoeling neemt beneden 727 °C de oplosbaarheid van koolstof in de ferriet sterk af, waardoor het ferrietkristal beneden 650 °C oververzadigd wordt aan koolstof. Er zal dan langs de korrelgrenzen een uitscheiding van tertiaire cementiet plaatsvinden, mits de afkoeling voldoende langzaam is. Bij snelle afkoeling blijft de koolstof gedeeltelijk in oververzadigde oplossing, waardoor de mogelijkheid van *veroudering* wordt geschapen. Deze staalsoort wordt weekijzer genoemd, omdat het materiaal te zacht is voor constructieve toepassingen. Wel vindt het toepassingen in de elektrotechniek als magnetisch materiaal. De structuur van deze staalsoort wordt getoond in figuur 3.4.



Figuur 3.4. Normaalgegloeid staal met 0,01% C (weekijzer); etsing  $\text{HNO}_3$  in alcohol (300  $\times$ ).

Het tweede voorbeeld is staal met 0,77 %C, dat vooral gebruikt wordt voor gereedschappen. Dit is staal met de eutectoïde samenstelling, de transformatie vindt geheel plaats bij 727 °C. Bij deze temperatuur is de austeniet gelijktijdig in evenwicht met ferriet zowel als met cementiet. Bij de omzetting worden afwisselende evenwijdige laagjes ferriet en cementiet gevormd tot een lamellaire structuur (zie figuur 3.5). Deze structuur heet *perliet* naar de parelmoerglans, die het gepolijste oppervlak van de perliet, gezien onder de microscoop, kenmerkt. De gewichtsverhouding van de beide fasen is circa 88% ferriet en 12% cementiet. Een bundel van evenwijdige lamellen wordt perlietkolonie genoemd. Dit is in wezen een mengsel van kristallen waarbij echter de orientatie van de beide fasen in het gehele gebied hetzelfde is. In één austenietkristal groeien meestal meerdere, verschillend geörienteerde, perlietkolonies uit (zie figuur 3.5.).

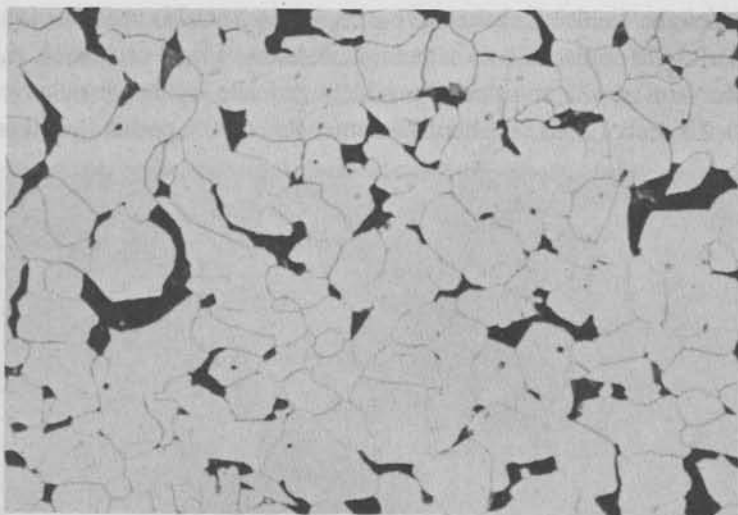


Figuur 3.5. Lamellaire perliet; etsing  $\text{HNO}_3$  in alcohol (1600  $\times$ ).

Een volgend voorbeeld is staal met 0,12% C. Dit is zacht constructiestaal, dat in zeer grote hoeveelheden wordt gefabriceerd als platen en profielen. De  $A_3$ -temperatuur van dit staal ligt bij circa 850 °C. Daar beneden vormen zich ferrietkristallen, terwijl de austeniet rijker wordt aan koolstof. Bij 770 °C worden de tot dan toe gevormde ferrietkristallen magnetisch; dit geldt voor alle staalsamenstellingen. De bij lagere temperatuur gevormde ferriet is direct bij zijn ontstaan reeds magnetisch. Daar deze samenstelling rechts van het punt P (figuur 3.3.) is gelegen, wordt niet alle austeniet in ferriet omgezet. Bij 727 °C bereikt de resterende austeniet het eutectoïdische punt (S), het koolstofgehalte van de austeniet is dan 0,77%. De austeniet wordt bij constante temperatuur omgezet in perliet. Men vindt bij dit staal de perliet als kleine driehoekige eilanden, waarvan de vorm wordt bepaald door de groeiende ferrietkristallen (figuur 3.6). Bij verdere afkoeling scheidt zich aan de ferrietkorrelgrenzen tertiaire cementiet af. In figuur 3.6. kan de lamelstructuur van de perliet niet worden onderscheiden omdat de vergroting van de microfoto daarvoor te klein is.

Machinestaalsoorten hebben een koolstofgehalte van 0,3 – 0,4%. De transformatie van de  $\gamma$ -mengkristallen begint bij circa 800 °C en eindigt bij 727 °C. De hoeveelheid perliet is, zoals blijkt uit figuur 3.7, aanzienlijk groter geworden. De perlieteilanden beginnen elkaar te raken. In de perlieteilanden zijn de lamellen overal of over een groot gedeelte gelijk gericht. De richting is voor ieder eiland echter verschillend. Bij koolstofgehalten boven 0,3% wordt geen tertiaire korrelgrenscementiet meer gevonden.

De verhouding van de hoeveelheden ferriet en perliet kan worden berekend met de hefboomregel. Bij onderperlitisch staal kan met enige oefening uit het structuurbeeld



Figuur 3.6. Normaalgegloeid staal met 0,12% C; etsing  $\text{HNO}_3$  in alcohol (300x).



Figuur 3.7. Normaalgegloeid staal met 0,30 %C; etsing  $\text{HNO}_3$  in alcohol (300x).

een goede schatting van het koolstofgehalte worden gemaakt. Met nadruk zij er op gewezen, dat dit alleen geldt voor langzaam afgekoeld staal.

Voor gereedschappen worden ook *bovenperlitische* staalsoorten gebruikt met koolstofgehaltes tot circa 1,5%. Bij deze *boveneutectoidische* staalsoorten zal bij afkoeling uit het austenietgebied eerst een uitscheiding van cementiet plaatsvinden, waardoor het koolstofgehalte van de austeniet daalt tot 0,77% bij 727 °C. Daarna zal de resterende austeniet worden omgezet in perliet. De cementiet bij een bovenperlitisch staal scheidt zich langs de randen van de austenietkristallen af en vormt daar een netwerk (figuur 3.8.). Dit netwerk maakt het staal bros.

Het schatten van het koolstofgehalte van bovenperlitisch staal is veel moeilijker dan dat van onderperlitisch, omdat de hoeveelheid secundaire- of rand-cementiet, zelfs bij een zeer hoog koolstofgehalte nog slechts een klein gedeelte van het gezichtsveld beslaat (figuur 3.8). Zo geeft 1,5% C slechts 10% cementiet en 90% perliet (ga dit na).

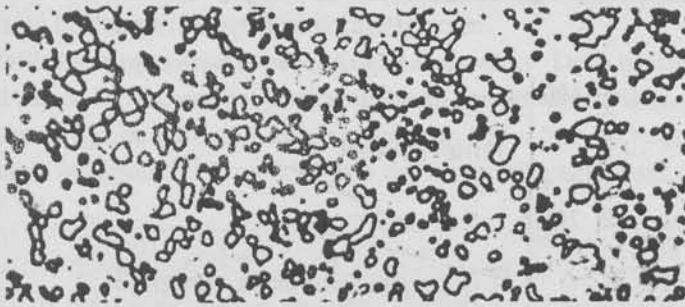


Figuur 3.8. Structuur van normaalgegloeid boveneutectoidisch staal; (a) 1,2% C; (b) 1,6% C; etsing  $\text{HNO}_3$  in alcohol (1000  $\times$ ).

Behalve koolstof zullen ook de andere in staal voorkomende elementen een verschillende oplosbaarheid hebben in austeniet, ferriet en cementiet. Bij de fase-overgang zal dus ook voor deze elementen een herverdeling noodzakelijk zijn. Voor de substitutieel opgeloste elementen is dit vaak veel moeilijker dan voor koolstof, daar de diffusie veel trager verloopt. Bij de behandeling van de gelegeerde staalsoorten zal blijken dat het verloop van de omzettingen hierdoor sterk kan worden gewijzigd.

### Globulaire cementiet

De lamellaire perliet is niet de evenwichtsstructuur. Voor de lamellaire groei van ferriet en cementiet is relatief weinig koolstofdiffusie nodig, waardoor deze groei gemakkelijk kan plaatsvinden. De lamellen hebben echter een aanzienlijke oppervlakte-energie. Bij langdurig gloeien dicht onder de omzettingstemperatuur of bij een zeer langzame afkoeling vanuit het austenietgebied, wordt de cementiet in de bolvorm omgezet, waardoor de oppervlakte-energie sterk wordt verlaagd. In figuur 3.9 wordt deze structuur getoond voor een eutectoïdisch staal. Men spreekt in dit geval vaak van globulaire perliet, ofschoon alleen de cementiet bolvormig is. Deze bolvormige korrels zijn ingebed in een grondmassa van ferriet. Globulaire perliet is zachter en gemakkelijker te bewerken dan lamellaire perliet. Deze structuur wordt daarom nagestreefd bij het *zachtgloeien van staal* (zie paragraaf 3.5).



Figuur 3.9. Ferriet met globulaire cementiet (zachtgloeistruktuur); etsing  $\text{HNO}_3$  in alcohol (1000x).

### Mechanische eigenschappen

De mechanische eigenschappen van ongelegeerd staal worden, na langzame afkoeling vanuit het austenietgebied, voornamelijk bepaald door de verhouding van de hoeveelheden ferriet en perliet. Andere invloedsfactoren zijn de korrelgrootte en de hoeveelheden bijmengsels. Gemiddelde sterktewaarden voor normale structuren staan in tabel 3.2.

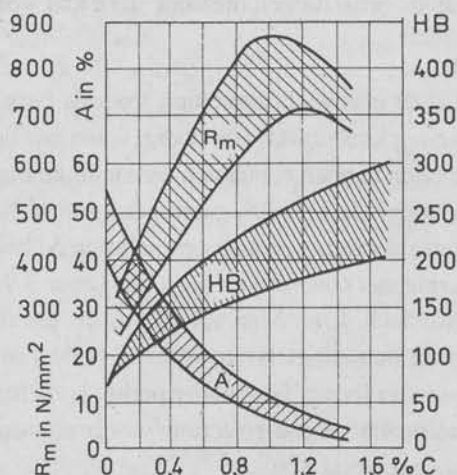
Voor de zeer brosse cementiet zijn reële sterktewaarden moeilijk te bepalen.

Sterktewaarden van verschillende staalstructuren verkregen door een langzame afkoeling vanuit het austenietgebied zijn ook gegeven in de figuren 3.10 en 3.11.

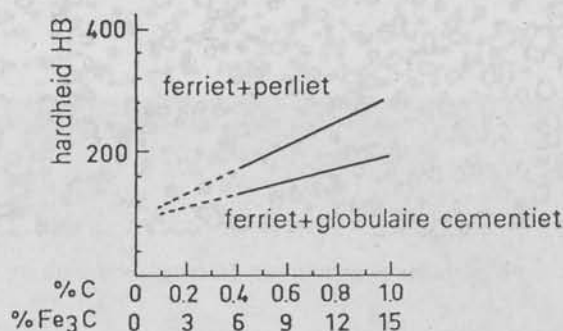


Tabel 3.2. Gemiddelde sterkte waarden van normale structuren.

| structuur | $R_m$ (N/mm <sup>2</sup> ) | A (%) | HB  |
|-----------|----------------------------|-------|-----|
| ferriet   | 280                        | 50    | 80  |
| perliet   | 800                        | 10    | 200 |
| cementiet |                            |       | 700 |



Figuur 3.10. Mechanische eigenschappen van normaalgegloeid staal als functie van het koolstofgehalte.



Figuur 3.11. Effect van de kristalvorm op de hardheid. De globulaire perlietstructuur geeft minder weerstand tegen vervorming dan de lamellaire.

### 3.5. Warmtebehandelingen

De hierna te bespreken (warmte)behandelingen van staal kunnen worden begrepen met behulp van het ijzer-koolstof diagram. Later zal blijken, dat voor andere warmtebehandelingen, zoals het harden en veredelen van staal, de kennis van de evenwichtstransformaties, die optreden in het Fe-C diagram, ontoereikend is.

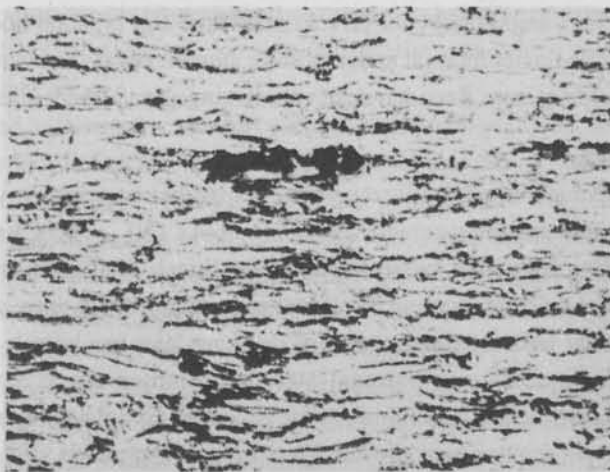
### Herstelgloeien

Herstelgloeien of spanningsarmgloeien vindt plaats bij temperaturen onder circa 650 °C. Om geen nieuwe thermische spanningen op te wekken, wordt na het gloeien langzaam afgekoeld. Bij het spanningsarmgloeien treedt een herrangschikking van de dislocaties op, waardoor de inwendige spanningen verminderen. Herstelgloeien wordt toegepast om spanningen, die zijn ontstaan door verspanen, lassen of lichte koudvervormingen zoals strekken of buigen, te verminderen. Deze spanningen zullen dalen tot beneden de rekgrens bij de gebruikte gloeitemperatuur. Herstelgloeien heeft normaal geen effect op de kristalstructuur. Slechts als structuurbestanddelen aanwezig zijn, die ontlaatprocessen (deze worden in het volgende hoofdstuk besproken) ondergaan bij de herstelgloeitemperatuur, zullen structuurveranderingen plaatsvinden. Dit kan gebeuren bij plaatselijk optredende hardingsstructuren, bijvoorbeeld veroorzaakt door lassen.

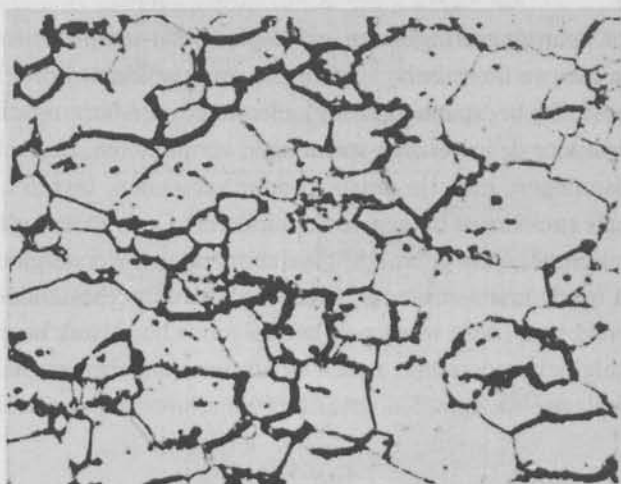
### Rekristalliserend gloeien

Bij grotere koudvervormingen zal bij gloeien onder  $A_1$  rekristallisatie optreden. Daar staal met een hoog koolstofgehalte slecht koudvervormbaar is, zal deze warmtebehandeling voornamelijk voorkomen bij de zachtere koolstofstaalsoorten. Ferriet rekristalliseert tussen 550 en 650 °C; de vorm van de perlietvelden blijft daarbij echter onveranderd, zodat het structuurherstel onvolledig zal zijn. Een volledig herstel wordt pas bereikt bij het hierna te bespreken normaalgloeien.

De rekristallisatietemperatuur is geen materiaalconstante. Deze is afhankelijk van de zuiverheid van de ferriet, van het perlietgehalte en van de vervormingsgraad. Bij hooggelegeerd staal ligt de rekristallisatietemperatuur 100 – 200 °C hoger dan bij zacht koolstofstaal. In figuur 3.12. en 3.13 zijn de vervormingsstructuur en de rekristal-



Figuur 3.12. Staal met 0,09% C (90% koud gewalst en 1 uur gegloeid bij 550 °C). Er is wel herstel maar nog geen rekristallisatie opgetreden (1000 x).



Figuur 3.13. Staal met 0,09% C (90% koudgewalst en 1 uur gegloeid bij 650 °C). De ferriet is volledig gerekristalliseerd, de perliet ligt nog gestrekt in de walsrichting (1000x).

Tabel 3.3. Rekristallisatie van 90% koudgewalst koolstofstaal met 0,09% C, (gloeitijd 1 uur op de aangegeven temperaturen).

| gloeitemperatuur (°C)            | 20  | 400 | 550 | 600 | 650 | 750 | 950  |
|----------------------------------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|------|
| treksterkte (N/mm <sup>2</sup> ) | 860 | 850 | 760 | 640 | 420 | 390 | 360  |
| rek (%)                          | 5   | 9   | 13  | 22  | 28  | 31  | 32   |
| korrelgrootte (μ)                | —   | —   | —   | —   | 4,7 | 6,2 | 21,0 |

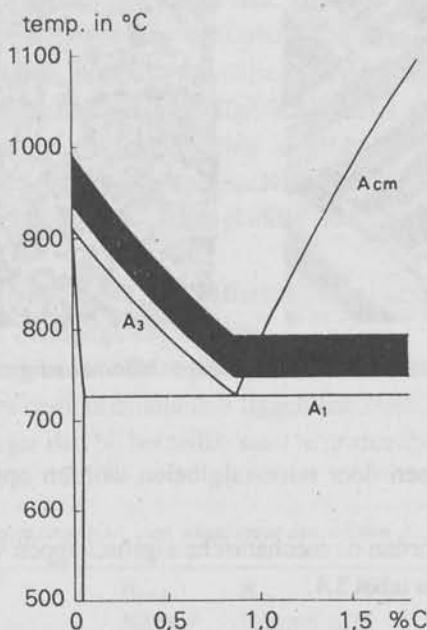
lisatiestructuur van staal met 0,09% C weergegeven. In tabel 3.3 is de verandering van de mechanische eigenschappen bij de rekristallisatie vermeld.

De kritische vervormingsgraad voor de rekristallisatie ligt bij staal hoog, namelijk bij ca. 10%, doordat de ferriet meestal andersoortige atomen bevat die evenals de perliet de rekristallisatie belemmeren. Beneden deze vervormingsgraad treedt alleen herstel op.

### Normaalgloeien

Onder normaalgloeien of normaliseren verstaat men het verwarmen van staal tot een temperatuur in het austenietgebied dicht boven  $A_3$  (30 – 70 °C) met een daarop volgende afkoeling in rustige lucht. Bij bovenperlitisch staal gloeit men 30 – 70 °C boven  $A_1$ . Doordat bij deze gloeiing tweemaal een transformatie optreedt, namelijk van ferriet + perliet naar austeniet en omgekeerd, zal twee keer een korrelverfijning plaatsvinden, daar bij de omzetting normaal meerdere kiemen per kristal ontstaan. Bij afkoeling in lucht wordt een lamellaire perliet gevormd. Er ontstaat op deze manier dus een fijnkorrelige perlietstructuur, die karakteristiek of *normaal* is voor het betreffende staal. Alle door harden, veredelen, oververhitten, lassen of koudvervormen veroorzaakte veranderingen van structuur en eigenschappen kunnen door het normaalgloeien worden opgeheven. De structuren, die ontstaan bij het normaalgloeien van koolstof-

staal met verschillende C-percentages werden getoond in de figuren 3.4, 3.5, 3.6, 3.7 en 3.8 bij de bespreking van het Fe-C diagram. De toegepaste austeniteertemperaturen zijn aangegeven in het ijzer-koolstof diagram in figuur 3.14. Bij het gebruik van hogere temperaturen of van lange gloeitijden kan austenietkorrelgroei optreden, waardoor het korrelverfijnd effect van het normaalgloeien teniet wordt gedaan.

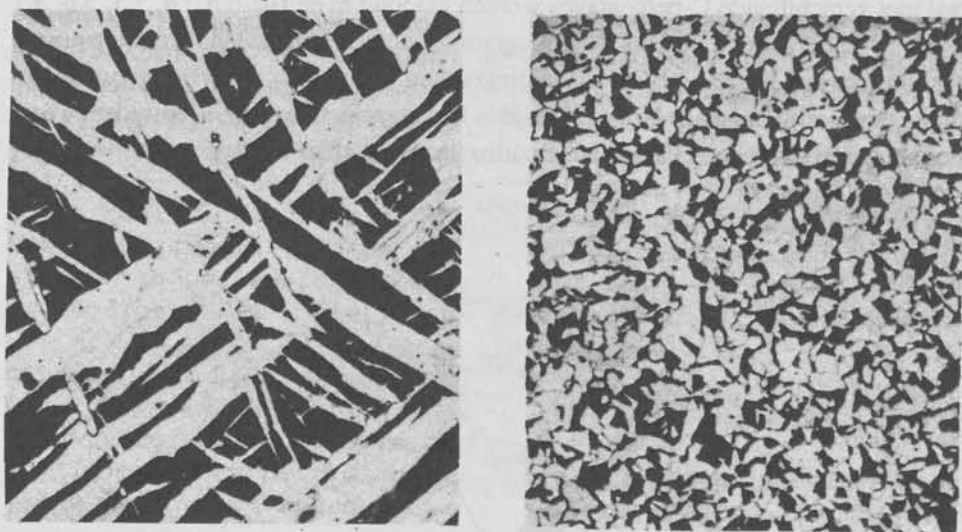


Figuur 3.14. Normaalgloeitemperatuur aangegeven in het Fe-C diagram.

Het normaalgloeien wordt overwegend toegepast bij ongelegeerd en laaggelegeerd constructiestaal en bij gietstaal. De koolstofgehalten van deze staalsoorten liggen meestal beneden 0,3%.

Bovenperlitische staalsoorten worden niet vaak normaalgegloeid, daar de structuurverbetering hierdoor betrekkelijk klein is. Om een homogene austeniet te krijgen moet op zeer hoge temperatuur, boven de  $A_{cm}$ -lijn, gegloeid worden, waardoor korrelgroei kan optreden. Bij de afkoeling in lucht ontstaat dan de ongewenste randcementiet (zie figuur 3.8). In verband hiermee gloeit men in het ontmenggebied, dicht boven de eutectoïdische temperatuur. De cementiet zal dan niet in oplossing gaan, de cementiet netwerken zullen echter min of meer globulariseerd worden.

In gietstaal, dat meestal een grofkorrelige stollingsstructuur vertoont, ontstaat onder bepaalde afkoelomstandigheden een grove structuur van ferrietplaten, met daartussen perliet. Deze structuur wordt Widmannstättenstructuur genoemd (zie figuur 3.15a). Ook in constructiestaal kan deze structuur ontstaan bij hoge afwalstemperaturen of na het lassen. Men spreekt dan van een oververhittingsstructuur, deze wordt gekenmerkt door een lage kerfslagwaarde en een grofkorrelig glinsterend breukvlak. Deze Wid-



Figuur 3.15. (a) Gietstaal vóór het normaalgløien: Widmannstättenstructuur; (b) gietstaal na het normaalgløien.

mannstättenstructuren kunnen door normaalgløien worden opgeheven (zie figuur 3.15b).

Door het normaalgløien worden de mechanische eigenschappen van gietstaal belangrijk verbeterd, zoals blijkt uit tabel 3.4.

Tabel 3.4. Veranderingen van de mechanische eigenschappen van gietstaal door normaalgløien.

| Warmtebehandeling        | C<br>% | $R_{p0,2}$<br>N/mm <sup>2</sup> | $R_m$<br>N/mm <sup>2</sup> | A<br>% | Z<br>% | kerfslagwaarde<br>Joule/cm <sup>2</sup> |
|--------------------------|--------|---------------------------------|----------------------------|--------|--------|-----------------------------------------|
| Ongeløeid                | 0,11   | 180                             | 410                        | 26     | 30     | 40                                      |
| Normaalgeløeid bij 900°C | 0,11   | 260                             | 420                        | 30     | 59     | 170                                     |
| Ongeløeid                | 0,26   | 230                             | 430                        | 13     | 14     | 30                                      |
| Normaalgeløeid bij 850°C | 0,26   | 290                             | 480                        | 24     | 41     | 90                                      |
| Ongeløeid                | 0,53   | 250                             | 620                        | 7      | 4      | 13                                      |
| Normaalgeløeid bij 820°C | 0,53   | 350                             | 700                        | 16     | 18     | 35                                      |
| Ongeløeid                | 0,85   | 300                             | 620                        | 1      | 0,4    | 14                                      |
| Normaalgeløeid bij 770°C | 0,85   | 320                             | 720                        | 9      | 7      | 20                                      |

Ook bij gewalst staal worden door normaalgløien de rekgrens en de taaiheid verbeterd. Door de fijnere structuur echter in mindere mate.

### Zachtgløien

Het zachtgløien heeft tot doel het staal een structuur te geven, die de laagste hardheid heeft. Dit is een structuur van globulaire carbiden in een ferritische grondmassa (zie figuur 3.9). De laagste hardheid geeft de beste vervormbaarheid bij niet verspanende



metaalbewerkingen, zoals stuiken, buigen, dieptrekken, koudwalsen en dergelijke. Voor verspanende bewerkingen, zoals zagen, draaien, boren, schaven enz. geldt dit ook voor staalsoorten met een koolstofgehalte van meer dan 0,5%. Bij zacht staal is de zachtgegloeide toestand minder gunstig voor verspanende bewerkingen, daar het oppervlak onder de beitel sterk gaat vervormen (smeren).

Door dit smeren ontstaat een ruw oppervlak. Bij deze staalsoorten geeft daarom de normaalglloeistruktuur de beste verspaanbaarheid. Bij hogere perlietgehalten in het staal ontstaat echter een sterke gereedschapsslijtage. Bij het snijden in lamellaire perliet worden de cementietlamellen namelijk afgebroken, met als gevolg dat de afgebroken randen de beitel krassen; bij het snijden in globulaire perliet zullen de korrels daarentegen zonder te breken langs de beitelvlakken glijden. Het bewerkte oppervlak van zachtgegloeid perlitisch staal is ook gladder onder overigens dezelfde omstandigheden.

In het algemeen geldt de regel, dat staalsoorten met minder dan 0,5% C normaalgegloeid en de andere zachtgegloeid worden.

Doordat de afschuiving in lamellaire perliet sterk belemmerd wordt door de moeilijk plastisch vervormbare cementietlamellen liggen hardheid, rekgrens en treksterkte bij zachtgegloeid staal lager dan bij hetzelfde staal in normaalgegloeide toestand, zie tabel 3.5 en figuur 3.11.

Tabel 3.5. Sterkte-eigenschappen van staal met lamellaire en met globulaire perliet.

| structuur          | $R_{p0,2}$<br>N/mm <sup>2</sup> | $R_m$<br>N/mm <sup>2</sup> | A<br>% | Z<br>% | HB  |
|--------------------|---------------------------------|----------------------------|--------|--------|-----|
| lamellaire perliet | 500                             | 850                        | 8      | 15     | 280 |
| globulaire perliet | 280                             | 550                        | 25     | 60     | 180 |

Het zachtgloeien berust op de neiging van de carbiden om de oppervlakte-energie te verlagen door de bolvorm aan te nemen. Dit gebeurt door een diffusieproces. Bij ongelegeerd staal is hiervoor alleen koolstofdiffusie nodig. In gelegeerd staal moeten ook de substitutioneel opgeloste elementen verplaatst worden. Dit maakt het zachtgloeien vooral in gelegeerde staalsoorten tot een zeer langdurig proces. De diffusiesnelheid van de elementen in de ferriet is het hoogst vlak onder de overgangstemperatuur. De eenvoudigste manier van zachtgloeien is dan ook het gloeien dicht onder de  $A_1$ -temperatuur (680 – 710 °C). Bij koolstofstaal voert deze methode in 5 – 10 uur gewoonlijk wel tot het gewenste doel. Bij gelegeerde staalsoorten zijn soms gloeitijden van 24 uur of nog langer nodig, waarna de bereikte hardheid nog steeds niet optimaal is.

## Opgaven

- 3.1. Teken een afkoelkromme voor zuiver ijzer en benoem de overgangspunten met de daarbij optredende structuurveranderingen.

- 3.2. Welke verandering treedt op bij het Curiepunt van ijzer?
- 3.3. Geef een verklaring voor de lengtevermindering in een proefstaaf, die optreedt bij de fase-overgang van ferriet naar austeniet bij 912 °C.
- 3.4. Hoeveel zet een ijzerstaaf (lengte 1 m) uit bij verwarming van 20 tot 500 °C?
- 3.5. Geef definities van: a) staal en b) ongelegeerd staal.
- 3.6. Teken het ijzer-cementiet diagram.
- 3.7. Wat is ledeburiet? Uit welke structuurbestanddelen bestaat dit bij 1000 °C en bij 500 °C?
- 3.8. Welke structuren, fasen en hoeveelheden daarvan, treden op in ijzer-koolstof legeringen met 0,5 en 1,5% C bij 730 en bij 720 °C.
- 3.9. Beschrijf de structuren die ontstaan bij luchtafkoeling na het walsen van staal met 0,6% C en met 1,2% C. Hoeveel is van ieder der optredende fasen aanwezig?
- 3.10. Wat wordt verstaan onder globulaire perliet? Geef hiervoor een betere benaming.
- 3.11. Verklaar het optreden van korrelverfijning bij het normaal gloeien.
- 3.12. Waarom is de normaal gloeitemperatuur van staal afhankelijk van het koolstofgehalte.
- 3.13. Waarom wordt gereedschapsstaal niet normaal gegloeid maar zachtgegloeid?
- 3.14. Wat is de drijvende kracht voor het zachtgloeiproces?

## 4 Transformaties bij snelle afkoeling vanuit het austenietgebied

### 4.1. Invloed van de afkoelsnelheid op de structuur

De in het vorige hoofdstuk beschreven structuren ontstaan bij afkoeling in rustige lucht of bij een nog langzamere afkoeling in de oven. De afkoelsnelheid kan worden verhoogd door afkoeling in een luchtstroom of door onderdompeling in een vloeistof. In het laatste geval spreekt men van *afschrikken*. De transformaties van austeniet in ferriet (of cementiet) en perliet zijn kiemvormings- en groeiprocessen, waarvan de snelheid wordt bepaald door de kiemvormingsnelheid en door de groeisnelheid van de kiemen. Beide processen worden beheerst door de diffusiesnelheid van de koolstof. In de austeniet is de koolstof homogeen opgelost, terwijl de ferriet praktisch geen en de cementiet zeer veel koolstof bevat. Voor de transformatie is dus een herverdeling van de koolstof door een diffusieproces nodig. Ten gevolge van het relatief langzame verloop van de diffusie zullen de omzettingen niet bij de evenwichtstemperaturen plaatsvinden, maar altijd daar onder. Deze onderkoeling wordt groter naarmate de afkoelsnelheid toeneemt. De bij deze grotere afkoelsnelheden optredende omzettingsreacties kunnen niet meer worden verklaard met het ijzer-koolstof (evenwichts) diagram, dat onder deze omstandigheden niet meer geldt. Voor de oplossing van dit probleem is een andere benaderingsmethode nodig, waarop later uitgebreid wordt ingegaan.

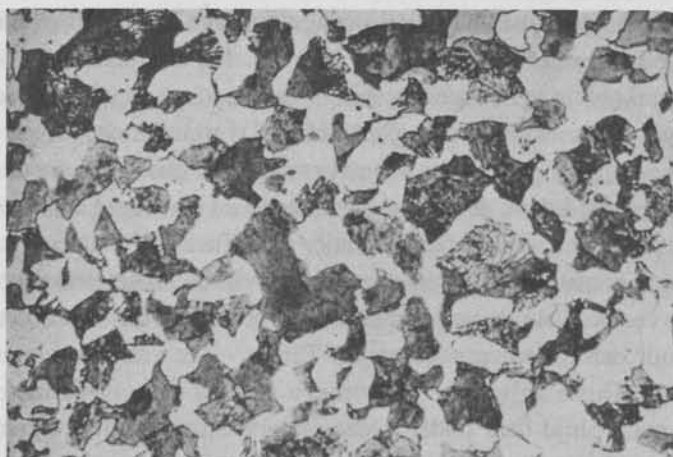
Voorlopig wordt volstaan met een fenomenologische beschrijving van de omzettingen bij een staalsoort met 0,45% C. Bij langzame afkoeling ontstaan ferriet en perliet in ongeveer gelijke hoeveelheden (zie figuur 4.1). De ferrietkristallen zijn groot en blok-vormig; de perliet heeft een grote lamelafstand, waardoor bij 500-voudige vergroting de lamellen duidelijk kunnen worden onderscheiden.

Bij toenemende afkoelsnelheid worden zowel de ferrietkristallen als de perlietkolonies kleiner. De lamelafstand van de perliet wordt eveneens kleiner. De hoeveelheid perliet in de structuur neemt toe bij een vermindering van het volume van de primaire ferriet (zie figuur 4.2). Bij verder toenemende afkoelsnelheid verdwijnt de primaire ferriet tenslotte geheel. De perlietlamelafstand is zo klein geworden, dat alleen bij vergrotingen van 1000 maal of meer de lamellen nog kunnen worden onderscheiden.

Wordt de afkoelsnelheid nog verder opgevoerd, dan ontstaan opnieuw twee verschillende structuren naast elkaar (zie figuur 4.3). De ene wordt bij het etsen zeer donker

gekleurd. Deze bestaat uit zeer fijne perliet, die met de lichtmicroscop niet meer op te lossen is. Men noemt deze structuur *troostiet* naar de Engelse onderzoeker Troost. Het tweede bestanddeel etst veel minder sterk aan. Het bestaat uit fijne schijfvormige kristallen, die in doorsnede onder de microscoop gezien worden als naalden (zie figuur 4.4). Deze structuur wordt naar de Duitse onderzoeker Martens *martensiet* genoemd. Bij nog grotere afkoelsnelheid wordt de perliet-(troostiet)-vorming volledig onderdrukt en bestaat de structuur geheel uit martensiet (figuur 4.5).

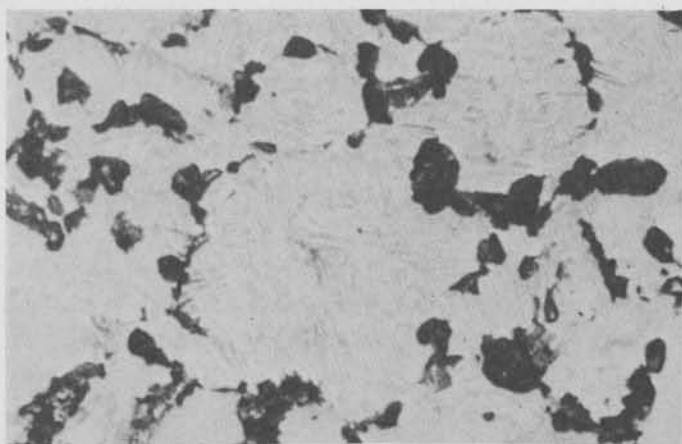
De hardheid van de gevormde structuren blijkt bij toenemende afkoelsnelheid steeds toe te nemen, zoals volgt uit de figuuronderschriften. Zeer hard is de martensietstructuur. Dit is ook de structuur, die wordt gevormd bij het *harden van staal*.



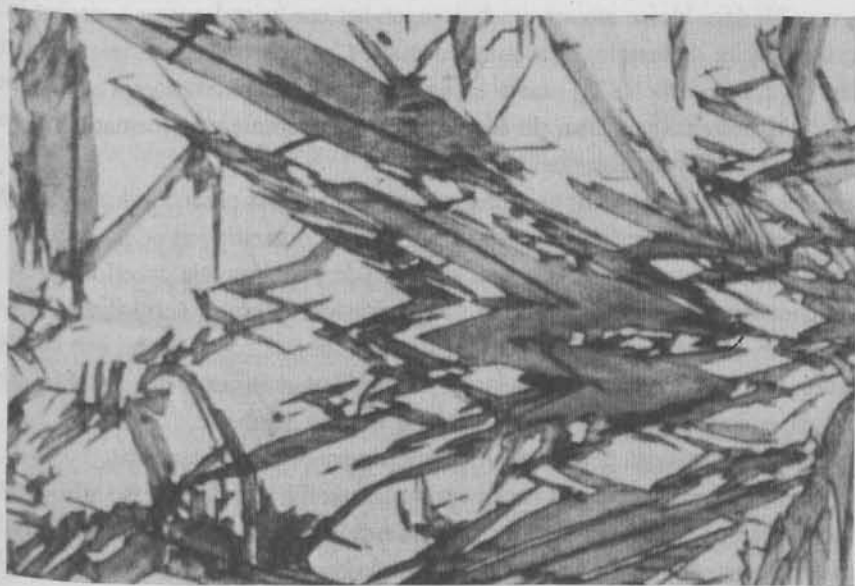
Figuur 4.1. Staal met 0,45 %C; 830 °C/ovenkoeling. Ferriet + perliet. HV: 175 (etsing  $\text{HNO}_3$  in alcohol; 500x).



Figuur 4.2. Staal met 0,45 %C; 830 °C/luchtcoeling. Ferriet + fijne perliet. HV: 210 (etsing  $\text{HNO}_3$  in alcohol; 500x).



Figuur 4.3. Staal met 0,45 %C; 830 °C/afkoeling in olie. Martensiet + zeer fijne perliet (troostiet). HV: 420 ( etsing  $\text{HNO}_3$  in alcohol; 500x).

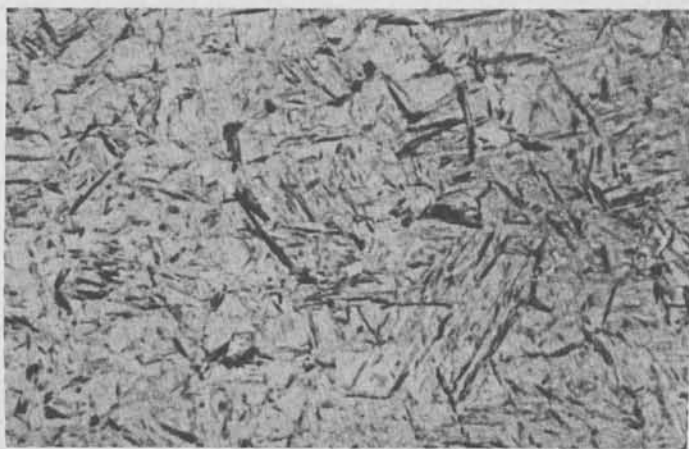


Figuur 4.4. Martensiet (donker) en restausteniet. De martensiet is schijfvormig en wordt in doorsnede als naalden waargenomen.

## 4.2. De martensietvorming

Bij het onderzoek van de martensietvorming is gebleken, dat de martensietschijven met zeer grote snelheid groeien. Hun vormingstijd bedraagt minder dan  $10^{-7}$  s. Het zal duidelijk zijn, dat in dergelijke korte tijden diffusieprocessen nauwelijks een rol kunnen spelen. De martensietvorming wordt daarom beschreven als een *omklap*-





Figuur 4.5. Staal met 0,45 %C; 830 °C/afschrikken in water. Martensiet. HV: 750 (etsing  $\text{HNO}_3$  in alcohol; 500x).

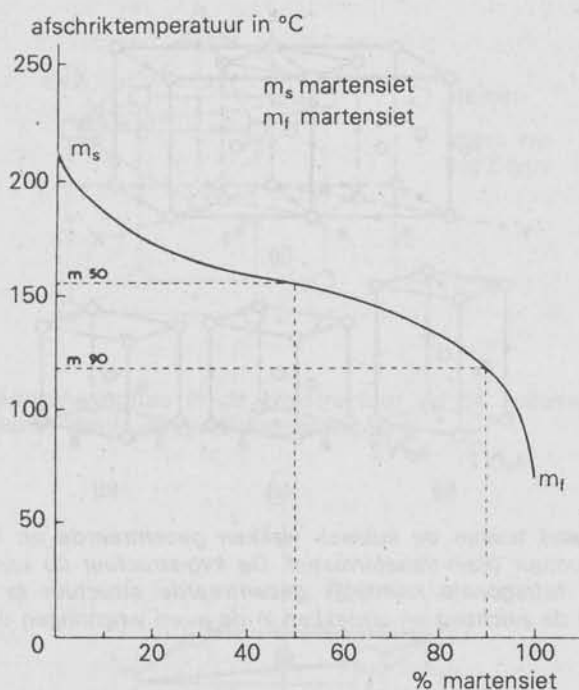
*proces*, waarbij door kleine atoomverschuivingen het ene kristalrooster overgaat in het andere. Dergelijke diffusieloze fasetransformaties komen ook in andere legerings-systemen voor, bijvoorbeeld bij titaan- en kobalt-legeringen. Men noemt ze algemeen *martensitische omzettingen*. Daar dit één van de fundamentele transformatieprocessen is, zal hier eerst verder op ingegaan worden.

Martensitische omzettingen kunnen alleen in vaste toestand plaatsvinden. Daar geen diffusie optreedt is de chemische samenstelling van het omzettingsproduct dezelfde als die van het moedermateriaal. Ieder atoom houdt bij de transformatie dezelfde burens. Bij de martensietvorming verplaatsen zich vele duizenden atomen gelijktijdig met een snelheid die de geluidssnelheid benadert. De reactie begint spontaan bij een bepaalde temperatuur (aangeduid als  $M_s$ -temperatuur). Het moederrooster is dan instabiel. Door mechanische spanningen kan de reactie op gang worden gebracht.

Martensitische omzettingen hebben de volgende algemene eigenschappen:

1. De hoeveelheid omgezette stof is vrijwel onafhankelijk van de tijd. Bij afkoeling tot een temperatuur beneden  $M_s$  transformeert een bepaalde fractie van het materiaal met zeer grote snelheid, waarna de reactie praktisch stopt (in sommige gevallen vindt nog een geringe isotherme omzetting plaats).
2. De hoeveelheid omgezet materiaal wordt bij constante samenstelling en korrelgrootte van de austeniet alleen bepaald door de temperatuur. Bij verdere temperatuurdaling gaat de omzetting geleidelijk verder (figuur 4.6) tot de temperatuur ( $M_f$ ) is bereikt, waar de omzetting is voltooid of stopt (in staal met een hoog koolstofgehalte loopt de omzetting nooit volledig af).

Martensietkristallen groeien bij hun ontstaan onmiddellijk tot hun eindafmeting uit, waarbij de groeisnelheid onafhankelijk is van de temperatuur. Verdere omzetting bij temperatuurdaling vindt plaats door de vorming van nieuwe martensietkristallen.



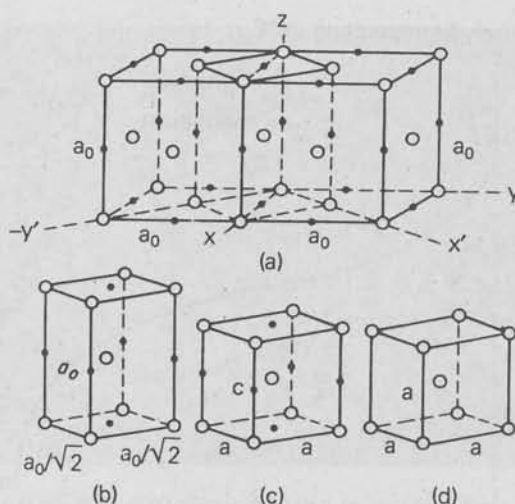
Figuur 4.6. Verloop van de martensietvorming in staal als functie van de temperatuur.

### Het mechanisme van de martensitische omzettingen

De fasetransformatie bij de martensietvorming vindt plaats in het bewegend grensvlak, dat het oorspronkelijke kristal scheidt van het omzettingssproduct. In het bewegend grensvlak treden atoomverplaatsingen op, waardoor een overgang plaatsvindt van de roosterstructuur van austeniet in die van martensiet. De ware aard van deze atoombewegingen is niet bekend.

De principiële mogelijkheid van de omzetting van de kubisch vlakken gecentreerde structuur in de kubisch ruimtelijk gecentreerde, zoals die bij staal optreedt, kan worden verduidelijkt met figuur 4.7. Uit figuur 4.7a blijkt, dat de kvg-structuur ook kan worden beschreven als een tetragonale ruimtelijk gecentreerde structuur met een assenverhouding  $c/a = \sqrt{2}$ , waarvan de eenheidscel apart getekend is in figuur 4.7b. Door samendrukken van de trg-eenheidscel in de z-richting en uitrekken in de x- en de y-richting gaat deze over in de krg-eenheidscel (figuur 4.7c). Men is er inderdaad in geslaagd éénkristallen van een bepaald austenitisch staal op deze manier in martensiet om te zetten.

Normaal verloopt de transformatie echter ingewikkelder, omdat bij dit transformatiemechanisme niet aan de eis kan worden voldaan, dat de martensietkristallen moeten blijven passen in de austeniet waaruit ze worden gevormd, dat wil zeggen dat in het grensvlak de structuur van de austeniet- en martensietkristallen precies aan elkaar moeten passen.

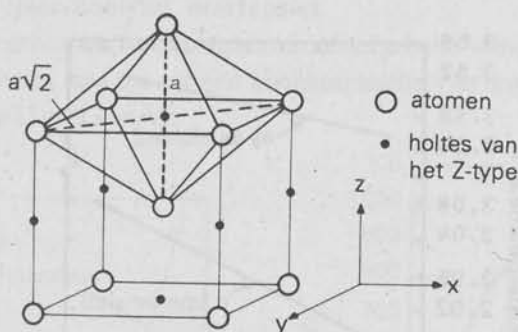


Figuur 4.7. Verband tussen de kubisch vlakken gecentreerde en kubisch ruimtelijk gecentreerde structuur (Bain-transformatie). De kvg-structuur (a) kan ook beschreven worden als een tetragonale ruimtelijk gecentreerde structuur (a en b), die door samendrukking in de z-richting en uittrekken in de x- en y-richtingen overgaat in de krg-structuur (c en d).

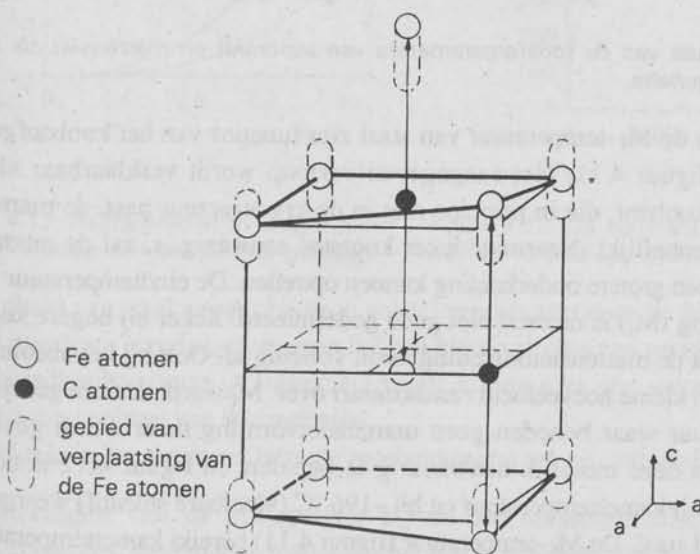
Bij staal worden de martensietvormingsprocessen nog meer gecompliceerd door de aanwezigheid van koolstofatomen. De austeniet, waarvan wordt uitgegaan, is een onverzadigd mengkristal. De koolstofatomen bevinden zich in octaëdrische holten van het kubisch vlakken gecentreerde rooster. Lang niet alle octaëdrische holten zijn bezet. In eutectoidisch staal (ca. 0,8% C) nemen de koolstofatomen slechts ca. 1 op de 25 beschikbare plaatsen in (reken dit na). De octaëdrische holten liggen op de middens van de ribben en in het centrum van de eenheidskubus. In figuur 4.7 zijn deze holten door stippen aangegeven.

Bij de transformatie — hoe die dan ook in feite mag plaatsvinden — gaat de tetragonale cel (figuur 4.7b) over in de kubisch ruimtelijk gecentreerde cel (figuur 4.7c). De krg-cel bevat geen echte octaëdrische holten, echter wel daarmee overeenkomende ruimten op de middens van de zijvlakken en op de middens van de ribben van de eenheidscel (zie figuur 4.8). Elke holte is omringd door 6 atomen (2 dichtbij en 4 op wat grotere afstand), die samen een onregelmatig achthoek vormen. Een bolletje met 0,154 D (D: diameter Fe-atoom) past juist tussen de twee dichtst bij elkaar gelegen atomen.

Bij aanwezigheid van de veel grotere C-atomen (ca. 0,6 D) wordt de samendrukking van de tetragonale cel tot de kubische verhinderd. Het rooster blijft in de z-richting uitgerekt (zie figuur 4.9). Doordat er betrekkelijk weinig C-atomen in de austenietstructuur oplossen, zal de uittrekking van de ferrietstructuur plaatselijk sterk verschillend zijn. In de omgeving van de C-atomen is de vervorming groot, op enige afstand daarvan veel minder. Gemiddeld blijft de martensiet echter enigszins tetragonaal. De afwijking van de kubusvorm blijkt evenredig te zijn met het koolstofgehalte; voor



Figuur 4.8. Octaëdrische holten in de krg-structuur. In de kubusrichtingen zijn de afmetingen veel kleiner dan in de zijvlakdiagonaalrichting.

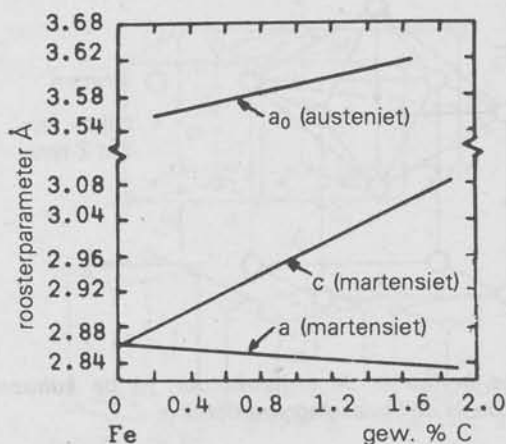


Figuur 4.9. Verplaatsing van de ijzeratomen in de z-richting van het krg-rooster ten gevolge van de aanwezigheid van koolstofatomen.

ongelegeerd perlitisch staal bedraagt de assenverhouding ongeveer 1,04 (zie figuren 4.9 en 4.10).

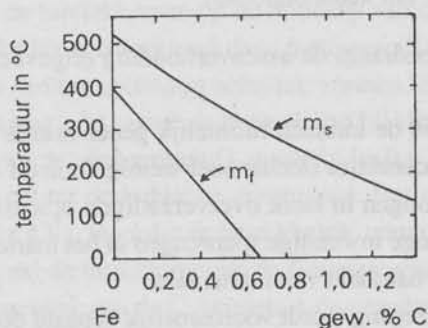
Daar de beschikbare holten in de kubisch ruimtelijk gecentreerde structuur zo klein zijn, kan er onder evenwichtscondities slechts heel weinig koolstof in ferriet oplossen. Nu de koolstofatomen gedwongen in sterk oververzadigde oplossing aanwezig zijn, geven ze aanleiding tot zeer hoge inwendige spanningen in het martensietrooster. Dit is de hoofdoorzaak van de grote hardheid van martensiet.

De hoeveelheid martensietomzetting wordt voornamelijk bepaald door de temperatuur, alhoewel soms enkele procenten isotherm kunnen worden gevormd.



Figuur 4.10. Variatie van de roosterparameters van austeniet en martensiet als functie van het koolstofgehalte.

Zowel de  $M_s$ - als de  $M_f$ -temperatuur van staal zijn functies van het koolstofgehalte, zoals blijkt uit figuur 4.11. Het aangegeven verloop wordt verklaarbaar als men bedenkt, dat de koolstof, die in principe niet in de krg-structuur past, de martensietvorming zeer bemoeilijkt. Naarmate meer koolstof aanwezig is, zal de martensietvorming pas bij een grotere onderkoeling kunnen optreden. De eindtemperatuur van de martensietvorming ( $M_f$ ) is meestal niet goed gedefinieerd. Zeker bij hogere koolstofpercentages loopt de martensietomzetting nooit volledig af. Ook bij het absolute nulpunt is er nog een kleine hoeveelheid *restausteniet* over.  $M_f$  wordt daarom gedefinieerd als de temperatuur waar beneden geen martensietvorming meer wordt gevonden. Experimenteel is deze moeilijk nauwkeurig te bepalen. In figuur 4.12 is het *restausteniet*gehalte bij kamertemperatuur en bij  $-196^\circ\text{C}$  (vloeibare stikstof) weergegeven voor ongelegeerd staal. De  $M_f$ -temperatuur (figuur 4.11) bereikt kamertemperatuur bij ca. 0,6% C. Volgens figuur 4.12 is er dan nog een *restausteniet*gehalte van 3%, hetgeen bij afkoeling tot  $-196^\circ\text{C}$  afneemt tot 1%.

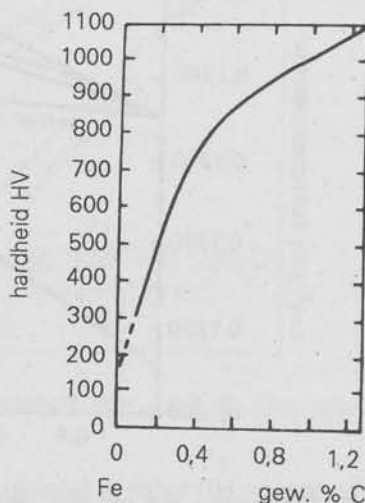
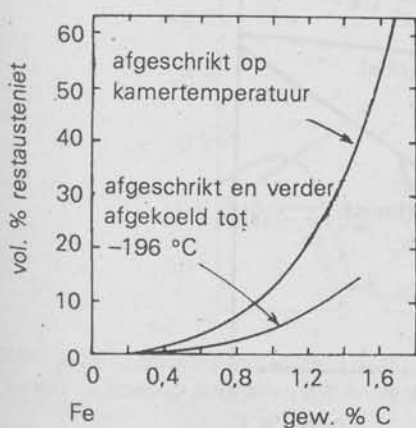


Figuur 4.11. Variatie van de  $M_s$ - en  $M_f$ -temperaturen met het koolstofgehalte in ongelegeerd staal.



### De hardheid van ijzer-koolstof martensiet

De hardheid van martensiet als functie van het koolstofgehalte wordt gegeven in figuur 4.13. De hardheid neemt snel toe tot een koolstofgehalte van ongeveer 0,5%; daarboven stijgt de hardheid veel minder.



Figuur 4.12. Restausteniet in ongelegeerd staal als functie van het koolstofgehalte.

Figuur 4.13. De hardheid (HV) van martensiet als functie van het koolstofgehalte.

De hardheid van staal wordt praktisch geheel veroorzaakt door de koolstof. Substitutioneel opgeloste legeringselementen hebben hierop slechts een gering effect. De knik in het hardheidsverloop in figuur 4.13 valt samen met een verandering van het vormingsmechanisme van de martensiet.

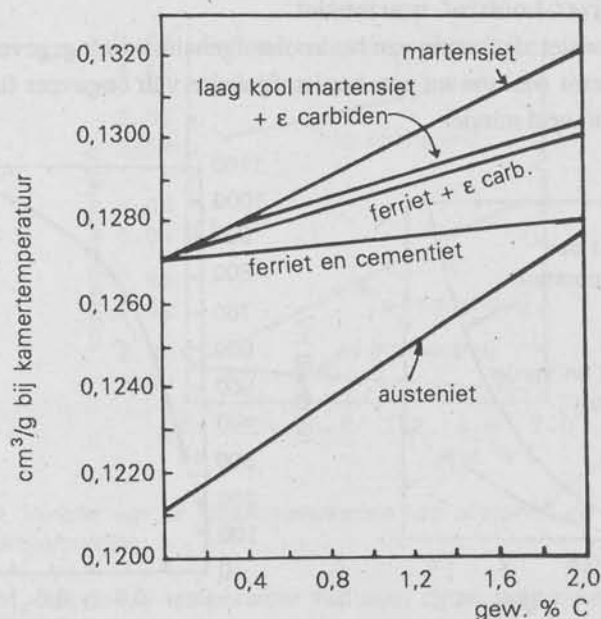
Martensiet is in het algemeen bros, de brosheid neemt toe met stijgend koolstofgehalte.

### Veranderingen van de afmetingen bij de martensietvorming

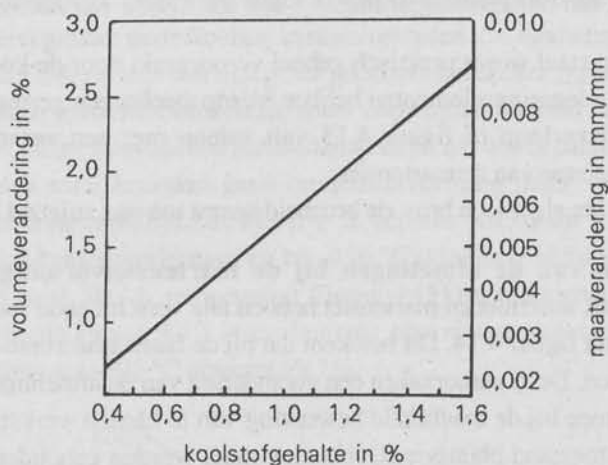
Ferriet, cementiet, austeniet en martensiet hebben alle verschillende soortelijke volumina, zoals blijkt uit figuur 4.14. Dit betekent dat bij de faseformaties volumeveranderingen optreden. Deze veroorzaken een verandering van de afmetingen bij het harden van staal, waarmee bij de machinale bewerking van te harden werkstukken, die in de zachtgegloeide toestand plaatsvindt, rekening moet worden gehouden. In figuur 4.15 is de maatverandering aangegeven, die optreedt bij de omzetting van ferriet + perliet via austeniet in martensiet. Bij perlitisch staal neemt het volume toe met ca. 1,3%, hetgeen overeenkomt met een verandering van de lineaire afmetingen van 0,43%.

Bij een ongelijkmatige afkoeling van een werkstuk, die bij het harden moeilijk te vermijden is, verloopt ook de martensietvorming ongelijkmatig, waardoor hoge spanningen, vervormingen en zelfs scheuren in het werkstuk kunnen ontstaan.

De verandering van de afmetingen bij de faseformaties biedt tevens de mogelijkheid om deze transformaties met behulp van een dilatometer te volgen (zie de voorbeelden in de figuren 4.16 en 4.21).



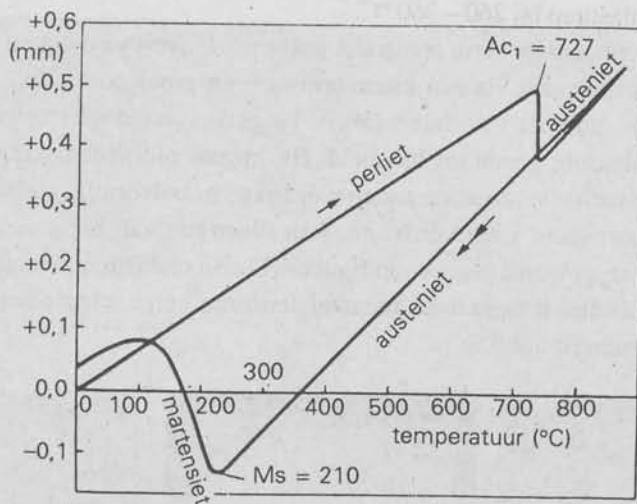
Figuur 4.14. Soortelijk volume van de staalstructuurbestanddelen als functie van het koolstofgehalte.



Figuur 4.15. Maatverandering als gevolg van de omzetting van ferriet + perliet in martensiet.

### 4.3. Structuurveranderingen bij ontlaten

De tetragonale martensiet, die ontstaat bij het harden van staal, is bij de hogere koolstofgehalten ( $> 0,5\%$ ) buitengewoon bros en als zodanig niet te gebruiken. Als men geharde stalen voorwerpen te lang bij kamertemperatuur bewaart, kunnen ze spontaan scheuren als gevolg van de hardingsspanningen. Gehard staal moet daarom



Figuur 4.16. Dilatometerkromme van een staalsoort met 0,9% C. Opwarmingsnelheid 2 °C/min. Afkoeling door afschrikken in water.

altijd worden ontlaten. Hierbij wordt het staal gedurende enige tijd verwarmd op een temperatuur tussen 150 en 700 °C en daarna weer tot kamertemperatuur afgekoeld. De eigenschappen na het ontlaten zijn sterk afhankelijk van de gebruikte ontlaattemperatuur. In het algemeen wordt het staal zachter en taaier naarmate de ontlaattemperatuur hoger is geweest.

De structuurveranderingen, die bij het ontlaten optreden, worden gewoonlijk verdeeld in stappen, die onlaattrappen worden genoemd.

De verschillende onlaattrappen worden mogelijk gemaakt door kiemvormings- en groeiprocessen, die worden beheerst door diffusie. Zij zullen dus afhankelijk zijn van tijd en temperatuur. Bij een langzame opwarming met 2 à 3 °C per minuut onderscheidt men de volgende onlaattrappen:

1. De eerste onlaattrap bij ca. 80 – 160 °C.

Tijdens deze trap wordt koolstof uitgescheiden uit de martensiet in de vorm van  $\epsilon$ -carbiden. Dit carbide wordt ook gevormd in laagbainiet (zie paragraaf 4.6). Het heeft ongeveer de samenstelling  $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$  met 8,7% C.

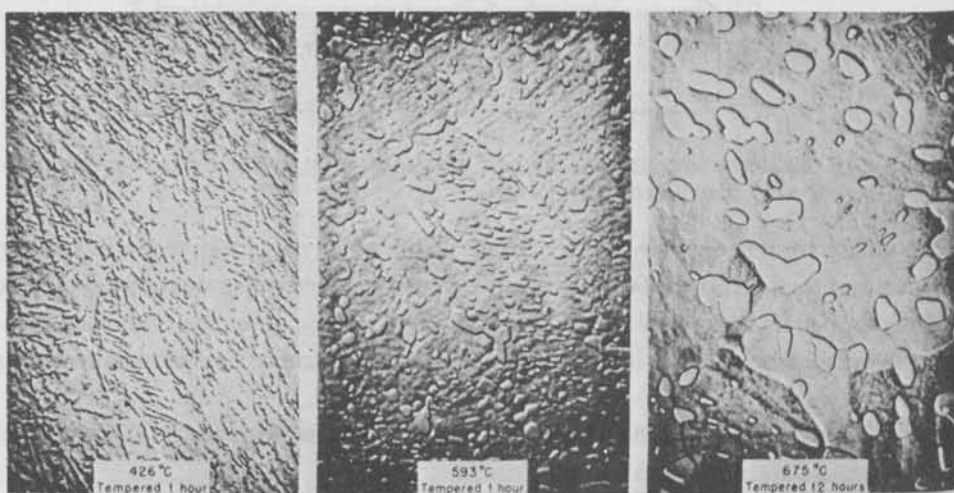
Bij de eerste onlaattrap vermindert het soortelijk volume. Van de volumetoename als gevolg van de martensietvorming verdwijnt in de eerste onlaattrap ongeveer een derde gedeelte (zie figuur 4.14). De restausteniet blijft in de eerste onlaattrap onveranderd.

2. De tweede onlaattrap bij ca. 220 – 300 °C.

In deze trap wordt de restausteniet omgezet in laagbainiet. Tussen laagbainiet en in de eerste trap ontlaten martensiet is weinig verschil. In deze onlaattrap treedt een uitzetting op, evenredig aan het oorspronkelijk aanwezige percentage restausteniet.

### 3. De derde ontlaattrap bij 260 – 360 °C.

In de derde ontlaattrap wordt cementiet gevormd. Hierbij verdwijnen de  $\epsilon$ -carbiden. De cementiet ontstaat via een kiemvormings- en groeiproses. In eerste instantie vormt de cementiet zich als dunne laagjes langs de voormalige martensietkristallen. Dit kan aanleiding geven tot brosheid. Bij hogere ontlaatttemperatuur nemen de cementietkristallen in afmeting toe en worden meer bolvormig, zodat een eventueel opgetreden brosheid weer verdwijnt. Een illustratie van het groeiproses van de cementietdeeltjes wordt gegeven in figuur 4.17. Bij ontlaatttemperaturen dicht onder de eutectoïdische temperatuur ontstaat tenslotte een zachtgloeistruktuur, zoals weergegeven in figuur 3.9.



Figuur 4.17. Structuur van ontlaten martensiet in een staalsoort met 0,15% C (15 000  $\times$ ).

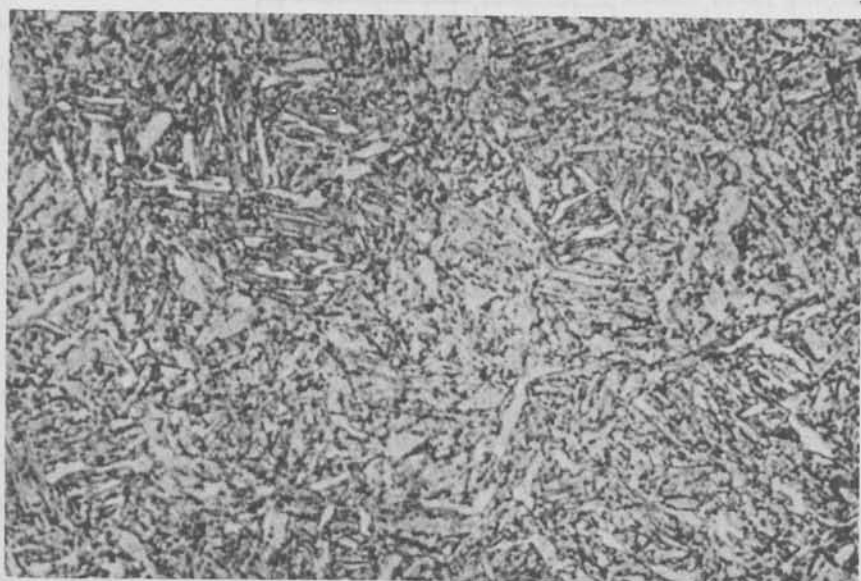
In de derde ontlaattrap treedt opnieuw een volumevermindering op, totdat de volumevergroting door de martensiet geheel verdwenen is.

De structuur van ferriet en fijne bolvormige cementiet, die ontstaat bij ontlaatttemperaturen tussen 550 en 650 °C wordt gewoonlijk sorbiet genoemd (figuur 4.18).

Bij ongelegeerd staal is het ontlaattproces, afgezien van de vergroving van de structuur bij hogere ontlaatttemperatuur, met de derde ontlaattrap voltooid. Bij gelegeerd staal treedt nog een viere ontlaattrap op bij 500 – 600 °C.

### 4. De vierde ontlaattrap bij 500 – 600 °C.

De ontlaattstructuren van de derde ontlaattrap hebben, met uitzondering van het koolstofgehalte, dezelfde chemische samenstelling als de austeniet. Dit is niet in



Figuur 4.18. Sorbietstructuur (1000 x).

overeenstemming met de evenwichtssamenstellingen bij gelegeerd staal. In de vierde ontlaattrap treedt een herverdeling van de legeringselementen op en kunnen zich speciale samengestelde carbiden vormen, bijvoorbeeld  $(\text{MoFe})_2\text{C}$ ,  $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$  en dergelijke.

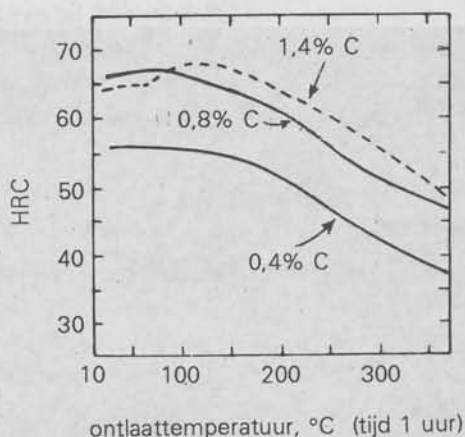
#### Invloed van het ontlaten op de mechanische eigenschappen van staal

In het begin van deze paragraaf werd reeds gesteld dat niet ontlaten martensiet te broos is voor technisch gebruik. De grote vervormingen van het kristalrooster rond koolstofatomen verhinderen iedere plastische vervorming. In de eerste ontlaattrap vermindert het koolstofgehalte van de martensiet sterk en dus ook de roostervervorming. Dislocatiebeweging door het rooster wordt weer mogelijk, waardoor de taaiheid toeneemt. De hardheid van de martensiet wordt door het verdwijnen van de koolstof uit het kristalrooster lager. Dit effect wordt echter gecompenseerd door een precipitatieharding door de  $\epsilon$ -carbiden. Hierdoor neemt de hardheid in de eerste ontlaattrap weinig of niet af. Bij hoge koolstofgehalten kan deze zelfs in geringe mate hoger worden, zoals blijkt uit figuur 4.19.

Ongelegeerd en laaggelegeerd gereedschapsstaal wordt meestal ontlaten op 180 – 200 °C, zodat juist de eerste ontlaattrap voltooid is.

De omzetting van restausteniet in de tweede ontlaattrap geeft een geringe hardheidsverhoging. Deze komt normaal echter alleen tot uiting in een kleine vertraging van de daling van de hardheid met de temperatuur, die veroorzaakt wordt door het verder ontlaten van de martensiet, ten gevolge van de structuurveranderingen van de derde

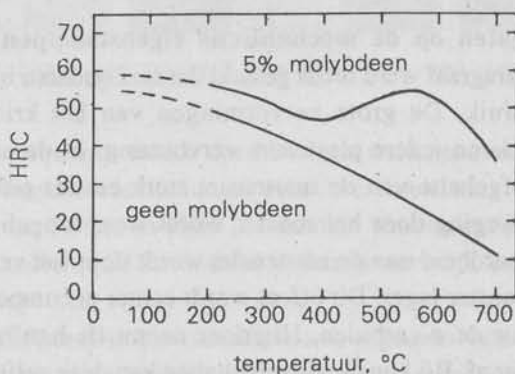




Figuur 4.19. Invloed van de ontlaatt temperatuur op de hardheid van drie staalsoorten met verschillende koolstofgehaltes bij een ontlaattijd van 1 uur.

ontlaattrap. Deze veroorzaken boven 200 °C een snelle daling van de hardheid.

Bij gelegeerd staal kan door coherente precipitatie van de carbiden van de legerings-elementen een belangrijke hardheidsverhoging optreden in de vierde ontlaattrap. Deze zogenaamde *secundaire harding* wordt vooral veroorzaakt door de elementen wolfram, molybdeen, vanadium en (in mindere mate) chroom. Een voorbeeld hiervan is gegeven in figuur 4.20. Deze secundaire harding wordt in een aantal gereedschapsstaalsoorten technisch gebruikt voor het verkrijgen van een hoge hardheid, die tot temperaturen van ca. 650 °C gehandhaafd blijft.



Figuur 4.20. Secundaire harding van staal met 0,35% C en 5% Mo.

#### 4.4. Isotherme transformaties in staal; het T. T. T. -diagram

Tot nu toe werd de omzetting bij een continue afkoeling vanuit het austenietgebied bestudeerd. Hierbij is gebleken dat de aard van de transformatieproducten van de austeniet afhankelijk is van de temperatuur, waarbij deze worden gevormd. Om een

betere bestudering van de omzettingsreacties mogelijk te maken is het gewenst de temperatuur als variabele uit te schakelen, dat wil zeggen de hele omzetting te laten verlopen bij een constante temperatuur. Dit werd voor het eerst gedaan door Bain en Davenport in 1930. Hun voorbeeld is sindsdien door vele onderzoekers op dit gebied gevolgd.

Bij de proeven van Bain en Davenport werd een proefstukje zo snel als maar enigszins mogelijk was uit het austenietgebied afgekoeld tot een bepaalde temperatuur. Vervolgens werd bij deze temperatuur de omzetting van de austeniet gemeten als functie van de tijd. Bain en Davenport zetten de omzettingstijden als functie van de temperatuur in een diagram uit, dat het *T.T.T.-diagram* (*transformate-tijd-temperatuur-diagram*) of het *I.T.-diagram* (*isotherme-transformatie-diagram*) wordt genoemd (zie figuur 4.21).

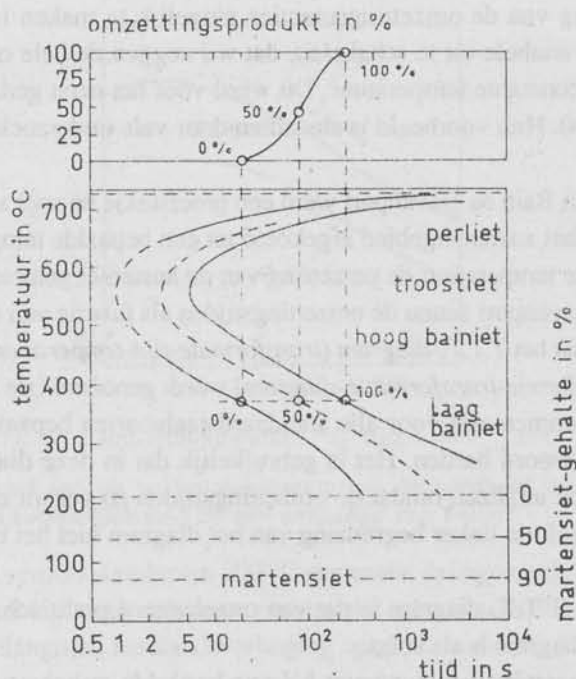
Dergelijke diagrammen zijn voor alle standaardstaalsoorten bepaald; zij vormen de basis voor verantwoord harden. Het is gebruikelijk dat in deze diagrammen de tijd logaritmisch wordt uitgezet, omdat de omzettingstijden zo ver uit elkaar liggen. Als gevolg hiervan geeft de linker begrenzing van het diagram niet het begintijdstip  $t = 0$  aan.

Het eenvoudigste T.T.T.-diagram is dat van ongelegeerd perlitisch staal (0,77% C). De opzet van dit diagram is als volgt.

De isotherme omzetting van austeniet bij een bepaalde temperatuur, bijvoorbeeld 370 °C, wordt onderzocht. Na austeniteren (op de juiste temperatuur en gedurende de juiste tijd) wordt het proefstukje afgeschrikt tot 370 °C, bijvoorbeeld in een bad van vloeibaar lood, dat op constante temperatuur wordt gehouden. Met een dilatometer wordt de lengteverandering van het proefstukje gemeten, die een maat is voor de transformatie (zie figuur 4.21, bovenste gedeelte).

Door de snelle afkoeling naar de loodbadtemperatuur wordt de transformatie van de austeniet in perliet, die theoretisch bij 727 °C zou moeten beginnen, volledig onderdrukt.

Het blijkt, dat de omzetting pas begint na een zekere wachtperiode, de zogenaamde *incubatietijd*, die in dit geval ongeveer 10 s bedraagt. Daarna komt de transformatie langzaam op gang, waarbij de omzettingssnelheid aanvankelijk toeneemt en na het doorlopen van een maximum weer afneemt tot nul bij voltooiing van de omzetting. In dit voorbeeld is de omzetting geheel geëindigd na ongeveer 250 s. Door deze proef bij verschillende temperaturen te herhalen en de begin- en eindtijden in een temperatuur-tijd grafiek uit te zetten vindt men twee gebogen lijnen, die respectievelijk het begin en het eind van de isotherme transformaties aangeven. Bij afschriktemperaturen (temperatuur van het koelmiddel) beneden ongeveer 200 °C is de toestand anders. Er ontstaat dan direkt martensiet, en wel des te meer naarmate de afschriktemperatuur lager ligt (figuur 4.6). In de loop van de tijd neemt het martensietgehalte isotherm niet of vrijwel niet meer toe, en in een temperatuur-tijd grafiek wordt de martensiettransformatie dus voorgesteld door horizontale lijnen. Op grond van experimentele resultaten is het T.T.T.-diagram, zoals gegeven in figuur 4.21, bepaald. De transformatietijden zijn



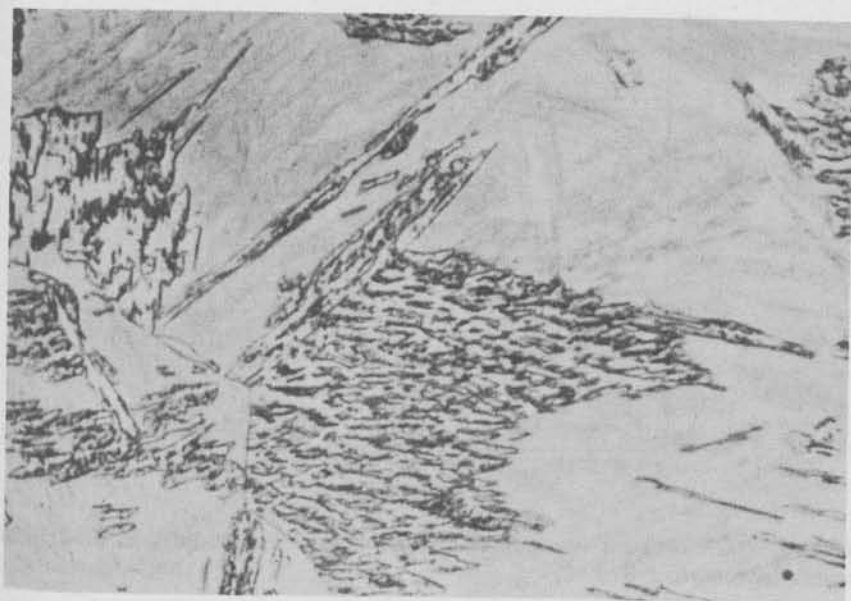
Figuur 4.21. Het verloop van de isotherme omzettingen in perlitisch staal. De omzetting kan bijvoorbeeld worden gemeten met dilatometer proeven (bovenste gedeelte van de figuur).

dicht onder de evenwichtstemperatuur zeer lang. Bij dalende transformatietemperaturen worden de -tijden korter tot ongeveer 550 °C. Beneden deze temperatuur verlopen de omzettingen weer trager. In figuur 4.21 is tevens het eindproduct van de transformatie aangegeven.

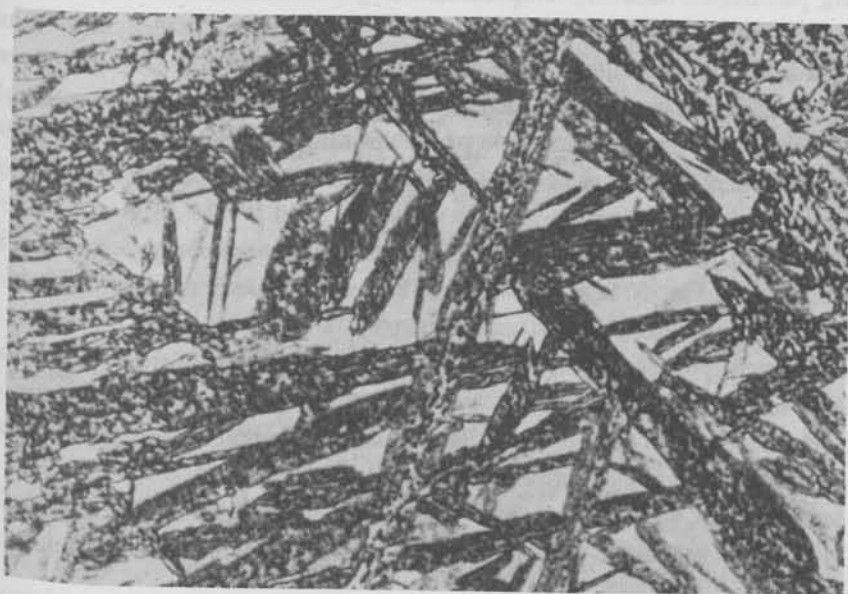
Isotherme transformatie bij hoge temperatuur levert perliet op, bij wat lagere temperatuur verkrijgt men zeer fijne perlietstructuren, ook wel troostiet genaamd. Bij nog lagere temperatuur ontstaat een geheel nieuwe, principieel van de vorige verschillende, structuur, bainiet geheten. Men onderscheidt hierbij nog hoog bainiet (figuur 4.22a) en laag bainiet (figuur 4.22b); deze varianten ontstaan bij isotherme transformatie op respectievelijk ongeveer 400 °C en 250 °C. De bainietstructuren bestaan uit naaldvormige (hoogbainiet) of schijfvormige (laagbainiet) kristallen, die lijken op die van martensiet maar die door etsmiddelen veel sterker worden aangetast. Voor een meer gedetailleerde beschrijving van bainiet wordt verwezen naar paragraaf 4.6.

Tot nu toe werd het T.T.T.-diagram van ongelegeerd perlitisch staal besproken. Bij andere koolstofgehalten is het T.T.T.-diagram wat gecompliceerder. Als voorbeeld geeft figuur 4.23 het T.T.T.-diagram van een onder-eutectoïdisch staal met 0,54% koolstof.

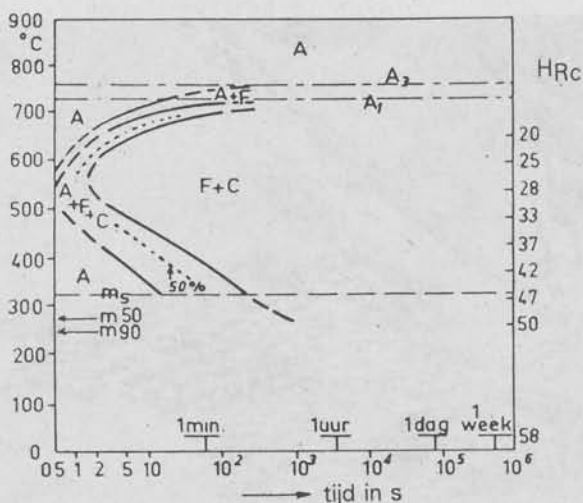
(a)



(b)



Figuur 4.22. Hoog bainiet (a) en laag bainiet (b) (2500  $\times$ ).



Figuur 4.23. T.T.T.-diagram van een ongelegeerd staal met 0,54% C en 0,46% Mn. Austeniteertemperatuur 910 °C.

Als men een dergelijk staal langzaam afkoelt treedt er volgens het ijzer-koolstof diagram na het passeren van de  $A_3$ -temperatuur ferrietvorming op, terwijl de perlietvorming pas begint nadat de temperatuur  $A_1$  gepasseerd is. In overeenstemming daarmee treft men in het bovenste gedeelte van het diagram nu drie lijnen aan. De meest linkse geeft het begin van de ferrietvorming aan (omdat deze heeft plaatsgevonden vóórdat er perliet ontstaat, spreekt men wel van pro-eutectoïdische ferrietvorming). De middelste lijn geeft het begin van de perlietvorming aan; het einde van de ferrietvorming valt hiermee ten naaste bij samen. De meest rechtse heeft betrekking op de voltooiing van de transformatie.

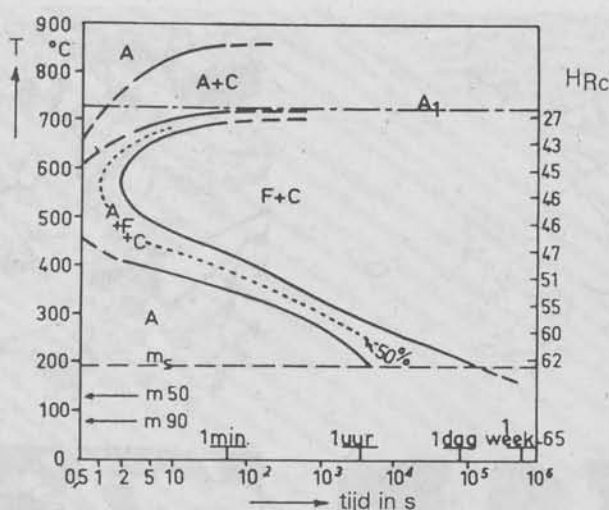
Op analoge wijze krijgt men bij een bovenperlitisch staal een pro-eutectoïdische cementietuitscheiding. In het voorbeeld van figuur 4.24 wordt deze voorgesteld door de transformatielijn links boven in het diagram.

Andere verschilpunten tussen de T.T.T.-diagrammen voor niet-perlitische en perlitische staalsoorten zijn:

- Een verschuiving van de transformatiekrommen naar kortere tijden, vooral bij onderperlitische staalsoorten; de omzettingen verlopen dus sneller.
- De temperaturen, waarop de martensietvorming begint ( $M_s$ ), respectievelijk voltooid is ( $M_f$ ), nemen monotoon af met toenemend koolstofgehalte, zoals in figuur 4.11 is weergegeven.

Met de hiervoor genoemde dilatometer kan het verloop van de omzetting worden gemeten. De daarbij gevormde structuren kunnen echter met de dilatometer niet worden bepaald. De bestudering van de structuren, die bij de isotherme omzetting worden gevormd vindt gewoonlijk plaats door het vervaardigen van een serie proefstukken, die worden afgeschrikt vanaf de austeniteertemperatuur in een bad van vloeibaar lood, dat





Figuur 4.24. T.T.T.-diagram van een ongelegeerd staal met 1,13% C en 0,30% Mn. Austeniteertemperatuur 910 °C.

op de gewenste omzettingstemperatuur is ingesteld. Na verschillende verblijftijden op de omzettingstemperatuur worden de proefstukken afgeschrikt in water. De op dat moment nog resterende austeniet wordt daarbij omgezet in martensiet. Van deze proefstukken worden vervolgens preparaten gemaakt voor microscopisch onderzoek. Op deze wijze wordt een reeks beelden van de voortschrijdende omzetting verkregen, waaruit de aard en de hoeveelheden van de gevormde structuur worden bepaald.

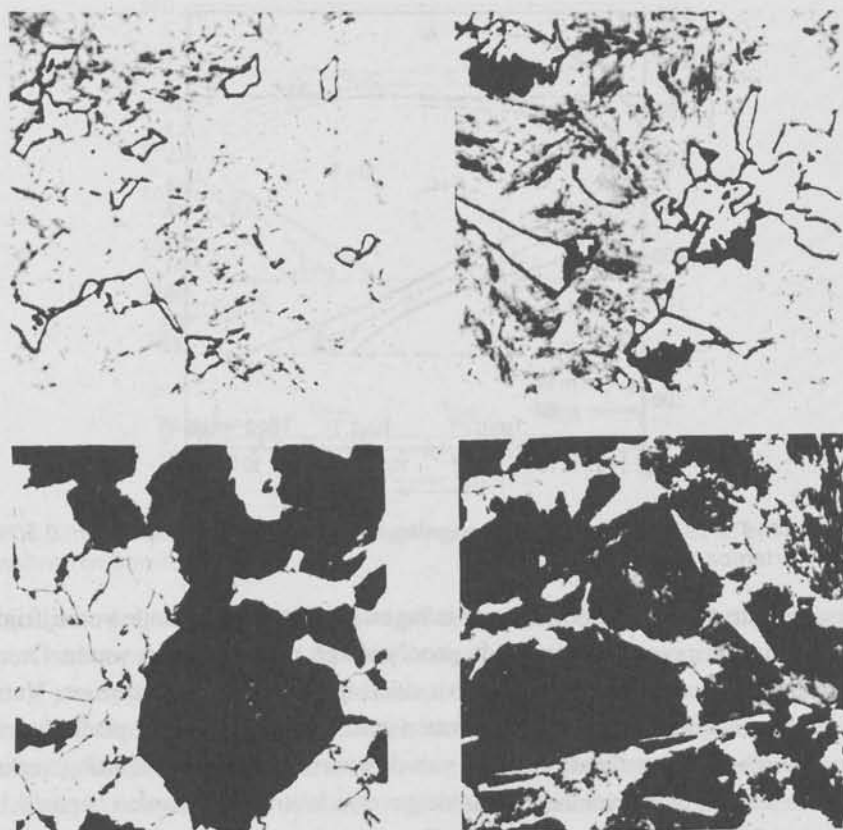
In figuur 4.25 is dit geïllustreerd voor de omzetting van een onderperlitisch staal waarbij achtereenvolgens ferriet en perliet ontstaan. In figuur 4.25a is primaire ferriet gevormd. De hoeveelheid hiervan neemt toe met de omzettingstijd, waardoor het koolstofgehalte van de austeniet toeneemt. Wanneer dit (plaatselijk) de eutectoïdische waarde bereikt kan er perliet ontstaan (figuur 4.25b). Bij voortschrijdende omzetting zal de hoeveelheid ferriet nog wat toenemen; voornamelijk wordt nu echter perliet gevormd (figuur 4.25c en d).

Op overeenkomstige wijze kunnen voor alle omzettingstemperaturen structuurbeelden worden verkregen.

#### 4.5. De transformatie in het perlietgebied

Het perlietgebied in het isotherme T.T.T.-diagram strekt zich uit vanaf de evenwichtstemperatuur tot ca. 500 °C.

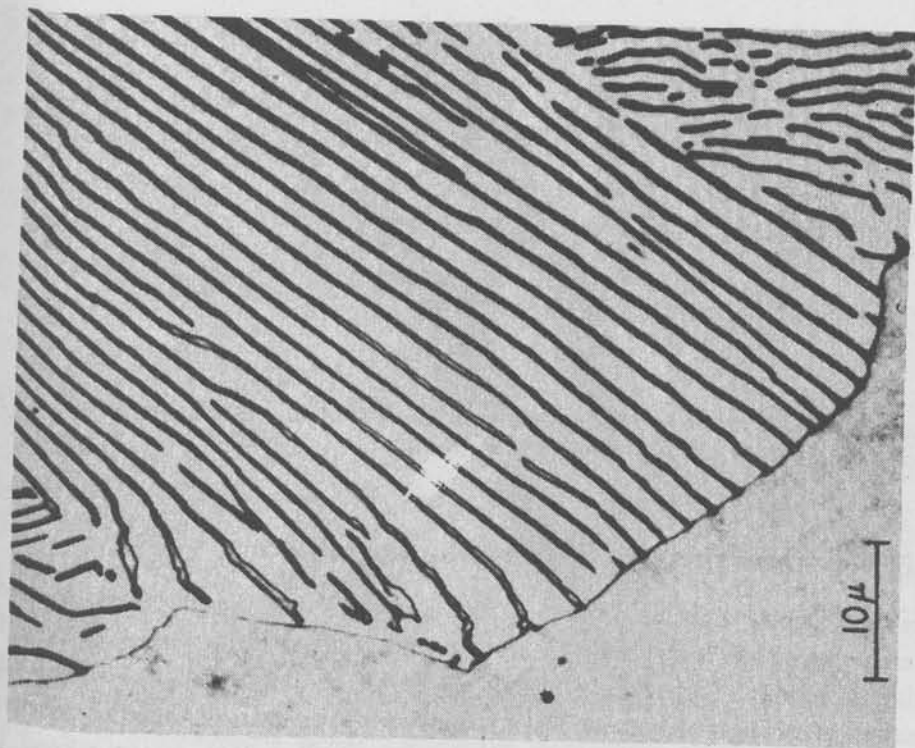
In een perlitisch staal wordt direct onder de evenwichtstemperatuur ( $A_1$  in dit geval) een grof lamellaire perliet gevormd, die bij langere gloeitijden wordt omgezet in ferriet en globulaire cementiet (zachtgloeï-structuur). Bij grotere onderkoelingen wordt de lamellaire perliet steeds fijner. De genoemde structuren werden beschreven en getoond in de paragraaf 3.4.



Figuur 4.25. Illustratie van het verloop van de isotherme transformatie in het perlietgebied voor een ondereutectoidisch staal; wit is ferriet, licht grijs is martensiet, zwart is perliet (1000 x).

De perlietvorming is een kiemvormings- en groeiproces. De kiemvorming is hetero-geen en vindt vrijwel uitsluitend plaats aan de korrelgrenzen van de austeniet. Bij niet-eutectoidische staalsoorten kan de kiemvorming ook optreden aan de grenzen van primair gevormd ferriet of cementiet of aan tijdens het austeniteren niet opgeloste cementietdeeltjes. Het is niet bekend hoe de kiemvorming van perliet precies verloopt. Hierover bestaan verschillende theorieën. De bespreking hiervan valt echter buiten het kader van dit boek.

De groei van de perliet vindt enerzijds plaats door vertakking van de ferriet- en cementietplaten of -lamellen, waardoor een kolonie van min of meer evenwijdige lamellen wordt opgebouwd. Anderzijds groeien de platen aan de randen ten koste van de aangrenzende austeniet (zie figuur 4.26). Bij een dergelijke lamelgroei zijn de diffusiewegen van de koolstof in de austeniet veel kleiner dan bij de groei van globulaire cementiet. Hierin vindt men de verklaring dat bij de omzetting in eerste instantie lamellaire cementiet ontstaat en niet de globulaire evenwichtsstructuur.

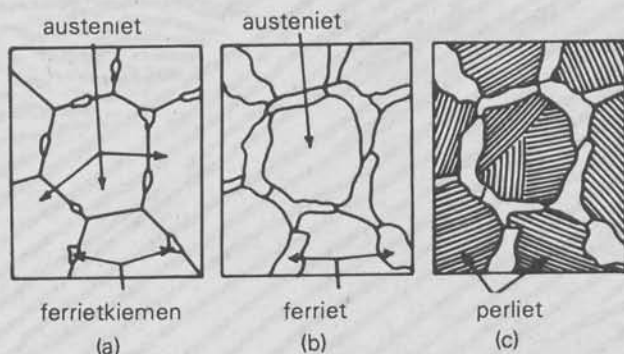


Figuur 4.26. Groei van perlietkolonies door vertakking en zijdelingse groei van de lamellen.

Als de perliet ontstaat bij een constante temperatuur is de lamelafstand steeds ongeveer even groot. Dit geldt zowel voor de lamelafstanden in een enkele perlietkolonie als voor verschillende kolonies.

De temperatuur, waarbij de perliet wordt gevormd, heeft een grote invloed op de lamelafstand. Dit is van praktisch belang, omdat de hardheid van perliet groter wordt naarmate de lamelafstand kleiner is. Perliet dat ontstaat dicht onder de evenwichtstemperatuur heeft een lamelafstand van de orde van 0,001 mm en een hardheid van ca. 200 HV. Perliet gevormd bij 600 °C heeft een 10 × kleinere lamelafstand en een hardheid van 350 HV.

Bij de isotherme omzetting in onderperlitisch staal gaat aan de perlietvorming een uitscheiding van ferriet vooraf. In het gebied tussen de  $A_3$ - en  $A_1$ -temperatuur is alléén ferrietvorming mogelijk. De transformatie kan dan nooit volledig aflopen. De maximale hoeveelheid ferriet die ontstaat, kan worden bepaald uit het Fe-C diagram met de hefboomregel. Onder de  $A_1$ -temperatuur zal na de ferrietvorming perliet ontstaan, als door de uitscheiding van ferriet het koolstofgehalte van de resterende austeniet voldoende gestegen is voor de vorming van perlietkiemen (figuur 4.27).



Figuur 4.27. Drie stadia van de omzetting in onderperlitisch staal bij isotherme omzetting direct onder  $A_1$  of bij langzame afkoeling.

#### 4.6. De transformatie in het bainietgebied

Het bainietgebied strekt zich uit van ca. 550 °C tot ca. 200 °C. Aan de bovenzijde treedt overlapping op met het perlietgebied, aan de onderzijde met het martensietgebied. De bainietstructuur is pas betrekkelijk laat gevonden, omdat deze bij koolstofstaal bij continue afkoeling niet optreedt. Pas bij de invoering van het isotherme transformatie-onderzoek werd de bainietstructuur als een afzonderlijke structuurvorm erkend. Bij vele gelegeerde staalsoorten kan de bainietstructuur wel ontstaan tijdens de afkoeling. In dat geval speelt de bainiet bij de bepaling van de eigenschappen van het staal een belangrijke rol.

De structuren in het bainiet- en het perlietgebied vertonen een aantal karakteristieke verschillen. De voornaamste hiervan zijn:

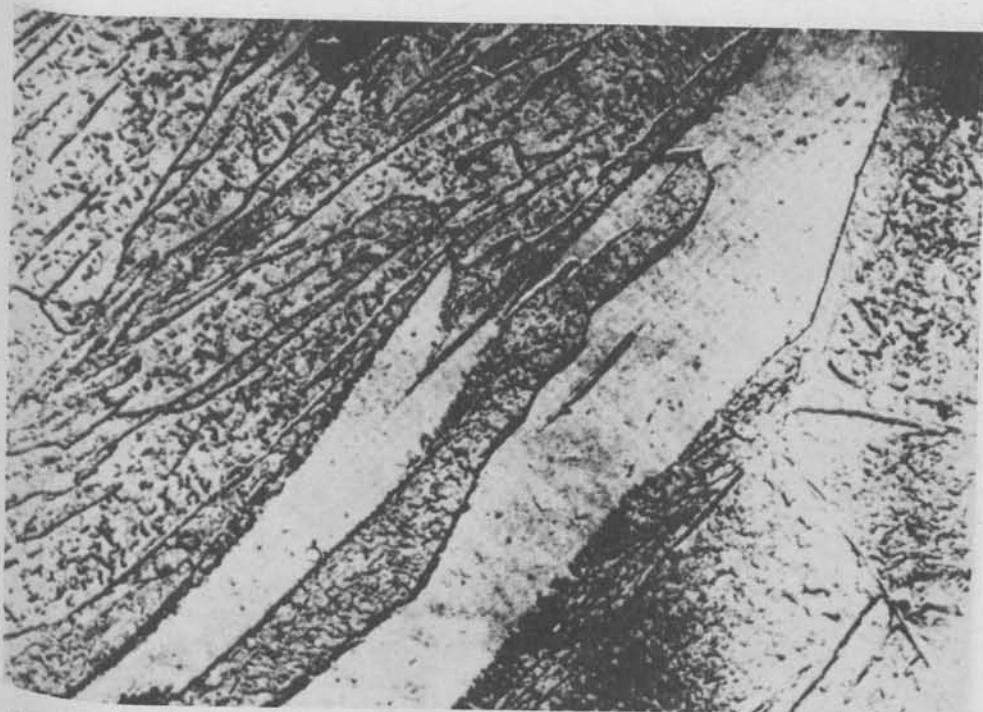
- De structuren in het perlietgebied groeien min of meer bolvormig uit, die van het bainietgebied zijn naaldvormig of plaatvormig van karakter. De laatste zullen zich dus in het microscoopbeeld als naalden vertonen.
- De bainietstructuren zijn bij gelijke vormingstemperaturen grover dan die van perliet.
- De perlietstructuren groeien bij voorkeur langs de korrelgrenzen, de bainietstructuren langs bepaalde kristalvlakken van de austeniet.
- In het bainietgebied treden geen voor-eutectoïdische uitscheidingen op.

De bainietstructuren worden naar de vormingstemperatuur onderscheiden in drie groepen:

##### 1. Vormingstemperatuur: 550 – 500 °C.

Deze structuur wordt *naaldvormig ferriet* of *probainitische ferriet* genoemd. Het omzettingsproduct bestaat uit grove carbidevrije platen, die uitgaande van de grenzen de austenietkorrel binnendringen (zie figuur 4.28).





Figuur 4.28. Probainitische ferriet. Carbidevrije ferrietplaten groeien langs bepaalde kristalvlakken van de austeniet (1200  $\times$ ).

2. Vormingstemperatuur ca. 500 – 350 °C.

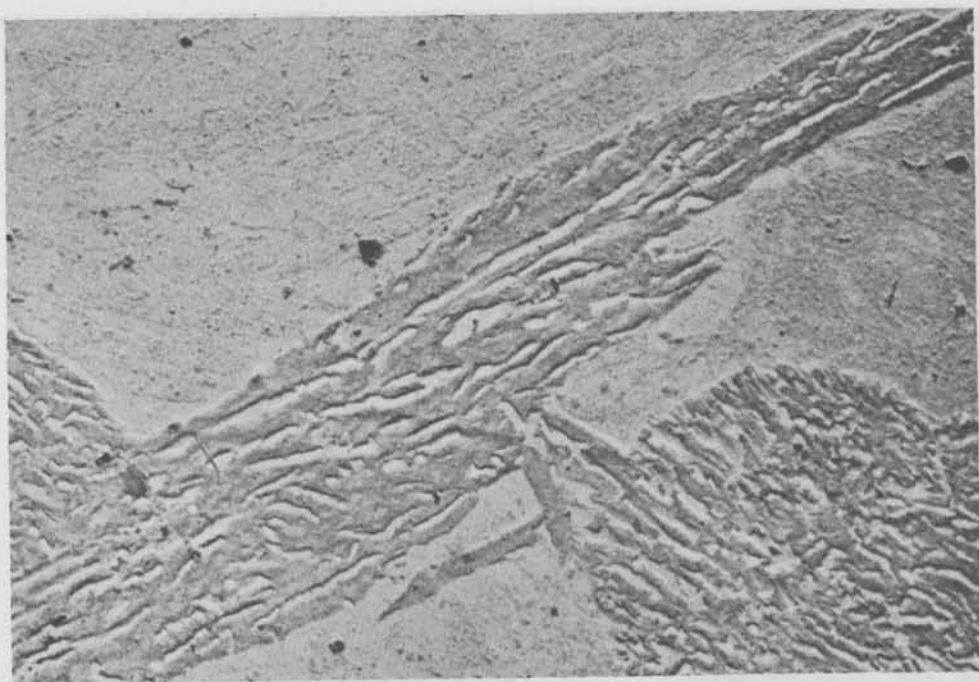
Deze structuur wordt *hoogbainiet* genoemd en bestaat uit groepen evenwijdige naalden of staafjes, die vanuit de austenietkorrelgrenzen naar binnen groeien. In tegenstelling tot de voorgaande structuur wordt hier echter wel cementiet gevormd, die zich langs de grensvlakken van de staafjes afzet (figuur 4.29). De hoeveelheid cementiet neemt met dalende temperatuur toe.

3. Vormingstemperatuur ca. 350 – 200 °C; *laag bainiet*.

Carbide-afscheiding treedt niet alleen aan de grenzen van de nu plaatvormige ferriet op, maar ook in het inwendige (zie figuur 4.30), en wel op bepaalde ferrietroostervlakken onder een vaste hoek met de plaat. Het gevormde carbide is geen cementiet, maar een coherent uitscheidend hexagonaal carbide, dat  $\epsilon$ -carbide genoemd wordt en ongeveer de samenstelling  $Fe_{2,4}C$  heeft. Laag bainiet bestaat uit lensvormige plaatjes, die op willekeurige plaatsen en niet meer in evenwijdige groepen gevormd worden.

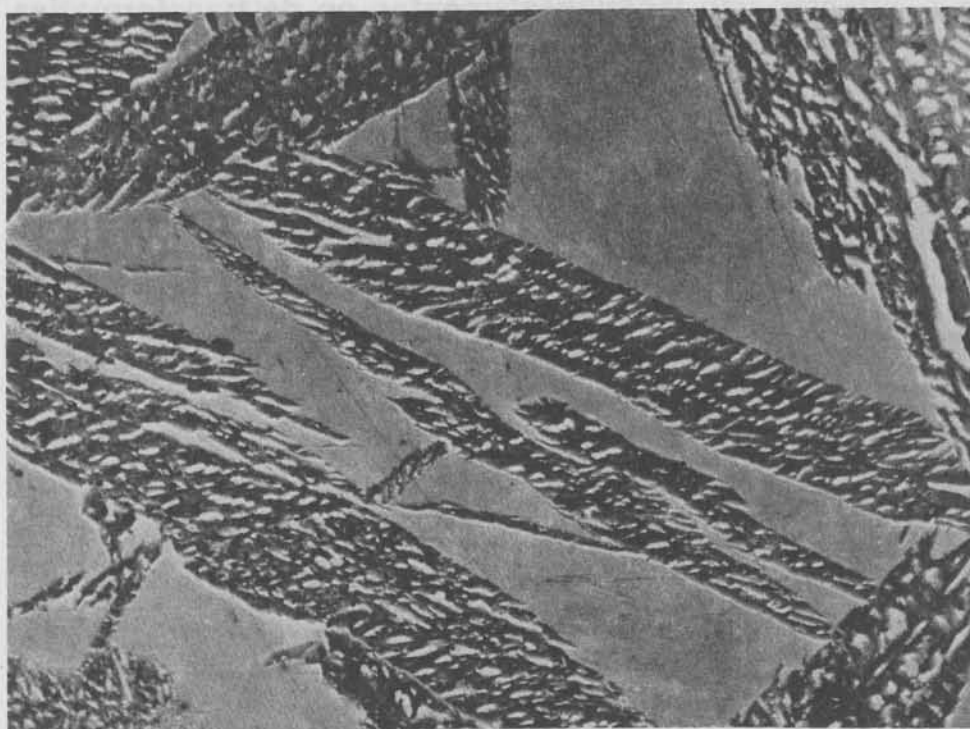
De *mechanische eigenschappen* van de omzettingsprodukten in het perliet- en bainietgebied worden voornamelijk bepaald door het koolstofgehalte, dat wil zeggen de hoeveelheid carbiden in de structuur, en door de kristalafmetingen. In het algemeen worden de omzettingsprodukten harder en minder goed vervormbaar naarmate de



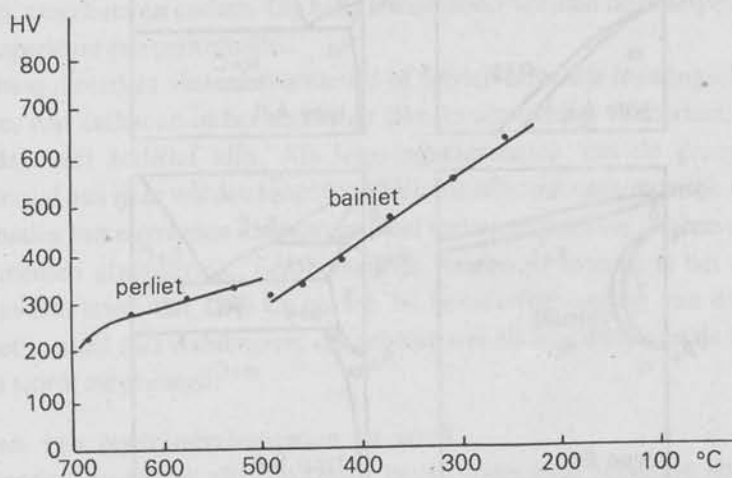


Figuur 4.29. Hoogbainiet. Evenwijdige ferrietnaalden (grijs), waarbij zich cementiet (wit) heeft afgezet langs de randen van de ferrietnaalden (15 000  $\times$ ).

omzettingstemperatuur lager is. Bij de overgang van het perlietgebied naar het bainietgebied wordt de structuur plotseling grover, waardoor er een sprong in het hardheidsverloop optreedt. De bainiet is relatief brosser dan de perliet. In figuur 4.31 is de hardheid aangegeven van de omzettingsstructuren in staal met 0,60% C als functie van de transformatietemperatuur.



Figuur 4.30. Laag bainiet. Lensvormige plaatjes ferriet (grijs), waarin zich langs de plaatrand en op bepaalde kristalvlakken  $\epsilon$ -carbiden (wit) hebben afgezet (10 000  $\times$ ).



Figuur 4.31. Verband tussen hardheid en transformatietemperatuur voor isotherme omzettingsstructuren van staal met 0,60%C.

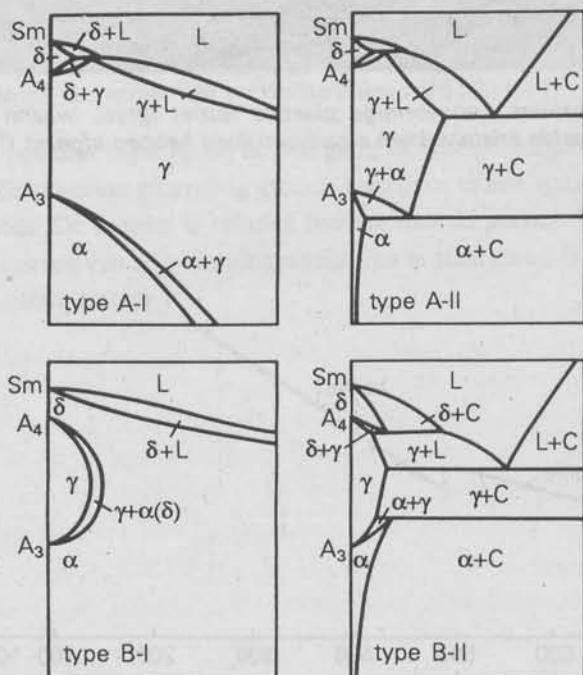
## 4.7. Effecten van legeringselementen op de transformaties in staal

### Effecten van legeringselementen in ijzer

Zowel het smeltpunt als de transformatiepunten in vaste toestand van ijzer worden door toevoeging van legeringselementen veranderd. De veranderingen van het smeltpunt zijn in dit verband van weinig belang. We beperken ons hier tot de invloed van legeringselementen op de roostertransformaties.

Naar hun uitwerking op de structuur van ijzer, kunnen de legeringselementen in twee groepen worden ingedeeld. Door de eerste groep wordt het austenietgebied vergroot, door de tweede groep verkleind of bij hoge gehalten zelfs volledig onderdrukt. In figuur 4.32 wordt een overzicht gegeven van de verschillende mogelijkheden, die daarbij optreden. De aanduidingen  $\alpha$ - en  $\delta$ -fase zijn gehandhaafd, ofschoon hiertussen geen principiële verschillen bestaan.

In figuur 4.32-A-I wordt het austenietgebied door de toevoeging van het legeringselement vergroot. De overgang  $\gamma \rightleftharpoons \delta$  vindt plaats bij een hogere temperatuur en resulteert in een peritectische reactie  $\gamma \rightleftharpoons \delta + L$ . Bij hogere gehalten van het legeringselement smelt de austeniet direct zonder overgang naar de  $\delta$ -fase. De austeniet-ferriet



Figuur 4.32. De verschillende effecten van legeringselementen op de fasetransformaties in ijzer.

A-I en A-II: illustratie van de vergroting van het  $\gamma$ -gebied door Ni en door C.

B-I en B-II: illustratie van de verkleining van het  $\gamma$ -gebied door Cr en door B.

overgang verschuift bij toenemende legeringselementgehalten naar steeds lagere temperatuur. Bij een voldoende hoog gehalte wordt de austeniet volledig gestabiliseerd en treedt geen fase-overgang naar de ferrietstructuur meer op. Toestandsdiagrammen van deze vorm ontstaan bij legeren met Ni, Mn en Co. Deze elementen hebben bij hoge temperatuur alle de kubisch vlakken gecentreerde structuur. Zij vormen met ijzer een ononderbroken reeks mengkristallen.

Een aantal andere elementen vergroot eveneens het  $\gamma$ -gebied. Zij zijn echter slechts in beperkte mate in ijzer oplosbaar, alhoewel in austeniet beter dan in ferriet. Er ontstaat dan een toestandsdiagram, zoals weergegeven is in figuur 4.32-A-II. Wanneer de oplosbaarheid van het legeringselement in de austeniet of in de ferriet wordt overschreden vormt zich ofwel het zuivere legeringselement, hetgeen bij koper het geval is, of een intermetallische verbinding, bijvoorbeeld  $\text{Fe}_3\text{C}$  in het ijzer-koolstof diagram of  $\text{Fe}_4\text{N}$  in het ijzer-stikstof diagram. De transformatie van de austeniet bij afkoeling vindt plaats door een eutectoïdische reactie, bijvoorbeeld  $\gamma \rightleftharpoons \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ . De elementen, die het austenietgebied vergroten, noemt men austenietvormers; dit in tegenstelling tot de ferrietvormers, die de ferriet stabiliseren. De sterkste austenietvormers zijn koolstof en stikstof, daarna volgen (op grote afstand) Ni, Mn, Co en Cu.

In figuur 4.32-B-I is het toestandsdiagram gegeven van ferrietvormende legeringselementen, die met ferriet een ononderbroken reeks mengkristallen geven. Boven een bepaald percentage verdwijnt het austenietgebied en gaan  $\alpha$  en  $\delta$  ononderbroken in elkaar over. Elementen van dit type zijn: aluminium, silicium, fosfor, titaan, vanadium, chroom, molybdeen en wolfram. Bij beperkte oplosbaarheid ondergaat dit diagram een verandering, zoals aangegeven in figuur 4.32-B-II. Dit treedt op bij borium, niobium, tantalium en cerium. Bij hoge temperatuur vormen deze een eutecticum, bij lage temperatuur een peritectoïde.

Voegt men meerdere austenietvormende of ferrietvormende legeringselementen aan ijzer toe, dan zullen ze in het algemeen elkaars uitwerking versterken, ofschoon de invloeden niet additief zijn. Als legeringselementen van de groepen A en B tegelijkertijd aan ijzer worden toegevoegd zijn de effecten vaak moeilijk voorspelbaar. Combinaties van elementen kunnen een heel andere uitwerking hebben dan ieder van die elementen afzonderlijk. Een belangrijk voorbeeld hiervan is het austenitische corrosievaste staal, dat 18% Cr en 8% Ni bevat. Toevoeging van 8% Ni kan de austeniet in staal niet stabiliseren; dit gebeurt wel als nog 18% van de ferrietvormer chroom wordt toegevoegd.

### Effecten van legeringselementen in staal

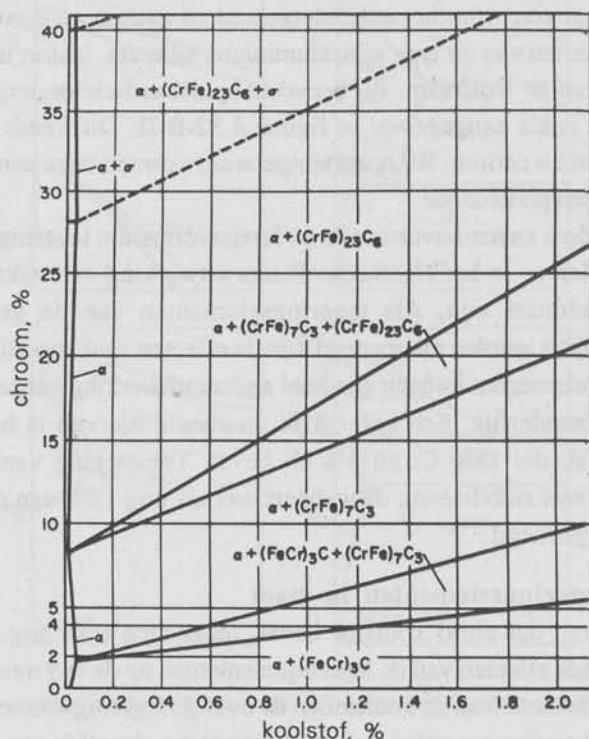
Bij gelegeerd staal, dat altijd koolstof bevat, moet men rekening houden met de hierboven genoemde effecten van de legeringselementen op de  $\alpha$ - $\gamma$  overgang en bovendien nog met de interactie van de koolstof en de overige legeringselementen.

In gelegeerd staal treden, op enkele uitzonderingen na, dezelfde structuren op als in koolstofstaal; dit wil zeggen ferriet, austeniet, carbiden, perliet, bainiet, martensiet en

ledeburiet. De hoeveelheden van de legeringselementen in de verschillende fasen wijken echter dikwijls af van de gemiddelde staalsamenstelling. Een aantal legeringselementen vormt met koolstof speciale carbiden met een andere structuur en samenstelling dan cementiet. Bovendien wordt de oplosbaarheid van koolstof in austeniet en ferriet door de toevoeging van legeringselementen gewijzigd, waardoor de evenwichtslijnen en -punten in het Fe-C diagram verschuiven. Bij laaggelegeerd staal (met in totaal minder dan 5% aan legeringselementen) kunnen de optredende faseveranderingen nog redelijk goed uit het ijzer- koolstof diagram worden afgeleid. Bij hooggelegeerd staal (met meer dan 5% aan legeringselementen) moet worden gewerkt met ternaire of quaternaire toestandsdiagrammen. Hiervan worden vaak tweedimensionale doorsneden gemaakt (figuur 4.33).

### Carbidevorming

De legeringselementen van staal kunnen worden ingedeeld naar hun affiniteit tot koolstof. Elementen met een kleinere affiniteit dan die van ijzer tot koolstof vormen in staal geen stabiele carbiden. De oplosbaarheid van deze elementen in cementiet is kleiner dan die in ferriet. Bij de overgang van austeniet naar ferriet + cementiet zal dus een herverdeling van de legeringselementen moeten plaatsvinden. Tot deze groep leger-



Figuur 4.33. Doorsnede van het ternaire Fe-Cr-C diagram bij 700 °C (ijzerrijke hoek).



ringselementen behoren onder andere aluminium, silicium, nikkel, koper en kobalt. Elementen met een grotere affiniteit dan die van ijzer tot koolstof, zullen zich bij voorkeur in de carbiden bevinden. Bij kleine hoeveelheden van deze legeringselementen worden zij opgenomen in de cementiet. Er vormen zich dan mengkristallen  $(FeM)_3C$  waarin een gedeelte van het ijzer door het element M is vervangen. De concentratie van M in de cementiet is hoger dan de gemiddelde concentratie van M in het staal. Bij hogere gehalten vormen deze elementen aparte carbiden met een andere roosterstructuur dan die van cementiet. De belangrijkste carbidevormende elementen, gerangschikt naar stijgende stabiliteit van hun carbiden zijn: Mn, Cr, W, Mo, V, Ti, Zr en Nb. Met uitzondering van mangaan zijn dit alle ferrietvormers. Mangaan vormt praktisch alleen cementiet  $(FeMn)_3C$ . De andere elementen ook hun speciale carbiden. Dit gebeurt bij een lager gehalte naarmate hun affiniteit tot koolstof hoger is. Ti, Zr en Nb vormen praktisch alleen hun eigen carbiden. De aard van het gevormde carbide zal ook afhangen van de hoeveelheid koolstof, die aanwezig is en van de aanwezigheid van andere carbidevormers. Sterke carbidevormers kunnen zwakkere uit hun carbiden verdringen en in de ferriet doen oplossen.

Chroom vormt bij aanwezigheid van voldoende koolstof en bij stijgend Cr-gehalte achtereenvolgens de carbiden (zie ook figuur 4.33):  $(FeCr)_3C$ ;  $(CrFe)_7C_3$  en  $(CrFe)_{23}C_6$ . Deze carbiden hebben verschillende kristalstructuren en bevatten toenemende hoeveelheden chroom. Andere legeringselementen vormen soortgelijke reeksen van carbiden. Ook meer complexe carbiden komen voor, bijvoorbeeld:  $(FeMoCr)_{23}C_6$ .

### Invloed van legeringselementen op het T.T.T.-diagram

Het effect van legeringselementen op het T.T.T.-diagram wordt bepaald door de mate waarin deze in de austeniet worden opgelost tijdens het austeniteringsproces.

Wanneer legeringselementen niet in oplossing gaan maar in de vorm van carbiden of nitriden in de austenietkristallen zijn ingebed, dan werken ze versnellend op de transformatie van austeniet naar ferriet + carbiden. Dit wordt veroorzaakt door de volgende effecten:

- het onttrekken van koolstof, stikstof en legeringselementen aan de austeniet, waardoor de voor de transformatie benodigde diffusie minder is;
- de beperking van de korrelgroei van de austeniet, waardoor er meer korrelgrensvlak beschikbaar is voor de kiemvorming van ferriet en cementiet;
- het fungeren van de carbiden of nitriden in de austeniet als kiemen voor de cementietvorming.

Elementen die moeilijk oplosbare carbiden of nitriden vormen zoals Al, V, Nb en Ti worden dikwijls aan staal toegevoegd (in hoeveelheden kleiner dan 0,1%) voor de productie van zogenaamde fijnkorrelige staalsoorten, die een grotere sterkte en taaiheid bezitten dan de normale staalsoorten, waarbij deze toevoegingen niet hebben plaatsgevonden.

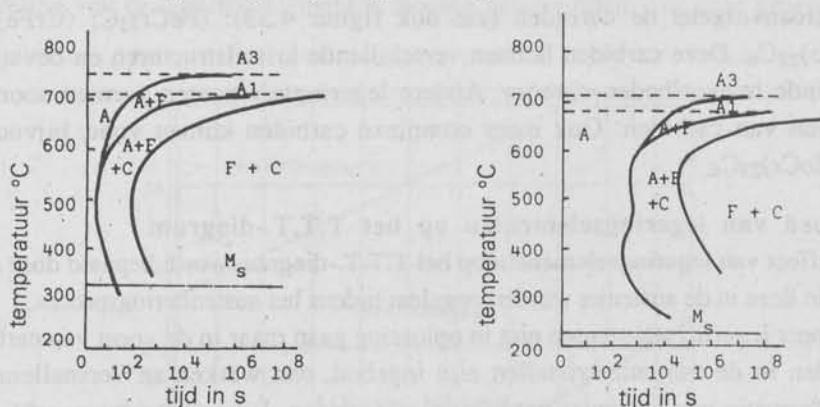
De meeste aan staal toegevoegde legeringselementen gaan wel in oplossing in de austeniet tijdens het austeniteren en vormen daar bij benadering homogene mengkristallen. In deze toestand hebben ze algemeen een vertragende werking op de omzetting naar de ferritische toestand.

De vertragende werking van de elementen wordt toegeschreven aan:

- een vermindering van het energieverval tussen austeniet en ferriet, en daardoor een verlaging van de drijvende kracht voor de omzetting;
- de trage diffusie van de substitutioneel opgeloste legeringselementen die in de austeniet homogeen verdeeld zijn maar die ofwel worden opgenomen in cementiet of speciale carbiden (Mn, Cr, W, Mo, V).

Deze vertragende werking is uiterst belangrijk omdat, zoals we later zullen zien, de hardbaarheid van het staal daardoor beter wordt. In zeer veel gevallen is dit de reden voor het legeren van staal.

De effecten van de legeringselementen vertonen individuele verschillen. Sommige hebben een even grote uitwerking op de omzettingen in het perlietgebied als in het bainietgebied en verschuiven het T.T.T.-diagram in zijn geheel naar langere tijden. Voorbeelden hiervan zijn mangaan (zie figuur 4.34) en nikkel.

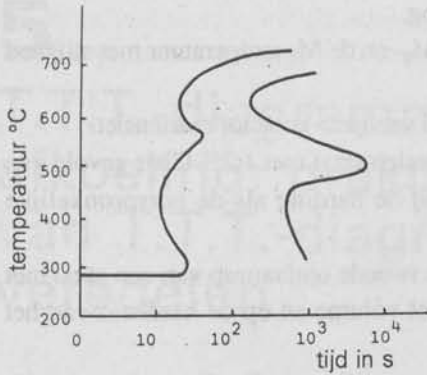


Figuur 4.34. Effect van mangaan op het T.T.T.-diagram; 0,51% C en 1,56% Mn (a); 0,35% C en 4,05% Mn (b).

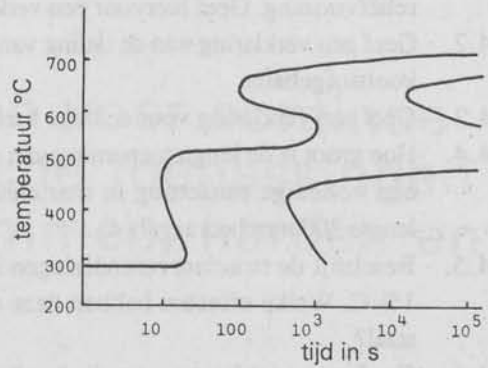
Ferrietvormende legeringselementen verschuiven de  $A_1$ -temperatuur en daarmee het perlietgebied naar hogere temperaturen. Omdat deze elementen tevens de omklapreacties naar martensiet en ook naar bainiet naar lagere temperaturen verschuiven treedt er behalve een vertraging van de omzettingen ook een scheiding van het perliet- en bainietgebied op in het T.T.T.-diagram. Dit effect treedt op bij chroom (zie figuur 4.35), Mo, W en V.

Molybdeen en wolfram hebben een belangrijk sterkere vertragende werking op de perlietvorming dan op de bainietvorming (figuur 4.36). Chroom in grote gehalten (meer dan 3%) heeft het omgekeerde effect.

Hierboven is de invloed van ieder legeringselement apart aangegeven. In de technische



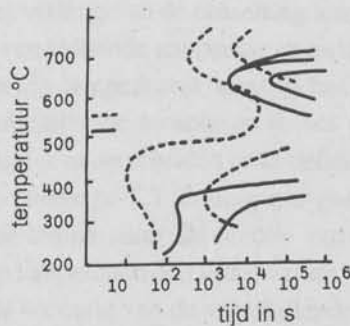
Figuur 4.35. Effect van chroom op het T.T.T.-diagram in een staalsoort met 0,48% C; 0,86% Mn; 0,98% Cr.



Figuur 4.36. Effect van molybdeen op het T.T.T.-diagram in een staalsoort met 0,38% C; 1,49% Mn; 0,41% Mo.

staalsoorten komen zeer vaak meer legeringselementen gelijktijdig voor. Het is bij de huidige kennis van de omzettingsverschijnselen echter onmogelijk om steeds te voorspellen wat voor invloed deze combinaties op de austeniettransformaties zullen hebben. Wel weet men dat sommige combinaties van legeringselementen een veel groter effect op de omzetting hebben dan de elementen apart. Nikkel bijvoorbeeld heeft een veel grotere vertragende werking, wanneer eveneens chroom, molybdeen of mangaan aanwezig zijn en omgekeerd werken deze elementen sterker in de aanwezigheid van nikkel (zie ook figuur 4.37). Hetzelfde verschijnsel treedt op bij chroom en molybdeen.

Op het effect van legeringselementen bij het ontlaten door vorming van een vierde ontaattrap en secundaire harding werd reeds gewezen in paragraaf 4.3.



Figuur 4.37. De invloed van nikkel op de omzetting van chroommolybdeenstaal; a): 0,31% C; 0,26% Ni; 2,08% Cr; 0,48% Mo; b): 0,35% C; 2,52% Ni; 1,55% Cr; 0,53% Mo.

## Opgaven

4.1. Martensitische transformaties veroorzaken op een glad gepolijst oppervlak

reliëfvorming. Geef hiervoor een verklaring.

- 4.2. Geef een verklaring van de daling van de  $M_s$ - en de  $M_f$ -temperatuur met stijgend koolstofgehalte.
- 4.3. Geef een verklaring voor de hoge hardheid van ijzer-koolstof martensiet.
- 4.4. Hoe groot is de lengtetoeëneming van een stalen staaf met 1,2% C als gevolg van een volledige omzetting in martensiet bij de harding als de oorspronkelijke lengte 200 mm bedraagt?
- 4.5. Beschrijf de structuurveranderingen in de tweede ontlaattrap van een staal met 1% C. Welke effecten hebben deze op het volume en op de hardheid van het staal?
- 4.6. Geef een verklaring van de hardheidstoename na harding van een met 0,3% C; 1% Mo; 0,25% V gelegeerd staal bij ontlaten op 500 °C.
- 4.7. Schets een TTT-diagram voor de isotherme omzetting van een bovenperlitisch staal. Geef de daarin optredende structuren aan.
- 4.8. Verklaar de afneming van de lamelafstand van perliet bij dalende omzettingstemperatuur.
- 4.9. Geef enkele karakteristieke structuurverschillen aan tussen perliet en bainiet bij 500 °C. Welke invloed hebben deze op de mechanische eigenschappen?
- 4.10. Noem enkele voorbeelden van ferrietvormende en van austenietvormende legeringselementen in staal. Beschrijf het effect van deze legeringselementen in de binaire toestandsdiagrammen met ijzer.
- 4.11. Geef een verklaring voor de scheiding tussen het perlietgebied en het bainietgebied in het TTT-diagram van een met molybdeen gelegeerd staal. Waarom treedt een dergelijke scheiding niet bij een mangaanstaal op?
- 4.12. Verklaar de toevoeging van 0,1% V aan een ongelegeerd gereedschapsstaal met 1% C.

# 5

## T.T.T.-diagrammen voor continue afkoeling; praktische toepassingen van T.T.T.-diagrammen; harden en veredelen

### 5.1. T.T.T.-diagrammen voor continue afkoeling

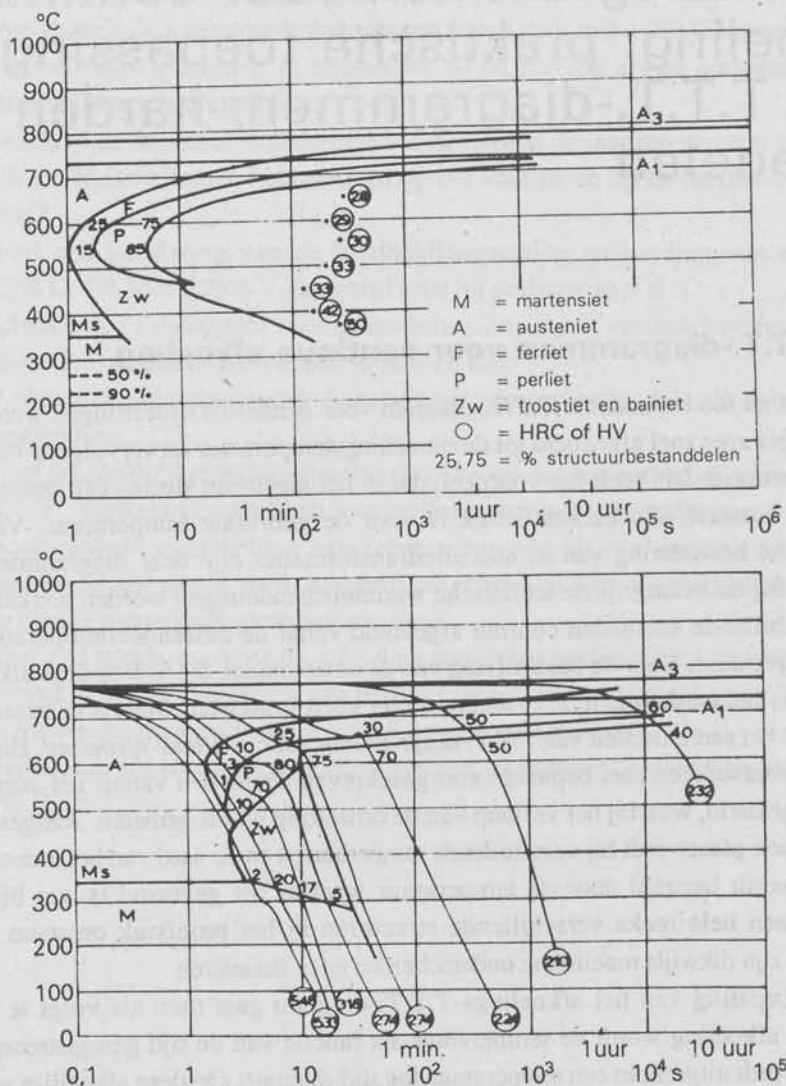
Bij het tot nu toe behandelde T.T.T.-diagram voor isotherme omzettingen worden de proefstukjes zeer snel afgekoeld tot de omzettingstemperatuur en vervolgens isotherm getransformeerd. Dit heeft het voordeel, dat in het algemeen slechts één omzettingsstructuur ontstaat, die karakteristiek is voor de gebruikte temperatuur. Voor de theoretische bestudering van de austeniettransformaties zijn deze diagrammen zeer geschikt. Bij de belangrijkste technische warmtebehandelingen worden werkstukken met verschillende snelheden continu afgekoeld vanaf de austeniteertemperatuur tot kamertemperatuur. Voor de beschrijving van de omzettingen, die tijdens deze afkoeling optreden is het isotherme T.T.T.-diagram niet goed bruikbaar. Men is daarom overgegaan tot het samenstellen van *T.T.T.-diagrammen voor continue afkoeling*. Hiervoor worden proefstukken met bepaalde voorgeschreven snelheden vanuit het austenietgebied afgekoeld, waarbij het verloop van de omzetting wordt gemeten. Aangezien de transformatie plaatsvindt bij verschillende temperaturen en de aard van het omzettingsprodukt wordt bepaald door de temperatuur waarbij het gevormd is, zal bij deze methode een hele reeks verschillende structuren in het proefstuk ontstaan. Deze structuren zijn dikwijls moeilijk te onderscheiden en te definiëren.

Voor de bepaling van het afkoelings-T.T.T.-diagram gaat men als volgt te werk: tijdens de afkoeling wordt de temperatuur als functie van de tijd geregistreerd. Het resultaat wordt uitgezet in een temperatuur-log.tijd-diagram. Op deze afkoellijn worden het begin- en eindpunt van de vorming van de verschillende structuurbestanddelen en eventueel de daarvan gevormde percentages aangegeven. Dit proces wordt herhaald voor een aantal verschillende afkoelsnelheden. De verkregen punten voor overeenkomstige omzettingstoestanden op de verschillende afkoellijnen worden door vloeiende lijnen verbonden, waarmee het T.T.T.-diagram is bepaald.

*Met nadruk zij er op gewezen, dat deze T.T.T.-diagrammen alleen geldig zijn voor de erin getekende afkoelingen en dat ze voor anders verlopende afkoelingen nooit geheel juist zijn.*



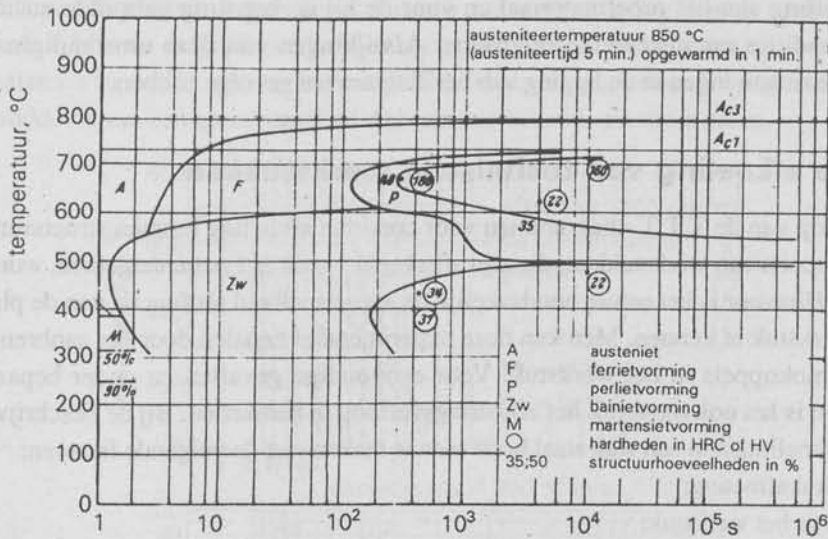
Enkele voorbeelden van afkoelings-T.T.T.-diagrammen zijn gegeven in de figuren 5.1 en 5.2. In deze figuren zijn tevens de bijbehorende isotherme-T.T.T.-diagrammen weergegeven.



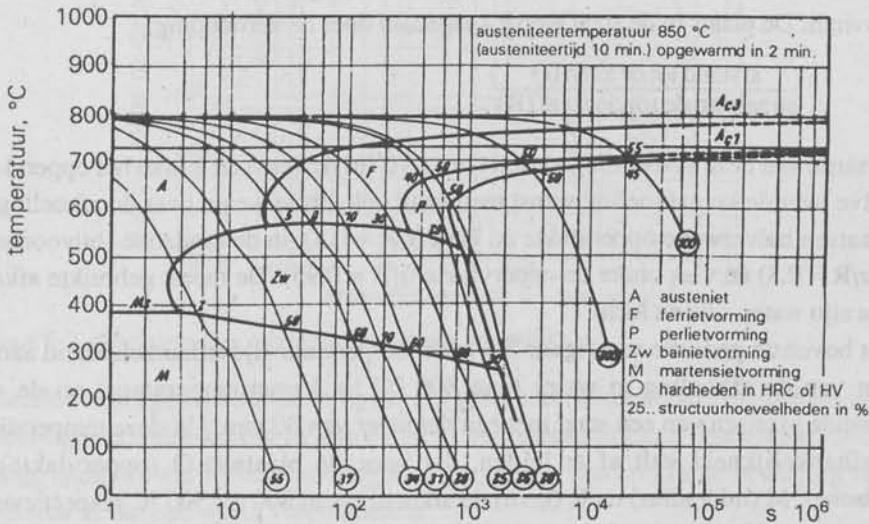
Figuur 5.1. T.T.T.-diagrammen voor isotherme transformatie en voor transformatie bij continue afkoeling van koolstofstaal met 0,45% C.

Uit deze figuren blijkt, dat er aanzienlijke verschillen bestaan tussen de isotherme en afkoelings-T.T.T.-diagrammen. Het belangrijkste is wel een verschuiving van alle omzettingen naar lagere temperaturen en langere tijden bij het afkoelingsdiagram. Bij koolstofstaal ontstaat tijdens de afkoeling vrijwel geen bainiet. Door de bij dalende temperatuur sterk afnemende bainietvormingssnelheid is de tijdens de afkoeling

a) staal 34 CrMo 4. T.T.T.-diagram voor isotherme transformatie



b) staal 34 CrMo 4. T.T.T.-diagram voor transformatie bij continue afkoeling



Figuur 5.2. T.T.T.-diagrammen voor isotherme transformatie en voor transformatie bij continue afkoeling van een laaggelegeerd veredelingsstaal.

beschikbare tijd te kort om bainiet te laten ontstaan. In figuur 5.1 en figuur 5.2 zijn tevens de hardheden in Vickers- of Rockwell C-eenheden aangegeven, die met de verschillende afkoelsnelheden werden verkregen.

Bij het gebruik van de T.T.T.-diagrammen voor continue afkoeling moet men er zich rekenschap van geven, dat zij strikt genomen slechts geldig zijn voor de chemische samenstelling van het proefmateriaal en voor de bij de bepaling gebruikte austeniteringscondities en austenietkorrelgrootte. Afwijkingen van deze omstandigheden kunnen verschuivingen in de ligging van het diagram ten gevolge hebben.

## 5.2. De afkoeling van technische werkstukken

Met behulp van de T.T.T.-diagrammen voor continue afkoeling kunnen structuren en eigenschappen van werkstukken, die zijn afgekoeld vanuit het austenietgebied, worden bepaald. Hiervoor is het echter noodzakelijk de afkoelsnelheid als functie van de plaats in het werkstuk te kennen. Men kan deze experimenteel bepalen door het aanbrengen van thermokoppels in het werkstuk. Voor eenvoudige gevallen en onder bepaalde aannamen is het ook mogelijk het afkoelingsverloop te berekenen. Bij de beschrijving van de afkoelingen in een stuk staal heeft men te maken met de volgende factoren:

- werkstukafmeting;
- plaats in het werkstuk;
- afkoelmedium.

Het één en ander is het gemakkelijkst toe te lichten voor de afkoeling van ronde staven van zeer grote lengte. Wat de afmeting betreft is hier de diameter van de staaf de bepalende factor, daar warmte-uitwisseling met de omgeving alleen in radiale richting plaatsvindt. De plaats in de staaf wordt aangeduid door de verhouding:

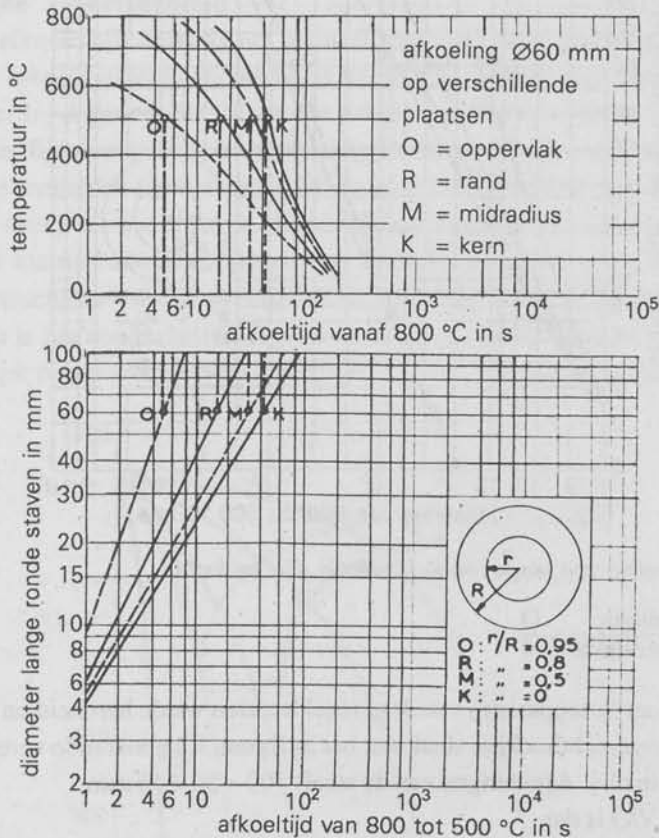
$$\frac{\text{afstand tot de kern (r)}}{\text{straal van de ronde staaf (R)}}$$

De waarde van deze verhouding varieert tussen 0 (in de kern) en 1 (aan het oppervlak). Behalve over de kernafkoeling wenst men vaak ook iets te weten over de afkoeling op de plaatsen halverwege oppervlakte en kern ( $r/R = 0,5$ ), in de randzone (bijvoorbeeld voor  $r/R = 0,8$ ) en vlak onder de oppervlakte ( $r/R = 0,95$ ). De meest gebruikte afkoelmedia zijn water, olie en lucht.

In het bovenste gedeelte van figuur 5.3 is de temperatuur-tijdsafhankelijkheid aangegeven van de afkoeling in water (van 800 °C tot kamertemperatuur) op de vier genoemde plaatsen van een staaf met een diameter van 60 mm. Uit deze temperatuur-tijdsafhankelijkheid valt af te leiden, dat voor de plaatsen O (oppervlakte), R (randzone), M (midradius) en K (kern) de afkoeltijd van 800 tot 500 °C respectievelijk 5, 15, 30 en 40 seconden bedraagt. De afkoeltijd van 800 tot 500 °C wordt vaak gebruikt als parameter om de afkoelkromme te karakteriseren. Men heeft nu gevonden dat tussen deze afkoelparameter  $t_{800/500}$  en de staafdiameter  $D$  het volgende verband bestaat:

$$\log D = A \log t_{800/500} + B$$

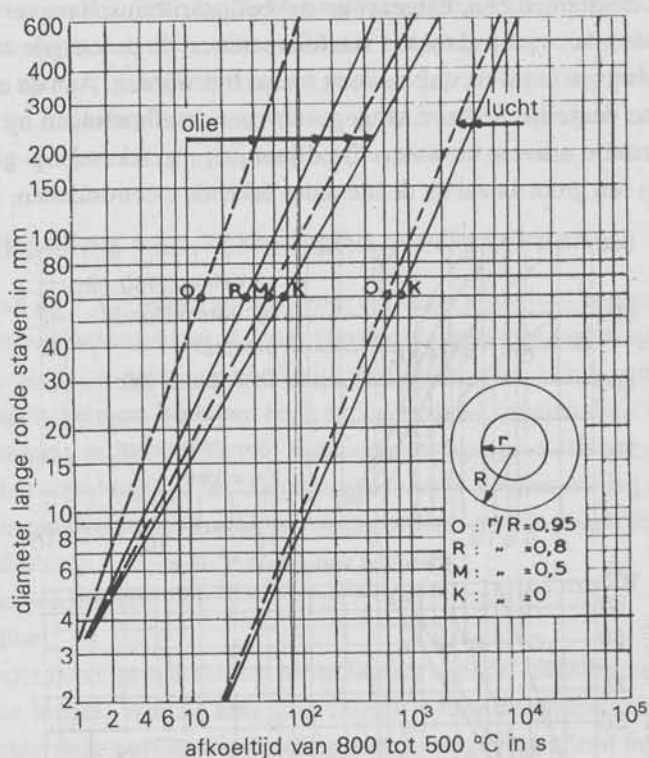
waarin A en B constanten zijn. Uitgezet op dubbellogaritmisch papier moet volgens deze beschouwing het verband tussen staafdiameter en de benodigde afkoeltijd voor een bepaalde plaats in het werkstuk dus een rechte lijn worden. Aan de onderzijde van figuur 5.3 is een dergelijk verband aangegeven voor de afkoelingen op verschillende plaatsen van ronde staven in water. De lijnen zijn getekend op grond van het gemiddelde van een groot aantal uit de literatuur bekende meetresultaten.



Figuur 5.3. Afkoeling van lange ronde staven in water.

Hetzelfde is het geval voor de in figuur 5.4 getekende afkoeltijden, die gelden voor de afkoeling van ronde staven in olie en lucht. Afkoeling in lucht betekent afkoeling in rustige lucht, terwijl bij de afkoeling in water en olie een langzame beweging van het proefstuk of het bad wordt verondersteld.

Voor de afkoeling in de kern van willekeurig gevormde werkstukken kan een schatting van de afkoelparameter  $t_{800/500}$  gemaakt worden op grond van de regel dat de afkoeling in de kern van twee werkstukken bij benadering dezelfde is als ze een gelijke verhouding tussen volume en buitenoppervlakte hebben. Als standaard wordt nu genomen een lange ronde staaf met diameter D, waarvan de verhouding



Figuur 5.4. Afkoeling van lange ronde staven in olie en lucht.

$$\frac{\text{volume}}{\text{oppervlakte}} = \frac{D}{4}$$

Als voorbeeld van de toepassing van deze regel bepalen we de hardheid en de structuur in de kern van een rechthoekige staaf van het in figuur 5.2 genoemde veredelingsstaal na afschrikken in olie. Afmetingen van de staaf:  $100 \times 50 \times 50$  mm.

De verhouding V/O is dan

$$\frac{100 \times 50 \times 50}{4 \times 100 \times 50 + 2 \times 50 \times 50} = \frac{250.000}{25.000} = 10$$

De kernafkoeling komt dus overeen met die van een lange ronde staaf met een diameter van 40 mm. Bij afkoeling in olie is  $t_{800/500}$  gelijk aan 40 seconden zoals blijkt uit figuur 5.4. Volgens figuur 5.2 bestaat de structuur dan uit 5% ferriet, 60% bainiet en 35% martensiet. De hardheid is 34 HRC.

De reden waarom dergelijke omrekeningen alleen voor kernafkoelingen gelden, is dat plaatsen tussen oppervlakte en kern van willekeurig gevormde werkstukken moeilijk vergelijkbaar zijn met overeenkomstige plaatsen in een lange ronde staaf. Uitstekende gedeelten aan werkstukken zullen bijvoorbeeld sneller afkoelen dan andere plaatsen aan het oppervlak.

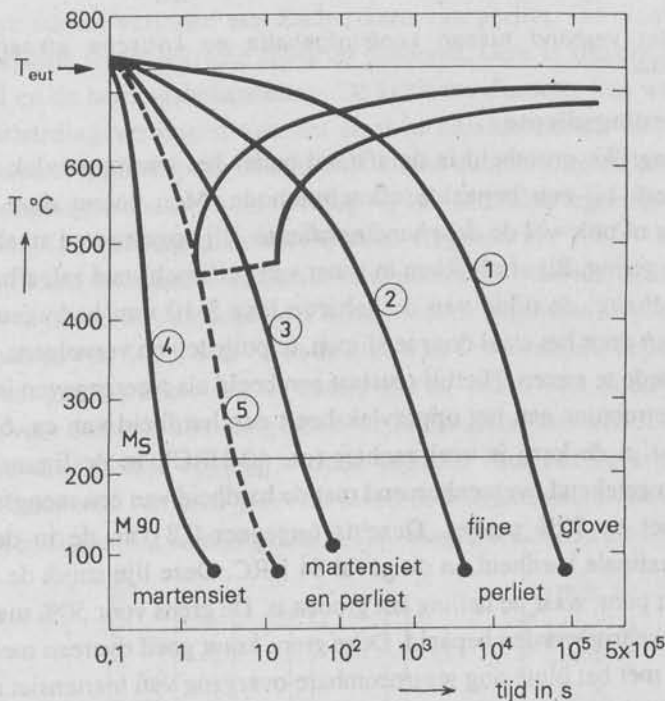


### 5.3. Harden

Harden is een warmtebehandeling, waarbij het staal vanuit het austenietgebied met een zodanige snelheid wordt afgekoeld, dat perliet- en bainietvorming worden onderdrukt, zodat het staal wordt omgezet in martensiet. De hardheid en de weerstand tegen slijtage worden hierdoor sterk verhoogd.

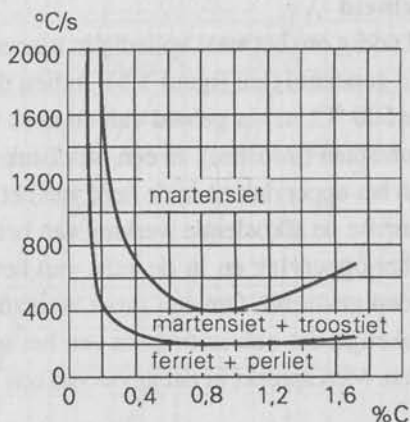
#### De kritische afkoelsnelheid

De kleinste afkoelsnelheid nodig om het staal volledig in martensiet om te zetten wordt de *kritische afkoelsnelheid* genoemd (zie figuur 5.5). Indien deze snelheid niet wordt bereikt zal er bij ongeveer 500 °C, in het gebied van de neus van de T.T.T.-kromme, perliet in zeer fijne vorm ontstaan (troostiet). In een proefstuk van grotere afmetingen zijn de afkoelsnelheden aan het oppervlak en in de kern van het proefstuk niet dezelfde. Dit verschil neemt toe naarmate de afkoelende werking van het afschrikmedium groter is. Hierdoor kunnen aan het oppervlak en in de kern van het proefstuk geheel verschillende structuren worden gevormd. Om een groot werkstuk geheel in martensiet om te zetten is het noodzakelijk, dat ook in de kern van het stuk de kritische afkoelsnelheid wordt overschreden. Men spreekt in dat geval van een *volledige doorharding*.



Figuur 5.5. De variatie van de microstructuur als functie van de afkoelsnelheid voor een perlitisch staal. De kritische afkoelsnelheid is aangegeven door een stippellijn. 1. austeniteren en afkoelen in oven; 2. normaalgloeien; 3. in olie afgeschrikt; 4. in water afgeschrikt; 5. kritische afkoelsnelheid.

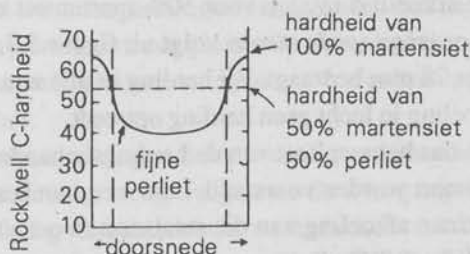
De kritische afkoelsnelheid is afhankelijk van alle factoren, die de neus van het T.T.T.-diagram verplaatsen. Zo is het effect van het koolstofgehalte in ongelegeerd staal op de kritische afkoelsnelheid weergegeven in figuur 5.6. Bij perlitisch staal is deze minimaal. Bij dalende koolstofgehalten neemt de kritische afkoelsnelheid snel toe. Bij bovenperlitisch staal is de toename slechts klein. Andere factoren, die de kritische afkoelsnelheid beïnvloeden, komen in het volgende ter sprake.



Figuur 5.6. Het verband tussen koolstofgehalte en kritische afkoelsnelheid bij ongelegeerd staal.

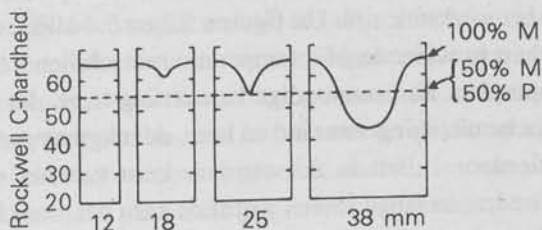
### De (door)hardingsdiepte

Een zeer belangrijke grootheid is de afstand onder het staaloppervlak tot waar de harding optreedt bij een bepaalde afkoelmethode. Men noemt deze afstand de *hardingsdiepte* of ook wel de *doorhardingsdiepte*. Bij ongelegeerd staal is de doorhardingsdiepte gering. Bij afschrikken in water van perlitisch staal zal, afhankelijk van het mangaangehalte, de dikte van de geharde laag 3-10 mm bedragen. Deze kan worden gemeten door het staal door te slijpen, te polijsten en vervolgens de hardheid over de doorsnede te meten. Hierbij ontstaat een beeld als weergegeven in figuur 5.7. De martensietstructuur aan het oppervlak heeft een hardheid van ca. 66 HRC. De perlietstructuur in de kern is veel zachter (ca. 40 HRC). In de figuur is ook een horizontale lijn getekend overeenkomend met de hardheid van een mengstructuur van 50% martensiet en 50% perliet. Deze is ongeveer 0,8 van de in de staalsoort optredende maximale hardheid, in dit geval 54 HRC. Deze lijn snijdt de lijn voor de hardheid op het punt, waar de helling het grootst is. De grens voor 50% martensiet kan daardoor nauwkeurig worden bepaald. Deze grens komt goed overeen met de door de microscoop of met het blote oog waarneembare overgang van martensiet naar perliet. In verband hiermee wordt deze grenslijn gewoonlijk gebruikt als criterium voor de meting van de doorhardingsdiepte van veredelingsstaal. Bij gereedschapsstaal eist men gewoonlijk meer dan 90% martensiet of een hardheid groter dan  $0,9 \times$  de maximaal bereikbare waarde.



Figuur 5.7. Verloop van de hardheid over de doorsnede van een geharde ronde staaf van perlitisch koolstofstaal met een diameter van 20 mm.

De doorhardingsdiepte is afhankelijk van een aantal variabelen, zoals de chemische samenstelling van het staal, de austeniteittemperatuur, de austenietkorrelgrootte, de afmetingen van de staaf en het afschrikmiddel. De invloed van de staafafmetingen onder overigens gelijke hardingsomstandigheden wordt geïllustreerd in figuur 5.8, waarin voor verschillende staafdiameters het verloop van de hardheid over de doorsnede schematisch is weergegeven bij harding in pekkel (een oplossing van keukenzout in water). Uit de figuur blijkt, dat de staaf met een diameter van 25 mm juist tot in de kern doorhardt (50% martensiet). Alle staven met kleinere diameters harden volledig door; dikkere staven vertonen een zachte kern van perliet. De diameter, die juist volledig doorhardt, wordt *kritische diameter* genoemd. Deze is afhankelijk van de aard van het staal en de hardingsbehandeling. De kritische diameter kan worden gebruikt om het doorhardingsvermogen van het staal te karakteriseren. Het in figuur 5.8 weergegeven staal heeft nog een betrekkelijk kleine doorhardingsdiepte, zij het groter dan die van ongelegeerd staal. Door toevoeging van geschikte legeringselementen kan de doorharding (de kritische diameter) worden vergroot, het T.T.T.-diagram schuift naar langere tijden, de kritische afkoelsnelheid neemt af. De kritische diameter is ook afhankelijk van het afschrikmiddel. Met behulp van de gegevens uit paragraaf 5.2 kan men de afkoeltijd van 800 – 500 °C in de kern van een werkstuk bepalen als functie van de afmetingen bij afkoeling in water, olie of lucht. Met behulp van T.T.T.-diagrammen voor continue afkoeling kan de kritische afkoelsnelheid of de daaruit af te leiden kritische afkoeltijd  $t_{800/500}$  worden bepaald voor het verkrijgen van 50% martensiet. Combinatie van deze gegevens levert de kritische diameter van het staal. Zo wordt bij het in figuur 5.2 weergegeven T.T.T.-diagram van een Cr-Mo veredelings-



Figuur 5.8. Schematisch verloop van de hardheid over de doorsnede van geharde staven uit een zelfde materiaal met verschillende diameters.

staal een kritische afkoeltijd  $t_{800/500}$  voor 50% martensiet en 50% bainiet gevonden van ca. 13 sec. Voor lange ronde staven volgt uit figuur 5.3, dat de kritische diameter bij harding in water 28 mm bedraagt. Bij harding in olie zou dit ca. 18 mm zijn (ga dit na), terwijl bij afkoeling in lucht geen harding optreedt.

Op deze wijze kan dus het resultaat van de hardingsbehandeling van een werkstuk uit een bepaalde staalsoort worden voorspeld, mits men kan beschikken over een T.T.T.-diagram voor continue afkoeling van die staalsoort. Voor vrijwel alle standaardstaalsoorten zijn dergelijke T.T.T.-diagrammen in de literatuur te vinden. Een groot aantal daarvan is onder andere verzameld in de 'Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle', uitgegeven door het Max Planck Instituut voor staalonderzoek. Door de fabrikanten van gelegeerde staalsoorten worden eveneens T.T.T.-diagrammen van de door hen geleverde staalsoorten gepubliceerd.

### Austeniteren

Onder de factoren, die het resultaat van de harding beïnvloeden, nemen de austeniteringsomstandigheden een belangrijke plaats in. De austeniteertemperatuur of de *hardingstemperatuur* wordt bij onderperlitische staalsoorten 30 – 70 °C boven de lijn GS van het Fe-C diagram gekozen (zie figuur 3.14). De austeniteertijd moet lang genoeg zijn om alle carbiden in oplossing te doen gaan. Bij een te hoge temperatuur of te lange gloeitijd zal korrelgroei optreden. Hierdoor wordt de bij het harden gevormde martensiet grover, waardoor de taaheid daalt.

Bij bovenperlitisch staal kiest men de hardingstemperatuur 30 – 70 °C boven de eutectoïdische temperatuur. Hogere hardingstemperaturen veroorzaken namelijk te veel restausteniet, waardoor de hardheid daalt.

Bij de voor bovenperlitisch staal gebruikelijke hardingstemperaturen gaat randcementiet niet in oplossing. Hierdoor wordt een sterke vermindering van de taaheid na harding veroorzaakt. Voor het harden van bovenperlitisch staal moet men daarom altijd uitgaan van zachtgegloeid materiaal.

### Afschrikken

Reeds herhaaldelijk is ter sprake gekomen, dat het afschrikmiddel een belangrijk effect op de resultaten van de harding heeft. Grote verschillen treden op in de afkoelsnelheden bij afkoelen in water, olie of lucht.

Hoe sneller wordt afgeschrikt, des te groter zullen de temperatuurverschillen tussen rand en kern van het werkstuk zijn. Uit figuren 5.3 en 5.4 blijkt, dat bij afkoeling van grotere werkstukken in water en olie temperatuurverschillen van enkele honderden graden kunnen optreden. Een eenvoudige berekening leert, dat ten gevolge van het verschil in thermische uitzetting van rand en kern, de rekgrens van het materiaal wordt overschreden. Hierdoor zullen in de warmere kern van het werkstuk plastische vervormingen optreden; in lange staven wordt de kern daardoor korter en dikker. Bij voltooide afkoeling, als de temperatuur weer overal hetzelfde is geworden, past de vervormde kern niet meer in de buitenmantel. Dit afmetingsverschil veroorzaakt druk-



spanningen in de mantel en trekspanningen in de kern, die de rekgrens van het materiaal benaderen. Ten gevolge van de plastische vervormingen treden goed meetbare veranderingen van de werkstukafmetingen op. Lange staven worden door het afschrikken korter en dikker.

Naast deze zuiver thermische spanningen en vervormingen ontstaan ook spanningen en vervormingen door de uitzetting ten gevolge van de overgang van austeniet naar martensiet. Bij niet volledig doorhardende werkstukken zal het martensitische randmateriaal een groter volume hebben dan de perlitische kern. Ook hierdoor komt de rand onder drukspanningen en de kern onder trekspanningen te staan.

Bij volledige doorharding zal ten gevolge van het temperatuurverschil tussen rand en kern de martensiet het eerst gevormd worden aan de randen van het werkstuk. De warmere kern kan hierdoor plastisch vervormen; lange staven worden langer en dunner. Bij voltooide afkoeling zal nu de kern onder drukspanningen en de rand onder trekspanningen staan. De uitwerking van de thermische vervormingen en van de martensietvorming op de inwendige spanningsvorming is hier tegengesteld. De laatste zal echter gewoonlijk overheersen. De bovengenoemde effecten kunnen nog vergroot worden door dikteverschillen in het werkstuk, of door de aanwezigheid van scherpe hoeken, die kerfwerking veroorzaken. Samenvattend kan worden gesteld, dat ten gevolge van de harding in een werkstuk een zeer gecompliceerde spanningstoestand kan ontstaan met spanningen gelijk aan de rekgrens van het materiaal. In symmetrische werkstukken veroorzaken de bovengenoemde effecten meestal gelijkmatig verloopende veranderingen van de afmetingen. In niet-symmetrische werkstukken kunnen door ongelijkmatige spanningen sterke vormveranderingen optreden (*trekken*).

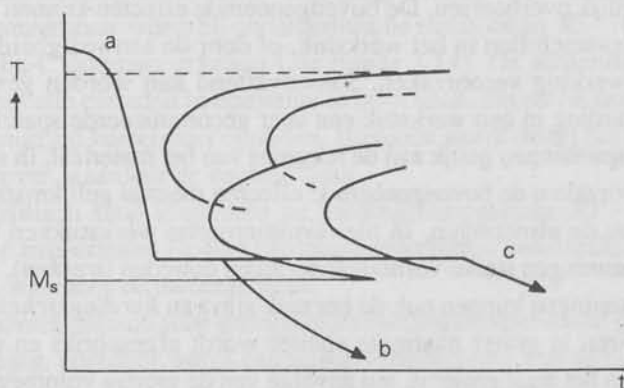
De inwendige spanningen kunnen ook de oorzaak zijn van *hardingsscheuren*. De kans op hardingsscheuren is groter naarmate sneller wordt afgeschrikt en naarmate het koolstofgehalte van het staal groter is, ten gevolge van de grotere volumeveranderingen en kleinere taaiheid bij hogere koolstofgehalten. Hardingsscheuren hoeven zich niet direkt bij de harding te vormen, soms kunnen zij na dagen of weken nog ontstaan. Daarom is het noodzakelijk om voor hardingsscheuren gevoelige staalsoorten onmiddellijk na het afschrikken te ontlaten. Hierdoor neemt de taaiheid van het staal toe en worden de inwendige spanningen verlaagd. Dit ontlaten gebeurt meestal bij 180 – 220 °C.

In verband met het optreden van hardingsspanningen en scheurgevaar moet de afkoelsnelheid zo laag mogelijk worden gekozen als met de vereiste doorharding te verenigen is. Ongelegeerd staal moet altijd in water worden afgekoeld, in verband met de geringe doorharding. Laaggelegeerd staal kan echter gewoonlijk in olie worden afgekoeld, terwijl vele hooggelegeerde staalsoorten luchthardend zijn. Grote en gecompliceerde werkstukken, waarbij het scheurgevaar groot is, zullen daarom van hooggelegeerd staal worden gemaakt, opdat de hardingsspanningen kunnen worden beperkt door luchtharding.



### Speciale hardingsmethoden

De hardingsspanningen kunnen worden verminderd door het werkstuk eerst in een bad af te schrikken, waarvan de temperatuur dicht boven het  $M_s$ -punt ligt. Daar het temperatuurverschil tussen werkstuk en afschrikbad kleiner is, verloopt de afkoeling langzamer en zal de temperatuurgradiënt in het werkstuk kleiner zijn. Men houdt het werkstuk in het bad tot de temperatuur over de hele doorsnede gelijk is geworden en koelt het daarna in lucht verder af tot kamertemperatuur. Hierbij treden slechts geringe temperatuurverschillen op in het werkstuk, waardoor de martensietvorming overal tegelijk plaatsvindt en dus geen spanningen zal veroorzaken. Men noemt deze methode een *getrapte harding* of een *warmbadharding* (Engels: *martempering*). Deze is alleen mogelijk bij gelegeerd staal met een lage kritische afkoelsnelheid en een trage bainietomzetting, aangezien anders het staal gedeeltelijk in perliet of bainiet wordt omgezet. Het temperatuurverloop bij warmbadharding is schematisch weergegeven in figuur 5.9. Na de warmbadharding moet normaal worden ontlaten. Als afschrikbad bij de getrapte harding kunnen zout-, olie- of metaalbaden worden gebruikt.



Figuur 5.9. Schematische voorstelling van de getrapte harding (a-b) en de isotherme harding (a-c).

Men kan het werkstuk ook in het afschrikbad laten tot de isotherme omzetting geheel is voltooid (figuur 5.9). Het eindprodukt is dan bainiet; minder hard maar taaier dan martensiet. Men noemt dit *isotherm* of *bainitisch harden* (Engels: *austempering*). Ontlaten is in dit geval niet meer nodig.

In vele werkstukken wenst men een hard slijtvast oppervlak in combinatie met een taaie kern. Dit kan men bereiken door een oppervlakteharding. Hierbij wordt het oppervlak van het werkstuk zeer snel opgewarmd tot in het austenietgebied, terwijl het kernmateriaal zo koud blijft dat daarin geen omzetting kan optreden. Vervolgens wordt het staal in water afgeschrikt. Er vormt zich dan een geharde laag, die zich niet verder uitstrekt dan het materiaal in austeniet was omgezet. De verwarming bij de oppervlakteharding kan gebeuren met een gasvlam (*vlamharden*), of door het opwek-

ken van hoogfrequent inductiestromen in het oppervlak (*inductieharden*). Men kan op deze manier een hardingsstructuur in de oppervlaktelaag combineren met een veredelingsstructuur in de kern van het werkstuk. Deze hardingsmethoden worden gewoonlijk alleen voor seriewerk toegepast bijvoorbeeld voor tandwielen of nokkenassen.

### Ontlaten

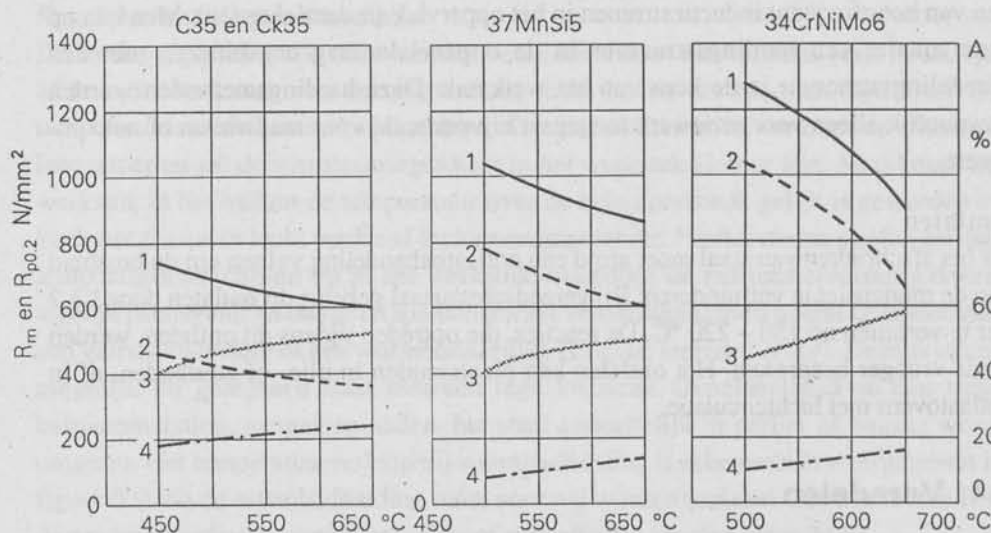
Na het afschrikken van staal moet altijd een ontlaathandeling volgen om de brosheid van de martensiet te verminderen. Bij gereedschapsstaal gebeurt dit ontlaten door 1 à 2 uur te verhitten op 180 – 220 °C. De reacties, die optreden tijdens dit ontlaten, werden reeds vroeger besproken. Het ontlaten kan plaatsvinden in olie- of zoutbaden, of in ontlaatovens met luchtcirculatie.

## 5.4. Veredelen

Onder het veredelen van staal verstaat men een combinatie van harden en ontlaten op hoge temperaturen (550 – 700 °C). Na het ontlaten wordt snel afgekoeld in olie, of bij kleine stukken in lucht. Het doel van het veredelen is het verkrijgen van een zeer fijne verdeling van carbiden in een fijnkorrelige ferritische grondmassa (zie figuren 4.17 en 4.18). Deze structuur vertoont een optimale combinatie van hoge sterkte en taaiheid. Het veredelen wordt toegepast bij ongelegeerde en gelegeerde staalsoorten met 0,2 – 0,6% C. Gewoonlijk liggen de koolstofgehalten van veredelingsstaalsoorten tussen 0,3 en 0,4%. De carbiden in veredelingsstaal zijn cementiet of speciale carbiden (in gelegeerde staalsoorten, waarin de vierde ontlaattrap optreedt, zie paragraaf 4.3).

Met toenemende ontlaattertemperatuur nemen de hardheid, treksterkte en rekgrens af, terwijl de rek, insnoering en kerftaaiheid van het staal toenemen. Men geeft dit gewoonlijk aan in ontlaattediagrammen, zoals bijvoorbeeld weergegeven in figuur 5.10. De eigenschappen zijn behalve van de ontlaattertemperatuur ook van de ontlaattijd afhankelijk. Het ontlaatproces is een diffusieproces. Men kan dezelfde resultaten bereiken door lang ontlaten bij lage temperatuur of door kort ontlaten bij hoge temperatuur.

De resultaten van de veredelingsbehandeling zijn afhankelijk van de mate van doorharding bij het harden. Bij onvolledige doorharding zijn de eigenschappen van rand en kern van het werkstuk na het veredelen verschillend. Deze verschillen zijn echter minder groot dan direkt na het harden en zij nemen met toenemende ontlaattertemperatuur af. De eigenschappen van laagbainiet verschillen na hoog ontlaten heel weinig van die van martensiet. Hierdoor is de doorhardingsdiepte na veredelen groter dan na het harden alleen. Ook als de doorharding van het staal slechts gering is, heeft veredelen vaak nog zin. Hierdoor wordt in de kern van het werkstuk een fijne perlietstructuur (troostiet) gevormd, die betere mechanische eigenschappen heeft dan de grovere perliet, die ontstaat bij het normaal gloeien. Bij gelijke sterkte zijn de rekgrens, de rek en de taaiheid van een veredeld staal belangrijk hoger dan van een gewalst of



Figuur 5.10. Ontlaatkrommen voor 3 verschillende staalsoorten. Staafdiameter 60 mm. Ontlaattijd 2 uur. 1) treksterkte in  $N/mm^2$ ; 2) rekgrens in  $N/mm^2$ ; 3) insnoering in %; 4) rek in %.

Tabel 5.1. Sterkte-eigenschappen van C60 in walstoestand en na veredelen.

| Structuur | $R_m$<br>$N/mm^2$ | $R_{p0.2}$<br>$N/mm^2$ | A<br>% | Z<br>% |
|-----------|-------------------|------------------------|--------|--------|
| gewalst   | 850               | 520                    | 5      | 10     |
| veredeld  | 850               | 620                    | 15     | 40     |

normaal gegloeid staal, zoals blijkt uit tabel 5.1.

Door het veredelen worden ook de mechanische eigenschappen bij hoge en bij lage temperaturen verbeterd. Tevens neemt de kruipsterkte toe. Ten gevolge van de fijne structuur ligt de overgangstemperatuur van de kerfslagwaarde in veredeld staal belangrijk lager dan in normaalgegloeid staal.

### Isotherm veredelen

Veredelen kan ook plaatsvinden na een isotherme omzetting in het bainietgebied, het bainitisch harden. Dit heeft het voordeel, dat bij het harden veel minder maat- en vormveranderingen zullen optreden. Na het bainitisch harden wordt op overeenkomstige manier ontlaten als bij het gewone veredelen.

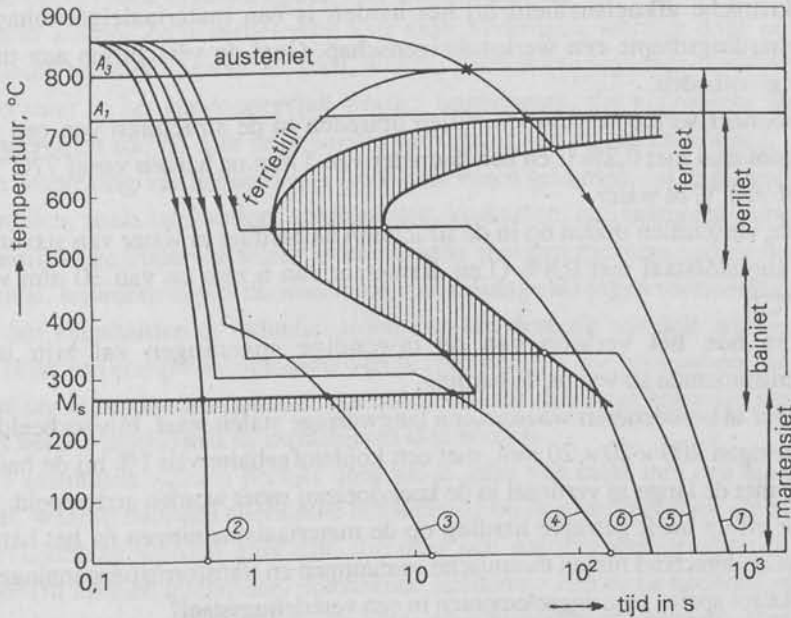
Voor sommige toepassingen kan de omzetting op hogere temperatuur in het bainietgebied plaatsvinden. De gevormde bainiet is dan zachter en taaier, waardoor de extra ontlaathandeling achterwege kan blijven. Deze wijze van veredelen is alleen mogelijk bij gelegerde staalsoorten, waarbij de kritische afkoelsnelheid voldoende laag is om de perlitneus te kunnen vermijden. De volledige omzetting in bainiet vergt soms zeer veel tijd.

Een variant van het isotherm veredelen is het *patenteren* van staaldraad. Deze wordt hierbij direct uit de austeniteringsoven door een loodbad van 500 – 550 °C gevoerd en daarin isotherm getransformeerd, waarbij een troostitische structuur ontstaat. Hierbij moet men de vorming van pro-eutectoïde ferriet vermijden. De aldus isotherm veredelde draad is sterk en zeer taai en kan door trekstenen nagetrokken worden, waarbij treksterktes van 2000 N/mm<sup>2</sup> (liftkabels) en zelfs van 3000 – 3500 N/mm<sup>2</sup> (pianosnaren) worden bereikt.

Zeer grote hoeveelheden gepatenteerde staaldraad worden verwerkt tot wapeningsstaven voor voorgespannen beton. De treksterkte ligt daarbij rond de 1750 N/mm<sup>2</sup>.

## 5.5. Samenvatting

In figuur 5.11 zijn de verschillende bij staal gebruikelijke warmtebehandelingen schematisch aangegeven in een isotherm T.T.T.-diagram voor onderperlitisch staal.



Figuur 5.11. Overzicht van de gebruikelijke warmtebehandelingen van staal. Schematisch aangegeven in een T.T.T.-diagram voor onderperlitisch staal. 1: normaal gloeien; 2: harden; 3: onderbroken harden; 4: warmbad-harden; 5: bainitische harden; 6: patenteren.

## Opgaven

- 5.1. Voor de afkoeling van werkstukken van 800 tot 20 °C geldt bij benadering

$$\frac{dT}{dt} = -\alpha(T - 20)$$

- Construeer enkele afkoelkrommen, bijvoorbeeld voor  $\alpha = 0,001; 0,01; 0,1$  en  $1$ .
- 5.2. Druk de grootheid  $t_{800/500}$  uit in  $\alpha$  (zie de vorige vraag).
- 5.3. Probeer te verklaren waarom het T.T.T.-diagram voor continue afkoeling ten opzichte van het T.T.T.-diagram voor isotherme transformatie naar langere tijden en lagere temperaturen is verschoven.
- 5.4. Vergelijk de kernafkoeling van een stalen bol met een diameter van 50 mm met die van een lange ronde staaf. Ga na hoever deze bol, gemaakt van het staal uit figuur 5.2, zal doorharden bij afschrikken in water en in olie.
- 5.5. Waarom vertonen de afkoellijnen in figuur 5.1 een knik bij 600 à 650 °C?
- 5.6. De kritische afkoelsnelheid bij het harden is een materiaaleigenschap, de doorhardingsdiepte een werkstukeigenschap. Geef de verschillen aan tussen deze grootheden.
- 5.7. Beredeneer welke verschillen zullen optreden in de structuren van een staaf koolstofstaal met 0,2% C en een diameter van 5 mm na harden vanaf 770 °C en vanaf 900 °C in water.
- 5.8. Welke verschillen treden op in de structuren na harding in water van staven van een koolstofstaal met 0,8% C en diameters van 6 mm en van 30 mm vanaf 770 °C?
- 5.9. Ga na hoe het verloop van de inwendige spanningen zal zijn in de bovengenoemde staven na de harding.
- 5.10. Probeer te beredeneren waarom een langwerpige stalen staaf, bijvoorbeeld met afmetingen 200 × 20 × 20 mm, met een koolstofgehalte van 1% bij de harding altijd met de lange as verticaal in de koelvloeistof moet worden gedompeld.
- 5.11. Welk effect heeft getrapte harding op de materiaalspanningen na het harden? Maak onderscheid tussen thermische spanningen en transformatiespanningen.
- 5.12. Welke rol spelen legeringselementen in een veredelingsstaal?
- 5.13. Beschrijf de warmtebehandeling 'patenteren' en de bij deze warmtebehandeling optredende structuurveranderingen.



# 6

## Oppervlakteharding door thermochemische behandeling

### 6.1. Inleiding

Voor veel toepassingen van staal zijn de eigenschappen aan en dicht onder het oppervlak van doorslaggevend belang. Voorbeelden hiervan zijn de weerstand tegen slijtage, tegen vermoeiing en tegen corrosie. Daarom kan heel dikwijls een verbetering van de oppervlakte-eigenschappen van staalsoorten tot een vergroting van de bruikbaarheid leiden. Zo'n verbetering kan vaak verkregen worden door een thermochemische behandeling van het staal, waarbij atomen van legeringselementen bij hoge temperatuur in het staaloppervlak worden opgenomen, die vervolgens naar binnen diffunderen en zorgen voor de gewenste verbetering van de eigenschappen.

Bij de bespreking van het harden is reeds naar voren gekomen, dat er bij veel machineonderdelen, zoals tandwielen, nokkenassen, krukassen, etc., behoefte bestaat aan een sterke slijtvaste oppervlaktelaag in combinatie met een zachtere taaiere kern van het materiaal, waardoor zowel de weerstand tegen slijtage als tegen vermoeiing toenemen. Door het vlamharden of inductieharden kan aan deze eis ten dele worden voldaan. Toch is dit een compromisoplossing van het probleem. Voor het vormen van een harde buitenlaag is het koolstofgehalte van het te vlamharden staal eigenlijk altijd te laag, terwijl het in verband met de kerntaaiheid al te hoog is.

Betere resultaten worden bereikt door uit te gaan van staal met een laag koolstofgehalte, waarbij door een chemische behandeling bij hoge temperatuur elementen in de oppervlaktelaag worden gebracht, die daar een harding veroorzaken of mogelijk maken. Dit kunnen interstitieel oplossende elementen zijn zoals koolstof en stikstof, maar ook substitutioneel oplossende elementen bijvoorbeeld chroom, aluminium en silicium. Zeer veel toegepast worden *carboneren*, dat is het inbrengen van koolstof gevolgd door een hardingsbehandeling en *nitreren*, het inbrengen van stikstof, waarbij nitriden ontstaan in het staaloppervlak. De laatste jaren worden ook andere behandelingen toegepast, die aangeduid worden met de termen CVD en PVD, afkortingen voor respectievelijk 'chemical vapour deposition' en 'physical vapour deposition', waarvoor geen goede Nederlandse vertalingen bestaan. Met deze behandelingen worden vaak zeer harde oppervlaktelagen geproduceerd, bijvoorbeeld bestaande uit titaannitriden of -carbiden, die een belangrijke verbetering van de slijtvastheid geven.

## 6.2. Carboneren

Bij het carboneren wordt koolstof in het oppervlak van een stalen voorwerp opgenomen, die door diffusie naar binnen wordt getransporteerd. Het resultaat is een schil met een hoger koolstofgehalte dan dat van de kern. Vervolgens wordt het staal gehard, waarbij zich in de schil martensiet vormt, terwijl de kern een relatief zachte ferriet- (en perliet)structuur aanneemt.

Het voordeel van een gecarboneerd en gehard machinedeel boven datzelfde deel van gehard staal met overal hetzelfde koolstofgehalte, ligt zowel in de kleinere dikte van de geharde schil als in de grotere taaiheid van de kern. Een ander voordeel is de verhoging van de vermoeiingssterkte, hoewel enigszins getemperd door het nadeel van de grotere kerfgevoeligheid. Gecarbioneerde en geharde machine-onderdelen moeten daarom, wil men ten volle profijt trekken van het beter bestand zijn tegen vermoeiing, glad worden afgewerkt.

Bekende toepassingen van het carboneren zijn tandwielen en -heugels, loopvlakken van assen, kogelkooien in fietswielen, leiplaten, nokkenschijven en -wielen, busjes in fietskettingen enzovoort.

Het te carboneren staal moet een laag koolstofgehalte hebben, zowel met het oog op de gewenste taaiheid van de kern als om te voorkomen dat de schil er bij het harden afspringt. Het koolstofgehalte wordt daarom beneden 0,25% gekozen, meestal tussen 0,10 en 0,20%.

### Carboneermethoden

Bij het carboneren wordt het staal gegloeid op temperaturen tussen 850 en 1000 °C, dus in het austenietgebied, in een carboneermiddel. Dit kan zowel vast, gasvormig als vloeibaar zijn.

Vaste carboneermiddelen bestaan gewoonlijk uit poedervormige mengsels van houtskool of beenderkool en bariumcarbonaat. De overdracht van de koolstof naar het staal vindt plaats via koolmonoxydegas (CO).

Gasvormige carboneermiddelen zijn eveneens gebaseerd op koolmonoxyde, dat verkregen wordt door onvolledige verbranding van bijvoorbeeld aardgas (methaan). Ook propaan en butaan worden gebruikt. Een andere methode is het vergassen van benzine of alcohol teneinde de ontledingsprodukten als carboneermiddel te gebruiken.

Vloeibaar carboneermiddel bestaat uit een gesmolten zoutmengsel, meestal chloriden en carbonaten van natrium, kalium en barium, waaraan cyaniden, bijvoorbeeld NaCN zijn toegevoegd. Deze cyaniden ontleden bij hoge temperatuur bij voorkeur aan het ijzeroppervlak en leveren zo de koolstof. Een bijkomend voordeel is, dat de stikstof tegelijkertijd enigszins nitrerend werkt. Een bezwaar van deze methode is de grote giftigheid van de cyaniden, die ingrijpende veiligheidsmaatregelen noodzakelijk maakt en aanzienlijke afvalproblemen veroorzaakt.

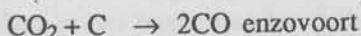
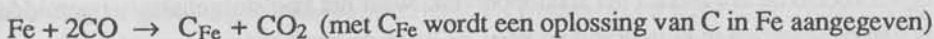
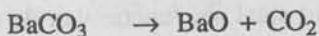
Voordelen van het carboneren in een zoutbad zijn de grote processnelheid en de beschermende werking van het zoutlaagje bij het verplaatsen door de lucht van het

gloeiend werkstuk vanuit het zoutbad naar het afschrikbad.

### Poedercarboneren

Het carboneerproces wordt besproken aan de hand van het poedercarboneren. Dit is de oudste carboneermethode, die om zijn bewerkelijkheid echter weinig meer wordt toegepast.

Het vaste carboneermiddel is een poedervormig mengsel van houtskool of beenderkool met ca. 40% bariumcarbonaat. De te carboneren werkstukken worden in een gesloten stalen kist in dit poeder ingebed. Het in de kist tevens aanwezige gasmengsel doet als overbrenger van de koolstof dienst. Het bariumcarbonaat ontleedt bij hoge temperatuur onder afgifte van kooldioxyde, dat met de aanwezige koolstof reageert tot koolmonoxyde. Dit gas ontleedt aan het oppervlak van het staal, waarbij de koolstof wordt geabsorbeerd. De volgende reactiecyclus zal dus optreden:



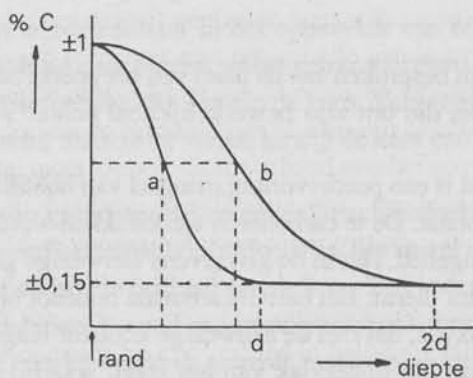
De functie van het bariumcarbonaat is de levering van  $\text{CO}_2$ . Bovendien schrijft men aan het  $\text{BaO}$  een katalytische werking toe.

Het carboneren moet plaatsvinden in het austenietgebied; in het ferrietgebied is de oplosbaarheid van de koolstof te klein. Meestal kiest men temperaturen in de buurt van  $900^\circ\text{C}$ ; de maximale oplosbaarheid van koolstof is dan ca. 1,2%.

Men streeft gewoonlijk naar een koolstofgehalte in de oppervlaktelaag van 0,8 – 1,0%. Dit levert bij het afschrikken de hoogste hardheid. Hogere koolstofgehalten kunnen de vorming van korrelgrenscementiet veroorzaken bij de hierna te beschrijven indirecte harding. Na het harden blijft er ook een ongewenst hoog gehalte aan restausteniet over. Het koolstofgehalte in het staaloppervlak stelt zich na een korte aanlooperperiode in op de waarde, die door het gasevenwicht in de carboneerkist wordt bepaald. Daar de koolstofconcentratie aan het oppervlak veel hoger is dan die in de kern, zullen de koolstofatomen naar binnen diffunderen (figuur 6.1).

Volgens de diffusiewetten zal de diffusie des te sneller verlopen en de penetratiediepte na bepaalde tijd dus des te groter zijn, naarmate de carboneertemperatuur hoger ligt. Verder zal bij een bepaalde temperatuur de dikte van de gecarboneerde schil ongeveer evenredig zijn met de wortel uit de tijd, of:

$$x \propto \sqrt{Dt}$$



Figuur 6.1. Koolstofpenetratie bij het carboneren (schematisch); na  $t$  uur (a) na  $4t$  uur (b).

In tabel 6.1 zijn de penetratiediepten bij ongelegeerd staal als functie van de tijd vermeld bij een tweetal temperaturen.

Voor het meten van de carboneerdiepte kunnen verschillende criteria worden gebruikt, bijvoorbeeld de afstand tot het staaloppervlak, waar het koolstofgehalte het gemiddelde is van de waarden in buitenrand en kern, of waar de hardheid een bepaalde toeneming boven de kernhardheid vertoont.

Tabel 6.1. Afhangelijkheid van de carboneerdiepte bij een ongelegeerd staal van tijd en temperatuur.

| Carboneertijd in uren             | 1   | 5   | 10  | 30  | 80  |
|-----------------------------------|-----|-----|-----|-----|-----|
| Penetratiediepte in mm bij 850 °C | 0,4 | 0,8 | 1,2 | 1,5 | 2,5 |
| idem bij 900 °C                   | 0,6 | 1,2 | 1,5 | 2,5 | 4,5 |

In de voorschriften van de staalfabrikanten kan men de gunstigste carboneertemperatuur vinden voor verschillende staalsoorten. De gebruikelijke carboneertijd is 4 tot 10 uur, afhankelijk van de gewenste dikte van de opkolingslaag. Plaatsen, die niet opgekoold moeten worden, kunnen worden afgedekt met leem of worden geplateerd met koper. Om uitwisseling van gasen met de omgeving te voorkomen (verlies van CO, opname van O<sub>2</sub>) moeten de carboneerkisten goed worden afgedicht.

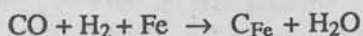
Licht belaste onderdelen, bijvoorbeeld voor de rijwielinindustrie, worden meestal zo gecarboneerd, dat het koolstofgehalte aan de rand laag is, bijvoorbeeld 0,6%, en de carboneerdiepte gering (enkele tienden van een mm). Dit is voldoende, omdat de oppervlaktebelastingen hier niet zo groot zijn, dat de gecarboneerde (en geharde) laag in het (zachtere) kernmateriaal wordt gedrukt. Voor zeer zwaar belaste onderdelen verlangt men een carboneerdiepte van 1 – 1,5 mm (soms nog meer), en een overgangslaag van ongeveer 0,5 mm. Men zal in dit geval streven naar een hoog koolstofgehalte aan de rand. Ook zullen de mechanische eigenschappen van de kern in dit geval aan hogere eisen moeten voldoen dan bij licht belaste onderdelen. Men kan dit bereiken door toepassing van gelegeerde carboneerstaalsoorten.



### *Gascarboneren*

Het carboneren in kisten heeft als voordeel, dat het eenvoudig en met geringe hulpmiddelen uitvoerbaar is. Nadelen van deze werkwijze zijn de grote hoeveelheid handwerk nodig voor het in- en uitpakken van de kisten, de slechte controleerbaarheid en de geringe regelingsmogelijkheden van het proces, de onmogelijkheid van automatisering en de onmogelijkheid om direct na het carboneren te harden. Al deze nadelen ontbreken bij het gascarboneren, dat echter wel een veel duurder apparaat vergt. Voor massafabricage gaat men daarom algemeen over tot het gascarboneren.

Bij het gascarboneren wordt de koolstof geleverd door een gasvormige koolstofverbinding, bijvoorbeeld koolmonoxyde of methaan. De reacties zijn dan:



Gas met de gewenste samenstelling wordt in een aparte gasbereidingsinstallatie buiten de carboneeroven vervaardigd en vervolgens door de oven gecirculeerd. De samenstelling van het gas kan gedurende het carboneren worden gevarieerd door regeling van de methaantoevoer, waardoor een zeer goede beheersing van het proces mogelijk is. Zo kan in het begin van het carboneerproces met sterk carbonerend gas worden gewerkt, waardoor een snelle opkoling plaatsvindt. Tegen het eind gebruikt men een zwak carbonerend of neutraal gas, waardoor het koolstofgehalte aan de rand wordt beperkt, zodat er geen randcementiet kan optreden. In plaats van methaan gebruikt men ook propaan of alcohol als leverancier van koolmonoxyde. Door toevoeging van ammoniak ( $\text{NH}_3$ ) aan de carboneergassen kan behalve koolstof ook stikstof worden opgenomen (carbonitreren).

### *Zoutbadcarboneren*

Carboneren in vloeibare zouten wordt voornamelijk toegepast om dunne opgekoelde lagen te maken (0,10 – 0,25 mm). Dit gaat sneller en goedkoper dan met poeder- of gascarboneren. Ook dikkere opgekoelde lagen kunnen in zoutbaden gerealiseerd worden. Hierbij speelt het voordeel van de snellere opwarming echter een kleinere rol. Het zoutbad bestaat hoofdzakelijk uit een mengsel van natriumcyanide ( $\text{NaCN}$ ), natriumcarbonaat ( $\text{Na}_2\text{CO}_3$ ), natriumchloride ( $\text{NaCl}$ ) en bariumchloride ( $\text{BaCl}_2$ ). Door variatie van de badsamenstelling en de temperatuur kan worden bereikt, dat door het staal hoofdzakelijk koolstof wordt opgenomen of een mengsel van koolstof en stikstof.

### **Harden van gecarboneerd staal**

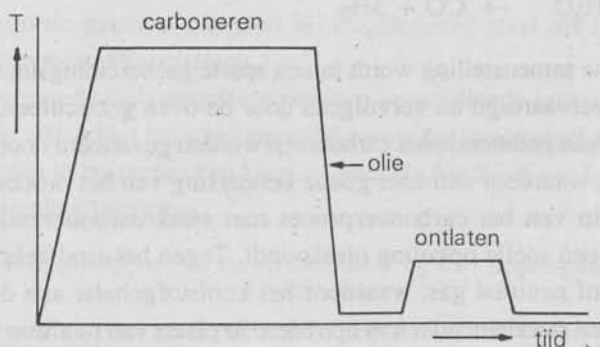
Het is aantrekkelijk gecarboneerde werkstukken direct na het carboneerproces te harden door afschrikken vanaf de carboneertemperatuur. De kosten van het hardingsproces zijn hierdoor laag. De carboneertemperatuur (900 – 950 °C) is echter veel hoger dan de hardingstemperatuur, die in verband met het koolstofgehalte van de rand (0,8 – 1,0%) ideaal zou zijn (ongeveer 780 °C). Dit levert een hoog restaustenietgehalte op bij



de harding.

Een ander bezwaar van de directe harding is, dat de structuur van de austeniet tijdens het carboneren, dat meestal uren duurt, zeer grof kan worden. Hierdoor zal ook de hardingsstructuur grof en daardoor minder hard en relatief bros zijn.

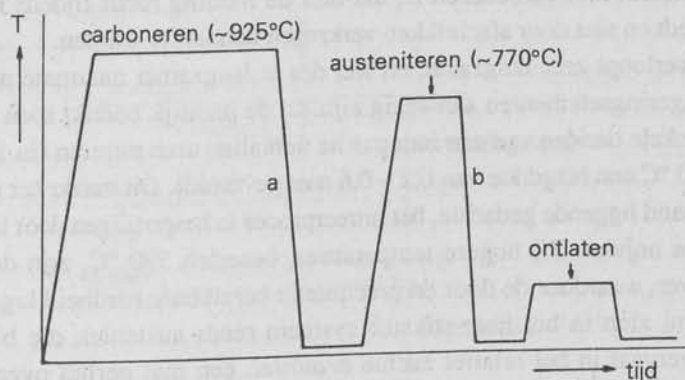
Om deze bezwaren van de directe harding te ondervangen past men een relatief laag koolstofgehalte (0,8%) toe in de randzone en gebruikt men staalsoorten, die zijn gelegeerd met sterk carbidevormende elementen. Bij staalsoorten gelegeerd met chroom en molybdeen treedt bij de normaal gebruikelijke carboneertemperaturen zelfs na vele uren nog geen korrelgroei op. Een voordeel van de toepassing van een dergelijk staal is bovendien, dat men reeds volledige harding kan bereiken door in olie af te schrikken, waarbij het gevaar voor kromtrekken en scheuren veel geringer is dan bij afschrikken in water. De gehele warmtebehandeling is geschetst in figuur 6.2.



Figuur 6.2. Schematische weergave van carboneren en directe harding van een gelegeerd carboneerstaal.

Een bijkomend voordeel van het gebruik van gelegeerd staal is, dat bij het afschrikken ook structuurverbeteringen in de kern kunnen optreden, waardoor deze sterker en taaiër wordt dan in het geval van ongelegeerd staal.

Bij ongelegeerd staal of bij staalsoorten die zijn gelegeerd met elementen die geen stabiele carbiden vormen (Mn, Ni, Cr) is directe harding niet toelaatbaar voor kwaliteitswerk. Hierbij moet tussen de carboneerfase en de hardingsfase een korrelverfijnende behandeling worden uitgevoerd. Het hardingsproces verloopt dan zoals in figuur 6.3 is aangegeven. De eerste afkoeling (a) moet met zodanige snelheid geschieden, dat een fijne troostitische structuur ontstaat, voor zover mogelijk ook in de kern. Bij het hierop volgende austeniteren op ca 770 °C ontstaat er in de rand een zeer fijnkorrelige austeniet. Het afschrikken (b) kan in water of olie geschieden, afhankelijk van de hoeveelheid legeringselementen. Met de indirecte harding bereikt men met deze (goedkopere) staalsoorten eveneens goede resultaten, maar slechts door middel van een duurder hardingsproces.



Figuur 6.3. Schematische weergave van carboneren en indirecte harding van een gelegeerd carboneerstaal.

### 6.3. Nitreren

Bij het nitreren wordt stikstof in de buitenrand van het staal gebracht, waar het nitriden vormt, die een zeer harde slijtvaste laag geven. Extra voordelen van het nitreren zijn een verhoging van de vermoeiingssterkte en een verbetering van de weerstand tegen corrosie van het staal.

Bij het nitreren onderscheidt men twee verschillende procesvormen:

- het (klassieke) gasnitreeproces, een zeer langdurig proces (20 – 100 uur) bij temperaturen tussen 500 en 530 °C, uitsluitend toepasbaar bij speciale met nitridevormende elementen gelegeerde staalsoorten;
- kort durende nitreeprocessen, ook wel nitrocarboneerprocessen genoemd, waarbij de gewenste genitreeerde laag wordt aangebracht in 1 – 5 uur bij temperaturen tussen 570 – 580 °C.

#### Klassiek gasnitreren

Bij het (klassieke) gasnitreeproces wordt het te harden staal bij ongeveer 500 – 530 °C langdurig gegloeid in een ammoniakstroom. Onder deze omstandigheden zal de ammoniak aan het staaloppervlak ontleden volgens:  $2\text{NH}_3 \rightarrow 2\text{N} + 3\text{H}_2$ , waarbij het ijzer als katalysator werkt. De stikstof in atomaire vorm, die hierbij ontstaat, kan interstitieel in het staal oplossen (bij 500 °C maximaal ca. 0,07%), en vervolgens naar binnen diffunderen.

Gasnitreren wordt alleen toegepast op speciaal gelegeerde staalsoorten. Een nitreestaal bevat 0,3 – 0,4% C, 1 – 3% Cr, dikwijls ca. 1% Al en bovendien vaak ca. 0,2% Mo. Genoemde legeringselementen hebben een zeer grote affiniteit tot stikstof en de naar binnen diffunderende N-atomen zullen zich met de Cr-, Al- en Mo-atomen verbinden tot nitriden. De zeer fijne dispersie van nitriden, die daarbij wordt gevormd, doet de hardheid sterk stijgen, zelfs boven die van gehard staal en wel tot meer dan 1000 HV.

Het grote verschil met carboneren is, dat hier de harding reeds tijdens het diffusieproces optreedt en niet door afschrikken verkregen behoeft te worden.

De diffusie verloopt zeer langzaam, en wel des te langzamer naarmate meer nitridevormende legeringselementen aanwezig zijn. In de praktijk bereikt men een nitreerdiepte van enkele tienden van een mm pas na tientallen uren nitreren (in 10 – 100 uur wordt bij 510 °C een laagdikte van 0,2 – 0,6 mm gevormd). Dit maakt het proces duur. De voor de hand liggende gedachte, het nitreerproces te bespoedigen door temperatuurverhoging, is onjuist. Bij hogere temperatuur, beneden 590 °C, zijn de gevormde nitriden grover, waardoor de door de precipitatie bereikbare hardheid lager is. Boven 590 °C vormt zich in het ijzer-stikstof systeem reeds austeniet, die bij langzame afkoeling overgaat in het relatief zachte *brauniet*, een met perliet overeenkomend eutectoïde van ferriet en  $\text{Fe}_4\text{N}$ .

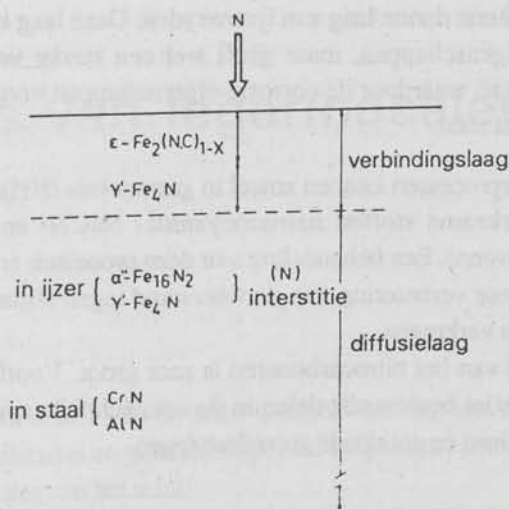
Vóór het nitreren wordt het staal meestal veredeld om aan de dunne nitreerlaag een stevige ondergrond te bieden, die bij zware belastingen door slijtage of vermoeiing niet gemakkelijk ingedrukt wordt, waardoor de brosse nitreerlaag zou kunnen scheuren. De nitreertemperatuur van ca. 510 °C ligt voldoende ver onder de ontlaattemperatuur bij het veredelen (600 – 650 °C) om een ontoelaatbare hardheidsvermindering van het kernmateriaal te voorkomen.

Op het buitenoppervlak van genitreerde werkstukken vormt zich tijdens het nitreerproces ook een dunne laag (5 – 20 micron) van ijzernitriden ( $\text{Fe}_4\text{N}$  en/of  $\text{Fe}_3\text{N}$ ). Deze laag noemt men *verbindingslaag* (ook wel witte laag, omdat deze bij etsen vrijwel niet wordt aangetast) ter onderscheiding van de onderliggende *diffusielaag* waarin de nitriden van Cr, Al en Mo zijn geprecipiteerd (zie figuur 6.4). Bij het (klassieke) gasnitreerproces is de verbindingslaag weliswaar hard (ca. 900 HV), maar zo bros dat deze bij een slijtende belasting snel uitbrokkelt. Een verwijdering door slijpen of leppen is daarom meestal noodzakelijk.

Het voordeel van het gasnitreren boven het carboneren is, dat een zeer harde laag wordt gevormd zonder extra warmtebehandeling. Bij het nitreren treden slechts kleine maatveranderingen op. De hardheid van de nitreerlaag blijft tot de eutectoïdische temperatuur gehandhaafd.

Door het nitreren krijgt de oppervlaktelaag een zeer hoge sterkte. Doordat de genitreerde laag een groter volume heeft dan het basismetaal ontstaan in deze laag drukspanningen. Beide effecten verhogen de vermoeiingssterkte (bij buig- en torsievermoeiing vaak met 50 – 100%). Een nadeel is de hoge prijs van het proces.

Gasnitreren wordt toegepast bij tandwielen, leibanen, zuigerveren, cilindervoeringen, zuigerpennen, nokken, nokkenassen, krukassen, stempels en gereedschappen. In principe verschillen de toepassingsmogelijkheden van carboneren en gasnitreren niet veel. De oppervlaktelaag gevormd door carboneren is dikker maar minder hard dan bij nitreren. Bij het harden na het carboneerproces kunnen belangrijke vervormingen optreden die bij het nitreren ontbreken. Door de kortere duur is het carboneerproces



Figuur 6.4. Laagvorming bij het nitreren. a) verbindingslaag b) diffusielaag.

goedkoper. Een algemene regel is dat bij hoge drukbelastingen en niet te hoge snelheden het carboneren de voorkeur verdient; bij lage drukbelastingen met hoge snelheden, dus grotere slijtage, geeft gasnitreren betere resultaten.

### Kort durende nitreerprocessen (nitrocarboneren)

Bij het nitreren van staal zonder nitridevormende elementen ontstaat aan het buitenoppervlak een verbindingslaag van ijzernitriden terwijl het ijzer daaronder door diffusie verzadigd wordt met stikstof. Bij de afkoeling na het nitreren vermindert de oplosbaarheid van de stikstof. Is de afkoeling langzaam, dan treedt er een precipitatie op van ijzernitriden ( $\text{Fe}_4\text{N}$ ) in de vorm van grove naalden, waardoor het staal weinig harder wordt. Bij een snelle afkoeling tot kamertemperatuur blijft de stikstof in (oververzadigde) oplossing. Bij langdurig bewaren op kamertemperatuur of bij ontlaten op ca. 100 °C vormt deze stikstof metastabiele nitrideprecipitaten met samenstelling  $\text{Fe}_8\text{N}$ , waardoor een harding optreedt en drukspanningen ontstaan in het oppervlak. Deze hardingseffecten zijn weliswaar aanzienlijk minder dan bij staal met nitridevormers (maximale hardheid ca. 500 HV), maar geven toch een duidelijke verbetering van de vermoeiingssterkte.

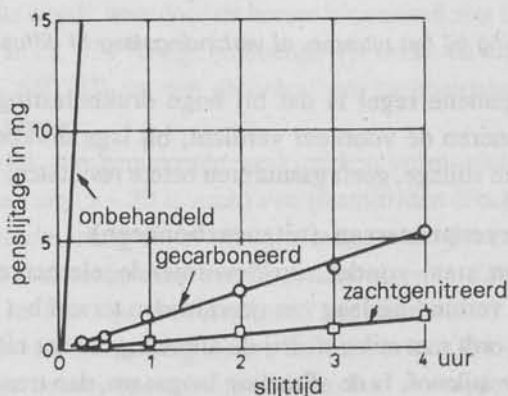
Daarnaast heeft men gevonden dat bij uitvoering van het nitreerproces bij 570 – 580 °C in een atmosfeer, die naast stikstof ook koolstof levert, zich in korte tijd (1 – 3 uur) een 5 – 20 micron dikke verbindingslaag van  $\text{Fe}_3\text{N}$  vormt met een hardheid van 900 – 1000 HV die veel minder bros is dan de laag die zich vormt bij het klassieke gasnitreerproces en die een aanzienlijke verbetering van de weerstand tegen slijtage geeft. Dit proces wordt *nitrocarboneren* genoemd.

Een recente ontwikkeling is het geven van een oxydatiebehandeling na het nitrocarboneren op een temperatuur van ca 300 °C. Hierbij vormt zich op de verbindingslaag

van ijzernitriden een uiterst dunne laag van ijzeroxyden. Deze laag heeft geen invloed op de mechanische eigenschappen, maar geeft wel een sterke verbetering van de weerstand tegen corrosie, waardoor de corrosie-eigenschappen vergelijkbaar worden met die van corrosievast staal.

De kort durende nitreerprocessen kunnen zowel in gasmenzels ( $\text{NH}_3$ ,  $\text{CO}$  en  $\text{N}_2$ ) als in vloeibare zouten (werkzame stoffen natriumcyanide-  $\text{NaCN}$ - en natriumcyanaat-  $\text{NaCNO}$ ) worden uitgevoerd. Een behandeling van deze processen zou te ver voeren. Figuur 6.5 toont de grote verbetering van de weerstand tegen slijtage, die met nitrocarboneren kan worden verkregen.

Het toepassingsgebied van het nitrocarboneren is zeer groot. Voorbeelden zijn tandwielen, krukassen, allerlei bewegende delen in de autotechniek, spindels en leibanen van gereedschapsmachines en snijdende gereedschappen.



Figuur 6.5. Slijtage van onbehandeld, gecarboneerd en genitrocarbureerd staal met 0,15% C.

## Opgaven

- Beschrijf de drie verschillende methoden van carboneren en geef aan onder welke omstandigheden ieder daarvan de voorkeur verdient.
- Hoe verandert de dikte van de opgekoelde laag als functie van de carboneertemperatuur en van de carboneertijd?
- Wat is het koolstofleverende medium bij zoutbadcarboneren? Welk bezwaar heeft dit medium?
- Beschrijf de indirecte harding bij het carboneren; wanneer past men deze toe?
- Noem een aantal verschillen tussen carboneren en nitreren.
- Wat verstaat men onder carbonitreren en wat onder nitrocarboneren?
- Onder welke omstandigheden prefereert men nitreren boven carboneren?
- Welk koolstofgehalte kiest men voor een carboneerstaal en welk voor een nitreerstaal? Geef een verklaring voor dit verschil.



# 7

## Functies van legeringselementen in staal

### 7.1. Inleiding

In hoofdstuk 12 van deel 1 van dit boek werd de indeling van de staalsoorten in constructiestaal, machinestaal en gereedschapsstaal besproken. Deze indeling is gebaseerd op het koolstofgehalte van het staal.

Constructiestaal moet goed vervormbaar en lasbaar zijn. Hierdoor wordt het koolstofgehalte beperkt tot minder dan 0,3%.

Machinestaal moet kunnen worden veredeld. Het meest geschikte koolstofgehalte hiervoor ligt tussen 0,3 en 0,6%.

Gereedschapsstaal wordt in geharde toestand gebruikt. Dit vergt in het algemeen een koolstofgehalte van meer dan 0,6%.

Deze indeling geldt zowel voor ongelegeerd als voor gelegeerd staal. In deel 1 werd praktisch alleen over de eigenschappen en toepassingen van ongelegeerd staal gesproken. In de hierna volgende hoofdstukken 8 – 11 zal deze bespreking worden uitgebreid tot gelegeerde staalsoorten.

### 7.2. Waarom gelegeerd staal?

Ofschoon ongelegeerde staalsoorten in zeer veel toepassingen met succes gebruikt kunnen worden, is er een aantal gevallen waarin hun eigenschappen te kort schieten.

De belangrijkste beperkingen zijn:

- het geringe doorhardingsvermogen;
- de grote afname van de hardheid bij het ontlaten van gehard staal;
- de lage weerstand tegen corrosie en oxydatie;
- de lage kruipsterkte.

Door legeren kunnen deze tekortkomingen worden opgeheven, terwijl ook andere eigenschappen kunnen worden verbeterd. Voorbeelden hiervan zijn de magnetische eigenschappen, de weerstand tegen slijtage, de kerftaaiheid bij lage temperaturen en de sterkte in gevallen waarin geen warmtebehandeling mogelijk is.

De voornaamste doeleinden van het legeren van staal zijn:

1. Vergroting van de doorhardingsdiepte. Hierdoor is het mogelijk stalen voorwerpen van grotere afmetingen volledig door te harden. Door de vermindering van de

kritische afkoelsnelheid kan langzamer worden afgekoeld (olie- of luchtharding), waardoor de hardingsspanningen en dus ook de vormveranderingen en de kans op scheuren kleiner zullen zijn. De doorhardingsdiepte van ongelegeerd staal bedraagt gewoonlijk enkele millimeters; door legeren kunnen werkstukken tot 500 mm diameter volledig worden doorgehard. De voordelen van het veredelen, een betere combinatie van sterkte en taaiheid, kunnen daardoor in veel grotere werkstukken worden verkregen.

2. Verhoging van de ontlaatvastheid. Hierdoor kan gereedschapsstaal bij hogere temperaturen worden gebruikt. Dit is zeer belangrijk voor draaibetels, waarbij de snijsnelheid kan worden opgevoerd en voor smeed- en gietmatrijzen, die veel minder zullen slijten. Door legeren neemt de gebruikstemperatuur van gehard staal toe van 200 °C tot ca. 600 °C.
3. Verhoging van de weerstand tegen corrosie en oxydatie. Ongelegeerd staal zal in een vochtige omgeving bij kamertemperatuur snel corroderen. Boven ca. 550 °C treedt een sterke oxydatie op in de lucht. Door legeren met bepaalde elementen, vooral chroom, kan staal weerstand bieden aan sterk corrosieve vloeistoffen en aan temperaturen tot 1100 °C.
4. Verbetering van de kruipsterkte. Boven ca. 450 °C is ongelegeerd staal niet meer in staat hoge spanningen langdurig te verdragen. Door legeren, vooral met chroom, nikkel en molybdeen, kan de bruikbaarheid tot ca. 750 °C worden opgevoerd.
5. Verbetering van de weerstand tegen slijtage. Legeringselementen als chroom, wolfraam en molybdeen vormen zeer harde carbiden in staal, waardoor de weerstand tegen slijtage toeneemt.
6. Verbetering van bepaalde fysische eigenschappen. Door legeren kunnen bijvoorbeeld de magnetische eigenschappen van staal worden verbeterd, waardoor de energieverliezen in elektrische motoren en transformatoren veel kleiner worden. Ook is het mogelijk ijzerlegeringen met een zeer kleine uitzettingscoëfficiënt te maken.
7. Verbetering van de mechanische eigenschappen in niet geharde toestand. Oplossingsharding door legeringselementen verhoogt de sterkte van constructiestaal. Toevoeging van nikkel aan staal kan de taaiheid bij lage temperaturen aanzienlijk verbeteren.

Ondanks de hier genoemde voordelen van gelegeerd staal zal de constructeur er altijd naar moeten streven ongelegeerd staal toe te passen waar dit mogelijk is, daar dit veel goedkoper is dan gelegeerd staal. Bovendien is voor gelegeerd staal vrijwel altijd een duurdere warmtebehandeling nodig en zijn ook de bewerkingskosten hoger. Alleen als ongelegeerd staal om de één of andere reden minder geschikt is, moet worden nagegaan of door toepassing van gelegeerd staal een meer economische materiaalkeuze mogelijk is.

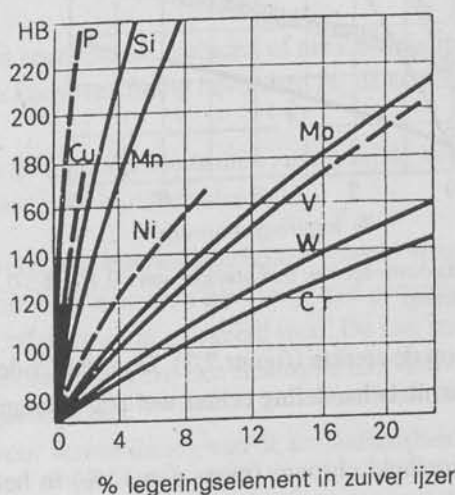
Dikwijls is niet de sterkte van een werkstuk bepalend voor de bruikbaarheid, maar de

stijfheid. In dat geval bieden gelegeerde staalsoorten geen voordeel. De stijfheid wordt bepaald door de elasticiteitsmodulus, die door legeren en warmtebehandeling praktisch niet wordt veranderd. De oplossing van stijfheidsproblemen bij staalconstructies moet worden gezocht in de vormgeving en niet in de staalkeuze.

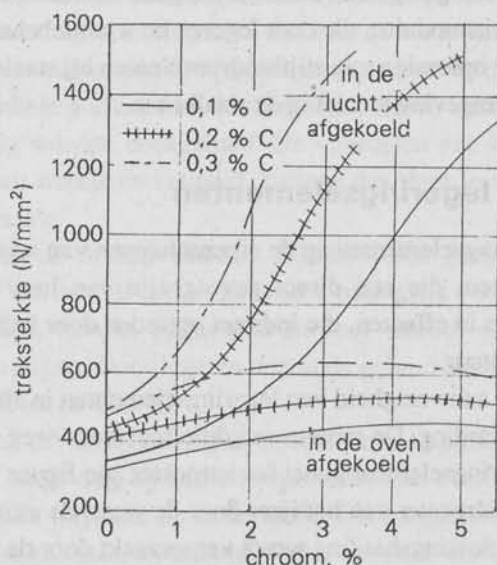
### 7.3. Effecten van legeringselementen

De effecten van de legeringselementen op de eigenschappen van staal kunnen worden onderscheiden in effecten, die een direct gevolg zijn van hun oplossing in het kristalrooster van ijzer en in effecten, die indirect optreden door beïnvloeding van de warmtebehandelingsstructuur.

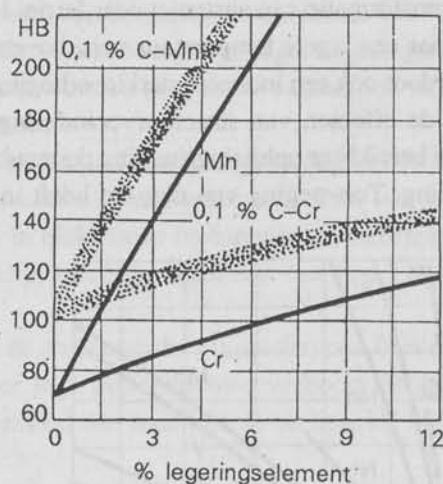
Een direct gevolg van de aanwezigheid van legeringselementen in staal is de daardoor veroorzaakte oplossingsharding. De grootte van dit effect is ruwweg evenredig met de concentratie van het legeringselement in het ferietrooster (zie figuur 7.1). Het effect is groter naarmate het kristalrooster van het ijzer door de vreemde atomen sterker wordt vervormd. De sterkste oplossingsharding wordt veroorzaakt door de elementen P, Cu, Si en Mn. Mn, Si en Cu worden dikwijls toegepast om de sterkte van constructiestaal te verhogen. P wordt gewoonlijk als minder gewenst beschouwd, daar de taaiheid van het staal er sterk door wordt vermindert. Door de aanwezigheid van legeringselementen wordt ook de transformatie van austeniet naar feriet in het staal tijdens de afkoeling na het walsen naar een lagere temperatuur verschoven. Hierdoor wordt de kristalstructuur fijner, waardoor ook een indirecte sterkteverhoging optreedt (zie figuur 7.2). In vergelijking met de effecten van structuurveranderingen ten gevolge van warmtebehandelingen is de bereikbare oplossingsharding door substitutioneel opgeloste legeringselementen gering. Toevoeging van chroom heeft in zachtgegloeid staal



Figuur 7.1. Oplossingsharding door legeringselementen in zuiver ijzer.



Figuur 7.2. Oplossingsharding door de elementen Mn en Cr in zachtgegloeid 0,1% C-staal en in zuiver ijzer.



Figuur 7.3. Invloed van chroom op de treksterkte van 0,10 %; 0,20 % en 0,30 % C-staal, na oven- en luchtcoeling.

slechts een gering effect op de sterkte (figuur 7.3). Doordat Cr de austenietomzetting sterk vertraagt kan bij warmtebehandeling echter wel een belangrijke sterkte-toename worden verkregen.

Wanneer een grote hoeveelheid chroom (meer dan 13%) in het ijzerrooster wordt opgelost, wordt het staal daardoor corrosievast. Op het oppervlak vormt zich een laagje chroomoxyde ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ) dat het onderliggende metaal tegen verdere aantasting

beschermt. Dit is de basis van het corrosievaste staal dat in hoofdstuk 11 uitgebreid zal worden besproken.

Andere directe effecten van de aanwezigheid van legeringselementen zijn:

- de verbetering van de magnetische eigenschappen van zacht staal door silicium;
- de verbetering van de weerstand tegen oxydatie door silicium en aluminium in hittevast chroomstaal.

De indirecte effecten van legeringselementen werden reeds uitgebreid besproken in de hoofdstukken 3 en 4. Gebleken is, dat de legeringselementen kunnen worden onderscheiden in ferrietvormers (Al, Si, P, Ti, V, Cr, Mo, W, B, Nb) en austenietvormers (C, N, Ni, Mn, Co, Cu), die respectievelijk het austenietgebied verkleinen en vergroten.

Verder is een indeling mogelijk in carbidevormers (Mn, Cr, Mo, W, V, Ti, Nb) en niet-carbidevormende elementen (Si, Al, Ni, Cu en Co). Hiervan lossen de eersten bij voorkeur op in de carbiden, de tweeden lossen bij voorkeur op in de ferriet.

Het belangrijkste effect van legeringselementen is de verandering van de omzettingen van austeniet. Vrijwel alle legeringselementen (uitgezonderd Co) werken vertragend op de transformaties van austeniet in perliet en bainiet. Hierdoor wordt de kritische afkoelsnelheid verlaagd en de doorhardingsdiepte vergroot. Doordat de concentratie van de carbidevormende elementen in de ferriet sterk afhankelijk is van het koolstofgehalte en van de warmtebehandeling van het staal zal ook de oplossingsharding door deze elementen van deze factoren afhangen. Daarnaast veroorzaakt natuurlijk ook de aanwezigheid van de carbiden een hardheidstoename.

Een aantal elementen kan precipitatieharding veroorzaken in staal door de (secundaire) uitscheiding van carbiden bij hoog ontlaten van martensiet (vierde ontlaattrap). De sterke carbidevormers zoals Mo, W, V en in mindere mate Cr zijn hiervoor de belangrijkste.

Door de vorming van zeer stabiele carbiden of nitriden, die moeilijk in oplossing gaan in de austeniet wordt korrelverfijning bevorderd bij de austeniettransformaties (Al, V, Ti, Nb).

Andere effecten van de legeringselementen zullen bij de bespreking van de verschillende soorten gelegeerd staal worden behandeld.

Uit het voorgaande volgt, dat legeringselementen velerlei verschillende effecten kunnen hebben. Het is daarom buitengewoon gevaarlijk om generaliserend te zeggen dat een element een bepaald effect heeft in gelegeerd staal. Dit kan sterk van de staalsoort en de gebruiksomstandigheden afhangen. Een illustratie hiervan vormt het element molybdeen. Dit wordt toegevoegd aan:

- veredelingsstaal voor vermindering van de ontlaatsbroosheid en ter vergroting van de doorharding;
- kruipvaststaal ter vergroting van de kruipsterkte;
- gereedschapsstaal ter vergroting van de ontlaatvastheid (secundaire harding);



- corrosievast staal ter vermindering van de aantasting door zeewater (chloorionen).

### **Regels voor het aanduiden van staalsoorten**

De aanduiding van de staalsoorten is geregeld in de Euronorm 27. Daarin wordt de volgende onderverdeling gemaakt.

Groep I: Staalsoorten die worden aangeduid op basis van hun mechanische eigenschappen en hun toepassingsmogelijkheden.

Groep II: Staalsoorten die worden aangeduid op basis van hun chemische samenstelling.

De staalsoorten van groep I worden normaal in de leveringstoestand gebruikt, terwijl de staalsoorten van groep II hun gebruikseigenschappen krijgen door een warmtebehandeling.

Staalsoorten van groep I worden aangegeven met:

- het basissymbool Fe (of Fe G voor gietstaal);
- de belangrijkste eigenschap, bijv. de minimum treksterkte of rekgrens;
- eventueel doelbewust toegevoegde chemische elementen die de soort kenmerken, bijvoorbeeld S (zwavel) voor automaatstaal.

Staalsoorten van groep II worden aangegeven met:

- het koolstofgehalte, voorafgegaan door de hoofdletter G als het gietstaal betreft. Het koolstofgehalte wordt aangegeven met een getal gelijk aan  $100 \times$  het koolstofpercentage;
- de doelbewust toegevoegde chemische elementen, aangeduid door hun chemische symbolen;
- de gehalten van de voornaamste legeringselementen, aangegeven in bepaalde verhoudingsgetallen.

De genoemde aanduidingen kunnen nog aangevuld worden met codeletters of -cijfers voor speciale eigenschappen of toepassingsmogelijkheden. Hiervoor wordt naar het betreffende normblad verwezen.

De staalsoorten van groep I kunnen ofwel worden gekarakteriseerd op basis van de gewaarborgde minimum treksterkte in  $\text{N/mm}^2$ , voorbeeld Fe 510, of op basis van de gewaarborgde minimum rekgrens (of vloeigrens), aangegeven door de letter E, voorbeeld Fe E 355 Mn (mangaanstaal met een minimum vloeigrens van  $355 \text{ N/mm}^2$ ).

De staalsoorten van groep II worden in drie subgroepen verdeeld:

- II.1. Ongelegeerde staalsoorten die voornamelijk gekenmerkt worden door het koolstofgehalte worden aangeduid met de hoofdletter C gevolgd door een getal gelijk aan  $100 \times$  het koolstofpercentage; voorbeelden: C 45 is een koolstofstaal (voor veredeling) met een gemiddeld koolstofgehalte van 0,45%; GC 20 is een ongelegeerd gietstaal met een gemiddeld koolstofgehalte van 0,20%.
- II.2. Laaggelegeerde staalsoorten, die uitsluitend door hun chemische samenstelling worden gekenmerkt (totaalgehalte aan legeringselementen kleiner dan 5%), worden

aangeduid met:

- een getal gelijk aan  $100 \times$  het koolstofpercentage;
- de symbolen van de kenmerkende legeringselementen in volgorde van hun gehalten (van hoog naar laag);
- één of meer getallen, die een maat zijn voor de percentages van de belangrijkste legeringselementen. Om deze getallen te verkrijgen worden de elementpercentages vermenigvuldigd met verschillende factoren, die zodanig gekozen zijn dat het product, afgerond op een geheel getal, meestal zal liggen tussen 1 en 10. Deze vermenigvuldigingsfactoren zijn:

4: voor Co, Cr, Mn, Ni, Si, W

10: voor Al, Be, Cu, Mo, Nb, Pb, Ta, Ti, V, Zr

100: voor N, P, S

1000: voor B

Gehalten waarbij het legeringselement geen significante invloed heeft worden gewoonlijk niet vermeld.

Enkele voorbeelden zijn:

40 CrMo 4 laaggelegeerd staal met een koolstofgehalte van 0,40%, met ca 1% chroom en een niet nader aangegeven (laag) gehalte molybdeen

10 CrMo 9 10 laaggelegeerd staal met een koolstofgehalte van 0,10%, een chroomgehalte van 2,25% en een molybdeengehalte van 1%

- II.3. Hooggelegeerd staal, dat meer dan in totaal 5% aan legeringselementen bevat wordt aangeduid met:

- het basissymbool X ( of GX voor gietstaal);
- een getal gelijk aan  $100 \times$  het koolstofpercentage;
- de chemische symbolen van de legeringselementen in volgorde van het percentage (van hoog naar laag);
- één of meer getallen gelijk aan de percentages van de belangrijkste legeringselementen.

Voorbeelden:

X 200 Cr 13 bevat ca. 2% koolstof en 13% chroom

X 5 CrNiNb 18 10 bevat 0,05% C; 18% Cr; 10% Ni en een niet nader aangegeven hoeveelheid Nb

## Opgaven

- 7.1. Noem enige gebieden waarop de eigenschappen van ongelegeerd staal tekort schieten.
- 7.2. Waarom heeft toepassing van gelegeerd staal bij op knik belaste onderdelen meestal geen zin?
- 7.3. Noem enige functies van chroom als legeringselement.

- 7.4. Waarom zal men het schaarmes van een platenschaar, met afmetingen van  $2000 \times 200 \times 50$  mm van een gelegeerd staal maken? Welk koolstofgehalte zal men dit schaarmes geven?
- 7.5. Noem enige directe effecten van legeringselementen in staal.
- 7.6. Welke chemische samenstelling hebben de staalsoorten:  
C 100; 35 Ni Cr Mo 12 4; X 7 CrMo 17?

# 8

## Gelegeerd constructiestaal

### 8.1. Gelegeerd constructiestaal voor gebruik bij omgevingstemperatuur

De eisen die aan constructiestaal worden gesteld zijn: een hoge rekgrens, een niet al te grote verhouding rekgrens/treksterkte, een voldoende rek en taatheid, een goede lasbaarheid en een redelijke prijs.

Het goedkoopste ongelegeerde constructiestaal voor algemeen gebruik, Fe 360, heeft een betrekkelijk lage rekgrens (afhankelijk van de afmetingen  $200 - 240 \text{ N/mm}^2$ ), waardoor de maximaal toelaatbare trekspanning niet hoger is dan  $120 - 160 \text{ N/mm}^2$ . Dit ongelegeerde staal ondervindt daardoor in de bruggenbouw en de staalskeletbouw een grote concurrentie van het gewapend en voorgespannen beton. Om deze concurrentie het hoofd te kunnen bieden hebben de staalfabrikanten de laatste jaren een groot aantal laaggelegeerde lasbare constructiestaalsoorten ontwikkeld met een hogere rekgrens, waarvoor de prijs per eenheid van sterkte gunstiger ligt dan bij ongelegeerd staal. Deze ontwikkeling is in de hand gewerkt door de constructeurs van transportmiddelen en graafmachines, die een zo hoog mogelijke sterkte per gewichtseenheid vragen van hun materialen.

Sterkteverhoging van staal kan op verschillende manieren worden verkregen:

- door verhoging van het koolstofgehalte waardoor de hoeveelheid perliet in de structuur toeneemt;
- door korrelverfijning;
- door legeren met substitutioneel oplossende legeringselementen;
- door precipitatie van nitriden, carbiden of intermetallische verbindingen;
- door harden en ontlaten.

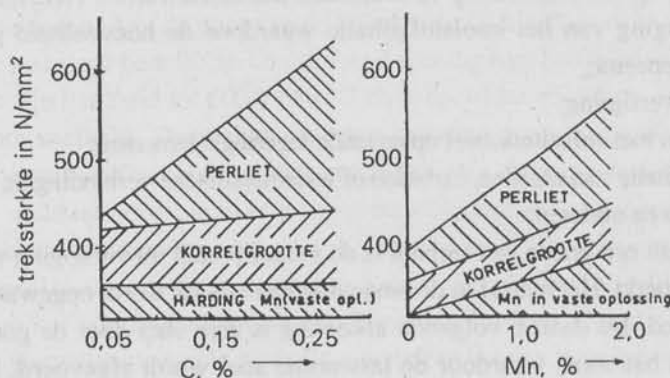
Door de eis van een goede lasbaarheid is de mogelijkheid tot verhoging van het koolstofgehalte beperkt. Het metaal in de omgeving van een las wordt opgewarmd tot in het austenietgebied. De daarop volgende afkoeling is zeer snel door de goede warmtegeleiding van het staal, waardoor de laswarmte snel wordt afgevoerd. Dit heeft tot gevolg dat in of dicht naast de las martensiet gevormd kan worden. Bij hogere koolstofgehalten wordt deze al spoedig zo hard en bros dat in de las scheuren kunnen ontstaan die een brosse breuk kunnen inleiden. In de constructiestaalsoorten voor lasconstructies vindt men daarom nooit meer dan 0,25% koolstof, terwijl men er naar streeft het koolstofgehalte tot minder dan 0,20% te beperken. Voor de sterkteverhoging zal men dus één of meer van de andere hiervoor genoemde methoden moeten toe-

passen. Als de eis van lasbaarheid niet wordt gesteld, zoals bijvoorbeeld voor schroefbouten of voor drijfwerkassen, kan wel een hoger koolstofgehalte toegepast worden, waardoor de treksterkte tot ca.  $700 \text{ N/mm}^2$  kan worden opgevoerd bij een koolstofgehalte van 0,5% (zie Euronormen 25 en 30, constructiestaalsoorten voor algemeen gebruik).

### Ferritisch-perlitische staalsoorten

De eenvoudigste manier om de sterkte te verhogen is een vermindering van de korrelgrootte. Dit heeft bovendien het voordeel dat de kerftaaiheid van het staal toeneemt. Korrelverfijning wordt verkregen door een lage eindwalstemperatuur bij het productieproces en door toevoeging van korrelverfijnende middelen. Ook normaal-gloeien geeft korrelverfijning. Dit is echter een extra warmtebehandeling, die kostenverhogend werkt en die men voor massastaal daarom niet graag toepast. Korrelverfijnende middelen zijn legeringselementen die met stikstof of koolstof stabiele verbindingen vormen die moeilijk in de austeniet oplossen en daardoor de korrelgroei tijdens het walsen beperken. Hiervoor komen in aanmerking Al, V en Nb die in hoeveelheden van enige honderdsten van procenten worden toegevoegd.

Naast korrelverfijning past men oplossingsharding toe. Hiervoor komt in eerste instantie mangaan in aanmerking, waarvan 1,0 – 1,5% wordt toegevoegd. Minder gebruikelijk zijn silicium en koper. Mangaanverhoging werkt op vier manieren versterkend, namelijk door oplossingsharding van de ferriet, door korrelverfijning, door vergroting van de hoeveelheid perliet en door verfijning van de perliet (zie figuur 8.1). De drie laatste factoren worden verklaard door de vertraging van de austeniet-transformatie door mangaan. De omzetting tijdens de afkoeling na het walsen vindt daardoor bij een lagere temperatuur plaats met de bovengenoemde gevolgen.



Figuur 8.1. Factoren die bijdragen tot de sterkte van C-Mn staal.

Toevoeging van silicium veroorzaakt voornamelijk oplossingsharding. In verband met de lasbaarheid gaat men hiermee gewoonlijk niet hoger dan 0,5%.

Koper geeft eveneens oplossingsharding van de ferriet. Een extra voordeel van de kopertoevoeging is een verhoogde weerstand tegen atmosferische corrosie. Een nadeel



is de slechtere walsbaarheid. In verband hiermee beperkt men kopertoevoegingen meestal tot ca. 0,4%.

De eenvoudigste en tot nu toe meest gebruikte constructiestaalsoort met verhoogde sterkte is het Fe 510 (of Fe E 355), waarvan de analyse en eigenschappen gegeven zijn in tabel 8.1.

Door gebruik te maken van elementen, die korrelverfijning van de ferriet geven (en fijnverdeelde precipitaten vormen) kan:

- bij gelijkblijvend C-gehalte de sterkte worden opgevoerd;
- dezelfde sterkte worden bereikt met een lager C-gehalte, hetgeen de lasbaarheid ten goede komt.

Hiervoor komen de elementen niobium, vanadium en titanium in aanmerking. Tijdens de afkoeling na het walsen scheiden zich carbiden of carbonitriden van deze elementen af. Men vindt deze zeer fijn verdeeld in de ferriet, waardoor de sterkte daarvan hoger wordt.

Koper heeft als sterkteverhogend element een betrekkelijk gering effect. In de meeste gevallen dient een toevoeging van koper dan ook vooral voor een verbetering van de weerstand tegen atmosferische corrosie. Het wordt dan dikwijls gecombineerd met kleine hoeveelheden van andere legeringselementen zoals chroom en nikkel en soms fosfor. Een bekend voorbeeld hiervan is het Amerikaanse Cor-Ten staal waarvan de samenstelling en eigenschappen zijn vermeld in tabel 8.1.

Tabel 8.1. Samenstelling en eigenschappen van enige lasbare gelegeerde constructiestaalsoorten.

| staal soort        | samenstelling in % |      |      |     |      |      |                              | leverings-<br>toestand | R <sub>p0,2</sub><br>N/mm <sup>2</sup><br>min. | R <sub>m</sub><br>N/mm <sup>2</sup> | A<br>% |
|--------------------|--------------------|------|------|-----|------|------|------------------------------|------------------------|------------------------------------------------|-------------------------------------|--------|
|                    | C                  | Mn   | Si   | Cr  | Ni   | Mo   | overige                      |                        |                                                |                                     |        |
| Fe 510             | 0,20               | 1,50 | 0,35 | -   | -    | -    | -                            | N*                     | 355                                            | 510-610                             | 24     |
| Fe 510 Nb          | 0,15               | 1,50 | -    | -   | -    | -    | Nb: 0,02                     | W*                     | 355                                            | 510-610                             | 20     |
|                    |                    |      |      |     |      |      |                              |                        |                                                |                                     | min    |
| Fe 510 Nb          | 0,20               | 1,50 | 0,35 | -   | -    | -    | Nb: 0,02                     | N                      | 355                                            | 510-610                             | 24     |
| Cor-ten            | 0,12               | 0,35 | 0,50 | 0,7 | 0,65 | -    | P:0,1<br>Cu:0,4              | N                      | 350                                            | 500                                 | 22     |
|                    |                    |      |      |     |      |      | B:0,005                      |                        | min.                                           | min.                                |        |
| Bainitisch<br>Mo-B | 0,16               | 0,70 | 0,40 | -   | -    | 0,6  |                              | W N                    | 450                                            | 630                                 | 16     |
|                    |                    |      |      |     |      |      |                              |                        | min.                                           |                                     |        |
| Ti                 | 0,15               | 0,40 | 0,25 | 0,6 | 0,8  | 0,5  | B:0,004<br>Cu:0,4<br>V:0,06  | V*                     | 700                                            | 800-                                | 18     |
|                    |                    |      |      |     |      |      |                              |                        | min.                                           | 930                                 |        |
| HY 80              | 0,18               | 1,20 | 0,25 | 1,5 | 2,75 | 0,4  | Cu:0,25<br>V:0,03<br>Ti:0,02 | V                      | 550-<br>700                                    | 700-<br>900                         | 19     |
| N-A-XTRA           | 0,15               | 0,85 | 0,60 | 0,6 | -    | 0,24 | B:0,003<br>Zr:0,10           | V                      | 550-<br>760                                    | 700-<br>900                         | 18     |

\* N = normaalgegleeid; W = waltoestand; V = veredeld.

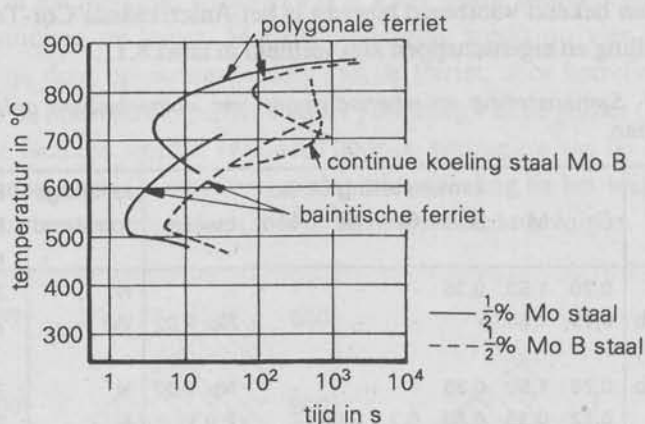
Dit zogenaamde weervaste staal kan in een betrekkelijk droog klimaat in ongeverfde toestand worden gebruikt. Het vormt dan na enige tijd een beschuttende laag van corrosieproducten met een decoratieve bruine kleur. Onder slechte klimatologische omstandigheden, bijvoorbeeld in een vochtig zeeklimaat, is de verbetering van de corrosievastheid echter gering.

Lasbare staalsoorten met verhoogde rekgrens worden beschreven in Euronorm 113.

### Staalsoorten met een bainiet- of sorbietstructuur

Bij de boven besproken ferritische staalsoorten is de maximaal bereikbare rekgrens ongeveer  $450 \text{ N/mm}^2$ .

Wenst men staalsoorten met een hogere rekgrens dan zal men dit moeten bereiken door sterker legeren in combinatie met een speciale warmtebehandeling. Deze warmtebehandeling kan zijn: normaalgløien, eventueel gevolgd door ontlaten, of veredelen (harden en ontlaten). Bij de normaalgegloeiende staalsoorten streeft men naar een bainitische structuur. Men bereikt deze door te legeren met Mo en V of met Mo en B, waardoor de omzetting in het perlietgebied zo sterk vertraagd wordt, dat bij de lucht-afkoeling van het normaalgløien de austenietomzetting in het bainietgebied plaatsvindt (zie figuur 8.2).

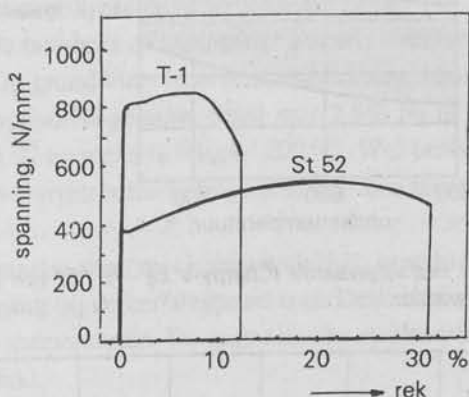


Figuur 8.2. Isotherme transformatiediagrammen van 0,5% Mo-staal met en zonder B.

Bainiet heeft een hoge sterkte maar een matige kerftaaiheid. Door ontlaten op  $650^\circ\text{C}$  kan de taaiheid desgewenst worden verbeterd. Een voorbeeld van een bainitisch staal is gegeven in tabel 8.1. Men bereikt met deze staalsoorten een 0,2-rekgrens van  $450$  à  $550 \text{ N/mm}^2$ .

Meer gebruikelijk dan de bainitische staalsoorten zijn de veredelde staalsoorten. Deze worden na het walsen gehard en ontlaten bij temperaturen tussen  $550$  en  $700^\circ\text{C}$ . Zij hebben dus een sorbiet (= ontlaten martensiet)-structuur. De sterkte-eigenschappen worden bepaald door de samenstelling, de plaatdikte (afkoelsnelheid) en de hoogte van de ontlaatttemperatuur. Waarden van de rekgrens tussen  $500$  en  $800 \text{ N/mm}^2$  kunnen

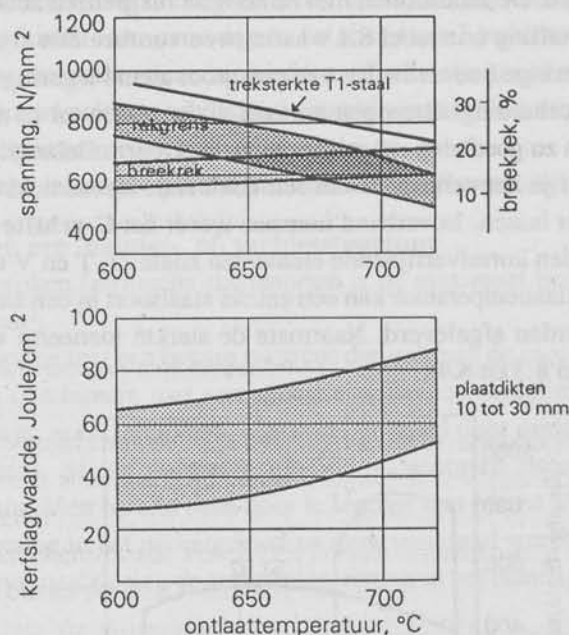
worden gerealiseerd. De staalsoorten met de hoogste rekgrenzen hebben vaak een zeer complexe samenstelling (zie tabel 8.1 waarin twee voorbeelden zijn gegeven). Door toevoeging van geringe hoeveelheden van een groot aantal legeringselementen wordt het benodigde doorhardingsvermogen om ook dikke platen tot in de kern te kunnen doorharden op een zo goedkoop mogelijke wijze verkregen. Belangrijke problemen bij deze staalsoorten zijn het verkrijgen van een voldoende lasbaarheid en een voldoende kerftaaiheid na het lassen. In verband hiermee wordt het C-gehalte zo laag mogelijk gehouden en worden korrelverfijnende elementen zoals Zr, T en V toegevoegd. Door variatie van de ontlaattemperatuur kan één enkele staalsoort in een aantal verschillende sterkteklassen worden afgeleverd. Naarmate de sterkte toeneemt wordt de taaiheid kleiner (zie figuren 8.3 en 8.4).



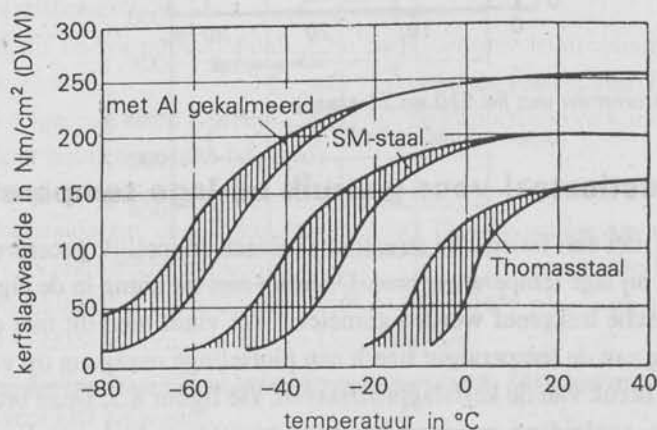
Figuur 8.3. Trekkrommen van Fe 510 en T1-staal.

## 8.2. Constructiestaal voor gebruik bij lage temperatuur

De staalsoorten met een ferritische structuur (kubisch ruimtelijk gecentreerd kristalrooster) worden bij lage temperatuur bros. Dit komt niet tot uiting in de eigenschappen die met de statische trekproef worden gemeten. Wel vindt men dit met de kerfslagproef. Bij daling van de temperatuur treedt een plotselinge overgang op van een taaie naar een brose breuk van de kerfslagproefstaven, zie figuur 8.5. Deze brosheid heeft in het verleden aanleiding gegeven tot zeer ernstige schadegevallen zoals het doormiddenbreken van schepen, bruggen, olietanks en dergelijke. De kerfslagwaarde van staal blijkt sterk afhankelijk te zijn van het gebruikte staalbereidingsproces, van de staalsamenstelling en de warmtebehandeling. Zeer ongunstig zijn een hoog fosfor- en een hoog stikstofgehalte in het staal. Ten gevolge hiervan heeft het met lucht geblazen Thomasconverterstaal in het algemeen een hogere overgangstemperatuur van de kerfslagwaarde dan Siemens-Martin-staal of oxystaal (zie figuur 8.5). Als de stikstof door toevoeging van voldoende aluminium wordt gebonden tot aluminiumnitride, wordt de neiging tot brose breken sterk verminderd. AlN, dat moeilijk oplost in



Figuur 8.4. Rekgrens, rek en kerfslagwaarde (Charpy-V bij  $-75^{\circ}\text{C}$ ) van N-A-Extra staal als functie van de onlaatteratuur.



Figuur 8.5. Invloed van de smeltmethode op de temperatuurafhankelijkheid van de kerfslagwaarde.

| Staalsamenstelling (%) | C    | Mn   | Si   | P     | S     | Al    | Cu   | N     |
|------------------------|------|------|------|-------|-------|-------|------|-------|
| Al gekalmeerd          | 0,13 | 0,38 | 0,14 | 0,017 | 0,016 | 0,05  | 0,21 | 0,006 |
| Siemens Martin         | 0,13 | 0,36 | 0,16 | 0,015 | 0,015 | 0,006 | 0,20 | 0,008 |
| Thomas                 | 0,13 | 0,40 | 0,11 | 0,062 | 0,035 | 0,003 | 0,15 | 0,014 |

austeniet, verhindert de korrelgroei daarvan, waardoor tevens een zeer fijnkorrelig staal wordt verkregen.

De staalsoorten voor gebruik bij lage temperaturen kunnen in de volgende groepen

worden verdeeld:

1. Ferritische staalsoorten.

- ongelegeerde en laaggelegeerde staalsoorten;
- met nikkel gelegeerde staalsoorten.

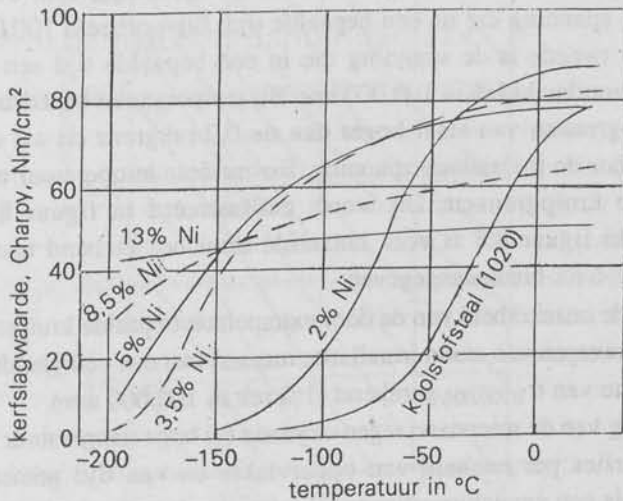
2. Austenitische staalsoorten; voornamelijk chroom-nikkelstaalsoorten.

Ongelegeerd constructiestaal waaraan korrelverfijnende stikstofbindende elementen zijn toegevoegd, zoals Al, V of Nb, is in normaalgeglode toestand bruikbaar tot ongeveer  $-50^{\circ}\text{C}$  (zie figuur 8.5). Dit geldt ook voor de lasbare laaggelegeerde constructiestaalsoorten.

Laaggelegeerde machinestaalsoorten zoals bijvoorbeeld 25 CrMo 4 zijn in veredelde toestand bruikbaar tot ca.  $-120^{\circ}\text{C}$ . Door het hoge koolstofgehalte zijn deze staalsoorten echter moeilijk te lassen.

Nikkel verlaagt de taai-bros overgangstemperatuur van staal in de veredelde toestand (zie figuur 8.6). Op grond hiervan is een serie lasbare staalsoorten ontwikkeld met ca. 0,10% C en oplopend Ni-gehalte. Staal met 2,5% Ni is bruikbaar tot  $-60^{\circ}\text{C}$ , met 3,5% Ni tot  $-100^{\circ}\text{C}$  en met 9% Ni tot  $-200^{\circ}\text{C}$ . Wel behoeven deze staalsoorten een zeer zorgvuldige warmtebehandeling; ook aan het lassen moet veel zorg worden besteed.

De austenitische staalsoorten met kubisch vlakken gecentreerd kristalrooster vertonen de taai-bros overgang bij de kerfslagproef niet. Deze staalsoorten zijn bruikbaar tot de laagst bereikbare temperaturen. De austenitische staalsoorten worden in hoofdstuk 11 uitgebreid behandeld.



Figuur 8.6. Invloed van nikkel op de overgangstemperatuur van de kerfslagwaarde van veredeld staal met 0,10 %C.

Het gebruik van constructiestaalsoorten voor lage temperatuur is belangrijk toegenomen, onder andere door de grote toename van het aantal diepvriesinstallaties, door



toenemende produktie van vloeibare zuurstof voor de staalfabricage, door de gefractioneerde destillatie van vloeibare koolwaterstoffen en door het transport van aardgas (methaan) in vloeibare toestand.

### 8.3. Constructiestaal voor gebruik bij hoge temperatuur

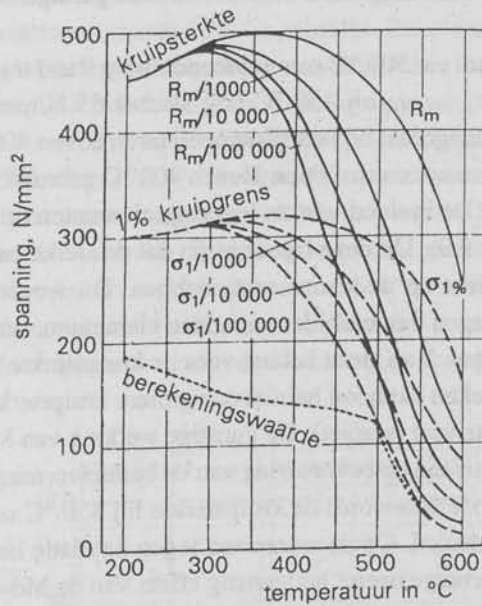
De temperaturen en drukken die toegepast worden in installaties voor de energie-opwekking en in chemische reactoren zijn aan een voortdurende stijging onderhevig. Dit wordt veroorzaakt door de toename van het nuttig effect van de omzetting van chemische in mechanische (en elektrische) energie en door de toename in de chemische reactiesnelheden, die worden verkregen door deze processen bij hogere temperaturen en drukken te laten verlopen. Een gevolg hiervan is dat aan de materialen voor deze installaties steeds hogere eisen worden gesteld. Deze betreffen voornamelijk de kruipsterkte, de weerstand tegen snelle temperatuurverandering, de lasbaarheid en de weerstand tegen oxydatie of andere vormen van aantasting. Bij temperaturen beneden ongeveer 500 °C speelt bij het gebruik van staal de oxydatie nog geen belangrijke rol. De bruikbaarheid wordt voornamelijk bepaald door de kruipsterkte van het staal. Men spreekt daarom van *kruipvaste staalsoorten*. Boven 500 °C moeten maatregelen getroffen worden om de oxydatieweerstand van het staal te verhogen, bijvoorbeeld door legeren met chroom. Daarnaast is een hoge kruipsterkte gewenst. Staalsoorten voor dit temperatuurgebied noemt men *hittevast*.

Het kruipgedrag van metalen is beschreven in hoofdstuk 6 van deel 1. Dit gedrag wordt gekarakteriseerd door de *kruipsterkte* of door de *kruipgrens*. Onder de eerste verstaat men de spanning die na een bepaalde tijd, bijvoorbeeld 100.000 uur breuk veroorzaakt, de tweede is de spanning die in een bepaalde tijd een bepaalde rek veroorzaakt, bijvoorbeeld 1% in 100.000 uur. Bij temperaturen beneden 350 à 390 °C liggen de kruipgrenzen van staal hoger dan de 0,2-rekgrens en zal de laatste dus bepalend zijn voor de toelaatbare spanning. Boven deze temperatuur moet gerekend worden met de kruipgrenzen. Dit wordt geïllustreerd in figuur 8.7 voor staal 13 CrMo 4.4. In figuur 8.8 is voor hetzelfde staal het verband tussen spanning, temperatuur en tijd-tot-breuk aangegeven.

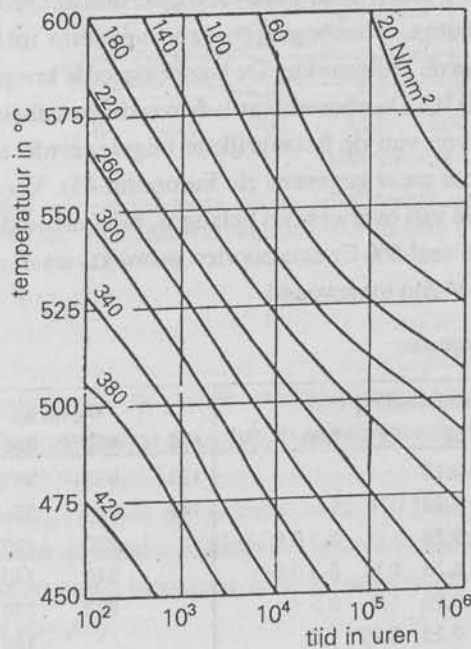
In verband met de onzekerheid van de door extrapolatie bepaalde kruipsterktegegevens wordt bij het ontwerpen van stoominstallaties meestal met een veiligheidsfactor van 1,2 à 1,5 ten opzichte van  $\sigma_{1/100.000}$  gerekend (1% rek in 100.000 uur).

Voor de bepaling van de weerstand tegen oxydatie bij hoge temperatuur wordt meestal het gewichtsverlies per eenheid van oppervlakte en van tijd gemeten. Een veel gebruikte maat is een gewichtsverlies van 1 g/m<sup>2</sup> uur bij een gloeiproef van 120 uur met tussenafkoelingen. Dit komt overeen met een diktevermindering van 1 à 2 mm/jaar.

De lasbaarheid van de kruipvaste staalsoorten wordt weer voornamelijk bepaald door het koolstofgehalte. Bij de bouw van stoomketels en drukvaten stelt men hogere eisen



Figuur 8.7. Kruipeigenschappen van staal 13 CrMo 4.4.



Figuur 8.8. Levensduur van 13 CrMo 4.4 als functie van temperatuur en spanning.

aan de lasbaarheid dan bij de constructie van stoomturbines en verbrandingsmotoren. Bij ketelplaat ligt het koolstofgehalte daarom normaal beneden 0,15%. Hier komt bij

dat een toename van het koolstofgehalte slechts een zeer geringe invloed heeft op de kruipsterkte van het staal.

Ongelegeerd staal heeft tot ca. 500 °C een voldoende weerstand tegen oxydatie. Daar echter de kruipsterkte  $\sigma_{B/100.000}$  bij 450 °C nog slechts 65 N/mm<sup>2</sup> bedraagt wordt ongelegeerd staal zelden toegepast bij bedrijfstemperaturen boven 400 °C, aangezien dit leidt tot onaanvaardbaar zware constructies. Boven 400 °C gebruikt men daarom laaggelegeerde staalsoorten. De invloed van de legeringselementen op de kruipsterkte is zeer verschillend (figuur 8.9). Uit deze figuur blijkt dat de sterke carbidevormers Mo, V en Ti het grootste effect op de kruipsterkte hebben. Dit wordt veroorzaakt door fijnverdeelde uitscheidingen van carbiden van deze elementen, waardoor de vervorming sterk wordt afgeremd. Van groot belang voor de kruipsterkte is ook de structuur van het staal. Het is gebleken dat hoog bainiet een grotere kruipsterkte heeft dan ferriet + perliet en ontlaten martensiet (sorbiet). De gunstige werking van Mo kan gedeeltelijk ook worden toegeschreven aan de bevordering van de bainietvorming door dit element. Door toevoeging van 0,5% Mo wordt de kruipsterkte bij 450 °C ongeveer 4 maal zo groot als bij ongelegeerd staal. Op de weerstand tegen oxydatie heeft Mo een gering effect. Met stijgend percentage neemt het gunstig effect van de Mo-toevoeging relatief af. Gehalten boven 1% worden zelden toegepast. Chroomtoevoegingen van 2 à 3% aan Mo-staal verhogen de kruipsterkte. Bij hogere chroomgehalten neemt de kruipsterkte weer af. Toch worden deze vaak toegepast omdat chroom de weerstand tegen oxydatie sterk verhoogt. Toevoegingen van vanadium tot 0,4% geven een aanzienlijke verbetering van de kruipsterkte. De laaggelegeerde kruipvaste staalsoorten worden gebruikt tot ca. 550 °C. Daarboven wordt de oxydatievastheid te klein. In tabel 8.2 is een overzicht gegeven van de belangrijkste ongelegeerde en laaggelegeerde kruipvaste staalsoorten (voor meer gegevens zie Euronorm 43). Voor toepassing waar de weerstand tegen corrosie van overwegend belang is, bijvoorbeeld voor reactievaten in de olie-industrie worden veel 5% Cr-staalsoorten gebruikt, waaraan voor verhoging van de kruipsterkte Mo en V zijn toegevoegd.

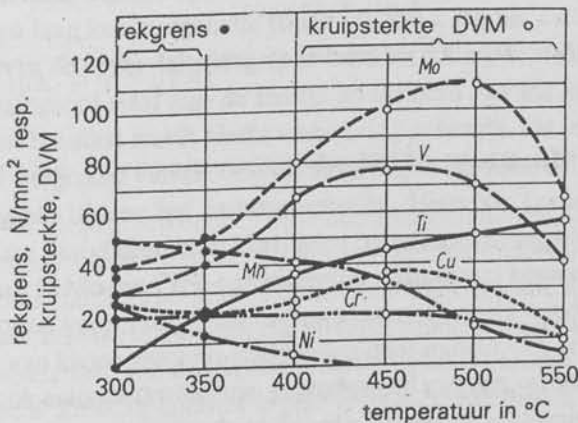
Tabel 8.2. Kruipvaste staalsoorten.

| staalsoort  | samenstelling (%) |      |      |      |         |     | $\sigma_{B/100.000}$ (N/mm <sup>2</sup> ) |        |        |        |        |
|-------------|-------------------|------|------|------|---------|-----|-------------------------------------------|--------|--------|--------|--------|
|             | C                 | Mn   | Si   | Cr   | Mo      | V   | 400 °C                                    | 450 °C | 500 °C | 550 °C | 600 °C |
| ongelegeerd | 0,12              | 0,5  | 0,25 |      |         |     | 125                                       | 65     | 38     |        |        |
| ongelegeerd | 0,35              | 0,65 | 0,25 |      |         |     | 140                                       | 70     | 35     |        |        |
| 15Mo5       | 0,15              | 0,5  | 0,25 |      | 0,3-0,6 |     |                                           | 220    | 120    | 35     |        |
| 15MoCr5     | 0,15              | 0,5  | 0,25 | 0,5  | 0,3-0,6 |     |                                           | 240    | 140    | 60     |        |
| 14CrMo45    | 0,14              | 0,5  | 0,25 | 1,0  | 0,5     |     |                                           | 270    | 140    | 50     |        |
| 12CrMo910   | 0,12              | 0,5  | 0,25 | 2,25 | 1,0     |     |                                           |        | 150    | 77     | 40     |
| 12MoCrV6    | 0,12              | 0,5  | 0,25 | 0,5  | 0,6     | 0,2 |                                           | 350    | 200    | 80     |        |
| 12MoCrV10.4 | 0,12              | 0,5  | 0,25 | 1,0  | 1,0     | 0,2 |                                           | 355    | 215    | 95     |        |
| X20CrMo13   | 0,20              | 0,5  | 0,5  | 13   | 1,1     |     |                                           |        | 210    | 120    | 40     |
| X22CrMoV12  | 0,22              | 0,3  | 0,4  | 12   | 1,0     | 0,3 |                                           |        | 270    | 170    | 50     |

Voor de schoepen van stoomturbines die een werktemperatuur van ca. 600 °C bereiken worden hittevaste staalsoorten met 13% Cr gebruikt. Enkele voorbeelden hiervan zijn ook gegeven in tabel 8.2. Bij de bespreking van de corrosie- en hittevaste staalsoorten in hoofdstuk 11 komen de 13% Cr-staalsoorten nog uitgebreid ter sprake.

Voor staalsoorten met een ferritische kristalstructuur is 600 °C de maximale gebruikstemperatuur. Van 600 tot ca. 750 °C kunnen de austenitische hittevaste staalsoorten worden gebruikt, die eveneens in hoofdstuk 11 zullen worden besproken.

De kruipvaste staalsoorten worden meestal in normaalgeglode of veredelde toestand gebruikt. Zeer belangrijk is een goede uitvoering van de warmtebehandeling om de juiste transformatiestructuur en uitscheidingsstoestand van de carbiden te bereiken. Afwijking van deze gunstigste structuur kan de kruipeigenschappen zeer nadelig beïnvloeden.



Figuur 8.9. Verhoging van de rekgrens en de kruipsterkte van ongelegeerd staal door toevoeging van 0,5% van verschillende legeringselementen.

## Opgaven

- 8.1. Op welke manieren kan de sterkte van staal worden vergroot?
- 8.2. Welke van deze methoden past men in constructiestaal bij voorkeur wel of niet toe? Verklaar uw antwoord.
- 8.3. Welke van deze methoden zijn gebruikt in Fe 510 Nb?
- 8.4. Waarvoor dienen de legeringselementen in staal T1 (tabel 8.1)?
- 8.5. Welke staalsoort zou u toepassen voor de tanks van schepen voor het transport van vloeibaar aardgas?
- 8.6. Welk principieel verschil treedt er op in het lage temperatuurgedrag van ferritisch- en van austenitisch staal?
- 8.7. Welk effect heeft korrelverfijning op de kerfslageigenschappen van staal?

- 8.8 Welke factoren zijn bepalend voor de bruikbaarheid van staal bij hoge temperatuur?
- 8.9. Welke staalsoort zou u kiezen voor de oververhitterpijpen van een stoomketel? Stoomdruk 100 atmosfeer, stoomtemperatuur 600 °C? Motiveer uw antwoord.
- 8.10. Idem voor de schoepen van een stoomturbine, die door de hierboven genoemde stoom wordt aangedreven?
- 8.11. Waarom worden kruipvaste staalsoorten veelal met chroom en molybdeen gelegeerd?



Opgeven



# 9

## Machinestaal

### 9.1. Staalsoorten voor oppervlakteharding

#### 9.1.1. Carboneerstaalsoorten

Het carboneerproces werd besproken in paragraaf 6.1. Met dit proces wordt het staal voorzien van een hard, slijtvast oppervlak en een sterke taaie kern. Men gaat hierbij uit van staal met een laag koolstofgehalte (0,10 – 0,20%). Bij het carboneren wordt het koolstofgehalte van de oppervlaktelaag opgevoerd tot 0,8 à 1%, waarna het staal wordt gehard. Bij ongelegeerd staal zijn de sterkte en taaiheid van het kernmateriaal laag. Door legeren van het staal wordt hierin verbetering gebracht. De legeringselementen dienen voor het vergroten van de doorhardingsdiepte en voor de beperking van de austenietkorrelgroei tijdens het carboneerproces. Hiervoor komen in aanmerking chroom, mangaan, molybdeen en nikkel. Men onderscheidt: ongelegeerd carboneerstaal, Cr-, CrMn-, CrMo- en CrNi-carboneerstaal. Hiernaast komen ook CrNiMo- en CrMoB-staalsoorten voor. Aangezien carboneerstaal dikwijls wordt gebruikt voor de massaproductie van kleine machine-onderdelen door middel van verspanende bewerkingen worden ook automaatkwaliteiten geproduceerd met een verhoogd zwavelgehalte ter verbetering van de verspaanbaarheid. In verband met de schaarste van nikkel tracht men de toepassing van dit legeringselement de laatste jaren zoveel mogelijk te beperken.

Voor de directe harding vanuit het opkolingsproces zijn staalsoorten nodig die tijdens het carboneren fijnkorrelig blijven. Deze bevatten meestal sterke carbidevormers zoals Mo. De CrMn- en CrNi-staalsoorten zijn voor directe harding minder geschikt. Deze worden na het carboneren aan lucht afgekoeld en vervolgens gehard vanaf de hardingstemperatuur voor de kern. Op deze wijze worden goede kerneigenschappen gekregen bij een enigszins grofkorrelige randstructuur. Worden zeer hoge eisen gesteld dan kan een dubbele harding worden uitgevoerd; eerst vanaf de hardingstemperatuur van de kern, daarna vanaf die van de rand. Deze methode is echter zeer duur.

In tabel 9.1 is een aantal carboneerstaalsoorten weergegeven. De eerste groep is bestemd voor indirecte harding. Het doorhardingsvermogen en de kerneigenschappen nemen van boven naar onder toe.

Tabel 9.1. Carboneerstaalsoorten

| staalsoort  | samenstelling (%) |      |      |     |     |      |       | harding  |
|-------------|-------------------|------|------|-----|-----|------|-------|----------|
|             | C                 | Mn   | Si   | Cr  | Ni  | Mo   | B     |          |
| C 10        | 0,10              | 0,40 | 0,25 |     |     |      |       | indirect |
| C 15        | 0,15              | 0,40 | 0,25 |     |     |      |       |          |
| 15 Cr 3     | 0,15              | 0,50 | 0,25 | 0,7 |     |      |       |          |
| 16 MnCr 5   | 0,15              | 1,20 | 0,25 | 1,0 |     |      |       |          |
| 20 MnCr 5   | 0,20              | 1,25 | 0,25 | 1,1 |     |      |       |          |
| 15 NiCr 6   | 0,15              | 0,50 | 0,25 | 1,5 | 1,5 |      |       |          |
| 20 NiCr 8   | 0,20              | 0,50 | 0,25 | 2,0 | 2,0 |      |       | direct   |
| 20 MoCr 2   | 0,20              | 0,7  | 0,25 | 0,6 |     | 0,35 |       |          |
| 20 MoCr 4   | 0,20              | 0,7  | 0,25 | 0,4 |     | 0,45 |       |          |
| 23 CrMoB 3  | 0,23              | 0,8  | 0,25 | 0,8 |     | 0,35 | 0,003 |          |
| 20 NiCrMo 6 | 0,20              | 0,7  | 0,25 | 0,5 | 1,6 | 0,45 |       |          |
| 25 NiCrMo 6 | 0,25              | 0,7  | 0,25 | 0,5 | 1,6 | 0,45 |       |          |

De tweede groep is wel geschikt voor directe harding. Ook hier neemt de doorharding van boven naar beneden toe. Om een indruk te krijgen van de kerneigenschappen van de carboneerstaalsoorten na voltooiing van het carboneerproces is in figuur 9.1 de treksterkte in de kern van schijven van verschillende dikte na de hardingsbehandeling aangegeven voor een aantal staalsoorten.

### Toepassingen

De gelegeerde staalsoorten van de eerste en de tweede groep zijn voor dezelfde toepassingen bestemd. Bij hogere eisen aan het kernmateriaal en grotere afmetingen moeten sterker gelegeerde staalsoorten worden gekozen.

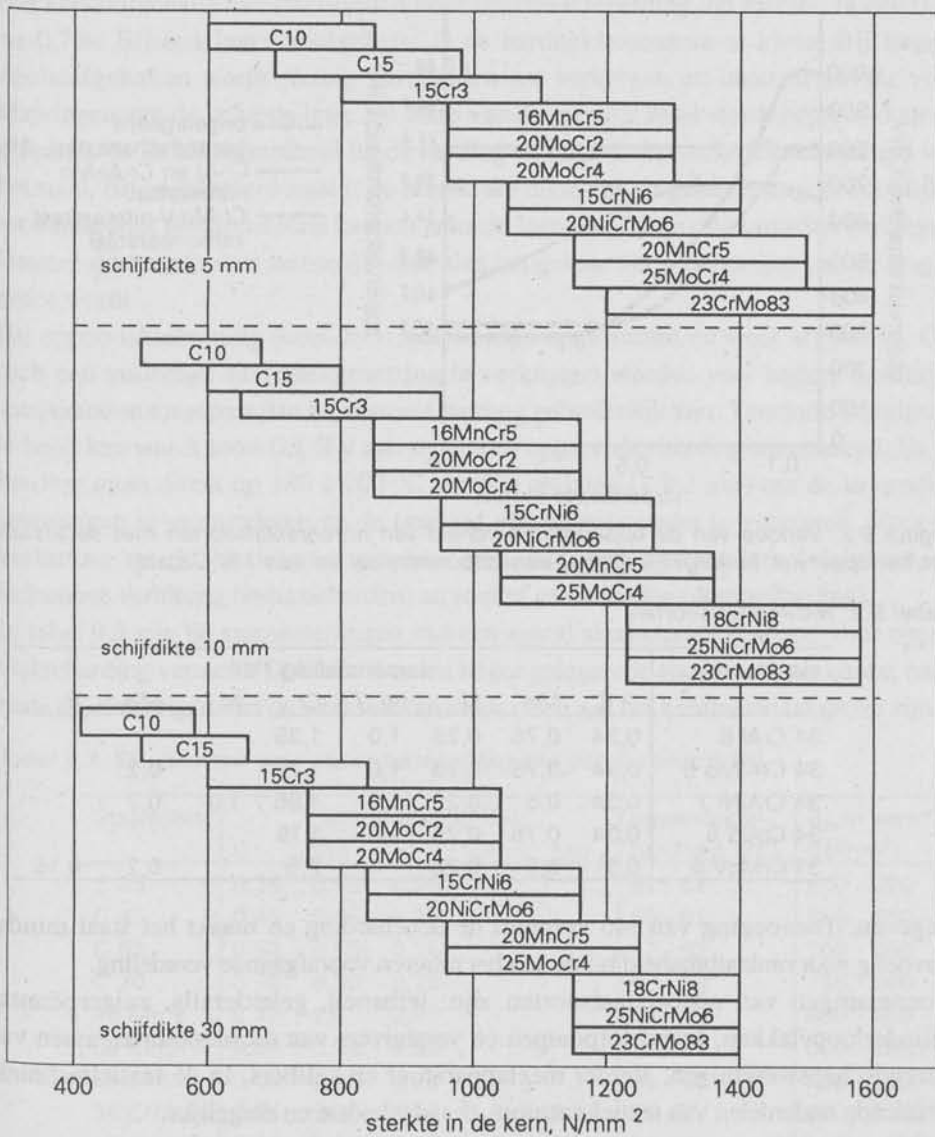
Voor slijtvaste onderdelen van kleine afmetingen met geringe sterkte, bijvoorbeeld onderdelen van schrijf-, reken- en naaimachines, pennen en bussen van fietskettingen, worden de ongelegeerde staalsoorten C10 en C15 gebruikt.

16 MnCr 5, 20 MnCr 5 en 15CrNi 6 worden toegepast in machine- en auto-onderdelen, zoals tandwielen, assen, pennen met een dikte van hoogstens 60 mm; 18 CrNi 8 is geschikt voor dikten groter dan 60 mm.

Een belangrijke toepassing vinden gelegeerde carboneerstaalsoorten ook bij de fabricage van kunststofmatrijzen.

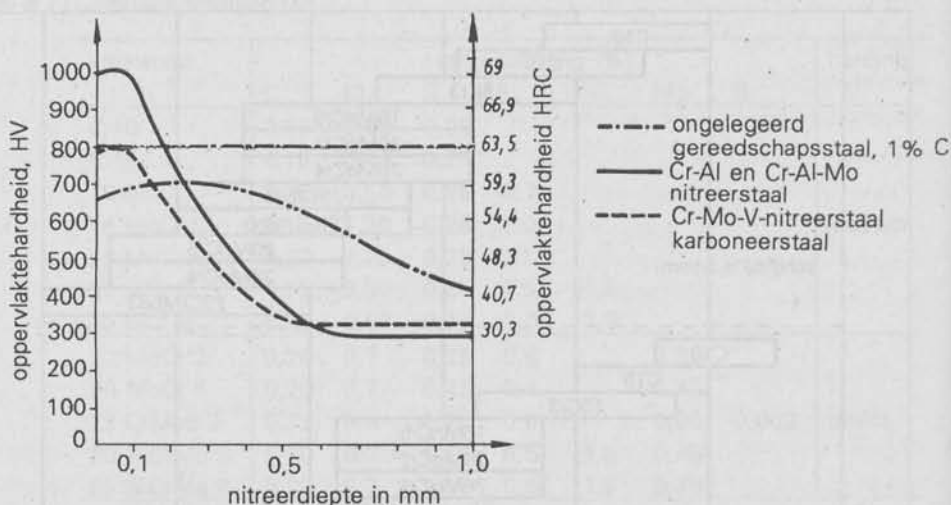
#### 9.1.2. Nitreerstaalsoorten

Het (klassieke) gasnitreeproces is besproken in paragraaf 6.3. Om een goede nitreebaarheid te verkrijgen moeten staalsoorten worden gebruikt die nitridevormende elementen bevatten zoals Al, Cr, Mo, V. Hierbij bereiken de Al-houdende staalsoorten een aanzienlijk hogere hardheid dan Al-vrije (zie figuur 9.2).



Figuur 9.1. Sterkte in de kern bij verschillende carboneerstaalsoorten als functie van de afmetingen.

Figuur 9.2 toont tevens de geringe dikte van de nitridelaag in vergelijking met de geharde laag bij het carboneren. Nitreeerstaalsoorten kunnen daarom alleen gebruikt worden als geen zeer grote druk- of stootbelasting optreedt, daar anders de nitreeerlaag kan worden weggedrukt in het onderliggende kernmateriaal. Om dit effect te verminderen worden nitreeerstaalsoorten voor het nitreren veredeld. Het koolstofgehalte van nitreeerstaal ligt daarom hoger dan bij de carboneerstaalsoorten namelijk tussen 0,3 en 0,4%. In tabel 9.2 is de samenstelling van enige gebruikelijke nitreeerstaalsoorten weer-



Figuur 9.2. Verloop van de oppervlaktehardheid van nitreerstaalsoorten met de afstand tot het oppervlak in vergelijking met een carboneerstaal en een 1% C-staal.

Tabel 9.2. Nitreerstaalsoorten.

| staalsoort  | samenstelling (%) |      |      |     |      |     |     |      |
|-------------|-------------------|------|------|-----|------|-----|-----|------|
|             | C                 | Mn   | Si   | Al  | Cr   | Ni  | Mo  | V    |
| 34 CrAl 6   | 0,34              | 0,75 | 0,25 | 1,0 | 1,35 |     |     |      |
| 34 CrAlMo 5 | 0,34              | 0,75 | 0,25 | 1,0 | 1,15 |     | 0,2 |      |
| 34 CrAlNi 7 | 0,34              | 0,5  | 0,25 | 1,0 | 1,65 | 1,0 | 0,2 |      |
| 34 CrAlS 5  | 0,34              | 0,75 | 0,25 | 1,0 | 1,15 |     |     |      |
| 31 CrMoV 9  | 0,31              | 0,5  | 0,25 |     | 2,5  |     | 0,2 | 0,15 |

gegeven. Toevoeging van Mo vergroot de doorharding en maakt het staal minder gevoelig voor ontlaatsbroosheid bij de aan het nitreeren voorafgaande veredeling.

Toepassingen van nitreerstaalsoorten zijn: leibanen, geleiderails, zuigerpennen, cilinderloopvlakken, brandstofpompen en verstuivers van dieselmotoren, assen van gereedschapswerktuigen. Verder meetapparatuur en kalibers. In de textieltechniek: draaiende onderdelen van textielmachines, draadgeleiders en dergelijke.

Kunststofmatrijzen worden eveneens vaak genitreerd.

### 9.1.3. Staalsoorten voor vlam- en inductieharding

Een combinatie van een harde rand en een taaie kern wordt ook verkregen door vlamharding of door inductieharding. Hiervoor zijn vooral veredelingsstaalsoorten geschikt, die eerst veredeld en daarna aan de oppervlakte gehard worden. Ten gevolge van de martensietvorming in de oppervlaktelaag ontstaan hierin drukspanningen. De vermoeiingssterkte bij buig- en torsiebelasting wordt hierdoor sterk verhoogd, soms met meer dan 100%. Ook wordt de levensduur van tandwielen door een oppervlakteharding aanzienlijk verlengd.

Het koolstofgehalte van staalsoorten voor oppervlakteharding ligt meestal tussen 0,35 en 0,7%. Bij een lager koolgehalte is de hardheidstoename te klein. Bij hogere koolstofgehalten wordt weinig hardheidswinst verkregen en ontstaat gevaar voor afspringen van de geharde laag. De dikte van de geharde schil wordt bepaald door de opwarm- en de afkoelsnelheid bij de harding en door de kritische afkoelsnelheid van het staal. Bij ongelegeerd staal is de bereikbare dikte van de geharde laag gewoonlijk 2 tot 4 mm. Met gelegeerd staal kunnen geharde lagen tot 6 mm dikte worden verkregen. Grotere dikten zijn niet wenselijk, daar dan het gevaar voor afspringen van de laag te groot wordt.

Bij oppervlakteharding moet zeer snel worden opgewarmd en weer afgekoeld. Om toch een volledige austenietomzetting te verkrijgen worden veel hogere hardings-temperaturen toegepast dan bij normale harding gebruikelijk zijn. Teneinde korrelgroei te beperken wordt soms 0,1 %V aan staal voor oppervlakteharding toegevoegd. Na de harding moet direct op 180 à 200 °C worden ontlaten (1 à 2 uur) om de inwendige spanningen te verminderen en de taaiheid van de martensiet te vergroten. Voor de verhitting tot de hardingstemperatuur gebruikt men gasbranders (vlamharden), inductieve verhitting (inductieharden) en zout of metaalbaden (dompelharding).

In tabel 9.3 zijn de samenstellingen van een aantal staalsoorten bestemd voor oppervlakteharding vermeld. Ook hier worden hoger gelegeerde staalsoorten gekozen, naar mate de afmetingen van de werkstukken en de eisen aan het kernmateriaal groter zijn.

Tabel 9.3. Staalsoorten voor oppervlakteharding (zie ook Euronorm 86).

| Staalsoort | samenstelling (%) |      |      |     |     | oppervlaktehardheid (RC) | R <sub>m</sub> in kern* (N/mm <sup>2</sup> ) |
|------------|-------------------|------|------|-----|-----|--------------------------|----------------------------------------------|
|            | C                 | Mn   | Si   | Cr  | Mo  |                          |                                              |
| C 35       | 0,35              | 0,55 | 0,25 |     |     | 51 - 57                  | 600 - 720                                    |
| C 45       | 0,45              | 0,65 | 0,25 |     |     | 55 - 61                  | 650 - 800                                    |
| C 53       | 0,53              | 0,55 | 0,25 |     |     | 57 - 62                  | 700 - 850                                    |
| C 70       | 0,70              | 0,30 | 0,25 |     |     | 60 - 63                  | 750 - 900                                    |
| 40 Mn 4    | 0,40              | 1,0  | 0,40 |     |     | 53 - 59                  | 800 - 950                                    |
| 53 MnSi 4  | 0,53              | 0,90 | 0,90 |     |     | 57 - 62                  | 900 - 1050                                   |
| 41 Cr 4    | 0,41              | 0,65 | 0,25 | 1,0 |     | 54 - 60                  | 900 - 1050                                   |
| 34 CrMo 4  | 0,34              | 0,65 | 0,25 | 1,0 | 0,2 | 51 - 57                  | 900 - 1050                                   |
| 42 CrMo 4  | 0,42              | 0,65 | 0,25 | 1,0 | 0,2 | 54 - 60                  | 1000 - 1200                                  |
| 50 CrMo 4  | 0,50              | 0,65 | 0,25 | 1,0 | 0,2 | 57 - 62                  | 1100 - 1300                                  |

\* bij een diameter van 16 - 40 mm.

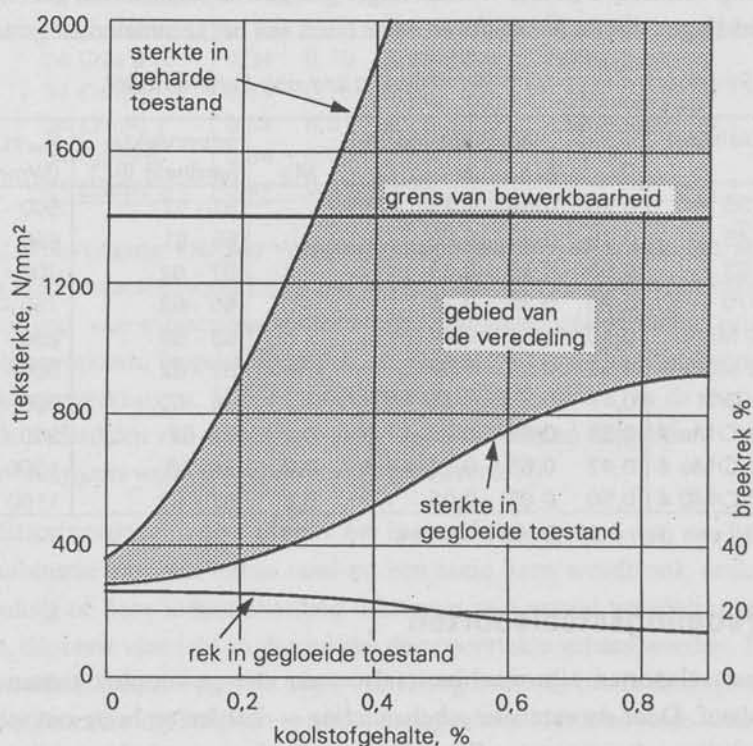
## 9.2. Veredelingsstaalsoorten

Veredelingsstaalsoorten zijn machinestaalsoorten met gewoonlijk tussen 0,25 en 0,45% koolstof. Door de veredelingsbehandeling — harden en hoog ontlaten (550-650 °C) — krijgen deze een zeer fijne structuur van ferriet en bolvormige cementiet (sorbiet) die een optimale combinatie van sterkte en taaiheid waarborgt. Voor het



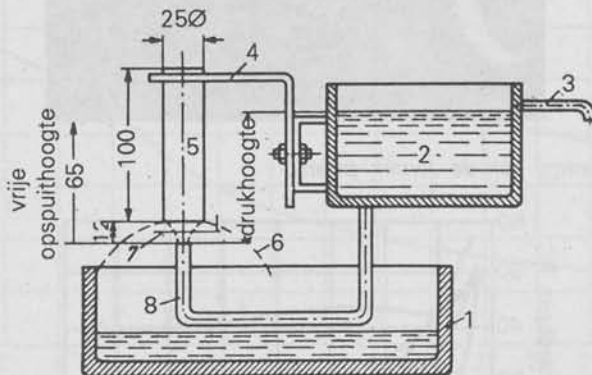
verkrijgen van een homogene structuur moet de doorhardingsdiepte van het gebruikte staal zo groot zijn dat het daaruit gemaakte werkstuk tot in de kern kan doorharden. Daar de hardingsdiepte toeneemt met het gehalte aan legeringselementen, moet de staalkeuze steeds aangepast worden aan de afmetingen van het werkstuk. Verder zal de vorm van het onderdeel mede bepalend zijn of men een luchthardend, dan wel een olie- of waterhardend staal moet kiezen; dit in verband met het gevaar van vormverandering en scheuren bij de harding. De functie van de legeringselementen in een veredelingsstaal is dus voornamelijk een vergroting van de doorhardingsdiepte. Hiervoor dienen de elementen Mn, Cr, Si, Ni, Mo en B. Mo (0,2 – 0,3%) wordt echter in hoofdzaak toegevoegd voor een vermindering van de gevoeligheid van de ontaaltbrosheid, die optreedt bij een verblijf in het temperatuurgebied tussen 450 en 550 °C. V (0,1%) wordt soms toegevoegd voor korrelverfijning.

De sterkte van het staal na het veredelen wordt, mits de doorharding volledig is, bepaald door het koolstofgehalte (zie figuur 9.3) en door de ontlaatt temperatuur. De legeringselementen hebben hierop slechts een geringe invloed. Vroeger werden veel veredelingsstaalsoorten geproduceerd met hoge nikkelgehalten. Tegenwoordig tracht men het nikkelpercentage zoveel mogelijk te beperken in verband met de schaarste van dit metaal op de wereldmarkt. Men probeert nu het benodigde doorhardingsvermogen



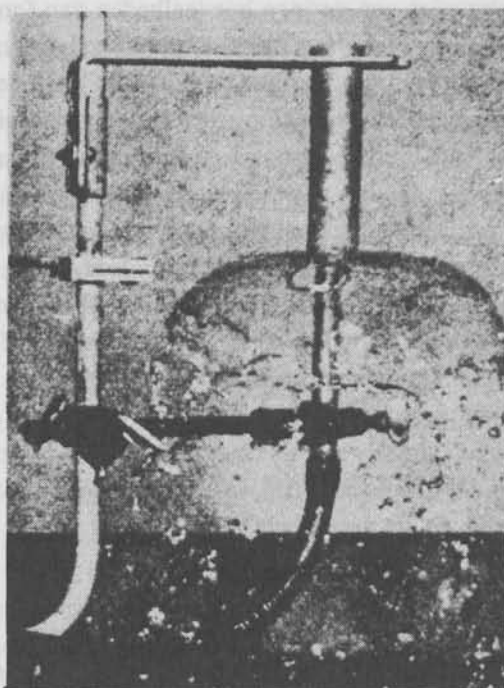
Figuur 9.3 Treksterkte en rek van staal als functie van het koolstofgehalte.

te bereiken door combinaties van geringe hoeveelheden van (goedkope) legerings-elementen, die tezamen een groter effect op de doorharding hebben dan de som van de uitwerkingen van ieder element afzonderlijk (zie figuur 9.6). Uit het voorgaande volgt, dat het voor de eigenschappen van veredelingsstaalsoorten belangrijker is te weten hoe groot de doorhardingsdiepte is en hoe groot de spreiding in de doorhardingsdiepten is bij eenzelfde staalkwaliteit, dan om te weten welke legeringselementen deze precies bevat. Daarom worden de veredelingsstaalsoorten in de eerste plaats verkocht op basis van de gewaarborgde hardheidseigenschappen, terwijl de samenstelling slechts van ondergeschikt belang is. Voor een snelle controle van de doorharding is door Jominy de naar hem genoemde proef ontwikkeld. De Jominy-proefstaaf is een cilindrische staaf met een diameter van 25 mm en een lengte van 100 mm (zie figuren 9.4 en 9.5). Deze wordt op de austeniteertemperatuur gebracht en vervolgens afgekoeld door met een bepaalde snelheid een straal water tegen één van de eindvlakken van de staaf te spuiten (zie figuur 9.5). De diameter van de watertoevoerpijp en de vrije opspuithoogte van het water zijn daarbij precies voorgeschreven.

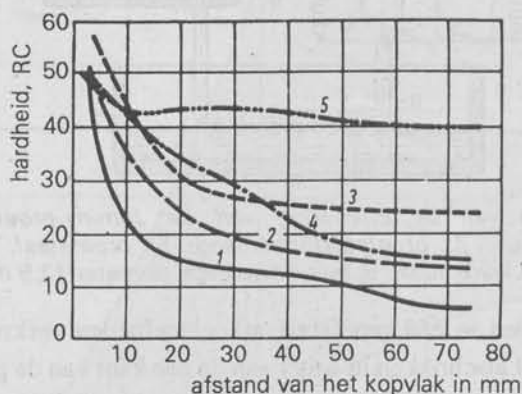


Figuur 9.4 Schema van de uitvoering van de Jominy-proef. 1: opvangbak; 2: water; 3: overloop; 4: proefstaafophanging; 5: proefstaaf; 6: waterscherm; 7: onderbreker van de waterstraal; 8: buis (inwendige diameter 12,5 mm).

Op deze wijze worden in één proefstaaf afkoelsnelheden verkregen, die continu variëren van zeer snel afschrikken in water aan de ene kant van de proefstaaf tot bijna afkoeling in lucht aan het andere uiteinde. Als de staaf volledig is afgekoeld worden twee ongeveer 10 mm brede, diametraal tegenover elkaar gelegen, platte vlakjes aan de cilindrische buitenmantel van de staaf geslepen. Op deze vlakjes worden Rockwell-C hardheidsmetingen gedaan op verschillende afstanden van het watergekoelde uiteinde. Deze hardheidsmetingen worden vervolgens grafisch uitgezet. In figuur 9.6 is dit voor een vijftal staalsoorten met sterk verschillende doorhardingsdiepten gedaan. De hardheid is het grootst aan het snelst gekoelde martensitische uiteinde. Ook voor de Jominy-proef kan een doorhardingsdiepte worden gedefinieerd, bijvoorbeeld de afstand tot het punt waar de structuur voor 50% uit martensiet en voor 50% uit perliet



Figuur 9.5. Uitvoering van de Jominy-proef.



Figuur 9.6. Jominy-krommen. Rockwell-C hardheid als functie van de afstand tot het watergekoelde eind van de proefstaaf.

Kromme 1: C: 0,37%; Si: 0,36%; Mn: 0,76%

Kromme 2: C: 0,30%; Si: 0,35%; Mn: 1,30%

Kromme 3: C: 0,37%; Si: 1,27%; Mn: 1,18%

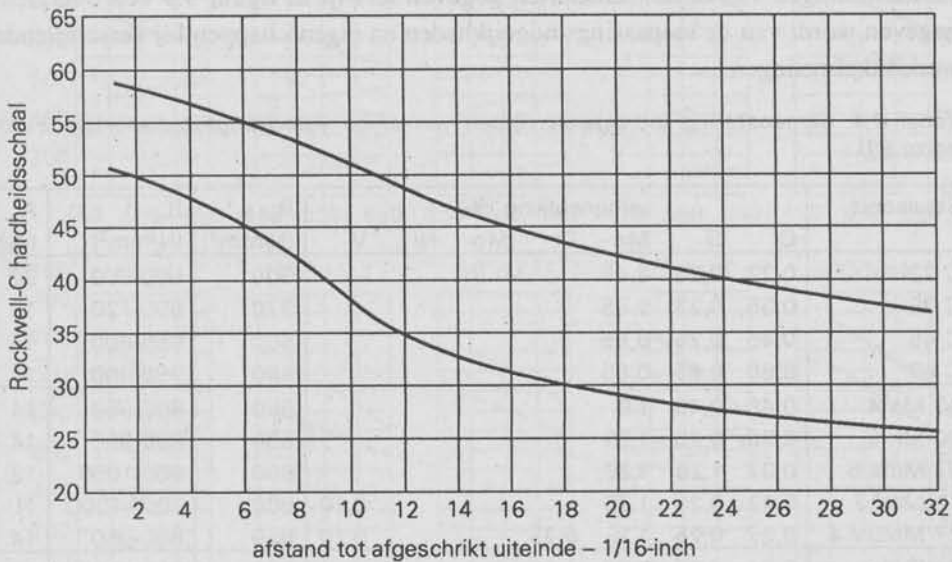
Kromme 4: C: 0,29%; Si: 1,02%; Mn: 0,95%; Cr: 0,91%

Kromme 5: C: 0,30%; Si: 1,07%; Mn: 0,88%; Cr: 0,94%; Ni: 1,02%.

en/of bainiet bestaat. Dit punt ligt bij ca.  $0,8 \times$  de maximale hardheid. Aan het niet gekoelde eind zal de structuur bij de eerste vier staalsoorten uit ferriet en perliet bestaan. De vijfde staalsoort wordt over bijna de gehele lengte van de Jominy-staaf

gehard. Deze zal aan het niet gekoelde eind hoogstens een klein percentage bainiet bevatten.

Uit de resultaten van de Jominy-proef kan *niet* direct de hardingsdiepte in werkstukken met een andere vorm en afkoeling worden afgeleid. In principe dient de Jominy-proef alleen als controleproef voor het vergelijken van de doorharding van staalsoorten van verschillende samenstelling (figuur 9.6) of van staalsoorten van dezelfde nominale samenstelling, maar van verschillende ovenladingen. In figuur 9.7 is een voorbeeld gegeven van de toegestane spreiding in het doorhardingsvermogen bij proefstaven uit verschillende smeltingen van een Cr-Mo veredelingsstaal. Men gebruikt de Jominy-proef als keuringsproef, waarbij wordt geëist, dat de Jominy-kromme binnen de voorgeschreven spreidingsband moet liggen.



Figuur 9.7. Doorhardingsband van een Cr-Mo veredelingsstaal.

De goedkoopste legeringselementen zijn Mn en Si. Deze kunnen echter slechts een beperkte verbetering van de doorharding geven, doordat bij te hoge gehalten aan deze elementen het staal gevoelig wordt voor korrelgroei en randontkoling. Toevoeging van 0,1% V gaat het eerste effect tegen. Grotere doorhardingen worden verkregen door combinaties van Cr en Mo en van Cr, Ni en Mo. Vooral Ni en Mo werken echter sterk prijsverhogend. Door kleine toevoegingen van borium (0,002–0,005%) wordt de doorharding sterk verhoogd, waardoor op deze dure elementen kan worden bespaard. De veredelingsstaalsoorten worden naar oplopende doorharding ingedeeld in de groepen:

1. ongelegeerd staal
2. Mn-staal
3. Cr-staal

## 4. Cr-Mo-staal

## 5. Cr-Ni-Mo-staal

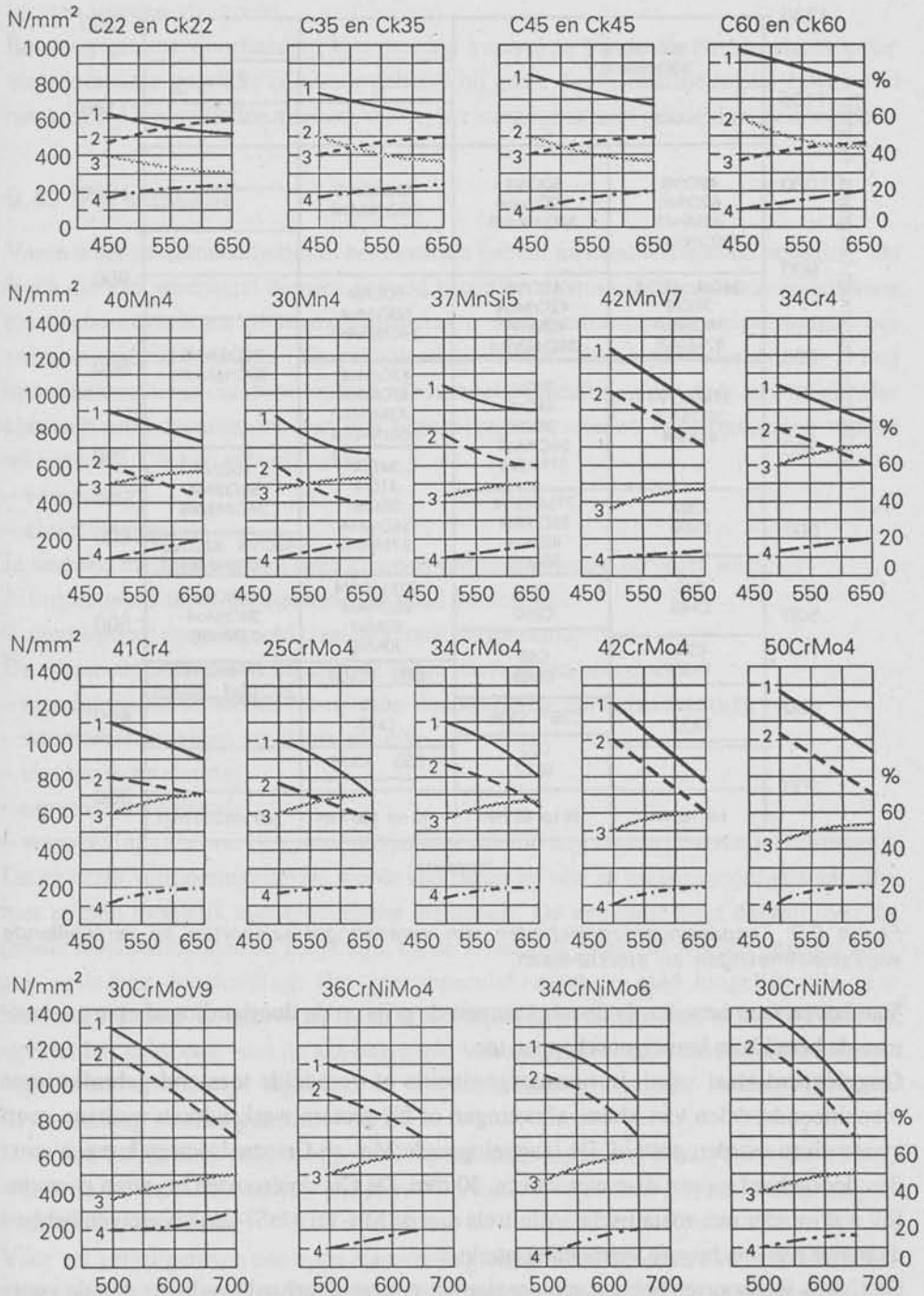
De staalsoorten van deze groepen worden geleverd met koolstofgehalten tussen 0,25 en 0,50%. Het koolstofpercentage is bepalend voor het bereikbare sterkteniveau. De treksterkte kan daardoor variëren tussen 500 en 1400 N/mm<sup>2</sup> bij een rek van 22 tot 9%. Bij een bepaald koolstofgehalte kunnen door variatie van de ontlaattemperatuur en de ontlaatijd de sterkte en de rek eveneens over een breed gebied worden ingesteld. Om de gebruiker in staat te stellen de juiste ontlaatbehandeling te kiezen en aldus de gewenste sterkte-eigenschappen te verkrijgen heeft men ontlaatdiagrammen opgesteld. Hierin worden de sterkte-eigenschappen gegeven als functie van de ontlaattemperatuur bij een constante ontlaatijd (bijvoorbeeld 1 uur), zie figuur 9.8. In tabel 9.4 zijn de samenstellingen van deze staalsoorten gegeven terwijl in figuur 9.9 een overzicht gegeven wordt van de toepassingsmogelijkheden en eigenschappen bij verschillende werkstukafmetingen.

Tabel 9.4. Samenstelling en eigenschappen van enige veredelingsstaalsoorten (Euro-norm 83)

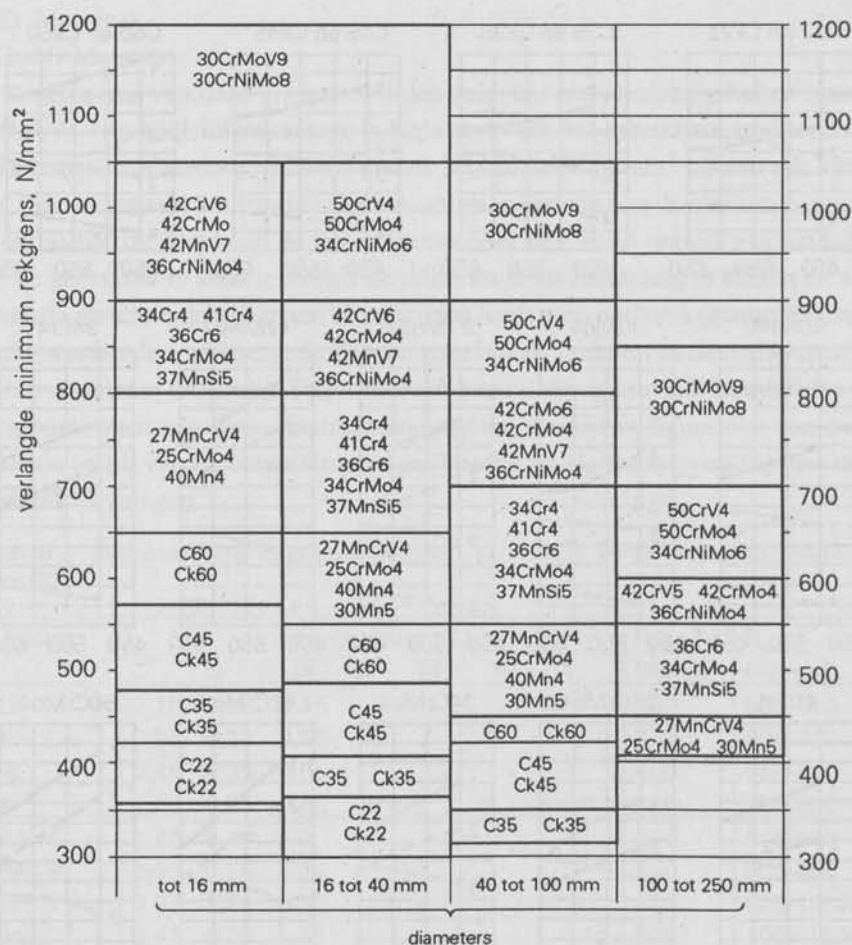
| Staalsoort  | samenstelling (%) |      |      |      |      |      |      | R <sub>p0,2</sub> *<br>(N/mm <sup>2</sup> ) | R <sub>m</sub> *<br>(N/mm <sup>2</sup> ) | A<br>(%) |
|-------------|-------------------|------|------|------|------|------|------|---------------------------------------------|------------------------------------------|----------|
|             | C                 | Si   | Mn   | Cr   | Mo   | Ni   | V    |                                             |                                          |          |
| C 22        | 0,22              | 0,25 | 0,45 |      |      |      |      | 300                                         | 500-600                                  | 22       |
| C 35        | 0,35              | 0,23 | 0,55 |      |      |      |      | 370                                         | 600-720                                  | 18       |
| C 45        | 0,45              | 0,25 | 0,65 |      |      |      |      | 400                                         | 650-800                                  | 16       |
| C 60        | 0,60              | 0,25 | 0,65 |      |      |      |      | 490                                         | 750-900                                  | 14       |
| 40 Mn 4     | 0,40              | 0,40 | 1,0  |      |      |      |      | 550                                         | 800-950                                  | 14       |
| 30 Mn 5     | 0,30              | 0,25 | 1,35 |      |      |      |      | 550                                         | 800-950                                  | 14       |
| 37 MnSi 5   | 0,37              | 1,25 | 1,20 |      |      |      |      | 650                                         | 900-1050                                 | 12       |
| 42 MnV 7    | 0,42              | 0,25 | 1,75 |      |      |      | 0,10 | 800                                         | 1000-1200                                | 11       |
| 27 MnCrV 4  | 0,27              | 0,25 | 1,15 | 0,75 |      |      | 0,10 | 550                                         | 800-950                                  | 14       |
| 34 Cr 4     | 0,34              | 0,25 | 0,65 | 1,05 |      |      |      | 650                                         | 900-1050                                 | 12       |
| 41 Cr 4     | 0,41              | 0,25 | 0,65 | 1,05 |      |      |      | 650                                         | 900-1100                                 | 12       |
| 36 Cr 6     | 0,36              | 0,25 | 0,45 | 1,55 |      |      |      | 650                                         | 900-1050                                 | 12       |
| 50 CrV 4    | 0,50              | 0,25 | 0,95 | 1,05 |      |      | 0,10 | 900                                         | 1100-1300                                | 10       |
| 42 CrV 6    | 0,42              | 0,25 | 1,55 |      |      |      | 0,10 | 800                                         | 1000-1200                                | 11       |
| 25 CrMo 4   | 0,25              | 0,25 | 0,65 | 1,05 | 0,20 |      |      | 550                                         | 800-950                                  | 14       |
| 34 CrMo 4   | 0,34              | 0,25 | 0,65 | 1,05 | 0,20 |      |      | 650                                         | 900-1050                                 | 12       |
| 42 CrMo 4   | 0,42              | 0,25 | 0,65 | 1,05 | 0,20 |      |      | 800                                         | 1000-1200                                | 11       |
| 50 CrMo4    | 0,50              | 0,25 | 0,65 | 1,05 | 0,20 |      |      | 900                                         | 1100-1300                                | 10       |
| 30 CrMoV 9  | 0,30              | 0,25 | 0,65 | 2,50 | 0,20 |      | 0,15 | 1050                                        | 1250-1450                                | 9        |
| 36 CrNiMo 4 | 0,36              | 0,25 | 0,65 | 1,15 | 0,20 | 1,05 |      | 800                                         | 1000-1200                                | 11       |
| 34 CrNiMo 6 | 0,34              | 0,25 | 0,65 | 1,55 | 0,20 | 1,55 |      | 900                                         | 1100-1300                                | 10       |
| 30 CrNiMo 8 | 0,30              | 0,25 | 0,65 | 1,95 | 0,30 | 1,95 |      | 1050                                        | 1250-1450                                | 9        |

\* bij een diameter van 16-40 mm.





Figuur 9.8. Ontlaatkrommen voor een aantal gestandaardiseerde veredelingsstaal-soorten. (Gemiddelde waarden voor een staafdiameter van 60 mm.) 1. Treksterkte  $N/mm^2$ . 2. Rekgrens  $N/mm^2$ . 3. Insnoering %. 4. Rek %.



Figuur 9.9. Toepassingsmogelijkheden van veredelingsstaalsoorten bij verschillende werkstukafmetingen en sterkte-eisen.

Van boven naar beneden in de tabel nemen de prijs en de doorhardingsdiepte en daarmee de bereikbare kerneigenschappen toe.

Ongelegeerd staal wordt in normaalgegleide of veredelde toestand gebruikt voor machineonderdelen van kleine afmetingen of bij grotere werkstukken waaraan geen zware eisen worden gesteld. De laaggelegeerde Mn- en Cr- staalsoorten kunnen worden doorgehard tot een diameter van ca. 30 mm. De Cr- staalsoorten bevatten gewoonlijk wat minder niet-metallische insluitsels dan de Mn- en MnSi-staalsoorten en hebben daardoor een wat hogere vermoeiingssterkte.

De CrMo-staalsoorten hebben een aanzienlijk grotere doorhardingsdiepte dan de voorgaande. Zij zijn daardoor geschikt voor zware vermoeiingsbelasting bij grotere werkstukafmetingen (40 – 100 mm). Het Mo maakt deze staalsoorten ook beter bestand tegen ontlaatsbroosheid, waardoor ook grotere werkstukken na het ontlaten in lucht

kunnen worden afgekoeld.

Een nog grotere doorharding kan worden verkregen bij de Cr-Ni-Mo-staalsoorten waardoor deze geschikt zijn voor gebruik bij grote werkstukafmetingen (boven 100 mm), of bij ingewikkelde vormen, die bij het harden niet snel gekoeld mogen worden.

## 9.4. Verenstaal

Veren worden normaal belast in het elastisch gebied met een wisselende belasting. De eisen die aan verenstaal worden gesteld betreffen daarom de opnamecapaciteit voor elastische energie en de vermoeiingssterkte. Het elastische arbeidsvermogen per volume-eenheid bedraagt (bij trekbelasting):  $\sigma^2/2E$ . De elasticiteitsmodulus is een materiaalconstante die door legeren of warmtebehandeling niet wordt gewijzigd. Het elastisch arbeidsvermogen kan dus alleen vergroot worden door opvoering van de rekgrens  $R_p$ . Dit kan gebeuren door:

- veredeling;
- koudvervorming.

In verband hiermee worden twee groepen verenstaalsoorten gebruikt, namelijk:

1. ongelegeerd staal, gepatenteerd en koud vervormd;
2. ongelegeerd en gelegeerd staal in veredelde toestand.

De vermoeiingssterkte wordt door de volgende factoren beïnvloed:

- metallurgische invloeden (chemische samenstelling, zuiverheidsgraad);
- warmtebehandeling, koudvervorming;
- mechanische sterkte;
- oppervlaktetoestand;
- vormgeving (kerfwerking door plotselinge dikte-overgangen, groeven en boringen).

De grootste vermoeiingssterkte wordt verkregen bij een zo zuiver mogelijk staal, dus met zo min mogelijk niet-metallische insluitsels. De structuur moet daarbij over de gehele materiaaldoorsnede gelijk zijn; bij de veredeling moet dus worden gezorgd voor een volledige doorharding. Het veeroppervlak moet zo glad mogelijk zijn (zie hoofdstuk 7, deel 1). Het ongunstige effect van oppervlaktefouten neemt toe met de sterkte. Dit geldt ook voor de aanwezigheid van randontkoling, waardoor de vermoeiingssterkte aanzienlijk lager wordt. Verenstaalsoorten moeten daarom altijd op randontkoling worden gekeurd.

Door een versterking van het oppervlak en het aanbrengen van drukspanningen daarin, wordt de vermoeiingssterkte verbeterd. Dit kan bijvoorbeeld gebeuren door kogelstralen of door nitreren.

Voor het verkrijgen van een hoge elasticiteitsgrens worden veredelde verenstaalsoorten gewoonlijk op een relatief lage temperatuur ontlaten (300 – 500 °C). Ook is het koolstofgehalte (0,5–0,7%) hoger dan bij de hiervoor besproken veredelingsstaalsoorten.

In tabel 9.5 zijn de samenstellingen en sterkte-eigenschappen van een aantal veredelde verenstaalsoorten aangegeven.

Tabel 9.5. Veredelbare verenstaalsoorten (zie ook Euronorm 89).

| staalsoort | samenstelling (%) |      |      |      |      | $R_{p0,2}$ min.<br>(N/mm <sup>2</sup> ) | $R_m$<br>(N/mm <sup>2</sup> ) | A<br>(%) |
|------------|-------------------|------|------|------|------|-----------------------------------------|-------------------------------|----------|
|            | C                 | Mn   | Si   | Cr   | V    |                                         |                               |          |
| C 53       | 0,53              | 0,55 | 0,35 |      |      | 1050                                    | 1200-1450                     | 7        |
| C 60       | 0,60              | 0,65 | 0,35 |      |      | 1200                                    | 1300-1550                     | 7        |
| C 67       | 0,67              | 0,70 | 0,35 |      |      | 1300                                    | 1400-1650                     | 6        |
| C 75       | 0,75              | 0,70 | 0,35 |      |      | 1500                                    | 1600-1800                     | 6        |
| 71 Si 7    | 0,71              | 0,70 | 1,65 |      |      | 1800                                    | 1900-2400                     | 4        |
| 66 Si 7    | 0,66              | 0,85 | 1,65 |      |      | 1700                                    | 1800-2300                     | 5        |
| 67 Si Cr 5 | 0,67              | 0,50 | 1,30 | 0,50 |      | 1800                                    | 1900-2400                     | 5        |
| 50 CrV 4   | 0,50              | 0,95 | 0,25 | 1,05 | 0,10 | 1600                                    | 1700-2300                     | 4        |
| 58 CrV 4   | 0,58              | 0,95 | 0,25 | 1,05 | 0,10 | 1800                                    | 1900-2400                     | 4        |

De koolstofstaalsoorten met hun geringe doorhardingsvermogen zijn alleen geschikt voor veren van kleine afmetingen (tot ca. 5 mm dikte).

De gelegerde staalsoorten worden gebruikt voor veren van grotere afmetingen, bijvoorbeeld bladveren, schroefveren, schotelveren in de wagonbouw en in de auto-industrie.

Dunne veren kunnen ook worden gemaakt uit koud gedeformeerd koolstofstaal. Dit wordt na het warmwalsen gepatenteerd (zie paragraaf 5.4), waarbij een fijne troostietstructuur ontstaat en vervolgens door koudwalsen of koudtrekken gedeformeerd. Het patenteerproces is tot maximaal ongeveer 15 mm diameter uitvoerbaar, bij grotere dikten is de afkoelsnelheid in het loodbad onvoldoende om de gewenste fijne perlietstructuur te bereiken. Het aantal toepassingen van deze verenstaalsoorten is buitengewoon groot. Overal waar veren van kleine afmetingen nodig zijn kunnen zij worden gebruikt. Ook het wapeningsdraad voor voorgespannen beton en het draad voor staaldraadkabels vallen in deze categorie.

## Opgaven

- 9.1. Welke staalsoort kiest U voor een as van 60 mm diameter, waarvan de lagerloopvlakken moeten worden gecarboneerd?
- 9.2. Waarom zijn MnCr- en CrNi- carboneerstaalsoorten minder geschikt voor directe harding?
- 9.3. Waardoor wordt de zeer hoge oppervlaktehardheid van aluminiumhoudende staalsoorten na het nitreren verklaard?
- 9.4. Waarom hebben nitreerstaalsoorten een hoger koolstofgehalte, dan carboneerstaalsoorten?
- 9.5. Beschrijf de Jominy-proef voor veredelingsstaalsoorten. Wat wordt hierbij gemeten? Wat is het doel van deze proef?
- 9.6. Schets de Jominy-kromme van een waterhardend en van een luchthardend staal.
- 9.7. Waartoe dienen de legeringselementen in een veredelingsstaal? Noem enkele

veel toegepaste legeringselementen.

- 9.8. Waarom bevat een veredelingsstaal vrijwel altijd meerdere legeringselementen?
- 9.9. Wat verstaat men onder de ontlaatkromme van een veredelingsstaal? Geef hiervan een voorbeeld (schets).
- 9.10. Welke staalsoort kiest U voor een as van 60 mm diameter wanneer een rekgrens van  $1000\text{N/mm}^2$  wordt gevraagd?
- 9.11. Welke twee groepen van verenstaalsoorten onderscheidt men? Wat zijn de verschillen in fabricagemethode en warmtebehandeling?
- 9.12. Welke staalsoort kiest U voor de zadilveren van een fiets (draaddiameter 0,5 mm)? Welke voor de bladveren voor de asophanging van een zware vrachtauto (dikte 20 mm)?



# 10

## Gereedschapsstaal

### 10.1. Inleiding

Onder gereedschapsstaal verstaat men in de eerste plaats staal voor de vervaardiging van gereedschappen. Tot deze groep worden echter ook staalsoorten gerekend, bestemd voor andere doeleinden, waaraan overeenkomstige eisen betreffende samenstelling en kwaliteit worden gesteld als aan het gereedschapsstaal. Het voornaamste voorbeeld hiervan is kogellagerstaal.

Aan gereedschapsstaal worden zeer uiteenlopende eisen gesteld. Deze betreffen:

- de *hardheid* : stempels, vijlen, kogellagers;
- het *snijvermogen*, zowel bij lage als bij hoge temperaturen: beitels, boren, frezen, schaarmessen;
- de *schokvastheid* : pneumatische hamers en beitels;
- de *warmsterkte* : voor smeedmatrijzen;
- de *vermoeiingssterkte*, zowel bij mechanische als bij thermische belasting: schaarmessen, matrijzen voor warme en koude vervorming.

Deze uiteenlopende eisen hebben aanleiding gegeven tot de ontwikkeling van een zeer groot aantal verschillende gereedschapsstaalsoorten.

Naar de toepassing kunnen gereedschappen in drie klassen worden verdeeld:

- voor verspaning;
- voor knippen;
- voor vervorming.

Verspanend gereedschap moet een grote weerstand hebben tegen slijtage, een hoge warmsterkte en weerstand tegen ontlaten, een hoge taaiheid om uitbrokkelen van de snijkant te voorkomen.

Knippend gereedschap, zoals scharen, ponsen, snijmatrijzen, moet slijtvast zijn en taai, bestand tegen hoge drukken en tegen vermoeiingsbelasting. Snijmatrijzen hebben vaak een zeer ingewikkelde vorm. Het materiaal hiervoor moet dus goed bewerkbaar zijn. Bij het harden mag geen vorm- en maatverandering optreden.

Vervormend gereedschap brengt de werkstukken door een plastische deformatie in de gewenste vorm. Dit kan zowel warm als koud gebeuren, door slaan (smeden) of door langzaam drukken (persen). Belangrijk zijn de weerstand tegen slijtage en (bij warmvormgeving) de weerstand tegen snelle temperatuurveranderingen.

Bij de indeling van de gereedschapsstaalsoorten worden verschillende maatstaven

gebruikt. Men deelt in naar chemische samenstelling, naar warmtebehandeling, naar gebruikstemperatuur en naar de toepassing. Een veel gebruikte indeling is die van het American Iron and Steel Institute (A.I.S.I.). Hierbij worden de staalsoorten ingedeeld in zes hoofdgroepen, die soms weer in subgroepen worden gesplitst. De groepen worden aangegeven met een lettersymbool (zie tabel 10.1).

Tabel 10.1. A.I.S.I. indeling van gereedschapsstaal.

|    |                                                        |         |
|----|--------------------------------------------------------|---------|
| 1. | Waterhardend staal                                     | W       |
| 2. | Schokvast staal                                        | S       |
| 3. | Koudwerkend staal                                      |         |
|    | Oliehardend staal                                      | O       |
|    | Luchthardend staal, middelmatig gelegeerd              | A       |
|    | Staal met een hoog chroom- en een hoog koolstofgehalte | D       |
| 4. | Warmwerkend staal                                      | H       |
|    | Met chroom gelegeerd                                   | H1-H19  |
|    | Met wolfram gelegeerd                                  | H20-H39 |
|    | Met molybdeen gelegeerd                                | H40-H59 |
| 5. | Snelstaal                                              |         |
|    | Met wolfram gelegeerd                                  | T       |
|    | Met molybdeen gelegeerd                                | M       |
| 6. | Staal voor speciale doeleinden                         |         |
|    | Laaggelegeerd                                          | L       |
|    | Met wolfram en hoog koolstofgehalte                    | F       |
|    | Kunststofmatrijzen                                     | P       |

Bij alle gereedschapsstaalsoorten moet bij de vervaardiging de grootste aandacht worden besteed aan de homogeniteit en de zuiverheid, aan het ontbreken van poreusheid, van segregaties en van niet-metallische insluitels.

Bij de keuze van een gereedschapsstaal moeten de volgende factoren in acht worden genomen: hardheid, slijvastheid, taaiheid, maatvastheid bij de harding, doorhardingsdiepte, ontlaatvastheid, bewerkbaarheid en prijs.

In tabel 10.2 worden voor de bovengenoemde staalcategorieën deze eigenschappen vergeleken. Prijsgegevens zijn in deze tabel niet vermeld; de sterkst gelegeerde staalsoorten zijn in het algemeen echter het duurst. In de volgende paragrafen zullen de verschillende gereedschapsstaalsoorten nader worden besproken.

## 10.2. Waterhardend gereedschapsstaal

Waterhardende gereedschapsstaalsoorten zijn meestal van het ongelegeerde koolstofstaaltipe dat reeds werd besproken in deel I, hoofdstuk 12. Zij kunnen echter kleine hoeveelheden legeringselementen bevatten, bijv. vanadium (ca.0,1%) of chroom (0.2

Tabel 10.2. Vergelijking van de eigenschappen van gereedschapsstaal.

| Type   | afschrik-medium      | slijtvastheid  | taaiheid       | maatvastheid       | doorharding     | ontlaatsvastheid |
|--------|----------------------|----------------|----------------|--------------------|-----------------|------------------|
| W      | water of pekkel      | matig tot goed | goed           | gering             | gering          | gering           |
| S      | olie of water        | matig          | zeer goed      | matig tot slecht   | matig           | matig            |
| O      | olie                 | goed           | matig          | zeer goed          | matig           | gering           |
| A      | lucht                | goed           | matig          | uitstekend         | matig           | matig            |
| D      | olie of lucht        | uitstekend     | gering         | goed tot zeer goed | goed            | goed             |
| H 1-19 | olie of lucht        | matig          | goed           | matig tot goed     | goed            | goed             |
| H20-39 | olie of lucht        | matig tot goed | goed           | matig tot goed     | goed            | zeer goed        |
| H40-59 | olie of lucht        | goed           | matig          | matig tot goed     | goed            | zeer goed        |
| T      | olie of lucht        | zeer goed      | gering         | goed               | goed            | zeer goed        |
| M      | olie of lucht        | zeer goed      | gering         | goed               | goed            | zeer goed        |
| L      | olie of water        | matig tot goed | matig tot goed | matig tot gering   | matig           | gering           |
| F      | water                | zeer goed      | gering         | gering             | gering          | gering           |
| P      | water, olie of lucht | goed*          | goed           | goed               | gering tot goed | gering           |

\* na carboneren

tot 0.5%) . Daar koolstofstaal goedkoper en beter bewerkbaar is dan gelegeerd staal moet voor ieder te maken gereedschap eerst worden nagegaan of met koolstofstaal aan de aan het gereedschap gestelde eisen kan worden voldaan. De indeling van het koolstofstaal volgens het koolstofgehalte en de daaruit voortvloeiende hardheid en taaiheid in staal voor slag- en stootgereedschap (0,6–0,9% C), snijdend gereedschap (0,9–1,2% C) en meetgereedschap (1,2–1,5% C) werd besproken in deel 1, hoofdstuk 12. Toepassingsvoorbeelden van deze staalsoorten werden eveneens gegeven. Met toenemend koolstofgehalte wordt de hardheid van het staal in geharde en ontlaten toestand nauwelijks groter. Het voordeel van een hoger koolstofgehalte ligt in de hogere weerstand tegen slijtage door de aanwezigheid van de zeer harde cementiet. De taaiheid gaat hierbij echter wel achteruit.

Vanadium wordt toegevoegd aan koolstofstaal in verband met het korrelverfijnend effect van de gevormde vanadiumcarbiden. Het staal wordt hierdoor minder gevoelig voor oververhitting bij het harden. Doordat de vanadiumcarbiden omzettingsskiemen zijn voor de perlietvorming neemt de kritische afkoelsnelheid door V-toevoeging toe, dat wil zeggen dat de doorhardingsdiepte kleiner wordt. Als een grotere doorhardingsdiepte gewenst wordt dan met koolstofstaal bereikbaar is, kan met wat chroom worden gelegeerd (0,2–0,5%). Hierdoor wordt tevens de kans op het ontstaan van zachte plekken in het oppervlak bij een onzorgvuldige harding minder.

### 10.3. Schokvast gereedschapsstaal

Staalsoorten van deze groep worden gebruikt voor pneumatische hamers en beitels, voor schaarmessen en voor ponsgereedschap. In tabel 10.3 zijn enkele samenstellingsvoorbeelden gegeven. De wolframstaal soorten  $S_1$  en  $S_3$  combineren een goede taaheid als gevolg van het lage koolstofgehalte met een hoge weerstand tegen slijtage door de vorming van wolframcarbiden. Type  $S_1$  kan in olie worden gehard, het lager gelegeerde  $S_3$  is waterhardend. De bereikbare hardheid na ontlaten tussen 150 en 300 °C is 58–60 RC. De Si-houdende staal soorten zijn goedkoper dan het W-houdende staal, de weerstand tegen slijtage is minder, de taaheid groter. Oorspronkelijk zijn dit verenstaal soorten, zij bleken echter ook geschikt voor slagvast gereedschap in verband met de hoge vermoeiingssterkte. Een nadeel is de gevoeligheid voor randontkoling. De hardingsdiepte van het Si-Mn-staal is gering; het wordt in water gehard. Door toevoeging van Cr of Mo wordt de doorharding verbeterd.

Tabel 10.3. Schokvaste staal soorten.

| staal soort | AISI type | samenstelling (%) |     |     |      |        |     |
|-------------|-----------|-------------------|-----|-----|------|--------|-----|
|             |           | C                 | Mn  | Si  | Cr   | W      | Mo  |
| W-Cr-staal  | $S_1$     | 0,50              | 0,3 | 0,9 | 1,5  | 2,5    | –   |
| Si-Mo-staal | $S_2$     | 0,50              | 0,5 | 1,0 | –    | –      | 0,5 |
| W-Cr-staal  | $S_3$     | 0,50              | 0,3 | –   | 0,75 | 1,0    | –   |
| Si-Mn-staal | $S_4$     | 0,55              | 0,8 | 2,0 | –    | –      | –   |
| Si-Cr-staal |           | 0,45              | 0,3 | 1,5 | 1,4  | V: 0,1 | –   |

### 10.4. Staal soorten voor koudwerkend gereedschap; maatvast staal

Messen en matrijzen, die moeten worden bewerkt tot zeer nauwe maattoleranties, mogen tijdens de warmtebehandeling niet van maat en vorm veranderen. Zij worden daarom gemaakt van het zogenaamde maatvaste gereedschapsstaal. Deze term is misleidend omdat volkomen maatvastheid niet bestaat. De maatverandering tijdens het harden is echter kleiner en beter voorspelbaar dan bij koolstofstaal. Deze staal soorten zijn olie- of luchthardend; ook een getrapte harding kan met succes worden toegepast om inwendige spanningen en daardoor veroorzaakte vervormingen te beperken. De koudwerkende staal soorten worden ingedeeld in drie klassen, aangeduid met de letters O (oliehardend), A (luchthardend) en D (hoog C en Cr). Voorbeelden van deze drie klassen worden gegeven in tabel 10.4.

De oliehardende staal soorten zijn gelegeerd met mangaan en wolfram. Voor korrelverfijning wordt enig vanadium toegevoegd. Zij bevatten na de harding veel rest-austeniet, waardoor de volumetoename tengevolge van de martensietvorming gedeeltelijk wordt gecompenseerd. Staal O<sub>7</sub> heeft een grotere weerstand tegen slijtage dan O<sub>1</sub> en O<sub>2</sub> door het hogere koolstofgehalte. De oliehardende staal soorten worden voor zeer

verschillende doeleinden gebruikt zoals schaarmessen, ponsnippels, snijmatrijzen, ruimers, tappen, kunststofvormen en meetgereedschap.

*Tabel 10.4. Maatvaste staalsoorten voor koudwerkend gereedschap.*

| staalsoort         | AISI type      | samenstelling (%) |         |      |      |      |     |         |
|--------------------|----------------|-------------------|---------|------|------|------|-----|---------|
|                    |                | C                 | Mn      | Si   | Cr   | W    | Mo  | V       |
| oliehardend staal  | O <sub>1</sub> | 0,9               | 1,0     | 0,25 | 0,5  | 0,6  | –   | 0,1–0,2 |
|                    | O <sub>2</sub> | 0,9               | 1,6–2,0 | 0,25 | –    | –    | –   | 0,1–0,2 |
|                    | O <sub>7</sub> | 1,20              | 0,9     | 0,25 | 0,75 | 1,75 | –   | –       |
| luchthardend staal | A <sub>2</sub> | 1,0               | 0,6     | 0,25 | 5,0  | –    | 1,0 | 0,15    |
|                    | A <sub>4</sub> | 1,0               | 2,0     | 0,25 | 1,0  | –    | 1,0 | –       |
|                    | A <sub>6</sub> | 0,7               | 2,0     | 0,25 | 1,0  | –    | 1,0 | –       |
| 12% Cr staal       | D <sub>1</sub> | 1,0               | 0,25    | 0,25 | 12,0 | –    | 1,0 | –       |
|                    | D <sub>2</sub> | 1,50              | 0,25    | 0,25 | 12,0 | –    | 1,0 | –       |
|                    | D <sub>3</sub> | 2,20              | 0,25    | 0,25 | 12,0 | –    | –   | –       |
|                    | D <sub>4</sub> | 2,20              | 0,25    | 0,25 | 12,0 | –    | 1,0 | –       |
|                    | D <sub>5</sub> | 2,20              | 0,25    | 1,0  | 12,0 | 1,0  | –   | 0,5     |
|                    | D <sub>6</sub> | 2,20              | 0,25    | 1,0  | 12,0 | 1,0  | –   | 0,5     |

De staalsoorten van groep A zijn luchthardend. Zij bevatten na de harding meer restausteniet en hebben daardoor een nog betere maat- en vormvastheid dan de staalsoorten van groep O.

Als een grote weerstand tegen slijtage wordt verlangd kunnen de 12% Cr-staalsoorten worden gebruikt. Deze staalsoorten zijn ledeburitisch. Vooral de soorten met meer dan 2% koolstof vormen bij de stolling een uitgebreid netwerk van eutectische carbiden. Deze carbiden gaan bij de harding niet in oplossing maar blijven als zodanig aanwezig in een grondmassa van martensiet en restausteniet. Door de grote hardheid van de carbiden hebben de 12% Cr-staalsoorten een zeer grote weerstand tegen slijtage; het eutectische netwerk van de carbiden is echter uiterst bros. Dit netwerk moet daarom worden verbroken door een sterke plastische vervorming van het materiaal door warmsmeden, waardoor de primaire carbiden regelmatig over de dan austenitische grondmassa worden verdeeld.

De staalsoorten van groep D zijn olie- of luchthardend, afhankelijk van de werkstukafmetingen en van de hoeveelheid Mo of W in de samenstelling. Na de harding kunnen ze tot 30% restausteniet bevatten, waardoor de maatverandering bij de harding praktisch nihil is. De hardingstemperatuur wordt hoog gekozen (ca. 1000 °C) om zoveel mogelijk carbiden in de austeniet op te lossen. De vervolgens gevormde martensiet heeft dan een grote hardheid. De ontlaattemperatuur ligt meestal op 200 – 300 °C. Door de grote hoeveelheid restausteniet is de hardheid van het staal niet zeer hoog (60 – 62 RC). Ontlaten op 450 – 500 °C doet de restausteniet verdwijnen en geeft tevens precipitatieharding door de vorming van chroomcarbiden. Weliswaar kan de hardheid hierdoor wat toenemen, maar het voordeel van de geringe maatverandering vervalst. Vandaar dat meestal toch aan een lage ontlaattemperatuur de voorkeur wordt gegeven.



De weerstand tegen slijtage van de 12% Cr-staalsoorten neemt toe met toenemend koolstofgehalte, de taaheid neemt echter af. Tegen stotende belasting is het staal met 2% C slecht bestand. In zachtgegloeide toestand is de hardheid door de vele carbiden nog zo hoog, dat de verspanende bewerking moeilijk is. Het 12% Cr-staal wordt voor vele gereedschapsoorten gebruikt. Voorbeelden hiervan zijn: snijmatrijzen, persmatrijzen voor geldstukken, trekstenen, schaarmessen, ponsgereedschap, draadsnijgereedschap, centers voor draaibanken, rollen voor koudvervorming.

## 10.5. Staalsoorten voor warmwerkend gereedschap

Voorbeelden van warmwerkend gereedschap zijn matrijzen voor het warmsmeden en voor het spuitgieten. Staalsoorten hiervoor moeten bij de gebruikstemperatuur voldoende hard en slijtvast zijn. Ook bij lange gebruiksduur mag de hardheid niet terug lopen. Dit stelt dus hoge eisen aan de ontlaatvastheid van het staal. Hiernaast moet het staal bestand zijn tegen snelle temperatuurwisselingen, waardoor thermische vermoeiing kan optreden. Deze thermische vermoeiing komt tot uiting in het ontstaan van een netwerk van fijne oppervlaktescourtjes, waardoor het gereedschap niet verder bruikbaar is. De weerstand tegen thermische vermoeiing vereist een hoge taaheid van het staal. De ten dele tegenstrijdige eisen van een hoge hardheid, een hoge ontlaatvastheid en een hoge taaheid hebben geleid tot staalsoorten met een betrekkelijk laag koolstofgehalte (0,3 – 0,5%), die een sterke secundaire harding vertonen bij het ontlaten.

De staalsoorten voor warmwerkend gereedschap; dikwijls warmmatrijzenstaal genoemd, kunnen in drie klassen worden verdeeld:

- met chroom gelegeerde staalsoorten;
- met wolfram en chroom gelegeerde staalsoorten;
- met molybdeen en chroom gelegeerde staalsoorten.

In tabel 10.5 zijn van deze klassen enkele voorbeelden gegeven.

Tabel 10.5. Samenstellingen van warmwerkend gereedschapsstaal.

| staalsoort      | AISI type | samenstelling (%) |      |      |     |      |     |     |
|-----------------|-----------|-------------------|------|------|-----|------|-----|-----|
|                 |           | C                 | Mn   | Si   | Cr  | W    | Mo  | V   |
| Cr-gelegeerd    | H 11      | 0,35              | 0,25 | 1,0  | 5,0 | –    | 1,5 | 0,4 |
| luchthardend    | H 12      | 0,35              | 0,35 | 1,0  | 5,0 | 1,51 | 1,5 | 0,4 |
|                 | H 13      | 0,35              | 0,25 | 1,0  | 5,0 | –    | 1,5 | 1,0 |
| W-Cr-staal      | –         | 0,32              | 0,25 | 0,25 | 2,5 | 4,0  | –   | 0,6 |
| oliehardend     | H 21      | 0,35              | 0,25 | 0,25 | 3,5 | 9,0  | –   | 0,4 |
|                 | H 26      | 0,50              | 0,25 | 0,25 | 4,0 | 18,0 | –   | 1,0 |
| Mo-Cr-gelegeerd | H 10      | 0,33              | 0,25 | 0,25 | 3,0 | –    | 3,0 | 0,5 |
| oliehardend     | H 41      | 0,65              | 0,25 | 0,25 | 4,0 | 1,5  | 8,0 | 1,0 |

De 5% chroomstaalsoorten munten uit door een grote taaheid en thermische schokbestendigheid. Zij worden veel gebruikt voor spuitgietmatrijzen voor de lichte metalen

(Al en Mg). Ook voor matrijzen voor warmsmeedwerk en voor extrusie van niet-ijzermetalen worden ze veel toegepast. De warmsterkte wordt bevorderd door een hoog vanadiumgehalte. De weerstand tegen thermische vermoeiing gaat daardoor echter omlaag. De weerstand tegen slijtage bij hoge temperatuur is lager dan die van de met W en Mo gelegeerde staalsoorten. Deze zijn echter belangrijk duurder.

De met W en Cr en de met Mo en Cr gelegeerde staalsoorten ontlopen elkaar niet veel in eigenschappen. Over het algemeen is de warmhardheid en slijtageweerstand van de W-staalsoorten wat hoger dan van de Mo-staalsoorten. De laatste zijn echter taaier en schokvaster. De Mo-staalsoorten zijn ook wat goedkoper. De staalsoorten H 26 en H 41 zijn snelstaalsoorten met een ten behoeve van de taaigheid verlaagd koolstofgehalte. Deze hebben een zeer goede warmhardheid maar ze zijn niet goed bestand tegen snelle temperatuurwisselingen. De W- en Mo- staalsoorten worden gebruikt voor smeed- en extrusiematrijzen voor koperlegeringen en staal; verder voor spuitgietmatrijzen voor koperlegeringen.

De hardingstemperatuur van de warmmatrijzenstaalsoorten ligt hoog (boven 1000 °C) om de gelegeerde carbiden in de austeniet te kunnen oplossen. De afkoeling voor de harding vindt plaats in olie, lucht of warmbad (getrapte harding). Bij het ontlaten treedt een sterke secundaire harding op tussen 500 en 550 °C, door precipitatie van W-, Mo- en V-carbiden. Daar de taaigheid van het staal bij een maximale secundaire harding zeer gering is, wordt meestal hoger ontlaten (550 – 650 °C), waardoor weliswaar de hardheid lager is, maar de taaigheid beter.

## 10.6. Snelstaalsoorten

Bij de verspanende bewerking door draaien, frezen of schaven streeft men naar steeds grotere snijnsnelheden. Aan de punt van de beitel ontstaat hierdoor een sterke warmte-ontwikkeling waardoor beitels van koolstofstaal spoedig hun hardheid verliezen. Snelstaal behoudt zijn hardheid tot 600 à 650 °C en is daardoor geschikt voor verspaning met zeer grote snelheid. De snelstaalsoorten bevatten grote hoeveelheden van de legeringselementen wolfram of molybdeen tezamen met chroom, vanadium en kobalt. Men deelt de snelstaalsoorten in twee groepen in: wolfraamsnelstaalsoorten (type T) en molybdeensnelstaalsoorten (type M). Voorbeelden hiervan zijn gegeven in tabel 10.6. De wolfraamsnelstaalsoorten zijn de oudste. Later bleek dat het mogelijk is het wolfram gedeeltelijk te vervangen door het goedkopere molybdeen. Doordat wolfram een twee maal zo groot atoomgewicht heeft als molybdeen kunnen twee gewichtsprocenten W door één gewichtsprocent Mo worden vervangen. De hardheid en taaigheid van de snelstaalsoorten wordt bepaald door het koolstofgehalte. Staalsoorten met een laag koolstofgehalte zijn taaier en minder hard (en slijtvast) dan die met hoog koolstofgehalte. De beste combinatie van taaigheid, slijtvastheid en snijvermogen vindt men in W-staal bij 18% wolfram. Bij meer W neemt de taaigheid af.

Chroom is het belangrijkste element voor de doorharding. De optimale hoeveelheid is

hier 4%. Vanadium bevordert de secundaire harding en de weerstand tegen ontlaten en daarmee de warmhardheid. Hoe meer vanadium hoe beter de snijcapaciteit van het staal. Bij hoge vanadiumgehalten is de taaheid echter laag. Het staal is hierdoor niet geschikt voor een stotende belasting, zoals optreedt bij het draaien met onderbroken snede. Toevoeging van cobalt aan snelstaal verbetert de warmhardheid. De gebruikstemperatuur wordt hierdoor 50 – 100 °C verhoogd. De oorzaak hiervan is niet geheel duidelijk. Cobalt is zelf geen carbidevormer, maar stabiliseert waarschijnlijk bij de secundaire harding geprecipiteerde carbiden.

De snelstaalsoorten worden gehard vanaf temperaturen dicht onder het smeltpunt om zoveel mogelijk koolstof en legeringselementen in oplossing te brengen in de austeniet. Volledig lukt dit nooit omdat de snelstaalsoorten ledeburitisch zijn. De hardingstemperaturen liggen meestal tussen 1200 °C en 1320 °C, bij de staalsoorten van het wolframtype wat hoger dan bij het molybdeentype. De doorwarmtijd bedraagt slechts enkele minuten om oxydatie en ontkoling te beperken. De afkoeling gebeurt in olie, lucht of zoutbad. De ontlaattemperatuur is ongeveer 550 °C, waarbij secundaire harding optreedt in de martensiet. De snelstaalsoorten bevatten na de harding veel restausteniet (20-30%), waardoor direkt na de harding de hardheid betrekkelijk laag is. De restausteniet wordt omgezet in martensiet door ontlaten op de aangegeven temperatuur en weer afkoelen tot kamertemperatuur. Bij de ontlaattemperatuur scheiden zich carbiden af uit de austeniet waardoor de  $M_s$ -temperatuur stijgt. Bij de afkoeling transformeert de austeniet tot martensiet. De isotherme omzetting verloopt bij 550 °C zo langzaam dat ook na enkele uren ontlaten op die temperatuur nog geen perliet wordt gevormd uit de restausteniet. De na de eerste ontlaatbehandeling gevormde secundaire martensiet is nog hard en bros, waardoor een tweede ontlaatbehandeling (en soms nog een derde) noodzakelijk is. De ontlaatbehandeling heeft dus een dubbelhardend effect: een precipitatieharding door carbideafscheiding in de martensiet en een omzetting van de restausteniet in martensiet bij de afkoeling na het ontlaten.

Tabel 10.6. Snelstaalsoorten.

| AISI<br>type    | samenstelling (%) |      |      |     |      |     |     |      | Opmerkingen             |
|-----------------|-------------------|------|------|-----|------|-----|-----|------|-------------------------|
|                 | C                 | Mn   | Si   | Cr  | W    | Mo  | V   | Co   |                         |
| T <sub>1</sub>  | 0,70              | 0,25 | 0,25 | 4,0 | 18,0 | –   | 1,0 | –    | staal voor alg. gebruik |
| T <sub>2</sub>  | 0,80              | 0,25 | 0,25 | 4,0 | 18,0 | –   | 2,0 | –    | verbeterde              |
| T <sub>3</sub>  | 1,05              | 0,25 | 0,25 | 4,0 | 18,0 | –   | 3,0 | –    | snij eigenschappen      |
| T <sub>4</sub>  | 0,75              | 0,25 | 0,25 | 4,0 | 18,0 | –   | 1,0 | 5,0  | snijden van harde,      |
| T <sub>6</sub>  | 0,80              | 0,25 | 0,25 | 4,5 | 20,0 | –   | 1,5 | 12,0 | taaie, materialen       |
| T <sub>15</sub> | 1,50              | 0,25 | 0,25 | 4,0 | 12,0 | –   | 5,0 | 5,0  | zeer hoge snijsnelheid  |
| M <sub>1</sub>  | 0,80              | 0,25 | 0,25 | 4,0 | 1,5  | 8,0 | 1,0 | –    | staal voor algemeen     |
| M <sub>2</sub>  | 0,80              | 0,25 | 0,25 | 4,0 | 6,0  | 5,0 | 2,0 | –    | gebruik                 |
| M <sub>15</sub> | 1,5               | 0,25 | 0,25 | 4,0 | 6,5  | 3,5 | 5,0 | 5,0  | zeer hoge snijsnelheid  |
| M <sub>35</sub> | 0,80              | 0,25 | 0,25 | 4,0 | 6,0  | 5,0 | 2,0 | 5,0  | harde taaie materialen  |

De eigenschappen van snelstaal na harden en ontlaten zijn in sterke mate afhankelijk van de hoogte van de austeniteertemperatuur. Deze bepaalt de hoeveelheid koolstof in de austeniet en daarmee de hardheid en taaiheid van de martensiet. Door variatie van de hardingstemperatuur kunnen dus de eigenschappen van het gereedschap worden gewijzigd. Bij een hoge hardingstemperatuur is de snijcapaciteit maximaal maar het gereedschap is betrekkelijk bros en minder geschikt voor een onderbroken verspaning zoals bij het frezen optreedt.

De molybdeensnelstaalsoorten zijn goedkoper dan wolfraamsnelstaal. Zij zijn wat moeilijker goed te harden doordat ze gevoeliger zijn voor ontkoling, oxydatie en korrelgroei. Bij een goede harding zijn de eigenschappen echter even goed als bij wolframstaal. Door de lagere prijs neemt het marktaandeel van de Mo-soorten toe ten koste van het W-staal.

De snelstaalsoorten ondervinden een sterke concurrentie van hardmetaal (met cobalt als bindmiddel gesinterde wolfram- en titaancarbiden). Dit heeft tot ca. 1000 °C een goede sterkte en weerstand tegen slijtage. De toelaatbare snijsnelheden zijn daardoor veel hoger dan bij snelstaal. Een bezwaar van hardmetaal is de brosheid, waardoor snelstaal dat veel taaier is, zich heeft kunnen handhaven voor verspaning met onderbroken snede en bij hoge beitelbelasting.

De brosheid van de carbidenetwerken in de ledeburitische staalsoorten (typen D, T en M) heeft geleid tot de produktie van deze staalsoorten door middel van poedermetallurgie. Hierbij wordt het vloeibare staal in een gasstroom verstoven tot zeer fijne poederdeeltjes. Door persen en sinteren worden deze weer geconsolideerd tot massief materiaal. Deze werkwijze heeft als voordelen:

- hogere percentages legeringselementen zijn mogelijk, waardoor de slijtvastheid groter is.
- de ledeburitische carbiden zijn fijner en homogeen verdeeld zonder netwerken te vormen, hetgeen leidt tot een grotere taaiheid.

Het nadeel van de hogere prijs wordt gecompenseerd door de hogere standtijd van het gereedschap.

## 10.7. Staalsoorten voor speciale doeleinden

In het AISI systeem zijn in deze groep ondergebracht:

- laaggelegeerde chroomstaalsoorten (groep L);
- wolframstaalsoorten met hoog koolstofgehalte (type F);
- staalsoorten voor kunststof matrijzen (type P).

Voorbeelden hiervan zijn gegeven in tabel 10.7.

De staalsoorten van type L worden gebruikt voor snijgereedschap zoals schaarmessen en snijmatrijzen. De toepassingen zijn dezelfde als van type O, oliehardende koudwerkende staalsoorten. De slijtageweerstand van de Cr-staalsoorten is hoger, de maatvastheid echter minder dan bij de type O-staalsoorten.



Een zeer belangrijke toepassing vinden deze chroomstaalsoorten bij de fabricage van kogellagers, waarvoor algemeen staalsoorten met 1% C en 1,5 – 3% Cr worden gebruikt. Het hogere chroomgehalte is nodig om een volledige doorharding te krijgen bij grote lagers.

De staalsoorten van type F met hoog koolstofgehalte en enkele procenten wolfram hebben een zeer hoge slijtvastheid. Dit danken zij aan de grote hoeveelheid wolframcarbiden in de structuur. Deze staalsoorten zijn wel vrij bros. Zij worden gebruikt voor zagen, ruimers, tappen en vijlen. Staalsoorten van het F-type zijn waterhardend.

De staalsoorten van het type P worden gebruikt voor matrijzen voor de vormgeving van kunststoffen. De vormholte in de soorten P<sub>1</sub> en P<sub>6</sub> wordt gemaakt door hobben. Dit wil zeggen dat de holte erin wordt gedrukt met behulp van een moedermatrijs, die het negatief is van de te maken holte. Om het hobben te kunnen uitvoeren moet het staal zacht zijn en dus een laag koolstofgehalte hebben. Na het hobben wordt de matrijs gecarboneerd en gehard. De meer koolstof bevattende staalsoort P<sub>20</sub> is voor het hobben te hard. Hierin wordt de vormholte gemaakt door verspanende bewerkingen, waarna het staal wordt gehard of veredeld.

Aan het eind van tabel 10.7 zijn nog enige staalsoorten vermeld voor speciale toepassingen, die niet zijn opgenomen in de AISI-code. De eerste twee zijn Cr-Ni-Mo-staalsoorten met een zeer diepe doorharding. In feite zijn dit veredelingsstaalsoorten, die worden gebruikt voor schokvaste koudwerkende gereedschappen van grote afmetingen.

Tabel 10.7. Staalsoorten voor speciale doeleinden.

| AISI<br>type    | samenstelling % |      |      |      |     |      |      |      | opmerkingen                |
|-----------------|-----------------|------|------|------|-----|------|------|------|----------------------------|
|                 | C               | Mn   | Si   | Cr   | Ni  | Mo   | W    | V    |                            |
| L <sub>1</sub>  | 1,0             | 0,25 | 0,25 | 1,25 | —   | —    | —    | —    | oliehardend kogellager en  |
| L <sub>4</sub>  | 1,0             | 0,6  | 0,25 | 1,50 | —   | —    | —    | 0,25 | snijstempelstaal           |
| L <sub>5</sub>  | 1,0             | 1,0  | 0,25 | 1,0  | —   | 0,25 | —    | —    | grote doorharding          |
| L <sub>6</sub>  | 0,7             | 0,25 | 0,25 | 0,75 | 1,5 | 0,25 | —    | —    | grote schokvastheid        |
| F <sub>1</sub>  | 1,0             | 0,25 | 0,25 | —    | —   | —    | 1,25 | —    | hoge hardheid              |
| F <sub>3</sub>  | 1,25            | 0,25 | 0,25 | 0,75 | —   | —    | 3,5  | —    | voor het snijden van       |
|                 | 1,45            | 0,25 | 0,25 | —    | —   | —    | 3,3  | 0,25 | harde materialen           |
| P <sub>1</sub>  | 0,10            | 0,20 | 0,10 | —    | —   | —    | —    | 0,10 | carboneerstaalsoorten voor |
| P <sub>6</sub>  | 0,10            | 0,40 | 0,20 | 1,5  | 3,5 | —    | —    | —    | gehobde vormen             |
| P <sub>20</sub> | 0,30            | 0,75 | 0,45 | 0,80 | —   | 0,30 | —    | —    | verspanend bewerkte vormen |
| —               | 0,42            | 0,25 | 0,25 | 1,3  | 4,0 | 0,25 | —    | —    | koud werkende staalsoorten |
| —               | 0,52            | 0,25 | 0,25 | 1,1  | 3,0 | 0,20 | —    | —    | met zeer grote doorharding |
| —               | 1,30            | 13   | 0,25 | —    | —   | —    | —    | —    | mangaan hardstaal          |

De laatste staalsoort uit de tabel, het zogenaamde *mangaanhardstaal*, naar de uitvinder ook wel Hadfieldstaal genoemd, is een austenitisch staal. Het mangaangehalte (13%) en het koolstofgehalte (1,3%) zijn zo hoog, dat het staal na homogeengloeien en afschrikken tot kamertemperatuur austenitisch is. Dit staal vertoont onder stotende



belasting een buitengewoon sterke versteviging, waardoor de oorspronkelijk vrij zachte austeniet snel hard en slijtvast wordt. De austenietstructuur is bovendien uiterst taai. Het staal wordt gebruikt voor constructie-onderdelen en gereedschappen, die zijn blootgesteld aan een zware stotende slijtage, bijvoorbeeld wisseltongen bij spoorrails, ertsbrekers, kolenbrekers, rotsboren, baggermateriaal en dergelijke. Bij een wrijvende of schurende slijtage is dit materiaal niet bruikbaar, omdat het bij lichte belastingen onvoldoende verstevigt en dus niet slijtvast wordt.

## Opgaven

- 10.1. Welke eisen moeten aan gereedschapsstaal worden gesteld voor snijdende bewerking?
- 10.2. Geef een overzicht van de AISI indeling van de gereedschapsstaalsoorten.
- 10.3. Waarom heeft warmwerkend gereedschapsstaal een lager koolstofgehalte dan koudwerkend?
- 10.4. Geef de oorzaken voor de verschillen in maatvastheid tussen de waterhardende (W) en de oliehardende (O) staalsoorten.
- 10.5. Waarom zijn de slijtvastheid en de maatvastheid van de 12% chroomstaalsoorten zo goed?
- 10.6. Welke verschillen tonen de met wolfram en met molybdeen gelegeerde snelstaalsoorten?
- 10.7. Beschrijf de warmtebehandeling en de bijbehorende structuurveranderingen van snelstaal.
- 10.8. Welke speciale eisen worden gesteld aan staalsoorten voor kunststofmatrijzen, die door hobben worden bewerkt?
- 10.9. Beschrijf en verklaar de eigenschappen van 13% mangaanstaal
- 10.10. Welke staalsoort zou U kiezen voor het (koud)vormgeven van vorken en lepels? Verklaar Uw antwoord.
- 10.11. Welke staalsoort kiest U voor de messen van een platenschaar (afmetingen  $2000 \times 500 \times 50$  mm)? Motiveer Uw antwoord.
- 10.12. Welke staalsoort kiest U voor spuitgietmatrijzen voor aluminiumlegeringen? Motiveer Uw antwoord.

# 11

## Corrosievast en hittevast staal

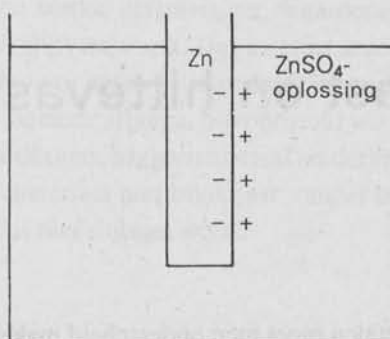
### 11.1. Inleiding

Bij de aantasting van metalen moet men onderscheid maken tussen de elektrolytische aantasting, die gewoonlijk corrosie genoemd wordt, en de directe aantasting van het metaal door gassen uit de omgeving, die optreedt bij hoge temperatuur. Ongelegeerd staal is noch tegen de ene noch tegen de andere vorm van aantasting bestand. Bij de elektrolytische corrosie vormt zich aan het oppervlak een gemengde laag van ijzeroxyden en ijzerhydroxyden, die roest wordt genoemd. In tegenstelling tot de oxydelaag die gevormd wordt op aluminium of chroom vormt de sterk poreuze roestlaag geen bescherming tegen verdere aantasting. Door legeren met chroom kan echter ook staal worden voorzien van een ondoordringbare chroomoxyde laag waardoor het staal *corrosievast* of *roestvast* wordt. Men spreekt ook nog vaak van *roestvrij* staal. Deze term is echter onjuist, daar een volledig roestvrij staal niet bestaat. In een omgeving die de chroomoxydelaag aantast, bijvoorbeeld in verdund zoutzuur of zwavelzuur, zal het staal toch corroderen.

### 11.2. Elektrochemische spanningsreeks

Wanneer een metaal staaf wordt gedompeld in een waterige oplossing van een zout van datzelfde metaal zullen er òf ionen van het metaal in oplossing gaan òf er zullen ionen uit de oplossing op het metaal neerslaan. Metaalionen (positief geladen) die in oplossing gaan zullen de oplossing een positieve spanning (potentiaal) geven ten opzichte van het metaal. Dit potentiaalverschil is door de aantrekkingskrachten als een dubbellaag op het grensvlak van metaal en oplossing geconcentreerd (zie figuur 11.1). Hierdoor gaat het oplossen van metaalionen, die een steeds toenemend potentiaalverschil tussen metaal en oplossing moeten overwinnen steeds moeilijker, tot zich tenslotte een evenwichtstoestand instelt, waarbij evenveel ionen de oplossing weer verlaten als er in komen. In een geconcentreerde oplossing zullen de ionen minder gemakkelijk oplossen dan in een verdunde. Indien de ionenconcentratie in de oplossing één gramequivalent per liter is, dit is een aantal grammen gelijk aan het moleculair gewicht gedeeld door de valentie van het ion, wordt het potentiaalverschil de *normaalpotentiaal* genoemd. Deze is voor ieder metaal karakteristiek.

Naar de hoogte van de normaalpotentiaal kunnen de metalen gerangschikt worden in de zogenaamde *elektrochemische spanningsreeks* (zie tabel 11.1). Hierin is de potentiaal



Figuur 11.1. Potentiaalsprong metaal – oplossing.

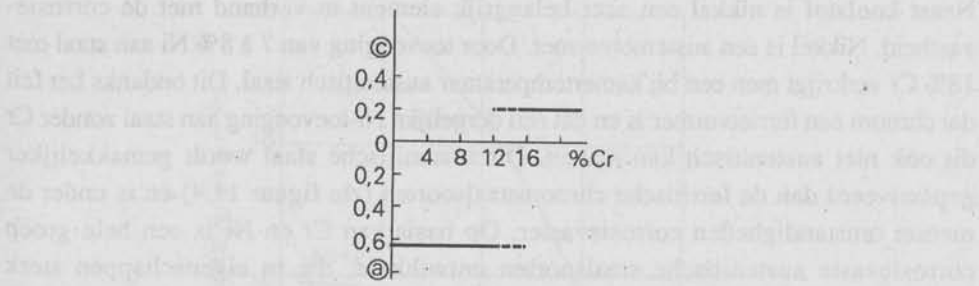
van waterstofgas ten opzichte van een waterstofionenoplossing gelijk aan nul gesteld. De metalen met een hogere potentiaal noemt men de edele, die met een lagere potentiaal de onedele metalen. Onedele metalen worden gemakkelijk aangetast door corrosieve oplossingen.

Tabel 11.1. De normaalpotentiaal (V) van enkele metalen (elektrochemische spanningsreeks).

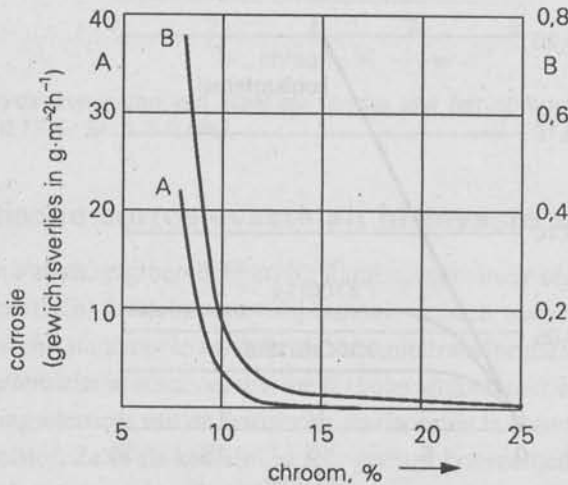
|              |       |              |        |
|--------------|-------|--------------|--------|
| kalium       | -2,92 | kobalt       | -0,277 |
| natrium      | -2,71 | nikkel       | -0,25  |
| magnesium    | -2,34 | tin          | -0,136 |
| aluminium    | -1,67 | lood         | -0,126 |
| mangaan      | -1,05 | waterstof    | 0,0    |
| zink         | -0,76 | koper(cupri) | +0,34  |
| chroom       | -0,71 | zilver       | +0,80  |
| ijzer(ferro) | -0,44 | platina      | +1,20  |
| cadmium      | -0,40 | goud         | +1,42  |

### 11.3. Corrosievastheid en hittevastheid

Ijzer is een reactief metaal; in de elektrochemische spanningsreeks staat het aanzienlijk lager dan waterstof (-0,44 V). Chroom is in feite nog onedeler (-0,71 V). In een oxyderende omgeving wordt het echter snel geoxydeerd (of gepassiveerd) waardoor de elektrodepotentiaal tot 0,8 à 0,9 V kan stijgen, dat wil zeggen ongeveer de waarde van zilver. Onderzoekt men nu de potentiaal van ijzer-chroom-legeringen, dan blijkt dat chroom zijn passiverend vermogen overdraagt aan de legeringen als deze minstens 12% Cr, dus ongeveer 1 Cr atoom per 7 ijzeratomen, bevatten (zie figuur 11.2). Tegelijkertijd wordt de corrosiesnelheid tot vrijwel nul teruggebracht (figuur 11.3). Chroomgehalten beneden 12% hebben op de corrosieweerstand een betrekkelijk gering effect. Pas boven 12% is de Cr-concentratie voldoende om een ondoordringbare oxydelaag te vormen.



Figuur 11.2. Potentiaal van Fe-Cr-legeringen ten opzichte van de waterstofelektrode in een verdunde zwavelzuur oplossing (a = anodisch; c = kathodisch).

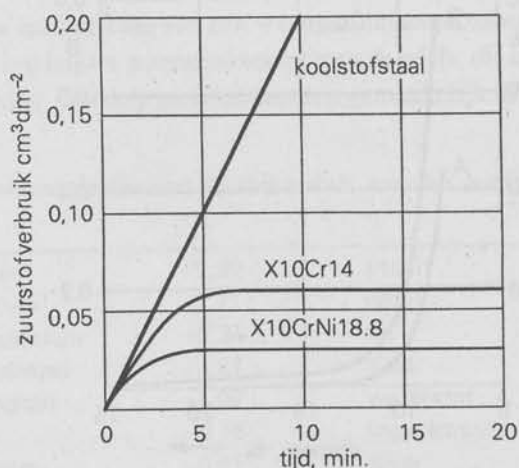


Figuur 11.3. Corrosie van chroomstaalsoorten als functie van het chroomgehalte. A: bij onderbroken besproeiing met water; B: in kokend 65% salpeterzuur.

Merkwaardig is, dat chroom het enige legeringselement is dat in staal een dergelijke passivering kan veroorzaken. Weliswaar zijn er elementen die staal eveneens kunnen passiveren, bijvoorbeeld Al en Si, maar de benodigde hoeveelheid voor passivering maakt het staal onwalsbaar. Wel kunnen deze elementen in kleinere hoeveelheid bij aanwezigheid van voldoende chroom de passivering verbeteren. Ook andere elementen zoals Ni en Mo hebben een gunstige uitwerking op de corrosievastheid.

Sommige elementen zijn ongunstig voor de corrosievastheid. Dit geldt in het bijzonder voor koolstof, dat met chroom carbiden vormt. Het chroom wordt daardoor aan de vaste Fe-Cr-oplossing onttrokken en vormt een aparte fase. De corrosievastheid van de grondmassa neemt daardoor af, terwijl de aanwezigheid van twee verschillende fasen aanleiding kan zijn tot de vorming van lokaalelementjes, die de corrosie bevorderen. Zo komt het dat bij aanwezigheid van koolstof 12% Cr niet meer voldoende is om het staal te passiveren. Het chroomgehalte moet worden opgevoerd in evenredigheid met het koolstofgehalte.

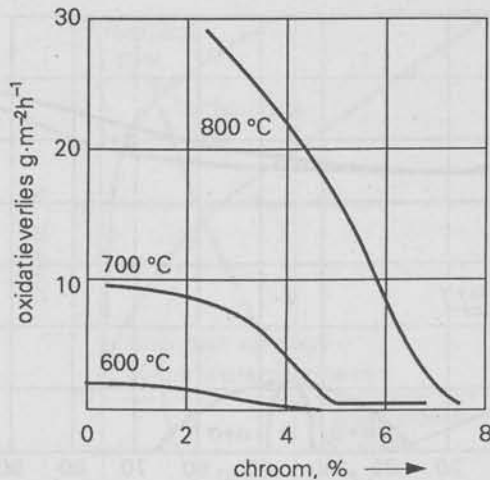
Naast koolstof is nikkel een zeer belangrijk element in verband met de corrosievastheid. Nikkel is een austenietvormer. Door toevoeging van 7 à 8% Ni aan staal met 18% Cr verkrijgt men een bij kamertemperatuur austenitisch staal. Dit ondanks het feit dat chroom een ferrietvormer is en dat een dergelijke Ni-toevoeging aan staal zonder Cr dit ook niet austenitisch kan maken. Dit austenitische staal wordt gemakkelijker gepassiveerd dan de ferritische chroomstaalsoorten (zie figuur 11.4) en is onder de meeste omstandigheden corrosievaster. Op basis van Cr en Ni is een hele groep corrosievaste austenitische staalsoorten ontwikkeld, die in eigenschappen sterk afwijken van de staalsoorten met een ferritische kristalstructuur. De combinatie 18% Cr en 8% Ni heeft hierbij aanleiding gegeven tot de algemeen gebruikelijke benaming 18-8 staalsoorten.



Figuur 11.4. Zuurstofverbruik van drie verschillende staalsoorten, die in actieve toestand in zuurstofhoudend water gedompeld zijn.

De weerstand van staal tegen oxydatie bij hoge temperatuur wordt door toevoeging van chroom eveneens sterk verhoogd. In tegenstelling tot het hiervoor besproken passiverend effect bij elektrochemische aantasting komt deze invloed niet plotseling tot uiting bij een bepaald gehalte aan chroom. De verbetering van de oxydatievastheid is praktisch evenredig aan het chroomgehalte zoals blijkt uit figuur 11.5. Staal met 5% Cr is goed bestand tegen oxydatie tot ongeveer 600 °C. Bij kamertemperatuur in vochtige atmosfeer corrodeert het echter snel. Met 12% Cr heeft het staal een goede oxydatievastheid tot ca. 800 °C; met 25% Cr is het tot 1100 °C bruikbaar. Staalsoorten die geschikt zijn voor toepassing boven 600 °C noemt men gewoonlijk hittevaste staalsoorten. De weerstand tegen oxydatie van de chroomstaalsoorten kan worden verbeterd door toevoeging van enkele procenten aluminium of silicium. De austenitische Cr-Ni-staalsoorten zijn ook in dit opzicht beter dan de ferritische Cr-staalsoorten.





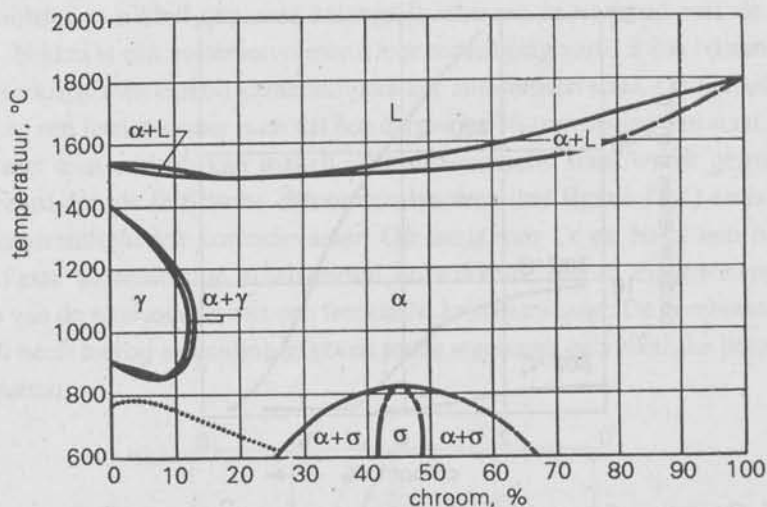
Figuur 11.5. Oxydatieverliezen van staal als functie van het chroomgehalte bij verhitting in de lucht. (C: 0,15%; Si: 0,7–0,9%).

#### 11.4. Ferritische corrosievaste en hittevaste staalsoorten

De staalsoorten van deze groep hebben bij kamertemperatuur een kubisch ruimtelijk gecentreerd (ferritisch) kristalrooster. Zij kunnen worden onderverdeeld in de *niet-hardbare ferritische staalsoorten* waarin de austeniettransformatie niet optreedt en de *hardbare of martensitische staalsoorten*, die bij hoge temperatuur austenitisch worden. Het hoofdlegeringselement van de ferritische staalsoorten is chroom. Daarnaast bevatten zij altijd koolstof. Zelfs als koolstof in zeer geringe hoeveelheden voorkomt kan dit beslist niet worden verwaarloosd van wege de zeer sterk austenietvormende werking van dit element. Zoals duidelijk blijkt uit het binaire Fe-Cr-toestandsdiagram (figuur 11.6.) is chroom een ferrietvormer. Het austenietgebied strekt zich uit tot ca. 12% Cr. Bij hogere Cr-gehalten kan in het staal geen austeniet meer gevormd worden en is het staal dus volledig ferritisch.

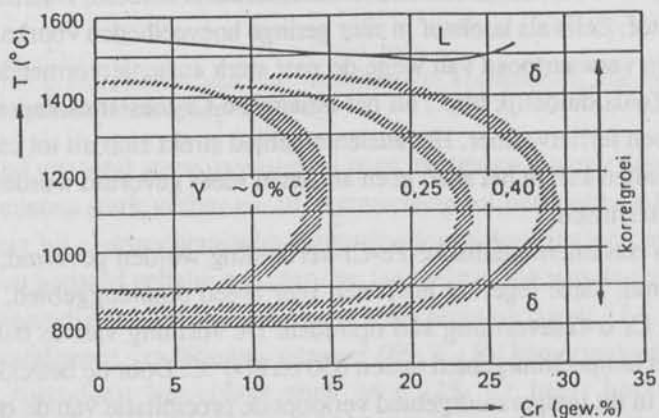
Rond 45% Cr kan een intermetallische Fe-Cr-verbinding worden gevormd, die de  $\sigma$ -fase wordt genoemd. Deze legering heeft een zeer breed ontmenggebied, waardoor reeds bij ca. 20% Cr  $\sigma$ -fasevorming kan optreden. De vorming van de  $\sigma$ -fase vindt vooral plaats in het temperatuurgebied tussen 650 en 800 °C. Door de betrekkelijk lage diffusiesnelheden in dit temperatuurgebied verloopt de precipitatie van de  $\sigma$ -fase zeer traag; gloeitijden van honderden uren zijn hiervoor nodig. De  $\sigma$ -fase uitscheiding vindt gewoonlijk plaats langs ferrietkorrelgrenzen en kan daardoor aanleiding geven tot een sterke verbrossing van het staal. Deze moet dus zoveel mogelijk vermeden worden.

In figuur 11.7 en ook in figuur 4.33 is de invloed van koolstof op het ijzer-chroom systeem af te lezen. Uit figuur 11.7 blijkt dat met toenemend koolstofgehalte het austenietgebied snel groter wordt, waardoor steeds hogere chroomgehalten nodig zijn om de austenietvorming te onderdrukken. Ook ontstaan bij hogere koolstofgehalten



Figuur 11.6. Toestandsdiagram ijzer-chroom.

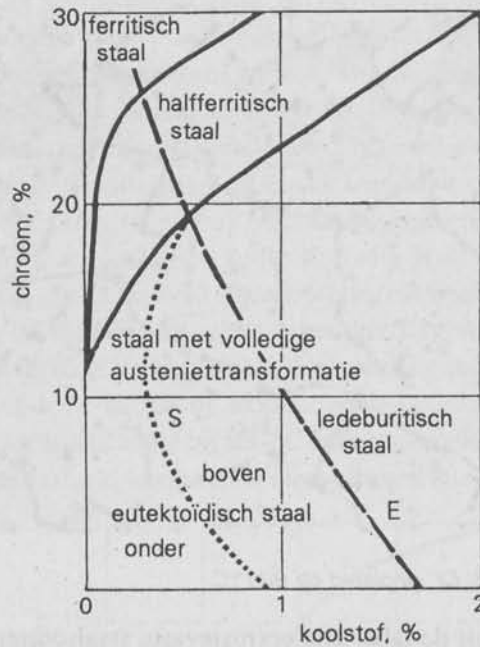
stabiele chroomcarbiden die moeilijk in de austeniet in oplossing gaan (zie figuur 4.33). Afhankelijk van het chroom- en het koolstofgehalte kunnen deze legeringen niet, gedeeltelijk, of volledig geausteniteerd worden en als gevolg daarvan niet, gedeeltelijk of volledig gehard worden. Hierop berust de bovengenoemde indeling in ferritische staalsoorten, die niet hardbaar zijn en martensitische, en dus hardbare, staalsoorten. Tussen deze twee groepen in liggen de halfferritische staalsoorten.



Figuur 11.7 Invloed van koolstof op de  $\gamma$ -lus in het Fe-Cr systeem.

### Niet-hardbare ferritische staalsoorten

Tot deze groep behoren zowel corrosievaste als hittevaste staalsoorten. De corrosievaste staalsoorten bevatten 12–18% Cr en minder dan 0,12% koolstof. Ofschoon niet volledig ferritisch, zijn deze staalsoorten niet hardbaar, daar er slechts een gering percentage austeniet in kan worden gevormd. Door het ontbreken van de harding bij



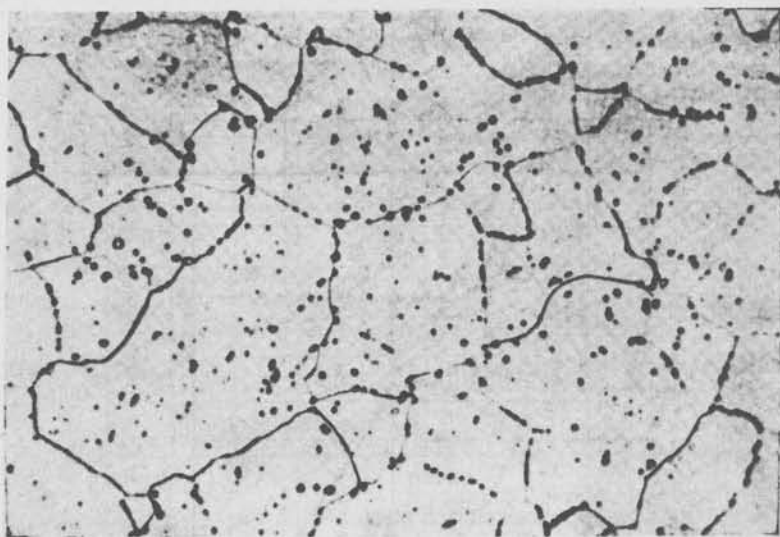
Figuur 11.8 Indeling van de chroomstaalsoorten volgens hun fase-transformaties.

een snelle afkoeling kunnen deze staalsoorten worden gelast. De lasbaarheid is echter beperkt, daar bij het lassen korrelgroei optreedt, die nu niet door een fase-overgang wordt verminderd. Grofkorreligheid kan in deze staalsoorten alleen worden opgeheven door koudvervorming en rekristallisatie, een bewerking die gewoonlijk niet toepasbaar is. De structuur van de ferritische staalsoorten is na gloeien op 800 à 900 °C en afkoelen in water vrijwel éénfasig. Afhankelijk van het koolstofgehalte zullen zij echter een groter of kleiner aantal fijn verdeelde carbiden bevatten (figuur 11.9). In verband met de corrosievastheid zijn deze carbidedeeltjes natuurlijk nadelig. Hiervoor is dus een zo laag mogelijk koolstofpercentage gewenst. De sterkte is dan echter eveneens laag.

In tabel 11.2 zijn enkele veel voorkomende ferritische staalsoorten met hun mechanische eigenschappen vermeld. Naast de in Europa gestandaardiseerde staalaanduidingen zijn ook de typenummers van de AISI (American Iron and Steel Institute) aangegeven, die hier eveneens veel gebruikt worden.

Tabel 11.2. Samenstelling en eigenschappen van enkele ferritische staalsoorten (zie ook Euronorm 88).

| staalsoort  | AISI<br>nr. | samenstelling (%) |      |      |    |     | $R_{p0,2}$<br>(N/mm <sup>2</sup> ) | $R_m$<br>(N/mm <sup>2</sup> ) | A<br>% |
|-------------|-------------|-------------------|------|------|----|-----|------------------------------------|-------------------------------|--------|
|             |             | C                 | Si   | Mn   | Cr | Al  |                                    |                               |        |
| X 7 CrAl 13 | 405         | <0,08             | <1,0 | <1,0 | 13 | 0,2 | <300                               | 500-650                       | 20     |
| X 8 Cr 17   | 430         | <0,10             | <1,0 | <1,0 | 17 | -   | <300                               | 450-600                       | 20     |
| X 10 Cr 22  | 442         | <0,15             | <0,8 | <0,5 | 22 | -   | 300                                | 450-600                       | 20     |
| X 10 Cr 25  | 446         | <0,15             | <0,8 | <0,5 | 25 | -   | 350                                | 500-650                       | 20     |



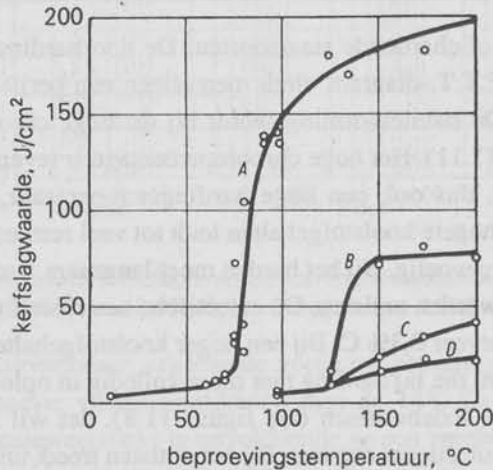
Figuur 11.9. Staal met 17% Cr, gegloeid op 800 °C.

De eerste twee soorten uit de tabel zijn corrosievaste staalsoorten. Deze zijn goed bestand tegen atmosferische corrosie mits de atmosfeer geen zoutdeeltjes bevat (zeelucht, bepaalde industriële afvalgassen). Verder bieden ze weerstand aan de aantasting door salpeterzuur, fosforzuur, en organische zuren zoals azijnzuur, citroenzuur en dergelijke.

Type 405 bevat het minste chroom van de groep ferritische staalsoorten; de toevoeging van aluminium, een zeer sterke ferrietvormer, is nodig om het staal niet-hardbaar te doen zijn. Het is goed lasbaar. Het wordt gebruikt als de eisen aan de corrosievastheid en de sterkte niet hoog zijn. Veel meer toegepast wordt het 17% Cr-staal (type 430). Evenals het voorgaande staal kan het worden gelast (zij het met de nodige voorzorgen). Het is zeer goed koud vervormbaar en heeft een corrosievastheid, die weinig minder is dan die van de austenitische staalsoorten. Het wordt daarom veel gebruikt in de chemische en voedingsmiddelenindustrie en voor huishoudelijke toepassingen. Voor decoratieve doeleinden wordt het gebruikt in de architectuur en in de auto-industrie. Tengevolge van de brosheidsverschijnselen die optreden bij de chroomstaalsoorten, de betrekkelijk slechte lasbaarheid en de geringe kerftaaiheid bij kamertemperatuur geeft men voor vele toepassingen toch de voorkeur aan de austenitische roestvaste staalsoorten. Dit ondanks het feit, dat deze aanzienlijk duurder zijn.

De laatste twee typen uit tabel 11.2 zijn hittevaste staalsoorten. Zij hebben tot ca. 1150 °C voldoende weerstand tegen oxydatie. De kruipsterkte is bij dergelijke hoge temperaturen echter zeer gering. Deze hoogchroomhoudende staalsoorten hebben een aantal nadelen waardoor de bruikbaarheid zeer wordt beperkt. Deze bezwaren gelden gedeeltelijk ook al voor het hiervoor besproken 17%-chroomstaal. De overgangstemperatuur van de kerfslagwaarde ligt bij deze staalsoorten boven kamertemperatuur,

ook bij een foutloze warmtebehandeling. Bij de normale omgevingstemperatuur is de Charpy-kerfslagwaarde kleiner dan  $10 \text{ J/cm}^2$ . Het staal is daardoor zeer kerfgevoelig en heeft een grote neiging tot bros breken. Bij de normale trekproef komt deze brosheid niet tot uiting; de rek bedraagt meer dan 20%. Door gloeien bij temperaturen boven  $1000^\circ\text{C}$  en een langzame afkoeling wordt het staal aanzienlijk harder en brosser. Boven  $1000^\circ\text{C}$  neemt de oplosbaarheid van de koolstof in de ferriet sterk toe. Tijdens de afkoeling wordt de koolstof slechts gedeeltelijk uitgescheiden en wel voornamelijk langs de korrelgrenzen. Het hogere koolstofgehalte in de ferriet maakt deze harder. Beide effecten verlagen de taaheid. De rek bij de trekproef daalt daardoor sterk. Nog duidelijker komt de brosheid tot uiting bij de kerfslagproef (zie figuur 11.10). De uitscheiding langs de korrelgrenzen maakt staal gevoelig voor interkristallijne corrosie. Deze vorm van corrosie zal bij de austenitische staalsoorten uitgebreider worden besproken. Een gloeibehandeling bij  $800^\circ\text{C}$  heft de gevoeligheid voor interkristallijne corrosie op. De kerftaaheid wordt echter niet verbeterd (zie figuur 11.10).



Figuur 11.10. Verlaging van de taaheid van een ferritisch 25% Cr-staal door gloeien op  $1200^\circ\text{C}$ . A: 0,5 uur  $780^\circ\text{C}$ /water; B: 0,5 uur  $1200^\circ\text{C}$ /water; C: 0,5 uur  $1200^\circ\text{C}$ /oven; D: 0,5 uur  $1200^\circ\text{C}$ /water + 0,5 uur  $780^\circ\text{C}$ /water.

In staalsoorten met meer dan 20% Cr kan bij langdurig gloeien tussen  $650$  en  $800^\circ\text{C}$  uitscheiding van de  $\sigma$ -fase optreden, waardoor de taaheid van het staal eveneens aanzienlijk vermindert. Voor corrosievaste staalsoorten is dit geen bezwaar, aangezien de gloeitijden bij de fabricage nooit zo lang zijn dat  $\sigma$ -fase uitscheiding een rol kan spelen. Voor de hittevast staalsoorten is dit echter een ernstige handicap, daar zij hierdoor in het temperatuurgebied tussen  $650$  en  $800^\circ\text{C}$  slechts beperkt bruikbaar zijn. Hun toepassingsgebied vinden de hittevast Cr-staalsoorten voornamelijk in de ovenbouw, bij temperaturen van  $800$  –  $1100^\circ\text{C}$ , dankzij de bestendigheid in zwavelhoudende gassen. De weerstand tegen oxydatie kan nog worden opgevoerd door toevoeging van 3 – 6% aluminium. Staalsoorten met 20% Cr en 3 à 5% Al zijn bruik-



baar tot 1200 à 1250 °C, met 30% Cr en 5% Al tot 1300 °C. Deze legeringen worden gebruikt voor weerstandsdraad voor de elektrische verhitting in straalkachels en ovens. Zij zijn goedkoper en hittevaster dan de zeer veel voor dit doel gebruikte 80% Ni-20% Cr-legeringen. Een bezwaar is wel de grote brosheid bij een langdurige verhitting.

### Martensitische corrosievaste staalsoorten

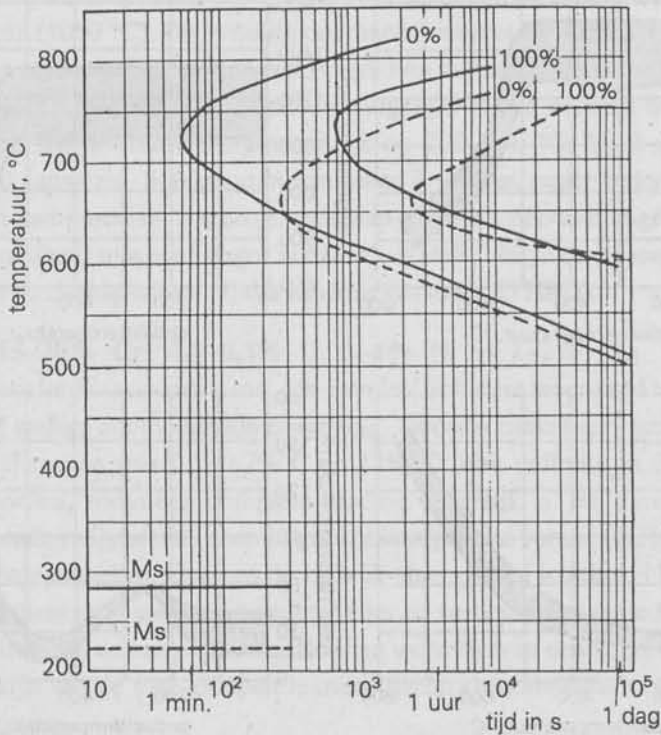
De martensitische chroomstaalsoorten kunnen worden ingedeeld in vier groepen (zie tabel 11.3).

Tabel 11.3. Groepsindeling van de martensitische chroomstaalsoorten.

|         | koolstofgehalte (%) | chromgehalte (%)   |
|---------|---------------------|--------------------|
| groep 1 | minder dan 0,15     | 12-14              |
| groep 2 | 0,2 - 0,4           | 13-15              |
| groep 3 | 0,6 - 1,40          | 14-16              |
| groep 4 | 0,1 - 0,3           | 16-18 met Ni of Mo |

Het zijn alle lucht- of oliehardende staalsoorten. De doorhardingsdiepte is buitengewoon groot. In het T.T.T.-diagram vindt men alleen een perlietomzetting en een martensietomzetting. De bainietvorming wordt bij dit hoge chromgehalte geheel onderdrukt (zie figuur 11.11). Het hoge chrompercentage is tevens oorzaak van een hoge  $A_{c3}$ -temperatuur, dus ook een hoge hardingstemperatuur, en een lage  $M_s$ -temperatuur, die bij de hogere koolstofgehalten leidt tot veel restausteniet. Deze staalsoorten zijn zeer scheurgevoelig. Bij het harden moet langzaam worden afgekoeld; na het harden moet direct worden ontlaten. De eutectische samenstelling van de 13% Cr-staalsoorten ligt bij ongeveer 0,3% C. Bij een hoger koolstofgehalte vormen zich zeer stabiele chromcarbiden, die bij harding niet meer volledig in oplossing gaan. Boven 0,7% C wordt het staal ledeburitisch (zie figuur 11.8), dat wil zeggen dat bij de stolling een ledeburiet-eutecticum ontstaat. Bij het ontlaten treedt tussen 450 en 500 °C een secundaire harding op door de uitscheiding van chromcarbiden. Tot ca. 500 °C behouden deze Cr-staalsoorten daardoor een zeer hoge sterkte (zie figuur 11.12). De taaiheid vertoont in het secundaire hardingsgebied een minimum.

De weerstand tegen corrosie van de 13% Cr-staalsoorten is niet zeer groot. De corrosievastheid is het best in geharde toestand, aangezien dan de structuur vrijwel homogeen is. Bij aanwezigheid van chromcarbiden, bijvoorbeeld in de zachtgegloeide toestand, is de corrosiebestendigheid aanzienlijk kleiner. Dit komt omdat de legering dan tweefasig is en bovendien de chromcarbiden veel chrom aan de ferriet onttrekken. Bij stijgend C-gehalte moet daarom ook het chrompercentage groter worden om een voldoende corrosieweerstand te handhaven. Het kleinst is de corrosieweerstand in het gebied van de secundaire harding, waar grote plaatselijke verschillen in het chromgehalte en hoge spanningen optreden. De corrosieweerstand kan worden verbeterd door polijsten, waardoor het aan corrosie blootgestelde oppervlak minimaal wordt. De martensitische Cr-staalsoorten zijn goed bestand tegen atmosferische

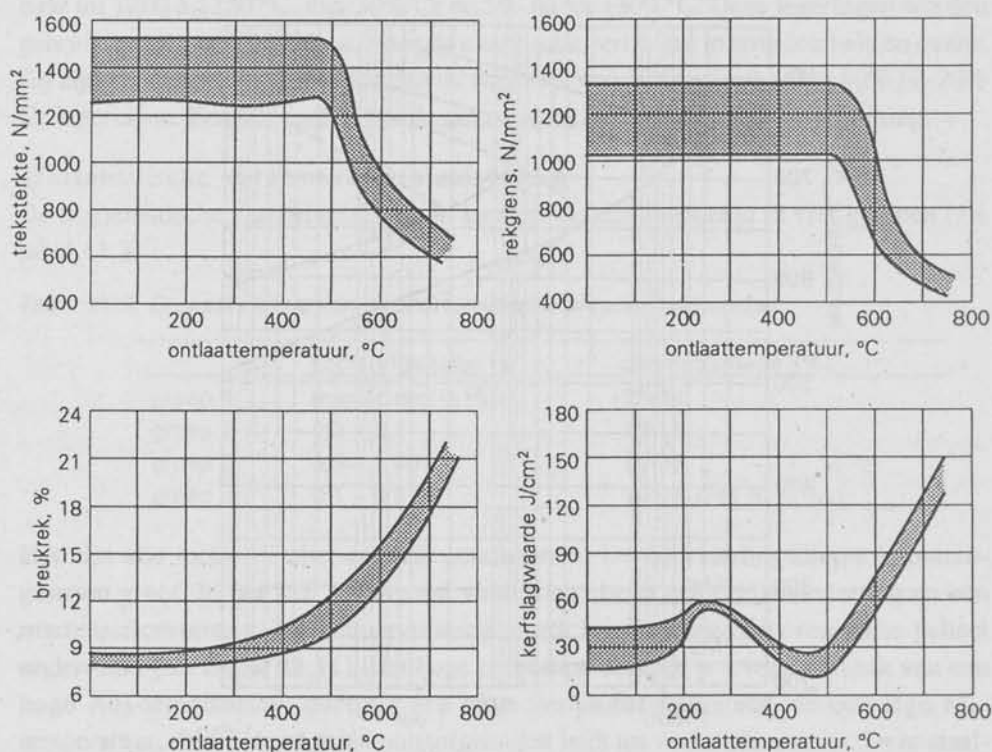


Figuur 11.11. Isotherme T.T.T.-diagrammen van martensitische-chroomstaalsoorten.  
— Groep 1 met 0,16% C en 13,2% Cr; --- Groep 2 met 0,39% C en 14% Cr.

corrosie, tegen salpeterzuur, organische zuren, organische en anorganische zouten. Ook tegen de meeste voedingsmiddelen zijn de 13% Cr-staalsoorten voldoende bestand. De corrosieweerstand is onvoldoende in een zouthoudende atmosfeer, zee-water en verdere chloorionen bevattende stoffen en in sterke zuren zoals HCl en  $H_2SO_4$ . Door toevoeging van nikkel of molybdeen (groep 4) wordt de corrosieweerstand onder deze omstandigheden verbeterd. De martensitische chroomstaalsoorten zijn niet lasbaar.

#### groep 1: 12–14% Cr, <0,15% C

Dit zijn veredelingsstaalsoorten. Ze vinden in veredelde toestand toepassing in machine- en apparatenbouw, waar een goede corrosieweerstand en een grote sterkte nodig zijn. Zij worden meestal ontlaten op 650 – 750 °C, waarna de treksterkte 600 à 700 N/mm<sup>2</sup> bedraagt. Enkele toepassingsvoorbeelden: turbineschoepen van stoomturbines, kleppen van verbrandingsmotoren, onderdelen van pompen en afsluiters in de chemische industrie, bouten en moeren, assen van buitenboordmotoren.



Figuur 11.12. Ontlaatkrommen van in olie geharde en 2 uur bij de aangegeven temperaturen ontlaten chroomstaalsoorten van groep 1.

### groep 2: 13–15% Cr, 0,2–0,4% C

Deze staalsoorten zijn in geharde toestand aanzienlijk harder dan groep 1. Bij een ontlaatteratuur van 200 °C is de hardheid ca. 50 HRC. De voornaamste toepassingen zijn roestvaste tafelmessen, scharen, slagtermessen en chirurgische instrumenten. Met een koolstofgehalte van 0,2% worden deze staalsoorten ook als veredelingsstaal toegepast. Met 0,3 – 0,4% C is het messenstaal in geharde en gepolijste toestand nog juist voldoende corrosievast. De martensiethardheid is echter betrekkelijk laag. Deze staalsoort vormt dus een compromis tussen de eisen van corrosievastheid en snijcapaciteit.

### groep 3: 14–16% Cr, 0,6–1% C

Staalsoorten van deze groep zijn in de eerste plaats gereedschapsstaal. De corrosievastheid komt pas op de tweede plaats. Door de verhoging van het Cr-gehalte blijft deze nog redelijk goed, tengevolge van de vorming van de tweede (carbide) fase is de corrosievastheid echter wel minder dan van de groepen 1 en 2. Om zoveel mogelijk

carbiden in de austeniet op te lossen wordt de austeniteertemperatuur bij de harding hoog gekozen (1050 °C). Dit is nodig om martensiet met voldoende koolstof voor het bereiken van een hoge hardheid te verkrijgen. Een volledige oplossing van de carbiden is bij deze ledeburitische staalsoorten onmogelijk. Na de harding bevatten zij veel restausteniet. Bij het ontlaten, gewoonlijk op 200–300 °C, blijft de restausteniet onveranderd aanwezig. Staalsoorten van groep 3 worden onder andere gebruikt voor chirurgische instrumenten, slagsgereedschap en voor roestvaste kogellagers. Daar de maximale hardheid niet veel hoger is dan 55–60 HRC blijft de snijcapaciteit van het roestvaste gereedschap achter bij dat van koolstofstaal (65 HRC).

#### groep 4: 15–20% Cr, 0,1–0,3% C, 2–4% Ni of 1–2% Mo

Dit zijn veredelingsstaalsoorten met een aanzienlijk betere weerstand tegen corrosie in zeewater of andere zouthoudende omgeving. Doordat nikkel een austenietvormer is kunnen staalsoorten met 0,1–0,2% C en 17% Cr nog volledig in de austenietfase omgezet worden, zodat een complete harding mogelijk is. Bij toevoeging van het ferrietvormende molybdeen is een hoger koolstofgehalte vereist (0,35%) om het staal austeniteerbaar te maken. Ook aan de 13% Cr-staalsoorten wordt wel Mo toegevoegd. In dat geval dient deze toevoeging echter voor de verbetering van de kruipsterkte. Bij de behandeling van de kruipvaste staalsoorten werd hiervan een voorbeeld gegeven. In tabel 11.4 zijn van de vier groepen martensitische chroomstaalsoorten enkele voorbeelden gegeven.

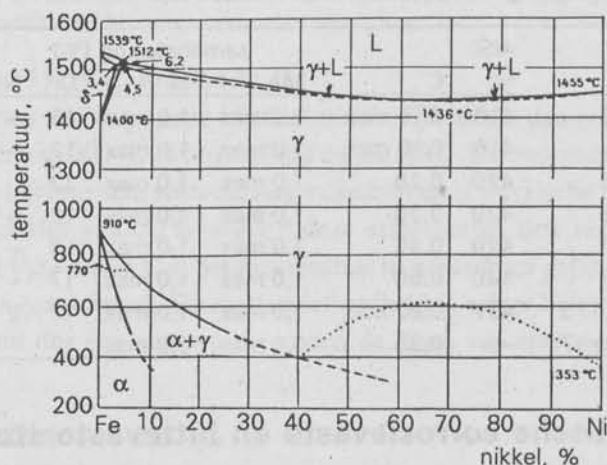
Tabel 11.4. Martensitische corrosievaste chroomstaalsoorten

| staalsoort     | AISI |          | samenstelling (%) |         |    |    |         |
|----------------|------|----------|-------------------|---------|----|----|---------|
|                | nr.  | C        | Mn                | Si      | Cr | Ni | andere  |
| X 12 Cr 13     | 410  | 0,15 max | 1,0 max           | 1,0 max | 13 | –  | –       |
|                | 416  | 0,15 max | 1,0 max           | 1,0 max | 13 | –  | S: 0,2  |
| X 20 Cr 13     | 420  | 0,20     | 1,0 max           | 1,0 max | 13 | –  | –       |
| X 30 Cr 13     | 420  | 0,30     | 1,0 max           | 1,0 max | 13 | –  | –       |
| X 40 Cr 13     | 420  | 0,40     | 1,0 max           | 1,0 max | 13 | –  | –       |
| X 90 Cr 17     | 440  | 0,90     | 1,0 max           | 1,0 max | 17 | –  | –       |
| X 15 CrNi 17.2 | 431  | 0,20 max | 1,0 max           | 1,0 max | 17 | 2  | –       |
| X 35 CrMo 17   | –    | 0,35     | 1,0 max           | 1,0 max | 17 | –  | Mo: 1,0 |

### 11.5. Austenitische corrosievaste en hittevaste staalsoorten

In de inleiding van dit hoofdstuk werd reeds vermeld dat toevoeging van een voldoende hoeveelheid nikkel aan staal met 18% Cr dit staal austenitisch maakt. Nikkel is een sterke austenietvormer (zie figuur 11.13). Bij toenemend Ni-gehalte verschuift de fasetransformatie naar steeds lagere temperaturen terwijl deze bovendien steeds trager verloopt. Met meer dan 4% Ni wordt staal luchthardend. Boven 25% Ni blijft ook de martensietvorming achterwege en is het staal bij kamertemperatuur austenitisch.

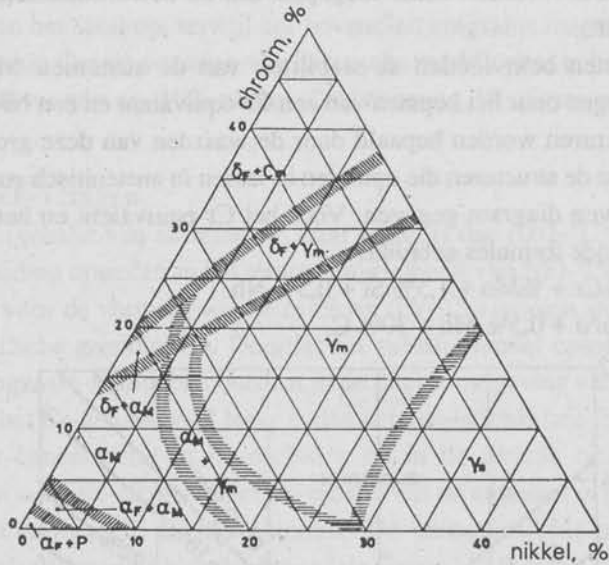
In chroomhoudend staal komt de austenietvormende werking van nikkel nog sterker tot uiting. In figuur 11.14 zijn de structuren aangegeven van Fe-Ni-Cr-legeringen na afschrikken van 1100 °C, dit is de temperatuur waarbij het austenietgebied het grootst is. De samenstellingen van de austenitische staalsoorten liggen in het gebied  $\gamma_m$ . Dat wil zeggen dat deze bij kamertemperatuur metastabiël zijn. De diffusiesnelheid is dan echter zo klein dat de austenietstructuur voor onbeperkte tijd gehandhaafd blijft. Bij verhitten tot 500 à 800 °C worden echter zeer snel chroomcarbiden uitgescheiden, terwijl onder bepaalde omstandigheden ook ferriet kan worden gevormd zoals blijkt uit figuur 11.15, waarin de evenwichtsstructuren van staalsoorten met 18% Cr en 8% Ni bij verschillende koolstofgehalten zijn gegeven. Bij 1000 °C bedraagt de oplosbaarheid van koolstof in de austeniet meer dan 0,2%. Beneden 1000 °C loopt deze echter snel terug waardoor een carbide-uitscheiding kan optreden, bij voorkeur langs de korrelgrenzen. Over het effect hiervan wordt later gesproken. Door een snelle afkoeling vanaf 1000 °C wordt de carbide-uitscheiding onderdrukt. In het grensgebied  $\alpha_m + \gamma_m$  (figuur 11.14) kan bij een sterke afkoeling onder kamertemperatuur of bij plastische deformatie de austeniet ten dele omzetten in martensiet. Bij hogere chroomgehalten kan naast de austeniet  $\delta$ -ferriet aanwezig zijn. Evenmin als de ferritische staalsoorten vertonen de austenitische een fasetransformatie, zij zijn dus niet hardbaar. Ook zijn ze gevoelig voor korrelgroei bij hoge temperatuur. In tegenstelling tot de ferritische staalsoorten worden de austenitische daardoor echter niet bros. De austenitische staalsoorten zijn niet magnetisch, de ferritische zijn dit wel.



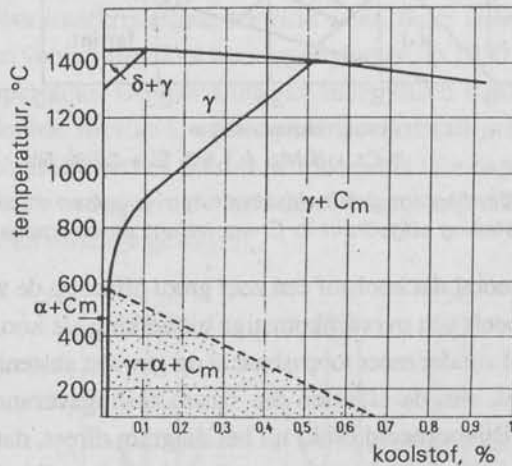
Figuur 11.13. Toestandsdiagram ijzer-nikkel.

Verschillende andere elementen kunnen worden toegevoegd aan de austenitische staalsoorten om bepaalde eigenschappen te verbeteren. Silicium en aluminium tot 2% verhogen de weerstand tegen oxydatie bij hoge temperaturen. Aluminium kan precipitatieharding veroorzaken. Molybdeen, tot 4%, verbetert de corrosieweerstand, vooral in tegenwoordigheid van chloorionen (zeewater). Tevens verhoogt Mo de kruipsterkte.





Figuur 11.14. Doorsnede van het ternaire toestandsdiagram Fe-Ni-Cr (bij een koolstofgehalte van 0,10%). Structuren na afschrikken van 1100 °C.  $\gamma_m$  = metastabiele austeniet;  $\gamma_s$  = stabiele austeniet;  $\alpha_F$  = ferriet ontstaan uit austeniet;  $\delta_F$  = delta-ferriet;  $\alpha_M$  = martensiet;  $C_M$  = carbiden; P = perliet.



Figuur 11.15. Evenwichtsstructuren in 18-8-staalsoorten bij verschillende koolstofgehaltes.

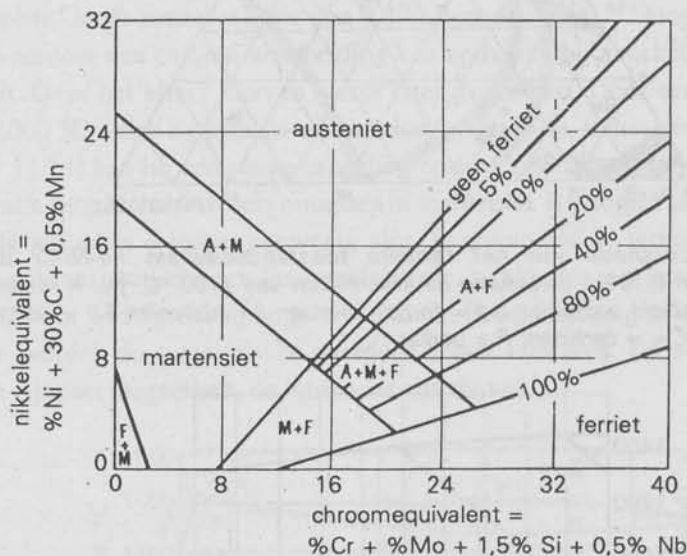
Mangaan is een austenietvormer en kan nikkel als zodanig gedeeltelijk vervangen. Stikstof verhoogt de rekgrens van austenitisch staal zonder de corrosievastheid te verlagen; dit in tegenstelling tot koolstof. Koper kan in combinatie met molybdeen de weerstand tegen aantasting door zwavelzuur verbeteren. Titaan en niobium, zeer sterke carbidevormers, worden toegevoegd om chroomcarbide-uitscheidingen te verhinderen.

Zwavel en selenium worden soms toegepast om de bewerkbaarheid te verbeteren (automaatkwaliteit).

Al deze elementen beïnvloeden de stabiliteit van de austeniet. Men kan dit tot uitdrukking brengen door het bepalen van een Cr-equivalent en een Ni-equivalent. De optredende structuren worden bepaald door de waarden van deze grootheden. Door Schaeffler is voor de structuren die optreden in lassen in austenitisch staal het in figuur 11.16 weergegeven diagram gegeven. Voor het Cr-equivalent en het Ni-equivalent worden de volgende formules gebruikt:

Cr-equivalent:  $\%Cr + \%Mo + 1,5\% Si + 0,5\% Nb$

Ni-equivalent:  $\%Ni + 0,5\% Mn + 30\% C$ .



Figuur 11.16. Het Schaefflerdiagram geeft de structuren in lassen in austenitisch staal als functie van de samenstelling uitgedrukt in Cr-equivalent en Ni-equivalent.

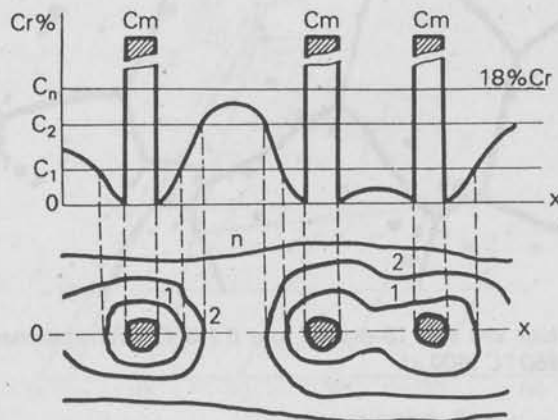
Uit deze formules blijkt vooral dat koolstof een zeer groot effect op de stabiliteit van de austeniet heeft. Stikstof heeft een overeenkomstige uitwerking als koolstof. Ofschoon het Schaefflerdiagram niet zonder meer toepasbaar is op gewalst austenitisch staal geeft het wel een goede indruk van de effecten die samenstellingsveranderingen op de structuur zullen hebben. Bijvoorbeeld blijkt uit het diagram direct, dat als 2% van de ferrietvormer molybdeen aan het staal wordt toegevoegd ook het nikkelgehalte met ca. 2% moet stijgen om zeker te zijn dat het staal austenitisch blijft. Staalsoorten met een relatief hoog Cr-equivalent en een laag Ni-equivalent zullen altijd enig  $\delta$ -ferriet bevatten. Het is gebleken dat de aanwezigheid van  $\delta$ -ferriet de vorming van de  $\sigma$ -fase in de hand werkt, waardoor het staal bij lang gloeien op 700–800 °C bros wordt. Aan de andere kant zijn enkele procenten  $\delta$ -ferriet gunstig voor de lasbaarheid van het austenitische staal. Aanwezigheid van  $\delta$ -ferriet vermindert de corrosievastheid in geringe mate. In staalsoorten met een laag Cr- en Ni-equivalent kan bij sterke afkoeling

en bij plastische deformatie martensiet gevormd worden. Hierdoor treedt een grote versteviging van het staal op, terwijl het bovendien enigszins magnetisch en minder corrosievast wordt. Om de vorming van ferritische modificaties te beperken bevatten de meeste 18-8 soorten ca. 10% nikkel. De benaming 18-10 zou daarom eigenlijk beter zijn.

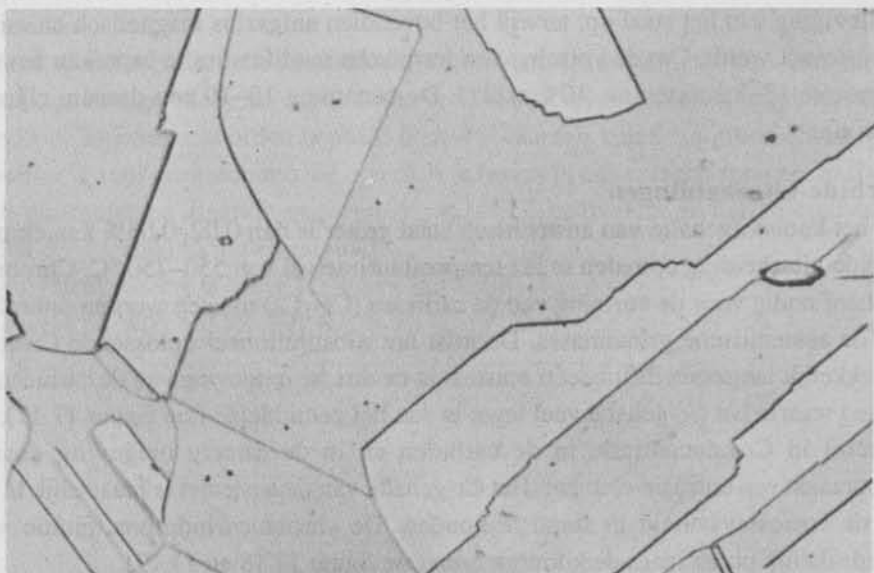
### Carbide-uitscheidingen

Als het koolstofgehalte van austenitisch staal groter is dan 0,02–0,03% kan chroomcarbide-uitscheiding optreden in het temperatuurinterval van 550–750 °C. Chroom en koolstof nodig voor de vorming van de carbiden ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ) moeten worden onttrokken aan de austenitische grondmassa. Doordat het substitutioneel oplossende Cr-atoom betrekkelijk langzaam diffundeert ontstaat in de directe omgeving van de carbiden een gebied waarin het Cr-gehalte veel lager is dan het gemiddelde (zie figuur 11.17). Het verschil in Cr-concentratie in de carbiden en in de directe omgeving daarvan veroorzaakt een corrosie-element. Het Cr-gehalte van de austeniet is plaatselijk te laag om de corrosievastheid in stand te houden. De chroomcarbide-precipitatie vindt hoofdzakelijk plaats langs de korrelgrenzen (zie figuur 11.18 en 11.19).

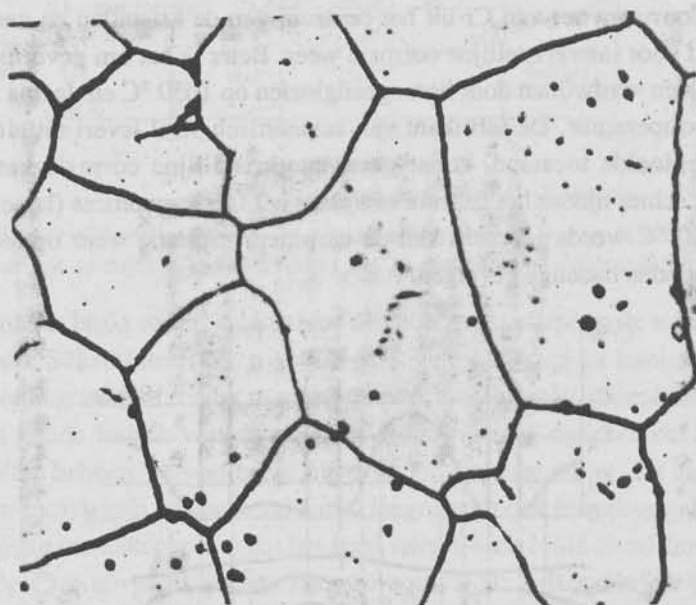
Hierdoor kan er in een sterk corroderende omgeving een zeer gevaarlijke interkristallijne corrosie optreden, die het staal in korte tijd ongeschikt maakt voor verder gebruik. Bij zeer lang gloeien op 700 °C of op hogere temperatuur verminderen de chroomgradiënten door aanvoer van Cr uit het centrum van de kristallen en vermindert de gevoeligheid voor interkristallijne corrosie weer. Beter is het om gevormde chroomcarbiden te doen verdwijnen door homogeeengloeien op 1050 °C en daarna afschrikken naar kamertemperatuur. De fabrikant van austenitisch staal levert dit altijd af in de homogeeengloeide toestand, zodat geen interkristallijne corrosie kan optreden. Wanneer het echter tijdens het gebruik of tijdens het fabricageproces (lassen) korte tijd op 550 à 750 °C wordt gebracht kan de carbideprecipitatie weer optreden met de daaraan verbonden nadelige gevolgen.



Figuur 11.17. Chroomcarbide-uitscheiding en de daaruit voortvloeiende heterogeniteit.



Figuur 11.18. Structuur van een 18-8-staal met 0,06% C na afschrikken van 1050 °C (600  $\times$ ).



Figuur 11.19. Structuur van een 18-8-staal met 0,2% C. Warmtebehandeling: 1150 °C / water + 24 uur op 650 °C (600  $\times$ ).

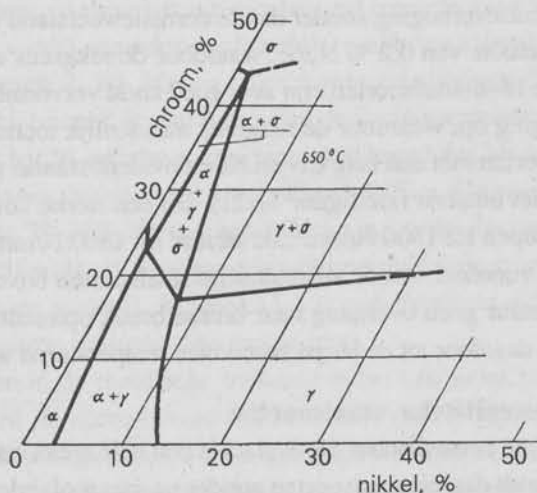
### Gestabiliseerde staalsoorten

Om de uitscheiding van chroomcarbiden langs de korrelgrenzen bij verblijf in het temperatuurgebied van 550–750 °C te beletten kunnen de volgende maatregelen worden genomen:

- Vermindering van het koolstofgehalte tot beneden 0,05% of liever nog beneden 0,03% waardoor geen carbiden kunnen ontstaan. Dit is mogelijk, zij het dat het staalbereidingsproces daardoor duurder wordt.
- Toevoeging van sterke carbidevormers zoals titanium en niobium in voldoende hoeveelheid om de koolstof te binden tot TiC of NbC. Bij verblijf tussen 550 en 750 °C vormen zich dan geen chroomcarbiden daar koolstof een veel grotere affiniteit heeft tot de bovengenoemde elementen. TiC en NbC ontstaan bij voorkeur in het austenietkristal en niet langs de grenzen daarvan. Hierdoor ontstaat een zekere precipitatieharding; de corrosieweerstand (tegen algemene corrosie) wordt daardoor iets kleiner. Om voldoende zekerheid te bieden dat alle koolstof wordt gebonden moet de titaantoevoeging gelijk aan vijf maal het koolstofgehalte zijn. Bij het veel zwaardere niobium is dit tien maal het koolstofpercentage. Doordat Ti en Nb sterke ferrietvormers zijn, die bovendien koolstof (en stikstof) uit de oplossing weg nemen, moet bij toepassing daarvan het nikkelgehalte worden verhoogd. In verband met de toegenomen weerstand tegen interkristallijne corrosie door verminderde chroomcarbide-uitscheiding spreekt men van met *Ti of Nb gestabiliseerde staalsoorten*.

### Vorming van de $\sigma$ -fase

De  $\sigma$ -fase kan zich niet alleen in Cr-staal vormen, maar ook in de Cr-Ni-staalsoorten bij Cr-gehalten van 18% of meer (zie figuur 11.20). De  $\sigma$ -fase kan direct uit de austeniet gevormd worden. Dit proces verloopt echter zeer traag. Wanneer in het staal



Figuur 11.20. Doorsnede van het Fe-Cr-Ni-diagram bij 650 °C. Vorming van de  $\sigma$ -fase.



$\delta$ -ferriet aanwezig is, blijkt de  $\sigma$ -fase veel sneller te ontstaan. Normaal is de  $\sigma$ -fasevorming, die kan optreden tussen 600 en 900 °C, pas merkbaar na meerdere honderden of duizenden uren op die temperatuur. Bij aanwezigheid van sterke ferrietvormende elementen zoals Mo en Ti kan de  $\sigma$ -fase veel sneller ontstaan. Reeds na enkele uren is deze duidelijk te constateren. De  $\sigma$ -fase, die zich bij voorkeur langs korrelgrenzen afscheidt, veroorzaakt een volstrekt ontoelaatbare vermindering van de kerftaaiheid van het staal. Door gloeien bij 1050 tot 1100 °C kan de  $\sigma$ -fase weer worden opgelost.

### **Lasbaarheid van austenitisch staal**

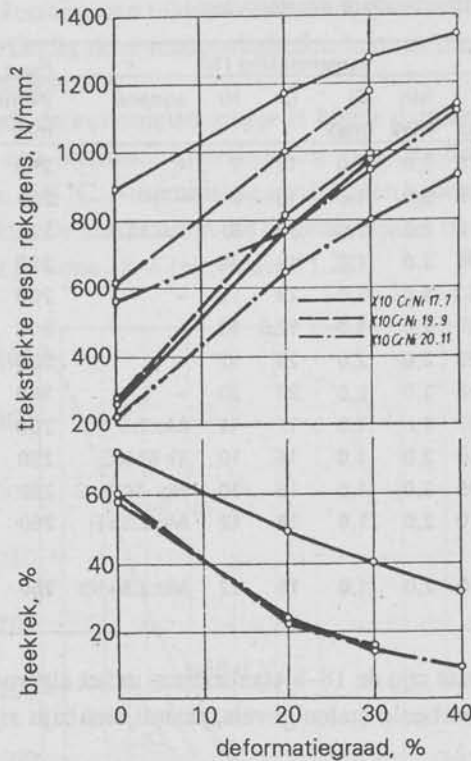
Het maken van sterke en taai lasverbindingen in austenitisch staal is zonder moeilijkheden uitvoerbaar. In de door warmte beïnvloede zone naast de las zullen bij de niet gestabiliseerde 18-8-staalsoorten echter chroomcarbide- uitscheidingen optreden langs de korrelgrenzen, waardoor het materiaal gevoelig wordt voor interkristallijne corrosie. Als homogeengloeien na het lassen onuitvoerbaar is mogen deze staalsoorten daarom niet gelast worden als sterk corroderende omstandigheden tijdens het gebruik optreden. In dat geval moeten staalsoorten met een extra laag koolstofgehalte of met Ti of Nb gestabiliseerde soorten worden toegepast.

### **Mechanische eigenschappen**

De elasticiteitsmodulus van de austenitische staalsoorten is met 200.000 N/mm<sup>2</sup> iets lager dan van de ferritische staalsoorten (210.000 N/mm<sup>2</sup>). Austenitische staalsoorten hebben een zeer lage rekgrens. Bij een koolstofgehalte van 0,05 – 0,10% is de rekgrens 220 – 250 N/mm<sup>2</sup>. De treksterkte is 550 – 650 N/mm<sup>2</sup> bij een rek van 40 – 60%. Bij een lager koolstofgehalte is de rekgrens ongeveer 200 N/mm<sup>2</sup>. De rekgrens zou verhoogd kunnen worden door het koolstofgehalte op te voeren. Hierdoor gaat de corrosievastheid echter onaanvaardbaar achteruit. Toevoeging van stikstof geeft een overeenkomstige sterkteverhoging zonder dat de corrosieweerstand afneemt. Men past daarom soms een gehalte van 0,2 % N toe, waardoor de rekgrens tot ca. 300 N/mm<sup>2</sup> wordt verhoogd. De 18-8-staalsoorten zijn zeer goed koud vervormbaar. Hierbij treedt een sterke versteviging op, waardoor de rekgrens aanzienlijk toeneemt. Dit is vooral het geval bij staalsoorten met een laag Cr- en Ni-equivalent waarin ten gevolge van de deformatie martensiet ontstaat (zie figuur 11.21). Bij een sterke koudvervorming kan de rekgrens dan oplopen tot 1500 N/mm<sup>2</sup>; de sterkte tot 1800 N/mm<sup>2</sup> met een rek van ca. 20%. Een groot voordeel van de austenitische staalsoorten boven de ferritische is dat bij lage temperatuur geen overgang naar brose breuk optreedt. De austenitische staalsoorten kunnen daardoor tot de laagst bereikbare temperaturen worden toegepast.

### **Corrosievaste austenitische staalsoorten**

Uit het oorspronkelijke corrosievaste 18-8-staal is een hele reeks staalsoorten ontwikkeld. Men onderscheidt daarbij staalsoorten zonder en met molybdeentoevoeging. De eerste groep bevat 17–20% Cr; 7–14% Ni; 0,03–0,15% C en eventueel Ti of Nb voor



Figuur 11.21. Invloed van de stabiliteit van de austeniet op de versterking bij het koudwalsen van de 18-8-staalsoorten.

X 10CrNi 17.7: 0,12% C; 17,4 Cr; 7,2% Ni

X 10CrNi 17.9: 0,09% C; 18,6% Cr; 8,8% Ni

X 10CrNi 20.11: 0,05% C; 19,8% Cr; 11,4% Ni

de stabilisering. Deze staalsoorten zijn niet bestand tegen de inwerking van chloorionen (bijvoorbeeld zeewater), waardoor putcorrosie wordt veroorzaakt. De Mo-houdende staalsoorten bevatten 2–3% Mo en soms koper en silicium. De weerstand tegen aantasting door chloorionen is veel beter. Om de ferrietvormende werking van het Mo te compenseren is het Ni-gehalte enkele procenten hoger dan bij de 1e groep. Voor een zeer hoge corrosieweerstand in sterk agressieve stoffen zijn staalsoorten ontwikkeld met 20–30% Cr en 20–30% Ni waaraan Mo en Cu worden toegevoegd. In de bestek-industrie wordt dikwijls de zeer goed koudvervormbare staalsoort 12–12 gebruikt (roestvaste lepels en vorken). In tabel 11.5 is een overzicht gegeven van de meest gebruikte, austenitische corrosievaste staalsoorten.

Voor toepassingen in de chemische industrie is het van groot belang te weten tegen welke chemicaliën de corrosievaste staalsoorten bestand zijn en tegen welke niet. Hiervan bestaan zeer uitgebreide tabellenboeken. Het onderwerp is echter te uitgebreid om hier te bespreken. Volstaan wordt met enkele korte algemene opmerkingen.

Tabel 11.5. Austenitische corrosievaste staalsoorten.

| staalsoort             | AISI<br>nr. | samenstelling (%) |     |     |      |    |           | $R_{p0,2}$<br>(N/mm <sup>2</sup> ) | $R_m$<br>(N/mm <sup>2</sup> ) | A<br>(%) |
|------------------------|-------------|-------------------|-----|-----|------|----|-----------|------------------------------------|-------------------------------|----------|
|                        |             | C                 | Mn  | Si  | Cr   | Ni | andere    |                                    |                               |          |
|                        |             | max               | max | max |      |    |           | min                                |                               | min      |
| X 12 CrNi 17.7         | 301         | 0,15              | 2,0 | 1,0 | 17   | 7  | —         | 350                                | 700–900                       | 40       |
| X 12CrNi 18.8          | 301         | 0,15              | 2,0 | 1,0 | 18   | 9  | —         | 220                                | 500–700                       | 50       |
| X 12CrNiS 18.8         | 303         | 0,15              | 2,0 | 1,0 | 18   | 9  | S:0,15    | 220                                | 500–700                       | 50       |
| X 5CrNi 18.9           | 304         | 0,08              | 2,0 | 1,0 | 19   | 10 | —         | 200                                | 500–700                       | 50       |
| X 3CrNi 18.9           | 304         | 0,03              | 2,0 | 1,0 | 19   | 10 | —         | 200                                | 500–700                       | 50       |
| X 8CrNi 12.12          | —           | 0,07              | 2,0 | 1,0 | 12,5 | 13 | —         | 200                                | 500–650                       | 55       |
| X 15 CrNiSi 25.12      | 309         | 0,20              | 2,0 | 2,0 | 25   | 12 | —         | 300                                | 600–750                       | 40       |
| X 15 CrNiSi 25.20      | 310         | 0,20              | 2,0 | 2,0 | 25   | 20 | —         | 300                                | 600–750                       | 40       |
| X 5 CrNiMo 18.12       | 316         | 0,07              | 2,0 | 1,0 | 17   | 12 | Mo:2,5    | 200                                | 500–700                       | 45       |
| X 7CrNiTi18.9          | 321         | 0,08              | 2,0 | 1,0 | 18   | 10 | Ti: 5*%C  | 250                                | 500–700                       | 40       |
| X 7CrNiNb 18,9         | 347         | 0,08              | 2,0 | 1,0 | 18   | 10 | Nb: 10*%C | 250                                | 500–700                       | 40       |
| X 10 CrNiMoTi<br>18.10 | 316         | 0,10              | 2,0 | 1,0 | 18   | 12 | Mo:2,5+Ti | 250                                | 500–700                       | 40       |
| X 10 CrNiMoNb<br>18.10 | 316         | 0,10              | 2,0 | 1,0 | 18   | 12 | Mo:2,5+Nb | 250                                | 500–700                       | 40       |

Tegen *atmosferische corrosie* zijn de 18–8-staalsoorten in het algemeen goed bestand. In bouwconstructies, bijvoorbeeld stalen gevels, raamlijsten zijn zij goed bruikbaar, zelfs in zeelucht.

In contact met *zeewater* vertonen de molybdeen-vrije staalsoorten een sterke putcorrosie. Veel beter zijn in dit opzicht de molybdeenhoudende staalsoorten, ofschoon ook deze nog niet absoluut bestand zijn tegen zeewateraan-tasting, vooral niet bij hogere temperaturen.

In *sterke anorganische zuren* is de corrosieweerstand van de austenitische staalsoorten gering. Dit geldt niet voor salpeterzuur dat oxyderend werkt en de passivatie van het chroom niet aantast of zelfs verbetert. Wel voor zwavelzuur en zoutzuur, die de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ -laag afbreken. Het gewone 18–8 is tegen deze zuren helemaal niet bestand. Beter is 18–8 Mo, dat bij kamertemperatuur en geringe concentraties van het zuur wel kan worden gebruikt. Voor hogere temperaturen en concentraties gebruikt men legeringen met zeer veel nikkel (tot 40%) en verder Mo (4–5%) en koper (2–3%) bij ca. 20% Cr, rest Fe.

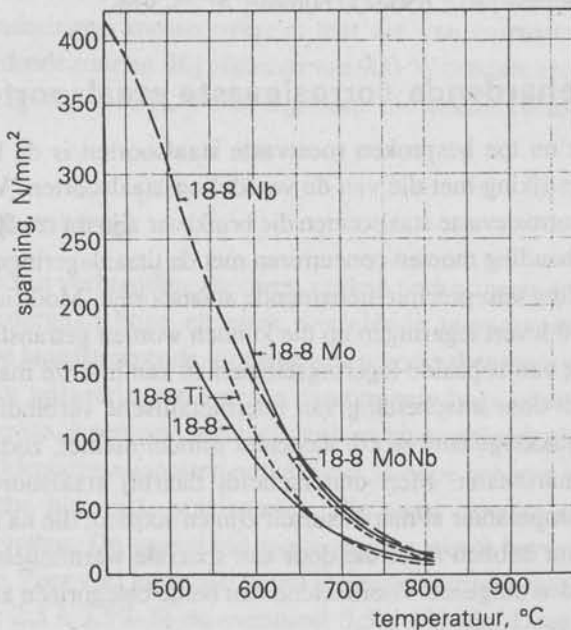
Tegen *organische zuren* zijn de 18–8-soorten redelijk goed en de 18–8-Mo-soorten goed bestand.

### Hittevaste austenitische staalsoorten

De corrosievaste 18–8-soorten bieden tot ca. 900 °C voldoende weerstand tegen oxydatie. Bij hogere temperaturen kan men staalsoorten gebruiken met de samenstelling 25–12 of 25–20, die beide tot 1100 à 1150 °C bruikbaar zijn. In zwavelhoudende gas-sen ( $\text{SO}_2$ ,  $\text{H}_2\text{S}$ ) worden de austenitische staalsoorten bij hoge temperaturen snel

aangetast, door de vorming van nikkelsulfide, NiS, dat met Ni een bij 650 °C smeltend eutecticum vormt. Onder deze omstandigheden kunnen beter de ferritische chroomstaalsoorten worden gebruikt.

De kruipsterkte van de austenietstructuur is hoger dan die van de ferrietstructuur. Staalsoorten met een ferritisch kristalrooster zijn daardoor in het algemeen niet bruikbaar boven ca. 600 °C. Austenitische staalsoorten hebben tot ongeveer 700 °C een redelijke kruipsterkte. De staalsoorten die carbidevormers bevatten zoals Mo, Ti en Nb zijn sterker dan het gewone 18-8 (zie figuur 11.22).



Figuur 11.22. 100.000-uursterkte van 18-8-staalsoorten.

## 11.6. Austenitisch-ferritisch corrosievast staal

In deze staalsoorten, die ook wel *duplex* staalsoorten worden genoemd, treedt een gemengde austeniet-ferriet structuur op. De samenstelling van deze staalsoorten, uitgedrukt in chroom- en nikkelequivalent (zie figuur 11.16) wordt zodanig uitgebalanceerd dat in het staal een grote hoeveelheid  $\delta$ -ferriet aanwezig is bij kamertemperatuur. Dit wordt bereikt door t.o.v. 18-8 het chroomgehalte te verhogen en het nikkelgehalte te verlagen. Dit heeft de volgende voordelen:

- door toename van de hoeveelheid  $\delta$ -ferriet stijgen de rekgrens en (in mindere mate) de treksterkte;
- de  $\delta$ -ferriet veroorzaakt een korrelverfijning van de austeniet en daarmee een verdere verhoging van de rekgrens;

- door het verhoogde Cr-gehalte wordt de corrosievastheid in een aantal gevallen beter;
- de weerstand tegen spanningscorrosie en interkristallijne corrosie neemt toe;
- de gietbaarheid van het staal wordt beter.

Als nadeel kan gelden dat door lassen de duplex structuur kan worden verstoord, waardoor de eigenschappen plaatselijk sterk gewijzigd kunnen worden. Samenstelling en eigenschappen van de meest gebruikte austenitisch-ferritische staalsoorten zijn:

C: 0,02-0,03%; N: ca. 0,15%; Cr: 22-27%; Ni: 4-9%; Mo: 1,5-4%; ferrietgehalte 40-55%;  $R_p$  0,2: 450-550 N/mm<sup>2</sup>;  $R_m$ : 650-900 N/mm<sup>2</sup>; A: 25-30%.

### 11.7. Precipitatiehardende corrosievaste staalsoorten

Een nadeel van de tot nu toe besproken roestvaste staalsoorten is de betrekkelijk geringe sterkte in vergelijking met die van de veredelingsstaalsoorten. Vooral in de luchtvaart vraagt men corrosievaste staalsoorten die bruikbaar zijn tot ca. 500 °C en die in sterkte/gewichtsverhouding moeten concurreren met de titaanlegeringen. Dit heeft geleid tot de ontwikkeling van precipitatiehardende staalsoorten. Modificatie van de basissamenstelling 18-8 levert legeringen op die kunnen worden getransformeerd tot martensiet. Toevoeging van bepaalde legeringselementen kan in deze martensiet een extra harding opleveren door uitscheiding van intermetallische verbindingen. Door vermindering van het nikkelgehalte wordt austeniet minder stabiel, zodat deze kan worden omgezet in martensiet. Men onderscheidt daarbij staalsoorten die bij afschrikken tot kamertemperatuur al martensitisch zijn en soorten; die na afschrikken nog de austenietstructuur hebben maar die door een speciale warmtebehandeling in martensiet kunnen worden omgezet. Voorbeelden van beide categorieën zijn gegeven in tabel 11.6.

Tabel 11.6. Precipitatiehardende staalsoorten.

| 1. Corrosievaste staalsoorten            |                   |      |     |     |      |           |           |          |
|------------------------------------------|-------------------|------|-----|-----|------|-----------|-----------|----------|
| staalsoort                               | samenstelling (%) |      |     |     |      |           |           |          |
|                                          | C<br>max          | Cr   | Ni  | Mo  | Al   | Mn<br>max | Si<br>max | andere   |
| martensitisch                            |                   |      |     |     |      |           |           |          |
| 17-4-PH                                  | 0,07              | 16,5 | 4,0 | -   | -    | 1,0       | 1,0       | Cu: 2,75 |
| half-austenitisch                        |                   |      |     |     |      |           |           |          |
| 17-7 PH                                  | 0,07              | 17   | 7,0 | -   | 1,15 | 0,6       | 0,4       | -        |
| PH 15-7 Mo                               | 0,09              | 15   | 7,0 | 2,5 | 1,0  | 1,0       | 1,0       | -        |
| 2. Nikkelhoudende staalsoorten; maraging |                   |      |     |     |      |           |           |          |
|                                          | C                 | Co   | Ni  | Mo  | Al   | Ti        | Mn        | Si       |
|                                          | max               |      |     |     |      |           | max       | max      |
| 20 NiTiAl                                | 0,03              | -    | 20  | -   | 0,25 | 1,45      | 0,10      | 0,10     |
| 18 NiCoMo                                | 0,03              | 8    | 18  | 4,8 | 0,10 | 0,40      | 0,10      | 0,10     |



De martensitische staalsoorten hebben een treksterkte van ca.  $1400 \text{ N/mm}^2$ , een 0,2-rekgrens van ca.  $1300 \text{ N/mm}^2$  en een rek van ca. 12%.

Met de half-austenitische staalsoorten is een treksterkte te bereiken van  $1600 \text{ N/mm}^2$  en een rekgrens van  $1500 \text{ N/mm}^2$  bij 6% rek.

Verwant aan de precipitatiehardende corrosievaste staalsoorten zijn de nikkelhoudende precipitatiehardende staalsoorten, dikwijls *maraging steel* genoemd. Dit woord is een samentrekking van 'martensite' en 'aging' (veroudering of precipitatieharding). Deze staalsoorten zijn niet corrosievast, de sterkte is echter groter dan bij de boven beschreven staalsoorten. Voorbeelden zijn gegeven in tabel 11.6. De warmtebehandeling en structuurveranderingen komen overeen met die van corrosievaste martensitische precipitatiehardende soorten. Bij afkoelen van  $900^\circ\text{C}$  ontstaat zachte, nog bewerkbare, martensiet die op  $450\text{--}480^\circ\text{C}$  wordt uitgehard. De treksterkte loopt daarbij op tot ca.  $1800 \text{ N/mm}^2$ .

### 11.8. Kleppenstaal

Uitlaatkleppen van verbrandingsmotoren werken onder uiterst ongunstige omstandigheden. Zij ondergaan hoge en sterk wisselende temperaturen en mechanische spanningen. De langsstromende uitlaatgassen veroorzaken corrosie en erosie. Aan de materialen voor uitlaatkleppen worden daarom zeer hoge eisen gesteld betreffende vermoeiingssterkte, weerstand tegen slijtage en hittevastheid. Men heeft daarom een reeks speciale kleppenstaalsoorten ontwikkeld. Hiertoe behoren zowel martensitische als austenitische hittevaste staalsoorten, die naast chroom en silicium dikwijls molybdeen bevatten. De weerstand tegen slijtage wordt bevorderd door een hoog koolstofgehalte. Zeer veel toegepast wordt een martensitische staalsoort met ca. 0,45% C; 8 à 9% Cr; 2,5 à 3,5% Si en eventueel 0,5 à 1% Mo. Deze staalsoort wordt in veredelde toestand gebruikt bij maximale uitlaatgastemperaturen tot ca.  $625^\circ\text{C}$ . Bij aanwezigheid van loodoxyde afkomstig uit antiklop-middelen in benzine kan de corrosieweerstand van deze staalsoort onvoldoende zijn. Men kan dan staalsoorten met een hoger chroomgehalte gebruiken bijvoorbeeld 21% Cr; 0,7% C; 2% Si; 1,5% Ni, eveneens een veredelbare martensitische staalsoort. Austenitische hittevaste staalsoorten hebben ten opzichte van de hierbovengenoemde het voordeel van een grotere taaiheid en een hogere kruipsterkte. Zij zijn daardoor tot hogere temperaturen bruikbaar.

### Opgaven

- 11.1. Wat verstaat men onder de passivering van staal?
- 11.2. Welk effect heeft koolstof op de passivering?
- 11.3. Geef de karakteristieke verschillen in structuur en eigenschappen van ferritisch en martensitisch roestvast staal.
- 11.4. Wat verstaat men onder sigmafase in roestvast staal; onder welke omstandig-

- heden kan deze optreden?
- 11.5. Geef een voorbeeld van een ferritisch roestvast staal; noem enkele toepassingen.
  - 11.6. Wat is de samenstelling van roestvast messenstaal? Beschrijf de benodigde warmtebehandeling van deze staalsoort.
  - 11.7. Bespreek de lasbaarheid van de verschillende roestvaste staalsoorten. Welke nadelige effecten kan het lassen veroorzaken? Hoe worden deze bij austenitisch roestvast staal verminderd (of voorkomen)?
  - 11.8. Welke staalsoort kiest u voor een (roestvaste) huishoudschaar?
  - 11.9. Welke staalsoort kiest u voor de vervaardiging van een roestvast stalen aanrecht op grond van de eisen gesteld door de fabricage en door het gebruik?
  - 11.10. Waarom moet bij toevoeging van Mo aan austenitisch roestvast staal het Ni-gehalte worden verhoogd?
  - 11.11. Welke voor- en nadelen kleven aan de toepassing van austenitisch-ferritisch staal?
  - 11.12. Wat verstaat u onder 'maraging' staal; wat zijn hiervan de specifieke eigenschappen?

# 12

## Gietijzer

### 12.1. Inleiding

Reeds lang voor het begin van onze jaartelling werd gietijzer in China gebruikt; als bewijs hiervan dienen onder andere de reusachtige beelden en dierenfiguren, die bewaard zijn gebleven. In Europa komt het gietijzer op in de veertiende eeuw; in 1372 worden in Augsburg de eerste kanonskogels van wit gietijzer gegoten. Een eeuw later gebruikt men het grijze gietijzer reeds veel voor haardplaten met fraaie reliëfs, geschut, potten en pannen. In 1670 vindt men de methode om smeedbaar gietijzer te maken, die later door Réaumur op wetenschappelijke wijze beschreven wordt.

Oorspronkelijk gebruikte men het direct uit de, toen nog kleine en met houtskool gestookte, 'hoogoven' komende ijzer. Toen men deze ovens groter ging maken en cokes als brandstof ging gebruiken, had het 'ruwijzer' niet meer de gewenste samenstelling en moest een tweede smelting uitgevoerd worden in een andere oven. In 1789 werd hiervoor in Engeland de nu nog veel gebruikte koepeloven ingevoerd.

Omstreeks 1800 beleeft de ijzergieterij een grote bloei; gietijzer is dan een zeer belangrijk materiaal in de machinebouw. In de tweede helft van de negentiende eeuw wordt het gietijzer echter verdrongen door het staal dat toen door de nieuwe processen in grote hoeveelheden ter beschikking kwam. Men gaat dan het gietijzer met zijn lage treksterkte ( $80 \text{ à } 100 \text{ N/mm}^2$ ) en zijn grote brosheid enigszins als een minderwaardig constructiemateriaal beschouwen, in hoofdzaak nog maar geschikt voor steunzuilen, lantarenpalen, haarden en kachels, potten en pannen.

Na de eerste wereldoorlog komt hierin verandering doordat de mechanische eigenschappen door smeltbehandeling en entmethoden sterk verbeterd worden. Een grote ontwikkeling heeft in de laatste veertig jaren plaatsgevonden door de opkomst van het nodulaire gietijzer, dat door de gunstige uitscheidingsvorm van de koolstof sterkte aan taaiheid paart en een mededinger van staalgietwerk en -smeedwerk is geworden. Op de juiste wijze toegepast is gietijzer dan ook een belangrijk constructiemateriaal. Vooral de smeedbare en nodulaire soorten worden in grote hoeveelheden gebruikt in bijvoorbeeld de automobiellindustrie.

#### Wat is gietijzer?

Een sluitende definitie van gietijzer is moeilijk te geven omdat er enige overlapping optreedt met de hooggekoelde en gelegerde, zogenaamde ledeburitische, staalsoorten. Een bruikbare definitie is de volgende: gietijzer is een in de techniek toegepaste ijzer-

koolstof-siliciumlegering met 2–4,5% C en een siliciumgehalte tussen 0,5 en 3,5%. Verder zijn altijd mangaan, zwavel en fosfor aanwezig.

De eigenschappen van gietijzer zijn zeer sterk afhankelijk van de verschijningsvorm van de koolstof. Deze kan zijn: gebonden als cementiet,  $\text{Fe}_3\text{C}$ , of vrij als grafiet in de vorm van lamellen, nesten of nodulen. De verschijningsvorm wordt vooral bepaald door de samenstelling van het materiaal en door de afkoelsnelheid tijdens en na het gieten. Bovendien kan men hier nog invloed op uitoefenen door legeren en door warmtebehandelingen.

## 12.2. Structuur

Voor het verklaren van de structuur kan gebruik worden gemaakt van het ijzer-koolstof-diagram (figuur 3.3). Hierbij treden echter twee complicaties op. Ten eerste moet men bedenken, dat dit diagram slechts geldt voor een zuiver binaire Fe-C-legering en dat essentiële punten en lijnen sterk verschoven worden door de altijd aanwezige andere elementen. Daarnaast bepaalt de afkoelsnelheid in hoeverre het stabiele en het metastabiele diagram gevolgd worden.

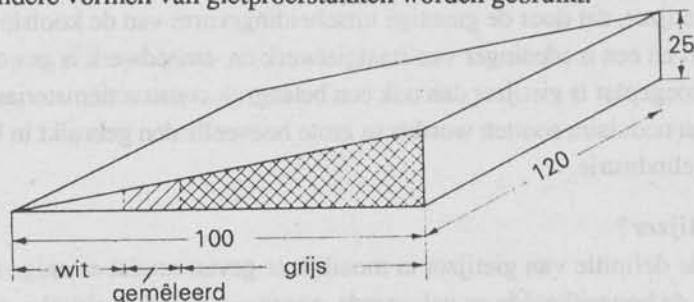
Met het eerste houdt men rekening door te werken met het *koolstofequivalent*; dit is het schijnbare koolstofgehalte, dat gevonden wordt volgens de formule:

$$C_{eq} = \% C_{\text{totaal}} + \frac{\% \text{ Si} + \% \text{ P}}{3}$$

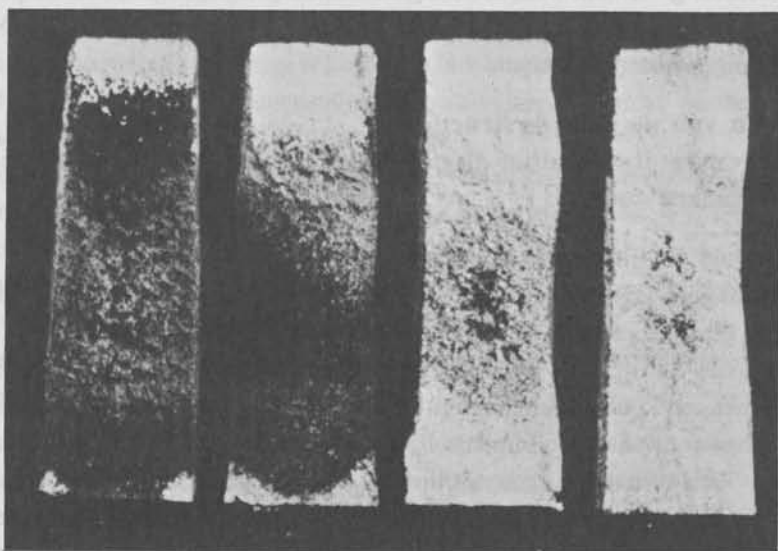
Een gietijzer met silicium en fosfor gedraagt zich dus alsof er meer koolstof in zit.

De tweede factor is een kwestie van ervaring, aangezien de afkoelsnelheid afhangt van de wanddikte van het gietstuk, van het al of niet gedroogd zijn van de vorm, van de giettemperatuur en van de gietsnelheid.

Ter beoordeling van de invloed van al deze factoren op de structuur gebruikt men de wigproef. Er wordt dan een wigvormig proefstuk van voorgeschreven afmetingen gegoten, op de voorgeschreven wijze afgekoeld en doorgebroken (figuur 12.1). In de punt van de wig is het ijzer wit gestold (metastabiele stolling, geen grafiet). Via een gemêleerde zone gaat dit over in grijs gietijzer (stabiele stolling, grafietvorming). De grootte van het witte gedeelte geeft een aanwijzing over de aard van het gietijzer (figuur 12.2). Ook andere vormen van gietproefstukken worden gebruikt.



Figuur 12.1. De wigproef. Hiermede beoordeelt men de neiging tot wit stollen van het gietijzer.



Figuur 12.2. Het breukouterlijk bij verschillende afkoelsnelheden van gietproefstukken, de afkoelsnelheid stijgt van links naar rechts.

In de begintijd van het metaalonderzoek werden de metalen beoordeeld naar uiterlijk en kleur van het breukvlak. Bij gietijzer biedt dit nog steeds de mogelijkheid van een snelle eerste indeling in wit en grijs, door het opvallende verschil tussen ijzer met en zonder uitscheiding van grafiet.

### Koolstoffactor

De voordelen van een gietlegering komen het best tot uiting wanneer de samenstelling dicht in de buurt van het eutectische punt ligt; de giettemperatuur is dan laag, er treedt geen segregatie op en de slink (volumevermindering bij het stollen) is klein. Het eutectische punt wordt verschoven door de naast ijzer en koolstof nog aanwezige elementen, vooral Si en P volgens de formule:

$$\% C_{\text{eut.}} = 4,26 - \frac{\% \text{ Si} + \% \text{ P}}{3}$$

De aard van het gietijzer kan beoordeeld worden aan de *eutectische verzadigingsgraad* of *koolstoffactor*  $S_c$ . Dit is de verhouding tussen het koolstofgehalte van het gietijzer en het (gecorrigeerde) koolstofgehalte van het eutecticum. Bijvoorbeeld, een gietijzer met 3,3% C, 2,4% Si en 0,3% P heeft een koolstoffactor

$$S_c = \frac{3,3}{4,26 - \frac{2,4 + 0,3}{3}} = \frac{3,3}{3,36} = 0,98;$$

dat wil zeggen: het gietijzer is juist onder-eutectisch.



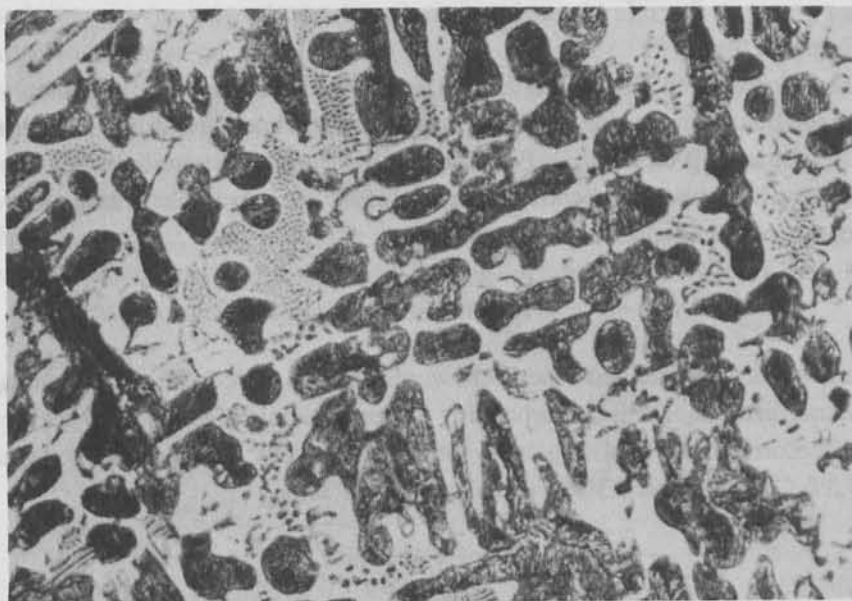
Een koolstoffactor groter dan 1 zal in het algemeen worden vermeden, daar de primaire cementiet- of grafietuitscheidingen, die dan ontstaan, een ongunstige invloed op de mechanische eigenschappen hebben.

### Het ontstaan van de gietijzerstructuren

Aan de hand van het ijzer-koolstof-diagram zal nu het ontstaan van de verschillende structuren besproken worden.

#### 1. metastabiele stolling; wit gietijzer

Hierbij ontstaat geen vrije grafiet, de stolling verloopt geheel volgens het metastabiele diagram. Een gietijzer met 3% C, dat uit het vloeistofgebied afgekoeld wordt, zal bij het passeren van de lijn BC, bij ongeveer 1300 °C, primaire austenietdendriten uitscheiden met een koolstofgehalte van 1,3%. Verder afkoelen doet de hoeveelheid austeniet toenemen, waarbij de samenstelling verschuift naar E, terwijl de afnemende hoeveelheid vloeistof naar de samenstelling C van het eutectische punt toe gaat. Bij 1148 °C wordt de resterende vloeistof omgezet in ongeveer gelijke delen austeniet (met 2% C) en cementiet (met 6,7% C), het *ledeburiet-eutecticum*. Daling van de temperatuur tot 727 °C geeft een uitscheiding van secundaire cementiet, die meestal één geheel vormt met de cementiet van het eutecticum; de samenstelling van de austeniet loopt terug tot 0,77% C (punt S). Hier aangekomen vindt de eutectoïdische reactie plaats: austeniet (S) → ferriet (P) en cementiet (K), er ontstaat een *perliet*-structuur. Verder afkoelen veroorzaakt nog een geringe tertiaire cementietafscheiding, die men in de structuur niet kan waarnemen (figuur 12.3).

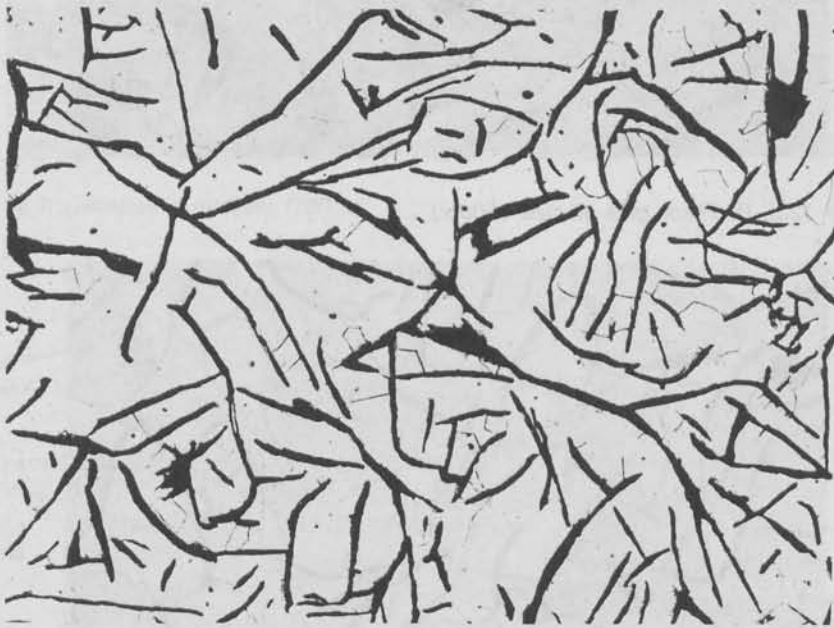


Figuur 12.3. Ondereutectisch wit gietijzer (200 ×).

## 2. stabiele stolling; grijs gietijzer

Bij de stabiele stolling is het begin gelijk aan het voorgaande, namelijk uitscheiding van austenietdendriten. Er treedt nu echter geen ledeburiet-eutecticum op, want wanneer bij 1154 °C de vloeistof de samenstelling C' bereikt heeft, zal deze worden omgezet in austeniet (E') en grafiet, het *grafiet-eutecticum*.

Afhankelijk van de samenstelling en omstandigheden kan verder geheel het gestippelde stabiele diagram gevolgd worden; er ontstaat dan *ferritisch grijs gietijzer*, waarbij alle koolstof als grafiet ingebed ligt in een grondmassa van ferriet (figuur 12.4). Ook is mogelijk, dat er tussen 1154 °C en 738 °C een overgang van het stabiele naar het metastabiele diagram plaatsvindt met als resultaat *perlitisch grijs gietijzer* (figuur 12.5). De grafiet bevindt zich dan in een grondmassa van perliet, die sterker is dan de ferriet, maar minder taai.



Figuur 12.4. Ferritisch grijs gietijzer (200 x).

Tenslotte kan het nog gebeuren, dat bij 738 °C de austeniet in direct contact met de grafiet zich omzet in ferriet en grafiet, terwijl de verder verwijderde austenietkristallen bij 727 °C overgaan in perliet. De matrix bestaat dan uit ferriet met daarin grafiet, omgeven door perliet. Men noemt dit *gewoon grijs gietijzer* (figuur 12.6). Ook moet nog genoemd worden het *gemêleerde gietijzer* (figuur 12.7) waarbij de stolling gedeeltelijk volgens het stabiele en gedeeltelijk volgens het metastabiele diagram heeft plaatsgevonden. Deze structuur kan men aantreffen als overgangszone tussen wit en grijs gietijzer, wanneer een gietstuk door snelle afkoeling aan de buitenkant wit en binnenin grijs gestold is (voorbeeld het zogenaamde *harde schil gietijzer* voor walsrollen).

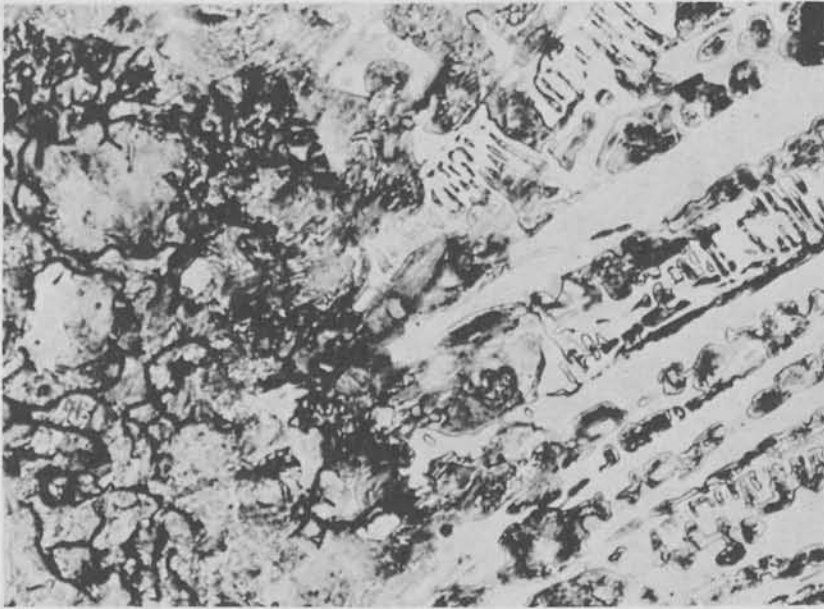


Figuur 12.5. Perlitisch grijs gietijzer (500  $\times$ ).

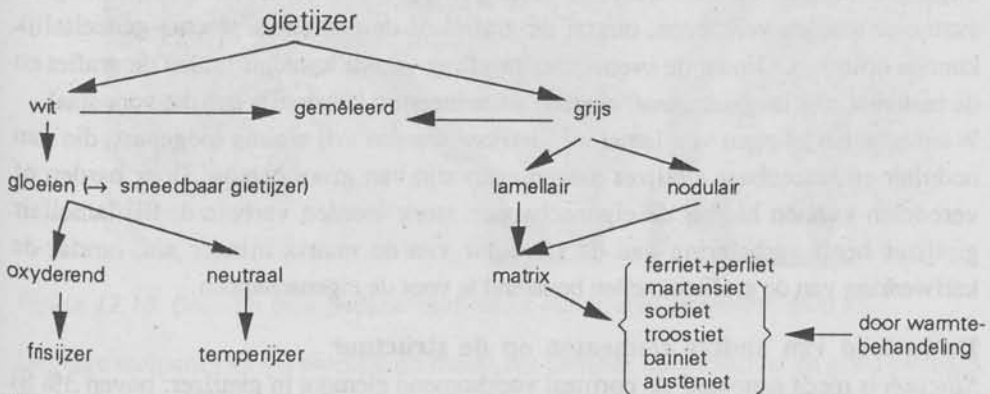


Figuur 12.6. Gewoon grijs gietijzer (200  $\times$ ).

Samenvattend komt men tot het schema van figuur 12.8.



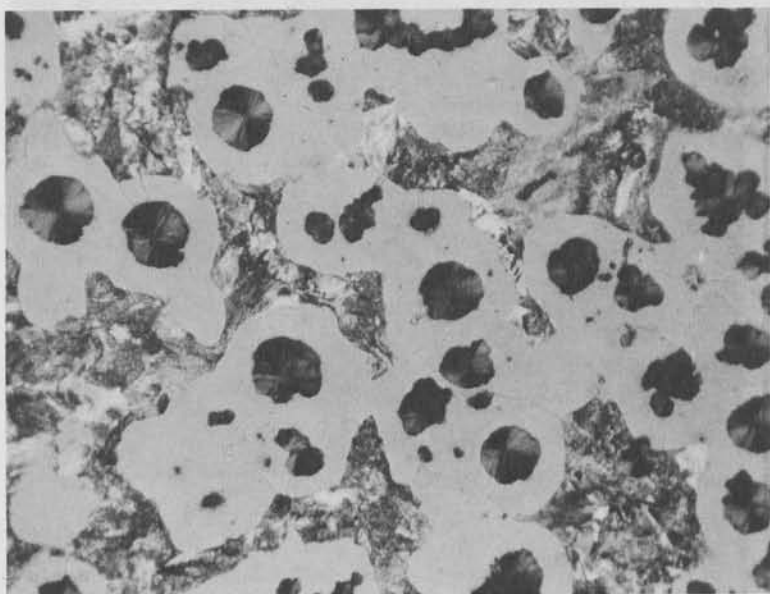
Figuur 12.7. Gemêleerd gietijzer (200 x).



Figuur 12.8. Gietijzersoorten.

De bovengenoemde grijze structuren komen ook voor bij het nodulaire gietijzer, (figuur 12.9), waarbij de grafiet in compacte vorm aanwezig is. Het nodulaire gietijzer zal later besproken worden, evenals het zogenaamde smeedbare gietijzer, dat door gloeibehandelingen uit wit gietijzer te verkrijgen is.

De matrix van gietijzer verschilt in wezen niet veel van die van staal; door warmtebehandelingen en legeren kan men allerlei andere structuren verkrijgen, bijvoorbeeld martensiet, sorbiet, troostiet, bainiet en austeniet. Er is echter een belangrijk verschil bij de warmtebehandeling; wanneer bij het austeniteren van staal de laatste resten ferriet en perliet zijn omgezet, heeft men een homogene austenitische grondmassa als



Figuur 12.9. Nodulair gietijzer met ferritisch-perlitische matrix (200 ×).

uitgangsstructuur voor de verdere omzetting. Bij gietijzer echter zal nooit homogene austeniet worden verkregen, omdat de grafiet of de cementiet slechts gedeeltelijk kunnen oplossen. Omdat de evenwichtsinstelling van de koolstof tussen de grafiet en de austeniet zeer langzaam gaat, moet de austeniteitijd langer zijn dan die voor staal. Warmtebehandelingen van lamellair gietijzer worden vrij weinig toegepast, die van nodulair en smeedbaar gietijzer daarentegen zijn van groot belang. Door harden of veredelen kunnen hierbij de eigenschappen sterk worden verbeterd. Bij lamellair gietijzer heeft verbetering van de structuur van de matrix minder zin, omdat de kerfwerking van de grafietslamellen bepalend is voor de eigenschappen.

#### De invloed van andere elementen op de structuur

*Silicium* is reeds genoemd als normaal voorkomend element in gietijzer; boven 3% Si kan men van gelegeerd gietijzer spreken; het heeft dan een duidelijk waarneembare gunstige invloed op de hittevastheid. Silicium werkt sterk grafitiserend, waardoor het grijs stollen dus bevorderd wordt.

*Koper* en *nikkel* werken eveneens grafitiserend, in wat mindere mate dan silicium. In tegenstelling tot Si hebben Cu en Ni een perliet-stabiliserende invloed, hetgeen van belang is voor kwaliteitsgietwerk met geheel perlitische grondmassa. In gelegeerd gietijzer ontstaat met toenemend nikkelgehalte respectievelijk de bainitische, de martensitische en de austenitische structuur. *Chroom* werkt carbide-stabiliserend en bevordert dus de witstolling met perlitische matrix.

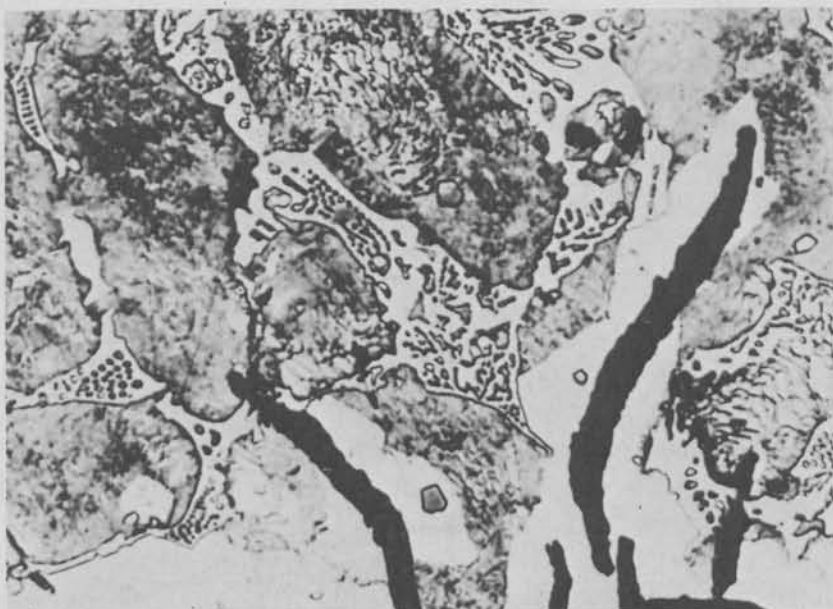
*Zwavel* is weinig oplosbaar, vertoont een sterke segregatie en vormt de verbinding FeS



(met laag smeltpunt) die zich langs de korrelgrenzen afzet. Dit geeft kans op scheuren tijdens de afkoeling (warmscheuren) en slechte mechanische eigenschappen. Bovendien geeft zwavel grove grafiet. Het is dus nodig de aanwezige zwavel met mangaan te binden.

*Mangaan* is goed oplosbaar in ferriet en austeniet, het bindt de zwavel en werkt perliet-stabiliserend.

*Fosfor* kan in het ternaire eutecticum  $\text{Fe-Fe}_3\text{C-Fe}_3\text{P}$ , het zogenaamde steadiet voorkomen. Dit bevat ca. 2% C en 7% P en heeft een smeltpunt van 950 °C. Als laag-smeltend bestanddeel vult het de overgebleven holtes en kan door zijn grillige vorm gemakkelijk herkend worden (figuur 12.10).



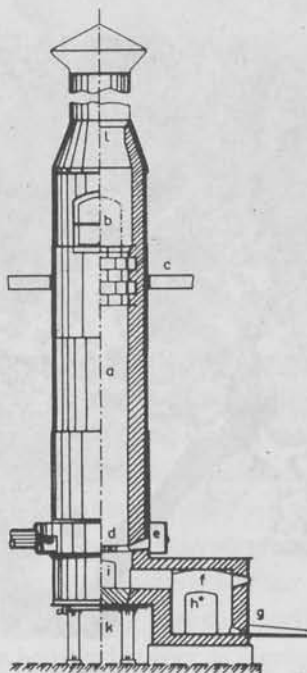
Figuur 12.10. Gewoon grijs gietijzer met fosfor-eutecticum (steadiet); (800 ×).

Het lage stolpunt van het eutecticum maakt het gietijzer dunvloeibaar en goed gietbaar, zodat dunwandige gietstukken vervaardigd kunnen worden. Het steadietnetwerk, dat bij wat hogere fosforgehaltes kan ontstaan, maakt het gietijzer wel bros, maar ook goed bestand tegen slijtage, zodat het toegepast wordt waar goede 'loopeigenschappen' van het oppervlak gewenst worden.

### 12.3. De bereiding van gietijzer

Oorspronkelijk werd direct uit de met houtskool gestookte hoogoven in de vormen gegoten. Toen men cokes als brandstof ging gebruiken had het 'ruwijzer' niet meer de vereiste samenstelling en werd een tweede smelting noodzakelijk. Hiervoor wordt nog vaak de in 1789 ingevoerde *koepeloven* gebruikt. Dit is een schachtoven (figuur

12.11) waarin vanaf de laadvloer (c) de lading ingebracht wordt, meestal bestaande uit ruwijzer, gietijzerafval en staalschroot, afgewisseld met lagen cokes (8–12% van de lading) en toeslag voor de slakvorming. De verbranding wordt onderhouden door de lucht, die door de blaasgaten (e) ingeblazen wordt. Het ijzer smelt, druppelt naar beneden en kan onderaan, eventueel via een voorhaard (h) afgetapt worden. Door de vermenging van brandstof en ijzer wordt de warmte goed benut en is dit een goedkope manier van smelten. Voor de bijzondere gietijzersoorten worden tegenwoordig vaak elektrische ovens gebruikt; nodulair gietijzer maakt men in verband met het vereiste lage zwavelgehalte vaak uit zuivere grondstoffen in een inductie-oven.



Figuur 12.11. Koepeloven.

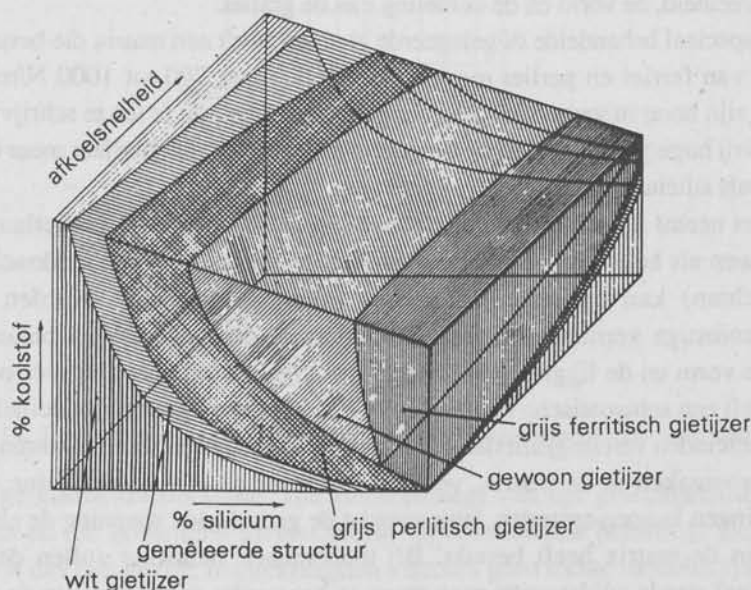
### Smeltbehandeling en enten

Dit zijn zeer belangrijke factoren voor het verkrijgen van de juiste structuren. Het is namelijk mogelijk, dat in het gesmolten metaal geen of te weinig kiemen aanwezig zijn; de gevolgen hiervan kunnen respectievelijk zijn onderkoeling met vergrote neiging tot witstollen en te grove grafiet. Om dit te vermijden, zal men de smelt eerst oververhitten om alle kiemen te vernietigen, daarna afkoelen tot de juiste giettemperatuur en dan 'enten' door het in poedervorm toevoegen van stoffen als ferrosilicium of calciumsilicium, die een sterk kiemvormende werking hebben. Het resultaat is dan vermindering van onderkoeling en een gelijkmatige fijne grafietuitscheiding, hetgeen zeer gunstig is voor de mechanische eigenschappen.

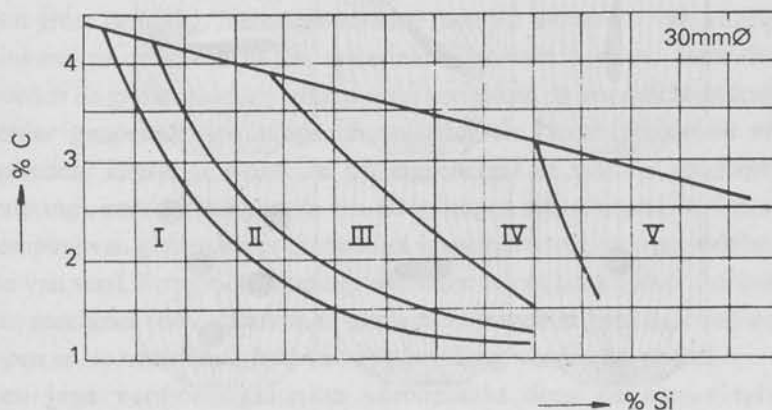
### Weichelt-diagram

Verschillende onderzoekers hebben gepoogd de samenhang tussen structuur, samenstelling en afkoelsnelheid van gietijzer vast te leggen. Vooral het werk van Weichelt, die staven van verschillende diktes goot in groen (niet gedroogd) zand en dan de structuren onderzocht, is bekend geworden.

Figuur 12.12 geeft een ruimtelijk Weichelt-diagram weer, waarvan figuur 12.13 een doorsnede is voor een staaf van 30 mm diameter, die meestal als maatgevend wordt beschouwd. De van I tot V genummerde gebieden duiden respectievelijk aan het witte, het gemêleerde, het grijs perlitische, het gewone grijze en het grijs ferritische gietijzer.



Figuur 12.12. Ruimtelijk Weichelt-diagram.



Figuur 12.13 Weichelt-diagram voor een proefstaafdiameter van 30 mm.

Bij geringere wanddikte, dus grotere afkoelsnelheid, zal het witte gebied groter worden en de begrenzingslijnen zullen naar rechts schuiven. De bovenste lijn in het diagram geeft het verloop weer van het eutectische punt in afhankelijkheid van het Si-gehalte; een samenstelling op deze lijn heeft dus een koolstoffactor  $S_c = 1$ , daaronder  $S_c < 1$ .

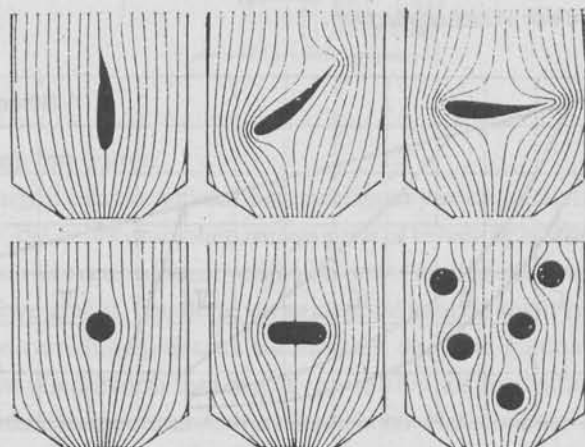
## 12.4. De mechanische eigenschappen

De mechanische eigenschappen van grijs gietijzer worden bepaald door twee factoren:

- de samenstelling en de structuur van de matrix;
- de hoeveelheid, de vorm en de verdeling van de grafiet.

Het niet speciaal behandelde of gelegerde gietijzer heeft een matrix die bestaat uit een mengsel van ferriet en perliet met een treksterkte van 700 tot 1000 N/mm<sup>2</sup>. Deze waarden zijn hoog in vergelijking met ongelegeerd staal; dit is toe te schrijven aan het meestal vrij hoge perlietaandeel in de structuur en het feit dat gietijzer meer elementen bevat, zoals silicium, die de ferriet verstevigen.

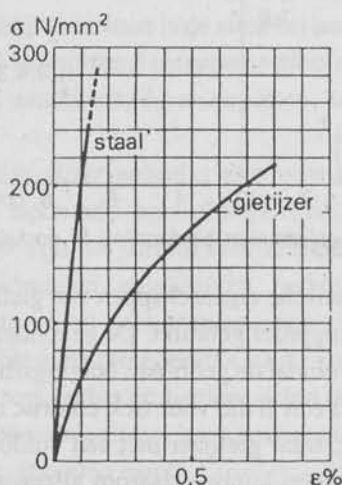
De grafiet neemt 5 – 15 vol.% van de legering in. Daar men de grafietlamellen kan beschouwen als holten in het metaal, gevuld met grafiet, dat geen trekkrachten (wel drukkrachten) kan opnemen, moet dus rekening gehouden worden met een overeenkomstige vermindering van de werkzame doorsnede. Veel belangrijker is echter de vorm en de ligging van de grafietdeeltjes op het spanningsverloop; figuur 12.14 geeft een schematische illustratie hiervan. Uit deze figuur blijkt duidelijk hoe de scherpe uiteinden van de grafietlamellen bij trekbelasting een sterke spanningsconcentratie veroorzaken in de matrix, waardoor daar ter plaatse reeds kleine plastische vervormingen kunnen optreden, lang voordat de gemiddelde spanning de elasticiteitsgrens van de matrix heeft bereikt. Bij toenemende belasting zullen de lamellen (scheurtjes) steeds wijder open gaan staan en het verder doorlopen van de scheurtjes



Figuur 12.14. Spanningsverloop bij verschillende grafietvormen in grijs gietijzer (schematisch).

zal het materiaal bros doen breken. De gevolgen van dit gedrag voor de mechanische eigenschappen zijn:

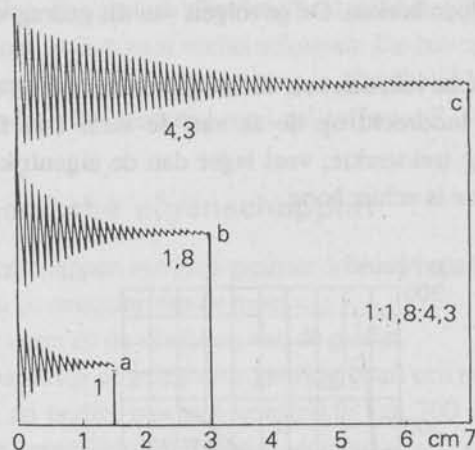
- Een vrij grote elastische rek, een zeer kleine plastische rek en dus een brossse breuk met het breukvlak loodrecht op de as van de staaf (zie figuur 12.15). Deze veroorzaakt een lage treksterkte; veel lager dan de eigenlijke treksterkte van de matrix. De druksterkte is echter hoog.



Figuur 12.15. Trekkromme van gewoon grijs gietijzer en de moduluslijn van staal.

- Een lage elasticiteitsmodulus, die sterk afhangt van het grafietgehalte van het gietijzer en die bovendien kleiner wordt bij toenemende belasting. De wet van Hooke is dus niet geldig; het trekdiagram vertoont geen rechte moduluslijn zoals bij staal. Men geeft als de E vaak de geëxtrapoleerde waarde op bij een belasting = 0 (figuur 12.15). Bij druk gedraagt gietijzer zich heel anders, het heeft dan een elasticiteitsmodulus welke die van staal nabij komt.
- Een grote damping; hieronder verstaat men het uitsterven van trillingen, die door uitwendige oorzaken in het materiaal opgewekt worden. Door deze trillingen worden de grafietlamellen telkens open getrokken en weer dicht gedrukt, waarbij de eerder genoemde spanningsconcentraties en kleine plastische vervormingen optreden. Hierdoor wordt de trillingsenergie in warmte omgezet (inwendige wrijving), zodat de amplitude van de trillingen snel afneemt. In figuur 12.16 is de damping van gietijzer met bladgrafiet vergeleken met die van nodulair gietijzer en die van staal. Een groot dempingsvermogen is van belang voor fundaties en frames van machines (bijv. motoren of gereedschapswerktuigen) daar hierdoor het rustig lopen en de nauwkeurigheid van de bewerking worden bevorderd.
- Een lage vermoeiingssterkte veroorzaakt door de aanwezigheid van de grafietlamellen; om deze reden is echter ook de kerffactor gelijk aan één, zodat de afwerking van het oppervlak er minder toe doet.





Figuur 12.16. Damping van a) gietijzer met bladgrafiet, b) nodulair gietijzer en c) staal.

Voor de bepaling van de mechanische eigenschappen van gietijzer wordt vaak in plaats van de trekproef de driepuntsbuigproef gebruikt. De gevonden buigsterkte is dan 1,6 à 2 maal de treksterkte. Dit komt omdat de gebruikte buigingsformules afgeleid zijn voor een isotroop materiaal, dus met een  $E$  die voor trek en druk dezelfde is en bovendien onafhankelijk van de belasting, waar gietijzer niet aan voldoet. De met de driepuntsbuigproef bepaalde sterktewaarden kunnen daarom alleen als vergelijkingsgetallen worden gebruikt, er mag geen absolute waarde aan worden gehecht.

In nodulair gietijzer is de structuur van de grafiet bolvormig (figuur 12.9), waardoor de invloed op de mechanische eigenschappen veel minder is. Deze worden nu voornamelijk bepaald door de structuur en de eigenschappen van de matrix (zie paragraaf 12.6).

### De wanddiktegevoeligheid van de mechanische eigenschappen

Daar de afkoelsnelheid de grootte en de verdeling van de grafiet en de structuur van de matrix beïnvloedt, zijn de mechanische eigenschappen afhankelijk van de wanddikte van het gietstuk. De sterktewaarden van gietijzer worden daarom gedefinieerd voor een bepaalde standaardwanddikte (c.q. afkoelsnelheid). Bij van deze standaard afwijkende wanddikten worden voor een gegeven gietijzersoort verschillende sterkten gevonden. Voor verdere gegevens wordt verwezen naar het betreffende normaalblad NEN 6002-A.

### Toepassingen van wit en grijs gietijzer

*Wit gietijzer* met een hardheid van 300–500 HV wordt gebruikt waar een grote weerstand tegen slijtage vereist is, zoals kogels in kogelmolens, bekken van ertsbrekers enzovoorts. Door legeren kan men zelfs een geheel martensitisch wit gietijzer verkrijgen; dat wil zeggen de perliet is dan omgezet in martensiet, de cementiet blijft natuurlijk onveranderd. De hardheid hiervan bedraagt 550–700 HV afhankelijk van de ontlaattoemperatuur. Voor walsrollen wordt vaak het *harde-schil-gietijzer* toege-

past. Door een juiste keuze van samenstelling en afkoelsnelheid verkrijgt men dan een buitenlaag van bijvoorbeeld enkele cm's dik, die wit gestold is en dus goed bestand is tegen slijtage, terwijl de kern bestaat uit grijs gietijzer, dat niet zo bros is. Tussen deze structuren in bevindt zich een overgangslaag van gemêleerd gietijzer. Wit gietijzer wordt ook bereid om als uitgangsprodukt te dienen voor het nog te bespreken smeedbare gietijzer. Het is een minder goede gietlegering dan het grijze gietijzer, doordat de samenstelling meestal verder van het eutecticum ligt en omdat het de grafietuitscheiding mist, die bij het grijze gietijzer in staat is de slink bij het stollen op te heffen.

*Gewoon grijs gietijzer* is het normaal toegepaste gietijzer in de machinebouw, bijvoorbeeld voor frames van machines, fundatieplaten, tandwielkasten, kussenblokken enzovoort.

Het sterkere *perlitische gietijzer* gebruikt men voor zwaar belaste onderdelen in de machinebouw; door zijn weerstand tegen slijtage is het ook geschikt voor loopvlakken. Toepassingsvoorbeelden zijn: motorblokken, cilindervoeringen, zuigers en zuigerveren, remblokken, tandwielen, geleidingen, bedden voor draaibanken en spoorwielen. Belangrijke factoren bij deze toepassingen zijn de slijtvastheid en de goede loopeigenschappen van het gietijzeroppervlak. Deze kunnen toegeschreven worden aan de gemengde structuur met zachte en hardere delen (vooral bijvoorbeeld steadiet) en aan de grafiet, die het oppervlak als het ware poreus maakt, waardoor het smeermiddel goed uitgespreid en vastgehouden wordt.

Veel minder dan vroeger wordt gietijzer gebruikt voor potten en pannen, haarden, kachels, verwarmingsradiatoren, waterleidingbuizen, vuilwaterafvoeren in de bouw, straatkolken, putdeksels en dergelijke. Op deze gebieden wordt het verdrongen door staalplaat, aluminium of kunststoffen. Door zijn lage prijs, goede gietbaarheid en goede bewerkbaarheid (index 80 tegen automaatstaal 100) vindt het toch nog op allerlei gebieden toepassing. De corrosievastheid is niet bijzonder groot, maar het roesten vindt zeer gelijkmatig plaats, zodat bijvoorbeeld putdeksels jarenlang onbeschermd in de buitenlucht meegaan.

In het volgende gedeelte zal besproken worden hoe de brosheid, die een nadelige factor is bij de toepassing van gietijzer, vermeden kan worden door beïnvloeding van de uitscheidingsvorm van de koolstof.

## 12.5. Smeedbaar gietijzer

De naam smeedbaar gietijzer is misleidend; het materiaal zal in de praktijk nooit worden gesmeed, het is echter wel goed vervormbaar. Men onderscheidt twee soorten smeedbaar gietijzer:

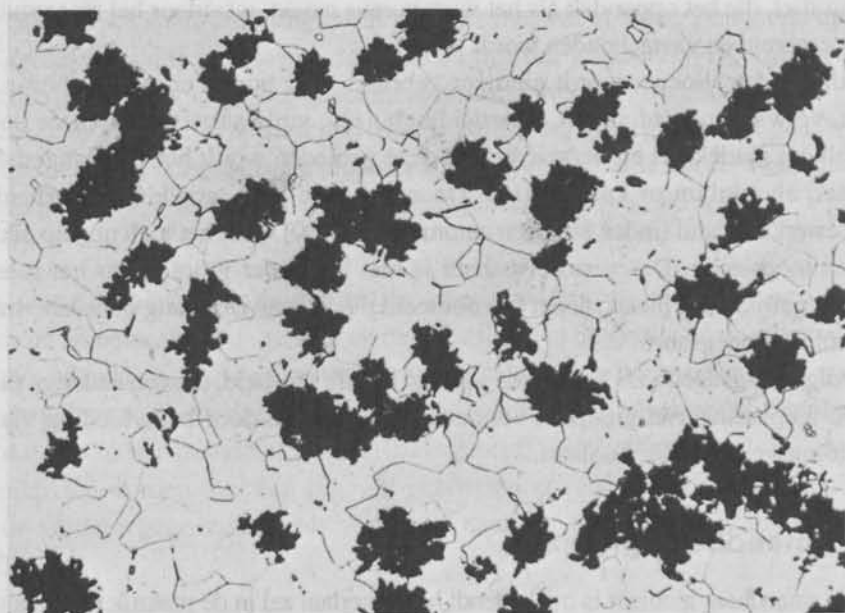
1. *Frisijzer*, ook wel wit of Europees smeedbaar gietijzer genoemd.

Hierbij worden de gewenste eigenschappen verkregen door, uitgaande van wit gietijzer, de koolstof volledig uit het gietstuk te verwijderen door een proces van oxydatie en diffusie (gloeifrissen), waarbij een vrijwel zuivere ferrietstructuur wordt

verkregen. De gietstukken worden in een oven gebracht met een licht oxyderende atmosfeer en gegloeid op 900 à 950 °C. Aan het metaaloppervlak wordt de koolstof door de zuurstof van de aanwezige lucht tot CO geoxydeerd. De uit het metaaloppervlak verdwijnende koolstof wordt door diffusie weer aangevuld vanuit de kern van het gietstuk. Hierdoor daalt het koolstofgehalte van de austeniet, zodat de cementiet zal gaan oplossen. Dit proces gaat door tot de koolstof volledig uit het metaal is verwijderd. De koolstofvrije austeniet zet bij afkoeling om in ferriet. Bij dit proces is de materiaaldikte beperkt tot maximaal 5 mm omdat anders de diffusiewegen voor de koolstof te lang worden en dus ook de benodigde gloeitijden. Bovendien bestaat dan de kans, dat de ontleding van de cementiet een rol gaat spelen en er binnen in het gietstuk koolstofnesten ontstaan. Men spreekt dan van *zwartkern gietijzer*.

2. *Temperijzer*, ook wel zwart of Amerikaans smeedbaar gietijzer genoemd.

Uitgaande van wit gietijzer laat men hier de cementiet ontleden door langdurig gloeien in een neutrale atmosfeer, waarbij de koolstof zich in de vorm van nesten afzet in de austeniet (*temperkool* zie figuur 12.17). Deze nesten missen de kerfwerking van de bladgrafiet; zij veroorzaken dus door het ontbreken van de spanningsconcentraties geen brosheid. Het voor temperen geschikte gietijzer bevat wat meer silicium dan het frisijzer.



Figuur 12.17. Ferritisch temperijzer (200 x).

De samenstelling ligt bij de grens van het witte gebied, hetgeen uiteraard weer een wandsdiktebeperking inhoudt. Om een zo volledig mogelijke afscheiding van de koolstof te krijgen gloeit men in twee trappen. Eerst vindt een snelle ontleding plaats bij 900 à 950 °C; wanneer alle cementiet verdwenen is, verkeert bij die temperatuur de

uitgescheiden temperkool in evenwicht met austeniet met een koolstofgehalte van  $\pm 1,5\%$ . Door het materiaal nu langzaam in de oven te laten afkoelen tot  $650$  à  $700$  °C, het enige tijd op deze temperatuur te houden en vervolgens in lucht te koelen kan een volledig ferritische matrix met temperkoolnesten verkregen worden. Koelt men na de eerste gloeiing van ongeveer de perliettemperatuur in lucht af, dan zal de grondmassa van het temperijzer perlitisch zijn; sterker maar minder taai dan het ferritische temperijzer.

### **Toepassingen van smeedbaar gietijzer**

Het gloeifrisproces is omslachtig en langdurig, leent zich minder goed voor massa-productie en verliest terrein aan het temperen. Door de vrij strenge wanddiktebeperking wordt het vooral voor kleine dunwandige werkstukken gebruikt; hierbij ondervindt het concurrentie van het sinterproces. Als voordeel van het frisijsijzer kan de lasbaarheid genoemd worden; door de afwezigheid van koolstof kan er dan naast de las geen harding optreden. Frisijsijzer wordt vooral gebruikt voor onderdelen van schrijf- en naaimachines, pijpfittings, lugs voor het verbinden van de buizen van fietsframes, en voor kleine auto-onderdelen.

Temperijzer past men in de automobiellindustrie veel toe voor onderdelen van de stuurinrichting, differentieelhuizen, pedalen, nokkenassen en tandwielen, zelfs krukassen en drijfstanden.

Het perlitische temperijzer is voor tandwielen en dergelijke zeer geschikt wegens zijn goede bewerkbaarheid en slijtvastheid. De Amerikaanse auto-industrie gebruikt meer dan een miljoen ton temperijzer per jaar.

## **12.6. Nodulair gietijzer**

Dit is in wezen grijs gietijzer waarin de grafiet in compacte bolvorm (nodulen) is uitgescheiden (figuur 12.9). Hierdoor worden de mechanische eigenschappen van de matrix veel minder beïnvloed dan door de grafietlamellen, zodat rek- en treksterkte van het nodulaire gietijzer veel hoger zijn dan van gietijzer met bladgrafiet. Men bereikt deze bolvorm door behandeling van de smelt met magnesium; het mechanisme van de nodulevorming is nog niet geheel bekend.

Een eis is hierbij wel, dat het zwavelgehalte zeer laag is, bijvoorbeeld  $0,01\%$ ; het nodulaire gietijzer wordt dan ook meestal in elektrische ovens uit zuivere grondstoffen bereid. De grondmassa kan weer verschillende structuren hebben, die eventueel door legeren en/of warmtebehandelingen worden verkregen.

Daar de invloed van de grafiet op de mechanische eigenschappen beperkt is, worden deze voornamelijk bepaald door de structuur en de eigenschappen van de matrix. Deze hangen weer af van de chemische samenstelling en van de warmtebehandeling. Bij een ferritisch nodulair gietijzer bedraagt de sterkte ca.  $380 \text{ N/mm}^2$  bij een minimum breukrek van  $17\%$ . Bij een volledig fijn-perlitische structuur loopt de sterkte op tot



boven  $700 \text{ N/mm}^2$  maar valt de rek terug tot minimaal 2%. Door veredelen kunnen sterktewaarden van  $1000 \text{ N/mm}^2$  worden bereikt.

Nodulair gietijzer ligt met zijn eigenschappen tussen (gewoon grijs) gietijzer en gietstaal in. Het is aanzienlijk sterker en taaier dan gewoon grijs gietijzer, maar in het algemeen wat brosser dan gietstaal. De gietbaarheid en de slink bij het gieten zijn veel gunstiger dan bij gietstaal.

De weerstand tegen vermoeiing en de loopeigenschappen van nodulair gietijzer zijn goed; de weerstand tegen slijtage is, vooral bij een perlitische matrix, uitstekend te noemen. De demping ligt tussen die van grijs gietijzer en van staal in.

De prijs komt ongeveer overeen met die van gietstaal en ligt aanzienlijk hoger dan die van grijs gietijzer.

De toepassingen van het betrekkelijk nieuwe materiaal nodulair gietijzer nemen nog steeds toe; het bestrijkt, met overlappingsen, het grensgebied tussen gewoon grijs gietijzer, smeedbaar gietijzer en gietstaal. Zelfs voor smeedstaal kan het door zijn gemakkelijke vormgeving, goede bewerkbaarheid en slijtvastheid een mededinger zijn. Een voorbeeld hiervan is het gebruik van nodulair gietijzer voor krukassen van automotoren. Verder wordt het nodulaire gietijzer gebruikt voor walsrollen en tandwielen, in de auto-industrie, bij de bouw van tractoren en landbouwmachines en in de machinebouw in het algemeen.

## 12.7. Bijzondere gietijzersoorten

Door legeren en/of warmtebehandelingen kan de structuur van de grondmassa worden gewijzigd waardoor gietijzersoorten met speciale eigenschappen worden verkregen. Dit kan bijvoorbeeld nodig zijn in verband met de slijtvastheid waarvoor naast het gewone witte gietijzer vooral soorten met een martensitische structuur gebruikt worden. Deze structuur kan worden verkregen door legeren met nikkel of met chroom, eventueel in combinatie met een hardingsbehandeling. *Hittevast gietijzer* kan worden verkregen door legeren met silicium, nikkel, chroom en aluminium; *corrosievast gietijzer* met silicium, chroom en nikkel. Austenitische gietijzersoorten zijn, afhankelijk van het carbidegehalte, niet of weinig magnetisch en worden daarom in de elektrotechniek gebruikt.

## 12.8. Tabellen

In de hierna volgende tabellen 12.1 tot en met 12.4 zijn de eigenschappen van de meest voorkomende ongelegeerde gietijzersoorten verzameld. Deze tabellen kunnen dienst doen bij de materiaalkeuze voor gietijzerconstructies. Deze gegevens zijn ten dele afkomstig uit NEN 6002, en voor een ander deel uit de Giesserei Kalender.



Tabel 12.1. Eigenschappen van niet gelegeerd grijs gietijzer (gemeten aan een apart gegoten proefstaaf van 30 mm diameter)

| soorten volgens NEN 6002-A        |                                   | GG15      | GG20             | GG25      | GG30      | GG35                 |
|-----------------------------------|-----------------------------------|-----------|------------------|-----------|-----------|----------------------|
| eigenschappen                     |                                   |           |                  |           |           |                      |
| treksterkte, min.                 | N/mm <sup>2</sup>                 | 150       | 200              | 250       | 290       | 340                  |
| breekrek                          | %                                 | 0,75      | 0,75             | 0,75      | 0,75      | 0,75                 |
| druksterkte                       | N/mm <sup>2</sup>                 | 490-620   | 590-810          | 730-980   | 830-1080  | 830-1370             |
| buigsterkte                       | N/mm <sup>2</sup>                 | 290-370   | 340-410          | 410-460   | 460-560   | 560-620              |
| brinellhardheid                   | HB                                | 140-190   | 170-210          | 180-240   | 200-260   | 210-280              |
| elasticiteitsmodulus              | 10 <sup>4</sup> N/mm <sup>2</sup> | 7,8-10,3  | 8,8-11,3         | 10,3-11,3 | 10,8-13,7 | 12,3-14,2            |
| vermoeiingssterkte                | N/mm <sup>2</sup>                 | 0,25      | — — — —          | tot       | — — — —   | 0,4 x de treksterkte |
| soortelijke massa bij 20°C        | g/cm <sup>3</sup>                 | 6,8-7,1   | 7,1-7,3          | 7,2-7,4   | 7,3-7,4   | 7,3-7,4              |
| uitzettingscoëfficiënt (20-100°C) | 10 <sup>-6</sup> /°C              | 9,0       | — — — —          | tot       | — — — —   | 10,5                 |
| minimum wanddikte                 | mm                                | 3         | 3                | 6         | 8         | 12                   |
| koolstofactor                     |                                   | 1,07-1,05 | 0,98-0,96        | 0,91-0,89 | 0,86-0,84 | 0,81-0,79            |
| structuur (in gegoten toestand)   |                                   |           | ferriet +perliet |           | perliet   | perliet              |

Tabel 12.2. Eigenschappen van smeedbaar gietijzer.

| soorten volgens NEN 6002-C     |                   | GSmF *                                                              | GSmT 32 | GSmT 35 | GSMP 45              | GSmP 50              | GSmP 55                    | GSmP65  | GSmP 70                             |
|--------------------------------|-------------------|---------------------------------------------------------------------|---------|---------|----------------------|----------------------|----------------------------|---------|-------------------------------------|
| eigenschappen                  |                   |                                                                     |         |         |                      |                      |                            |         |                                     |
| treksterkte, min.              | N/mm <sup>2</sup> | 390                                                                 | 310     | 340     | 440                  | 490                  | 540                        | 640     | 690                                 |
| 0,2-reksgrens, min.            | N/mm <sup>2</sup> | -                                                                   | 170     | 190     | 250                  | 290                  | 320                        | 380     | 490                                 |
| 0,5-reksgrens, min.            | N/mm <sup>2</sup> | 240                                                                 | 190     | 210     | 280                  | 310                  | 350                        | 410     | 540                                 |
| rek, min. (L <sub>0</sub> =3d) | %                 | 6                                                                   | 10      | 12      | 7                    | 5                    | 4                          | 3       | 2                                   |
| hardheid                       | HB                | max. 220                                                            | max.150 | max.160 | 150-200              | 170-230              | 190-240                    | 210-250 | 240-285                             |
| structuur                      |                   | ferriet, in<br>grotere<br>wanddikten<br>ook perliet +<br>temperkool | ferriet | ferriet | ferriet +<br>perliet | perliet +<br>ferriet | perliet +<br>einig ferriet | perliet | troostiet<br>(eventueel<br>sorbiet) |

\* De mechanische eigenschappen zijn afhankelijk van de wanddikte.

Tabel 12.3. Eigenschappen van niet gelegeerd nodulair gietijzer.

| soorten volgens NEN 6002-D        |                                   | GN**              | GN 38   | GN 42   | GN 50             | GN 60                 | GN 70     |
|-----------------------------------|-----------------------------------|-------------------|---------|---------|-------------------|-----------------------|-----------|
| eigenschappen                     |                                   |                   |         |         |                   |                       |           |
| treksterkte, min.                 | N/mm <sup>2</sup>                 | 490-690           | 370     | 410     | 490               | 590                   | 690       |
| 0,2-rek grens, min.               | N/mm <sup>2</sup>                 | 340               | 250     | 270     | 340               | 410                   | 490       |
| breekrek, dp 5, min.              | %                                 | 2                 | 17      | 12      | 7                 | 2                     | 2         |
| druksterkte                       | N/mm <sup>2</sup>                 | 780-1080          | 680-880 | 780-980 | 880-1080          | 980-1180              | 1080-1280 |
| buigsterkte                       | N/mm <sup>2</sup>                 | 780-930           | 730-880 | 780-880 | 830-980           | 880-1080              | 980-1180  |
| insnoering                        | %                                 | ca. 5             | 20      |         |                   | — — — —               | 2         |
| brinellhardheid,                  | HB                                | 170-320           | 140-180 | 150-200 | 170-240           | 210-300               | 230-320   |
| elasticiteitsmodulus              | 10 <sup>4</sup> N/mm <sup>2</sup> | ca. 17            | 16,5    |         |                   |                       | 18,5      |
| slagbuigsterkte*                  | Nm/cm <sup>2</sup>                | 20                | 100     | 80      | 60                | 40                    | 20        |
| vermoeiingssterkte                | N/mm <sup>2</sup>                 | —                 | 0,5     | — — — — | tot — — — —       | 0,35 x de treksterkte |           |
| soortelijke massa bij 20°C        | g/cm <sup>3</sup>                 | 7,1-7,3           | 7,1     |         |                   |                       | 7,3       |
| uitzettingscoëfficiënt (20-100°C) | 10 <sup>-6</sup> /°C              | ca. 12            | 12      |         |                   |                       | 10        |
| structuur                         |                                   | ferriet + perliet | ferriet | ferriet | ferriet + perliet | perliet               | perliet   |

\* de slagbuigsterkte is verkregen aan een niet gekerfde DVM-proefstaaf.

\*\* dit materiaal wordt doorgaans niet gegloeid.

Tabel 12.4. Invloed van verschillende warmtebehandelingen op de mechanische eigenschappen van nodulair gietijzer.

| Warmtebehandeling                                            | mechanische eigenschappen        |                                    |          |                |                 |
|--------------------------------------------------------------|----------------------------------|------------------------------------|----------|----------------|-----------------|
|                                                              | treksterkte<br>N/mm <sup>2</sup> | 0,5-rek grens<br>N/mm <sup>2</sup> | rek<br>% | hardheid<br>HB | Izod slagwaarde |
| 1. in gegoten toestand                                       | 540-690                          | 390-540                            | 1-3      | 220-280        | 1-2             |
| 2. spanningsvrij gegloeid, 2 uur op 550 °C                   | 690-740                          | 390-540                            | 3-5      | 220-270        | 3               |
| 3. normaal gegloeid, 2 uur 850°C/lucht                       | 690-880                          | 490-690                            | 3-7      | 240-300        | 7               |
| 4. veredeld, gehard van 850°C, ontlaten op 350 °C            | 880-1030                         | 740-930                            | 1        | 450-525        | 1               |
| 5. veredeld, gehard van 850°C, ontlaten op 500 °C            | 930-1080                         | 780-930                            | 1-3      | 350-450        | 5               |
| 6. veredeld, gehard van 850°C, ontlaten op 600 °C            | 740-880                          | 590-740                            | 3-5      | 250-325        | 7               |
| 7. ferritisch gegloeid, 2-4 uur, 850-900 °C, 6-12 uur 700 °C | 390-470                          | 260-340                            | 12-25    | 140-180        | 10-20           |
| 8. bainitisch nodulair (2-3%Ni, 1%Mo)                        | 740-980                          | 590-780                            | 3        | 280-350        | 8               |
| 9. austenitisch nodulair (22%Ni)                             | 390-470                          | 220-270                            | 10-25    | 140-200        | 20              |

## Opgaven

- 12.1. Geef een beschrijving van de structuur van gewoon (ferritisch-perlitisch) grijs gietijzer en verklaar het ontstaan van deze structuur met behulp van het ijzer-koolstof diagram.
- 12.2. Wat is de koolstoffactor bij een gietijzersoort met 3,5% C; 1,8% Si; 0,3% P?
- 12.3. Wat verstaat men onder en wat beoogt men met het enten van gietijzer?
- 12.4. Geef enige toepassingen van wit gietijzer.
- 12.5. Beschrijf de invloed van fosfor op de structuur van gietijzer. Waarvoor gebruikt men gietijzer met een hoog fosforgehalte?
- 12.6. Welke structuur verwacht u bij een in nat zand gegoten gietijzersoort bij een dikte van 30 mm, een koolstofgehalte van 3,0% en een siliciumgehalte van 2,0%?
- 12.7. Geef een verklaring van de lage treksterkte van grijs gietijzer. Waarom zijn de druksterkte en de buigsterkte hoger? Door welke maatregelen kan de treksterkte van grijs gietijzer met een bepaalde samenstelling worden vergroot?
- 12.8. Verklaar de structuur van perlitisch smeedbaar gietijzer. Hoe zullen de eigenschappen hiervan zijn:
  - a) na langzame afkoeling na het temperproces?
  - b) na veredelen; wat verstaat men hieronder?
  - c) waarvoor zou dit materiaal kunnen worden toegepast?
- 12.9. Beschrijf de structuur van ferritisch-perlitisch nodulair gietijzer. Hoe wordt deze verkregen?
- 12.10. Welke eigenschappen heeft het in de vorige vraag genoemde materiaal? Noem enkele toepassingsmogelijkheden.
- 12.11. Verklaar het 'groeien' van gietijzer bij gebruik op hoge temperatuur.



# 13

## Aluminium

### 13.1. Inleiding

Aluminium is het meest in de aardkorst voorkomende metaal. Het meest geschikte erts, bauxiet, is weliswaar minder overvloedig maar toch ruim voldoende aanwezig. Dit betekent een groot voordeel ten opzichte van andere niet-ijzermetalen, zoals koper en nikkel, waarvan de ertsen schaars en arm zijn. De aluminiumproductie kan daarom, mits voldoende (goedkope) energie beschikbaar is, voorlopig nog onbeperkt worden opgevoerd. De prijs van aluminium is lange tijd praktisch constant gebleven, terwijl koper, zink en lood in die tijd 3 à 4 maal zo duur zijn geworden. De sterke stijging van de energieprijzen sinds de oliecrisis heeft deze trend verstoord. Toch is per volume-eenheid de prijs van aluminium nog maar ongeveer een vierde van die van koper. Daar de sterkten van aluminium- en koperlegeringen elkaar niet veel ontsien is de prijs per volume-eenheid een betere vergelijkingsbasis voor deze metalen dan de prijs per kilogram. Als gevolg van dit grote prijsvoordeel ziet men aluminium de laatste tijd in vele toepassingen koper verdringen.

Voor de aluminiumproductie is zeer veel energie nodig. In verband hiermee vindt men aluminiumfabrieken vnl. daar, waar een groot energie-aanbod is. Vroeger werd vooral gebruik gemaakt van waterkrachtcentrales. Daar echter de waterkrachtenergie langzamerhand volledig benut is, komen nu ook andere energiebronnen in aanmerking zoals aardgas (Delfzijl) en ook kernenergie (Borsele).

De grootste gebruikers van aluminiumprodukten zijn:

- de civiele bouw - ramen, hang- en sluitwerk, trapleuningen, rasterwerk, gevels;
- de auto-industrie - motoren, raamljsten, sierwerk, bumpers, carrosserieën van bussen en vrachtwagens;
- de vliegtuigbouw - romp en vleugels;
- de scheepsbouw - bovenbouw van schepen, patrijspoorten, railingen, reddingsboten;
- de elektrotechniek - hoogspanningsleidingen, onderdelen van elektromotoren;
- de verpakkingsindustrie - tubes, blikken, aluminiumfolie;
- de huishouding - pannen, huishoudelijke apparaten;
- de verfindustrie - aluminiumverf;
- de staalindustrie - desoxydatiemiddel.

Sinds 1900 is de aluminiumproductie iedere tien jaar verdubbeld. Rond 1960 heeft aluminium het koper van de eerste plaats op de ranglijst van de wereldjaarproducties van de niet-ijzermetalen verdrongen.

## 13.2. Bereiding en verwerking

### Bereiding

De grondstof voor de aluminiumbereiding is bauxiet. Deze bevat in het algemeen 50–60%  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 10–20%  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , 2–5%  $\text{SiO}_2$ , 1–3%  $\text{TiO}_2$ , enkele andere verontreinigingen en water. Langs chemische weg wint men hieruit betrekkelijk zuiver  $\text{Al}_2\text{O}_3$  dat als verontreinigingen nog enig  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  en  $\text{SiO}_2$  bevat.

Uit het  $\text{Al}_2\text{O}_3$  wordt door elektrolyse het Al vrij gemaakt. Het  $\text{Al}_2\text{O}_3$  wordt daartoe opgelost in gesmolten kryoliet ( $\text{AlNa}_3\text{F}_6$ ). De elektrolyse vindt plaats bij ca. 1000 °C. Het aluminium verzamelt zich in gesmolten toestand aan de negatieve pool onder in het elektrolysevat, waar het van tijd tot tijd wordt afgetapt. De zuurstof komt vrij aan de positieve pool, die uit grafiet bestaat, dat door de zuurstof wordt geoxydeerd tot CO. Het vloeibare aluminium wordt uitgegoten in blokvormen waarin de stolling plaatsvindt.

Het op deze wijze verkregen aluminium is betrekkelijk zuiver, het bevat slechts enkele promilles aan verontreinigingen, voornamelijk Fe en Si. Naar de hoeveelheid van deze verontreinigingen wordt het handelsaluminium ingedeeld in een aantal genormaliseerde soorten, met verschillende zuiverheidsgraad (zie tabel 13.1). De onzuiverheden, vooral Fe en Cu, hebben een ongunstige invloed op de weerstand tegen corrosie. De sterkte wordt er echter door verhoogd.

Tabel 13.1. Handelsaluminiumsoorten met verschillende zuiverheidsgraad.

| benaming | Fe %<br>max. | Si %<br>max. | Cu %<br>max. | Zn %<br>max. | andere<br>elementen<br>% max. | totaal aan<br>onzuiverheden<br>% max. |
|----------|--------------|--------------|--------------|--------------|-------------------------------|---------------------------------------|
| Al 99    | 0,80         | 0,50         | 0,03         | 0,08         | 0,03                          | 1,0                                   |
| Al 99,50 | 0,40         | 0,30         | 0,03         | 0,07         | 0,03                          | 0,50                                  |
| Al 99,70 | 0,25         | 0,20         | 0,02         | 0,06         | 0,03                          | 0,30                                  |
| Al 99,80 | 0,15         | 0,15         | 0,02         | 0,06         | 0,03                          | 0,20                                  |

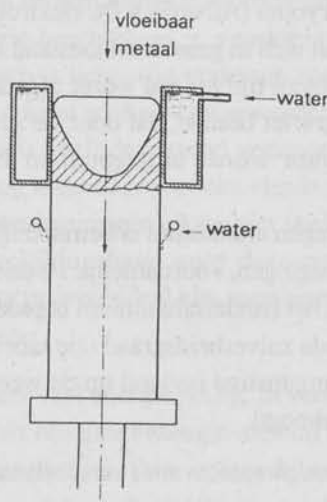
Voor sommige toepassingen, bijvoorbeeld reflectoren, elektrolytische condensatoren en siervoorwerpen, is dit handelsaluminium niet zuiver genoeg. Door een tweede elektrolyse kan de zuiverheid worden opgevoerd tot meer dan 99,98%. Het verkregen produkt is in de handel onder de naam 'Raffinal'.

Een belangrijke hoeveelheid nieuw aluminium wordt ook verkregen door het omsmelten en zuiveren van schroot (recycling). Dit zal vaak nog resten van legeringselementen bevatten en is daardoor voornamelijk geschikt voor de bereiding van nieuwe legeringen.

## Gieten

Voor de verdere verwerking worden de aluminiumblokken opnieuw gesmolten. Aluminiumlegeringen hebben een betrekkelijk lage smelttemperatuur (beneden  $660^{\circ}\text{C}$ ). De smeltwarmte is echter hoog (ongeveer twee maal die van koper), zodat veel tijd nodig is voor het smelten van aluminiumlegeringen. Aluminium is chemisch zeer agressief, ovenbekledingen moeten tegen aantasting door Al bestand zijn. Toegepast worden vuurvaste massa's van  $\text{MgO}$  of  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; ook wel van grafiet of carborundum ( $\text{SiC}$ ). Na een raffinage worden de benodigde legeringselementen toegevoegd. Om een fijnkorrelige stollingsstructuur te verkrijgen wordt geënt met verbindingen van aluminium met titaan en borium.

Het gieten van kneedlegeringen gebeurt tegenwoordig meestal half-continu in water-gekoelde blokvormen, waar het gestolde blok aan de onderzijde wordt uitgetrokken (zie figuur 13.1).

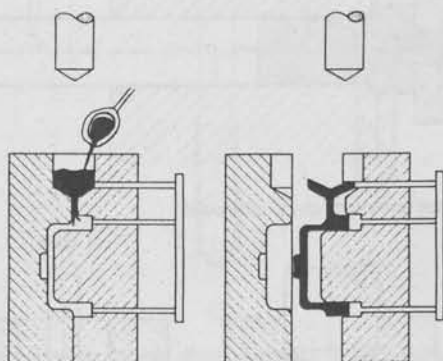


Figuur 13.1. Principeschema van het half-continu gieten.

Gietlegeringen kunnen worden gegoten:

- In zand. Bij het ontwerpen van gietstukken moet er altijd zorg voor worden gedragen, dat er een gerichte stolling plaats kan vinden, die verloopt van onder in de vorm naar boven. Hierdoor worden krimpholten vermeden. Voor aluminiumlegeringen met hun grote slink is dit bijzonder belangrijk. De minimum te gieten wanddikte is ca. 3 mm. Over het algemeen moet men echter liever niet onder 5 mm gaan. Zandgietwerk kan in ieder gewicht geleverd worden.
- In metalen gietvormen (kokillen). De afkoeling van het gietstuk is veel sneller dan in zand, daardoor is de structuur fijner en de sterkte hoger. Het materiaaloppervlak is gladder dan bij gieten in zand. Het stukgewicht is beperkt tot ca. 50 kg. In verband met de hoge prijs van de metalen kokil is deze gietmethode alleen bij grote aantallen economisch.
- Onder hoge druk in metalen vormen (spuitgieten). Het vloeibare (of brijachtige)

materiaal wordt onder druk in een gesloten metalen vorm gebracht (zie figuur 13.2), waarin een zeer snelle stolling optreedt. Bij spuitgieten is een hoge mate van nauwkeurigheid te bereiken. Het gevaar voor poreusheid is echter groter dan bij andere gietmethoden. Spuitgieten komt in verband met de dure installatie en matrijzen alleen bij zeer grote aantallen in aanmerking. Het stukgewicht is beperkt tot ca. 25 kg.



Figuur 13.2. Schema van het hoge druk spuitgieten.

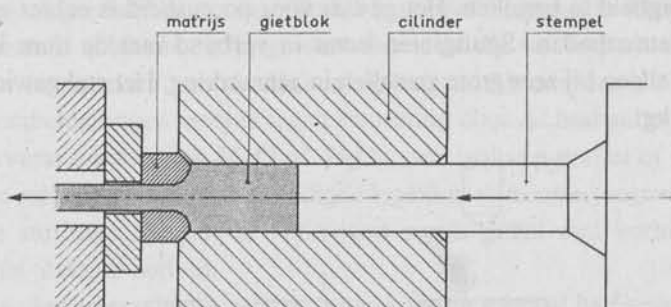
### Plastische vormgeving

De gietblokken worden vervormd tot halffabrikaten, zoals platen of profielen, door walsen of extruderen bij hoge temperatuur. De vervormingstemperaturen zijn afhankelijk van de legeringssamenstelling. Zij worden aan de bovenzijde begrensd door de smelttemperatuur van het laagst smeltende eutecticum, aan de onderzijde door de rekristallisatietemperatuur van het materiaal. De laatste vervorming moet bij een lage temperatuur plaats vinden om een fijnkorrelige eindstructuur te krijgen. Moeilijk vervormbare materialen kan men het best vervormen door extrusie, omdat ten gevolge van de alzijdige druk op het materiaal hierbij het scheurgevaar kleiner is.

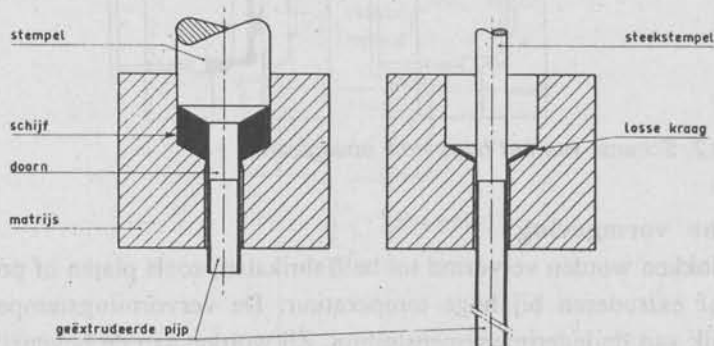
Bij de Al-legeringen neemt extrusie een veel belangrijker plaats in dan bij staal. Het principe van de extrusie is weergegeven in figuur 13.3. De extrusie wordt uitgevoerd op soms zeer grote hydraulische persen met persdrukken variërend tussen 350 en 1000 N/mm<sup>2</sup>. Door middel van extrusie vervaardigt men stafmateriaal, profielen, strip en buizen. Zeer ingewikkelde vormen kunnen daarbij worden vervaardigd, die door walsen niet kunnen worden verkregen. Ook is de minimale hoeveelheid van een bepaald profiel, die nog tegen een aanvaardbare prijs kan worden gemaakt, bij extrusie kleiner dan bij walsen.

De extrusiesnelheid is sterk afhankelijk van de soort legering. Over het algemeen neemt de snelheid af, naarmate sterker is gelegeerd. Verder zijn belangrijke factoren: de vorm van de geëxtrudeerde staaf, de reductiefactor, de temperatuur en de smeringstoestand. De snelheden variëren van 20 – 50 m/min. voor zuiver Al tot 1,5 – 2,5 m/min. voor duraluminium. Door toepassing van matrijzen met meerdere openingen kan een aantal

staven gelijktijdig worden gevormd. Buizen worden gemaakt door extrusie over een doorn (zie figuur 13.4).



Figuur 13.3. Plastische vervorming door extrusie.



Figuur 13.4. Principe van de extrusie van buizen.

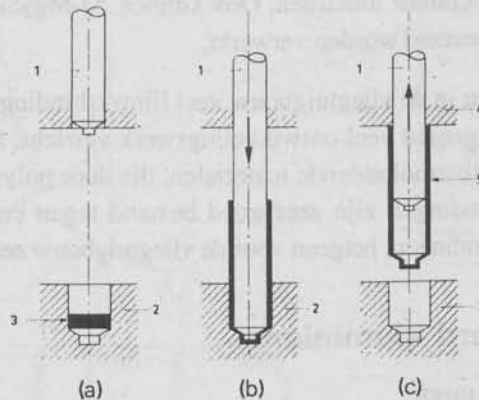
Dunne en dikke platen vervaardigt men door middel van walsen. Dunne plaat wordt meestal warm gewalst tot 5 à 10 mm dikte en verder koud nagewalst tot de gewenste afmetingen. Ook staf- en profielmateriaal worden gewalst. Bij voldoende grootte van de partijen is deze productiemethode goedkoper dan extruderen, zodat verreweg het grootste deel van de aluminiumkneedlegeringen wordt vervormd door walsen.

Geplateerde legeringen (Alclad) worden verkregen door plaatpakketten van zuiver Al – legering – zuiver Al tezamen uit te walsen, waarbij de verschillende lagen tot een onverbrekkelijk geheel aan elkaar sinteren.

Bij koudvervorming ligt de temperatuur onder de rekristallisatietemperatuur, zodat versteviging zal optreden. Men kan het koudvervormingsproces daardoor niet onbeperkt voortzetten; als de versteviging te groot geworden is moet deze worden opgeheven door een gloeiing. Koudvervorming kan plaats vinden door extrusie, walsen, smeden of trekken. De benodigde arbeid is groter dan bij warmvervorming. Het materiaaloppervlak is echter veel mooier en behoeft vaak geen nabewerking. Ook kan door koudvervorming de sterkte van het metaal worden opgevoerd. Het koudvervormen neemt daardoor de laatste jaren in belangrijkheid toe.



Koudextrusie gebeurt meestal met grote snelheid (slagextrusie). Tubes worden normaal op deze manier gemaakt (zie figuur 13.5), maar ook busjes en grote vaten. Ook buizen en profielen kunnen door koudextrusie worden gemaakt met een grotere sterkte en gladder oppervlak dan met warmextrusie zijn te bereiken.



Figuur 13.5. Vervaardiging van tubes door middel van slagextrusie. a) beginstand; b) stand na extrusie; c) uitwerpen van de tube. 1) stempel; 2) matrijs; 3) platine; 4) stripper; 5) werkstuk.

Koudwalsen wordt onder andere toegepast bij de fabricage van dunne plaat. Het proces van koudwalsen en herstelgloeien moet zodanig worden geleid, dat na afloop juist de gewenste materiaaleigenschappen worden bereikt.

'Zilverpapier' is aluminiumfolie dat koud is uitgewalst tot dikten van 0,1–0,005 mm. Meestal wordt hiervoor zuiver Al gebruikt. Na het walsen kan het worden bekleed met papier of plastics; ook wordt het gelakt en bedrukt.

Trekken door trekstenen is de normale fabricagemethode voor dunne draad.

### Verbindingstechnieken

Het lassen, voor constructiestaal de meest toegepaste verbindingsmethode, is voor aluminiumlegeringen maar beperkt bruikbaar. Hierdoor gaan nl. zowel de versteviging door koudvervorming als de precipitatieharding verloren. Bovendien moeten tengevolge van de grote affiniteit tot zuurstof en stikstof speciale maatregelen worden genomen om opname daarvan door het vloeibare aluminium te voorkomen. Als dit gebeurt kunnen ongelegeerd Al en de niet precipitatiehardende legeringen goed gelast worden. Weerstandlassen in de vorm van punt- of rolnaadlassen is bij de niet precipitatiehardende aluminiumsoorten eveneens goed mogelijk.

Solderen van aluminium is mogelijk met een legering die een lager smeltpunt heeft dan het basismateriaal bijvoorbeeld met AlSi13. De te verbinden delen moeten zorgvuldig worden schoongemaakt, vloeimiddelen zijn nodig om de oxydehuid te verwijderen. Vloeimiddelresten moeten later zorgvuldig worden verwijderd in verband met corrosiegevaar.

De precipitatiehardende legeringen voor de vliegtuigbouw (en andere toepassingen) werden tot voor kort veelal geklonken. Men kan hiervoor nagels gebruiken van Al-Mg-legeringen, die koud geklonken worden in zachte toestand. Daarnaast worden AlCu4Mg klinknagels gebruikt in de afgeschrikte, niet geharde, toestand, die na het klinken bij kamertemperatuur uitharden. Ook kunnen Al-Mg<sub>2</sub>Si of AlCu2Mg klinknagels in de geharde toestand worden verwerkt.

De laatste jaren worden in de vliegtuigbouw veel lijmverbindingen toegepast. Vooral door Fokker is op dit gebied veel ontwikkelingswerk verricht. Men gebruikt hierbij kunstharlijmsoorten: thermohardende materialen, die door polymerisatie hun sterkte verkrijgen. Lijmverbindingen zijn zeer goed bestand tegen corrosie. Zij zijn veel gladder dan klinkverbindingen, hetgeen voor de vliegtuigbouw een groot voordeel is.

### 13.3. Ongelegeerd aluminium

#### Fysische eigenschappen

De belangrijkste fysische eigenschappen van ongelegeerd aluminium zijn:

Atoomnummer: 13

Atoomgewicht: 27

Kristalrooster: kubisch vlakkegecentreerd (k.v.g.)

Smeltpunt: 658 °C

Soortelijke massa: 2,7 g/cm<sup>3</sup>

Uitzettingscoëfficiënt (20–100 °C): 24 · 10<sup>-6</sup>/°C

Soortelijke warmte bij 20 °C: 0,945 J/g °C

Warmtegeleidingscoëfficiënt: 2,18 W/cm.°C.

Slink bij de stolling: 6,5%

Elektrische soortelijke weerstand bij 20°C: 0,027 Ωmm<sup>2</sup>/m;

Elektrisch geleidingsvermogen: 62% van de International Annealed Copper Standard (I.A.C.S.).\*

Aluminium is een blauwachtig wit metaal met een zeer hoog reflectievermogen.

#### Mechanische eigenschappen

De elasticiteitsmodulus van ongelegeerd aluminium bedraagt ca. 70.000 N/mm<sup>2</sup>; dit is ongeveer 1/3 van die van staal. De elasticiteitsmodulus is een niet structuurgevoelige eigenschap. Ook door legeren wordt deze weinig beïnvloed. De Poissonconstante is 0,36.

Zeer zuiver aluminium (99,98%) heeft slechts een geringe treksterkte:

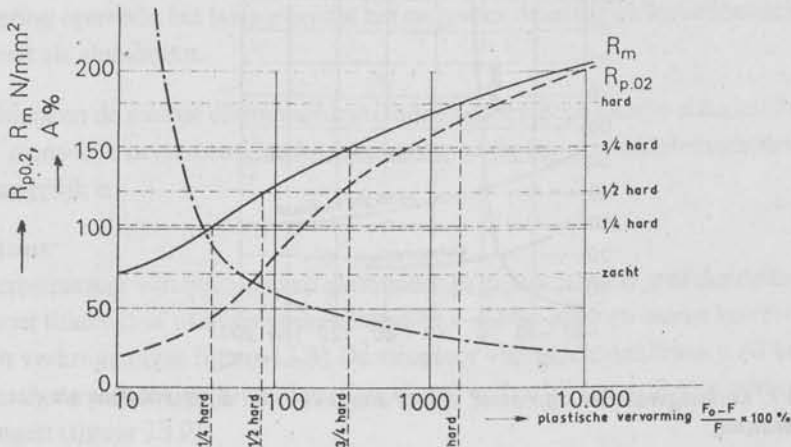
R<sub>m</sub> = 40–50 N/mm<sup>2</sup> bij een rek van 50–60%. De 0,2-rekgrens ligt beneden 10 N/mm<sup>2</sup>.

Het handelsaluminium vertoont een grotere sterkte. Door koudvervorming kan deze

\* Dit is een koperdraad van 1 m lengte en 1 gram gewicht, met een elektrische weerstand van 0,15328 Ω.

verder worden opgevoerd. De bereikbare waarden zijn hoger naarmate het materiaal minder zuiver is.

In tabel 13.2 zijn voor Al 99,50 enkele waarden gegeven (zie ook figuur 13.6).



Figuur 13.6. Verstevigingskrommen van Al 99,50 bij koudvervorming door trekken of walsen.

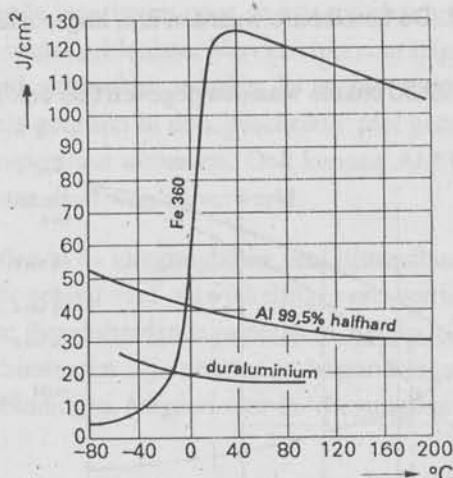
Tabel 13.2. Sterktewaarden van Al 99,50 in verschillende koudvervormingstoestanden.

| Toestand | $R_{p,0.2}$ ( $N/mm^2$ ) | $R_m$ ( $N/mm^2$ ) | $A$ % |
|----------|--------------------------|--------------------|-------|
| zacht    | 10–20                    | 70–80              | 50–60 |
| 1/4 hard | 40                       | 100                | 10    |
| 1/2 hard | 70                       | 120                | 7     |
| 3/4 hard | 130                      | 150                | 4–5   |
| hard     | 175                      | 180                | 2–3   |

Aluminium en zijn legeringen hebben de k.v.g. structuur en vertonen daarom niet de bij ferritisch staal optredende plotselinge vermindering van de *kerfslagwaarde* bij temperatuurdaling. De kerfslagwaarde blijkt zelfs te stijgen als de temperatuur afneemt (zie figuur 13.7). Vandaar dat aluminiumlegeringen in het algemeen zeer geschikt zijn voor toepassing bij extreem lage temperaturen, zoals die bijvoorbeeld optreden bij het vloeibaar maken van lucht en waterstof.

### Herstel en rekristallisatie

Bij zeer zuiver aluminium vindt bij kamertemperatuur reeds herstel van de mechanische eigenschappen plaats. Bij ongeveer 35 °C kan rekristallisatie optreden in koud gedeformeerd metaal. Bij het minder zuivere handelsaluminium ligt de rekristallisatietemperatuur tussen 200 en 300 °C. Dit geldt ook voor de meeste aluminiumlegeringen, hetgeen tot gevolg heeft dat de maximum gebruikstemperatuur van de aluminiumlegeringen 200–250 °C is.



Figuur 13.7. Kerfslagwaarden van staal, zuiver aluminium en duraluminium als functie van de temperatuur.

### Chemische eigenschappen, corrosieweerstand

Aluminium heeft een zeer hoge oxydatiewarmte en werkt diensgevolge sterk reducerend. Op deze eigenschap berust de toepassing als desoxydatiemiddel in de staalindustrie.

Doordat  $\text{Al}_2\text{O}_3$  op Al een goed hechtende ondoordringbare oxydehuid vormt, is aluminium ondanks het feit dat het zeer onedel is toch goed bestand tegen atmosferische corrosie. Dit oxydelagje vormt zich zeer snel bij kamertemperatuur. Na enkele minuten is een dikte van enige (tot ca. 10) nm bereikt, waarna verdere groei nog slechts zeer langzaam plaats vindt.

Door een kunstmatige oxydatie kan de oxydelag versterkt worden tot enkele microns dikte. Dit kan zowel langs chemische als elektrochemische weg (anodiseren of eloxeren) gebeuren. De oxydelag is enigszins poreus en neemt gemakkelijk bepaalde kleurstoffen op, waarvan in de reclametechniek en voor huishoudelijke apparatuur veel gebruik wordt gemaakt.

De  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -huid is des te sterker naarmate het Al zuiverder is; vooral Fe, Cu en Ni hebben een ongunstige invloed op de weerstand tegen corrosie. Door Mg wordt deze vrijwel niet beïnvloed, zodat dit element kan worden gebruikt om de lage rekgrens van het zuivere aluminium op te voeren met behoud van de goede corrosievastheid.

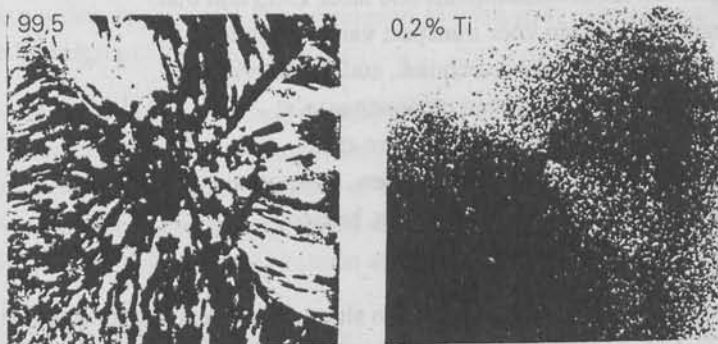
Aluminium is niet bestand tegen chemicaliën, die de oxydehuid aantasten. Dit gebeurt zowel door sterke basen als zuren, daar het aluminiumoxyde zowel zuur als basisch reageren kan. Natronloog en soda tasten aluminium aan, evenals zoutzuur en zwavelzuur. Daarentegen is zuiver Al goed bestand tegen zeewater, neutrale en oxyderende zoutoplossingen, sterk salpeterzuur en de meeste organische zuren. Fluor vormt op Al een beschermende fluoridelaag.

Direkt metallisch contact van aluminium met edelere metalen zoals ijzer en koper moet worden vermeden, aangezien het aluminium dan snel wordt aangetast. Corrosievast staal en zink kunnen veilig in contact gebracht worden met Al. Het eerste omdat passivering optreedt, het laatste omdat het ongeveer dezelfde elektrochemische potentiaal heeft als aluminium.

Aluminium en de meeste aluminiumlegeringen hebben geen directe schadelijke invloed op het menselijk organisme, zodat toepassing in de levensmiddelenindustrie zonder meer mogelijk is.

### Structuur

De microstructuur van ongelegeerd aluminium in giettoestand is grof dendritisch. Door enten met titanium of titaniumverbindingen (0,1–0,2%) kan een sterke korrelverfijning worden verkregen (zie figuur 13.8). De structuur van gerekristalliseerd Al bestaat uit regelmatige veelhoekige kristallen. Opvallend is daarbij het volledig ontbreken van tweelingen (figuur 13.9).



Figuur 13.8. Invloed van titanium op de korrelgrootte bij de stolling van zuiver aluminium; links zonder Ti, rechts met 0,2% Ti.

## 13.4. Toepassingen van ongelegeerd aluminium

De bovengenoemde eigenschappen van het ongelegeerde aluminium hebben geleid tot een reeks toepassingen op zeer verschillende gebieden. Een zeer belangrijke factor hierbij is ook de goede vervormbaarheid van het metaal in koude zowel als in warme toestand, die een gevolg is van de kubisch vlakken gecentreerde roosterstructuur.

Het zeer zuivere Al 99,99 wordt op grond van zijn reflectievermogen en corrosieweerstand gebruikt voor de vervaardiging van spiegels, reflectoren en siervoorwerpen. Een andere toepassing wordt gevonden bij de fabricage van elektrolytische condensatoren.





Figuur 13.9. Rekristallisatiestructuur van aluminium.

Toepassingen van handelsaluminium (zie tabel 13.1) zijn o.a:

- hoogspanningsleidingen voor transport van elektriciteit;
- siervoorwerpen in de reclametechniek, etalagemateriaal;
- sierlijsten, wioldoppen e.d. van personenauto's;
- raamlijsten, deurknoppen, trapleuningen enz;
- huishoudelijke voorwerpen zoals pannen, theepotten e.d;
- verpakkingsmateriaal zoals folie, tubes, bussen;
- platering van duraluminium.

Enkele minder prettige eigenschappen van aluminium (en zijn legeringen) zijn:

1. De relatief grote uitzettingscoëfficiënt. Bij constructies, waarin aluminium met andere metalen wordt gecombineerd en waarin wisselende temperaturen optreden, moet men hiermee rekening houden. Hierdoor worden namelijk wisselende spanningen veroorzaakt, die aanleiding kunnen geven tot vermoeiingsbreuk.
2. De relatief kleine elasticiteitsmodulus van aluminium (slechts ca.  $1/3$  van die van staal). Hoewel er aluminiumlegeringen bestaan, die ongeveer even sterk zijn als constructiestaal, kan men een staalconstructie toch niet zonder meer vervangen door een even grote aluminiumconstructie (die dan ca.  $1/3$  van de staalconstructie zou wegen). Immers door de veel lagere elasticiteitsmodulus zal deze aluminiumconstructie waarschijnlijk veel te slap zijn, terwijl in de op druk belaste delen veel gemakkelijker knik zal optreden. Hieruit volgt, dat bij de opzet van een aluminiumconstructie van het begin af grote aandacht besteed moet worden aan de stijfheid en de stabiliteit. In plaats van eenderde zal de aluminiumconstructie daardoor vaak ongeveer de helft wegen van de overeenkomstige staalconstructie.
3. De lage maximale gebruikstemperatuur,  $150\text{--}250\text{ }^{\circ}\text{C}$ , die een gevolg is van de lage rekristallisatietemperatuur van aluminium.

4. De grote volumevermindering, die optreedt bij de stolling van zuiver aluminium (6%), waardoor dit materiaal niet erg geschikt is voor de vormgeving door gieten. Legeringen van Al met Si zijn in dit opzicht gunstiger.
5. De in vergelijking met staal slechte lasbaarheid.

### 13.5. Aluminiumlegeringen

#### Algemene opmerkingen

De geringe sterkte van zuiver aluminium kan worden opgevoerd door legeren. Ook andere eigenschappen zoals de kruipsterkte, de gietbaarheid en de verspaanbaarheid kunnen door legeren worden verbeterd.

De sterkteverhoging kan worden verkregen door oplossingsharding of wel door precipitatieharding (zie Metaalkunde I, hoofdstuk 10).

Een veelal ongunstig nevenverschijnsel van het legeren is de kristalsegregatie (zie Metaalkunde I, hoofdstuk 9). Door langdurig gloeien op hoge temperatuur kan deze gedeeltelijk worden opgeheven. Dit homogeen gloeien gaat echter gepaard met een ongewenste korrelgroei.

De *industriële aluminiumlegeringen* zijn meestal zeer ingewikkeld. Zij bevatten gewoonlijk één of twee *hoofdlegeringselementen*, waardoor het niveau van de sterkte-eigenschappen wordt bepaald. Daarnaast komen meerdere secundaire legeringselementen voor in geringere hoeveelheden. Deze kunnen opzettelijk toegevoegd zijn om bepaalde effecten te bereiken of kunnen als verontreiniging in het metaal aanwezig zijn.

Dit zijn onder andere Ti (korrelverfijning), Fe (verontreiniging, vormt brosse intermetallische verbindingen), Cr en Mn (verminderen het nadelig effect van Fe), Si (verontreiniging), Cu (verontreiniging, die de corrosieweerstand sterk verlaagt). Soms zijn deze elementen ook als hoofdlegeringselement aanwezig.

De belangrijkste hoofdlegeringselementen zijn: *Mg, Mn, Si, Cu en Zn*. De eerste drie veroorzaken voornamelijk oplossingsharding, de andere ook precipitatieharding (meestal door uitscheiding van intermetallische verbindingen). Bij toevoeging van combinaties van deze elementen kunnen ook magnesium en silicium en magnesium en zink precipitatieharding geven, bijvoorbeeld door vorming van  $Mg_2Si$  of  $MgZn_2$ .

De legeringen worden onderscheiden in:

- Kneedlegeringen – deze worden door de aluminiumfabrieken geleverd in de vorm van halffabrikaten, die zijn verkregen door plastische vervorming van gietblokken door middel van walsen, extruderen of smeden.
- Gietlegeringen – deze worden direct in de eindvorm gebracht door gieten in vormen van zand of metaal.

De kneedlegeringen vertegenwoordigen meer dan 85% van de totale aluminium-productie.

De belangrijkste groepen aluminiumlegeringen zijn:

1. *Aluminium-koper*

Kneedlegeringen tot 4% Cu met 0,8–1% Mg en Si.

Gietlegeringen met 4–12% Cu en toevoegingen van Si, Mg, Ni, Fe.

2. *Aluminium-silicium*

Gietlegeringen met 4–20% Si.

3. *Aluminium-Mg<sub>2</sub>Si*

Kneedlegeringen met 1–2% Mg<sub>2</sub>Si.

4. *Aluminium-magnesium*

Kneedlegeringen met 0,5–6% Mg.

Gietlegeringen met 3–10% Mg.

5. *Aluminium-zink-magnesium*

Kneedlegeringen: Zn: 4–8%; Mg: 1–2%; Cu: 0–2%

Gietlegeringen: Zn: 1–4%; Mg: 4–1%

Deze legeringen zullen in paragraaf 13.6 nader worden besproken.

### Nomenclatuur

De aluminiumlegeringen worden aangeduid door middel van het symbool Al, waaraan toegevoegd zijn de symbolen van de hoofdelementen met de percentages daarvan. Gehalten kleiner dan 1% worden gewoonlijk niet aangegeven.

Voorbeelden:

1. AlSi7Mg d.w.z. hoofdlegeringselement Si: 7% en verder enig Mg (< 1%).

2. AlSi6Cu4; hoofdlegeringselementen: Si: 6% en Cu: 4%

Kneedlegeringen worden aangeduid door de hoofdletter K, gietlegeringen door de hoofdletter G voor het symbool van de legering te plaatsen.

Door een lettercode achter de samenstelling wordt de leveringstoestand aangeduid. Bijvoorbeeld: M- onbehandeld, H- verstevigd door koudvervorming, T- warmtebehandeld, bijvoorbeeld door precipitatieharding.

Voorbeeld: K AlCu4Mg1-TF is een Al kneedlegering met 4% Cu en 1% Mg, die een precipitatieharding heeft ondergaan.

In de Nederlandse technische praktijk wordt ook vaak de Amerikaanse nomenclatuur gebruikt, waarbij de legeringen aangeduid worden met een getalcode van 4 cijfers. Men zie hiervoor de betreffende Amerikaanse normbladen.

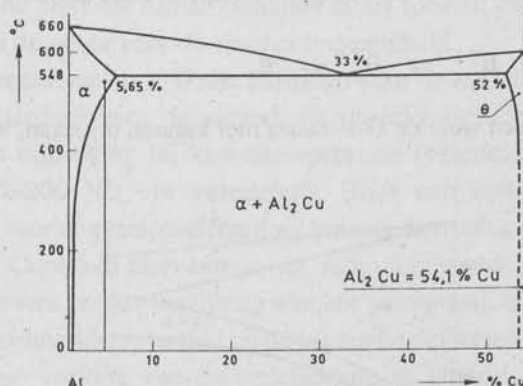
## 13.6. Enkele binaire en ternaire aluminiumlegeringen

Fasediagrammen voor de zeer complexe technische aluminiumlegeringen zijn meestal niet bekend. Met behulp van de binaire of ternaire fasediagrammen van de hoofdelementen van de technische legeringen kunnen de eigenschappen daarvan echter voor

een groot deel worden verklaard. De voornaamste binaire systemen worden hieronder kort besproken.

### Aluminium-koper

Van het Al-Cu fasediagram is alleen van belang het gedeelte tussen zuiver Al en de intermetallische verbinding  $\text{Al}_2\text{Cu}$  of  $\theta$ -fase (zie figuur 13.10). De oplosbaarheid van Cu in Al is maximaal bij de eutectische temperatuur (548 °C) waar mengkristallen met 5,65% Cu kunnen worden gevormd. Het eutecticum treedt op bij 33% Cu. De oplosbaarheid van Cu in Al vermindert sterk met dalende temperatuur (tot 0,45% bij 300 °C) waardoor aan de eerste voorwaarde voor precipitatieharding in dit systeem is voldaan. Verdere voorwaarden zijn: de vorming van een homogeen mengkristal bij verhitting, het behoud hiervan tijdens afschrikken tot kamertemperatuur en de vorming van een geschikt precipitaat bij de uithardingstemperatuur.



Figuur 13.10. Linker gedeelte van het binaire toestandsdiagram Al-Cu.

De precipitatie in het Al-Cu systeem, dat ten grondslag ligt aan het bekende *duraluminium* is uitgebreid onderzocht. Men heeft daarbij ontdekt dat de uitscheidingsverschijnselen zeer complex zijn. Over het algemeen zal niet direct de evenwichtsfase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  ( $\theta$ ) worden gevormd. In plaats daarvan kunnen afhankelijk van de uitscheidingsstemperatuur verschillende tussenfasen ontstaan, die pas na temperatuurverhoging of na zeer lange tijd overgaan in de evenwichtsstructuur. Dit wordt veroorzaakt door het feit dat de  $\text{Al}_2\text{Cu}$  of  $\theta$ -structuur sterk afwijkt van de kubisch vlakken gecentreerde  $\alpha$ -Al structuur.

De kiemvorming van de niet coherente  $\theta$ -structuur vergt veel energie en grote atoomverplaatsingen. De bij de lagere temperaturen optredende tussenfasen liggen met hun structuur dicht bij die van  $\alpha$ -Al. De kiemvormingsenergie van deze coherent of semicoherent uitscheidende fasen is lager dan van de  $\theta$ -fase, waardoor de kieming sneller verloopt. Pas in een later stadium gaan de tussenstructuren, die niet in thermodynamisch evenwicht zijn, over in de  $\theta$ -fase.

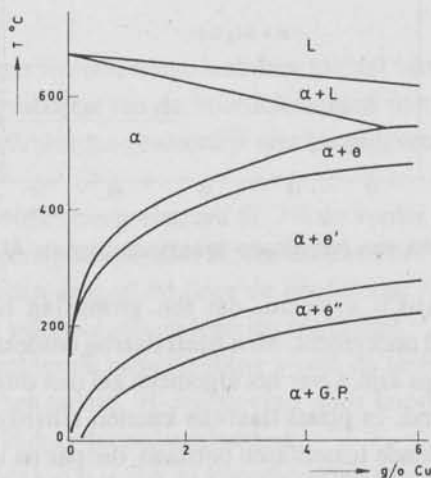
Men kent in het Al-Cu-systeem de volgende precipitaten:

- G-P-zones, genoemd naar de ontdekkers A. Guinier en G.D. Preston; dit zijn coherente uitscheidingen van enkele atoomlagen dikte, die zich vormen op de kubusvlakken van het  $\alpha$ -rooster;
- de  $\theta^{11}$ -structuur, eveneens coherent uitgescheiden op kubusvlakken, maar dikker dan de voorgaande;
- de  $\theta^1$ -structuur, die tetragonaal is en veel lijkt op de evenwichtsfase; deze structuur is maar gedeeltelijk coherent meer;
- de  $\theta$ -structuur, die volledig incoherent is.

In figuur 13.11 zijn de temperatuurgebieden aangegeven, waarin de genoemde structuren voorkomen. Beneden de G-P-lijn kunnen in principe alle precipitaten ontstaan. G-P-zones ontstaan echter het snelst. Deze kunnen echter in een later stadium weer oplossen ten gunste van een volgende stap. Men krijgt dan de uitscheidingsvolgorde



Bij hogere temperaturen waar de G-P-zones niet kunnen ontstaan, wordt direct  $\theta^{11}$  of  $\theta^1$  uitgescheiden.



Figuur 13.11. (Metastabiele) oplosbaarheidslijnen voor  $\theta$ ,  $\theta^1$ ,  $\theta^{11}$  en G-P-zones in het Al-Cu systeem.

Uitscheiding kan plaatsvinden langs korrelgrenzen of op dislocaties (discontinu) of in het ongestoorde  $\alpha$ -rooster (continu).

De slecht in het rooster passende niet-coherente precipitaten zullen bij voorkeur discontinu worden uitgescheiden. De coherente precipitaten met hun kleinere vormingsenergie worden ook continu uitgescheiden. Het zijn deze laatste die de grootste hardheidstoename geven. In Al-Cu legeringen zijn dit dus de G-P-zones en de  $\theta^{11}$  structuren. Bij vorming van de grovere niet-coherente  $\theta^1$ - en  $\theta$ -fase wordt het materiaal weer zachter.



De door precipitatieharding te verkrijgen eigenschappen worden behalve door de samenstelling ook bepaald door de behandeling van het materiaal. Belangrijke invloedsfactoren zijn:

- de homogeniseertemperatuur en -tijd;
- de afschriksnelheid na homogeniseren;
- de uithardingstemperatuur en -tijd.

De homogeniseertemperatuur moet bij voorkeur zo hoog mogelijk liggen om snel een homogene oplossing te krijgen. Een beperkende factor hierbij is echter de korrelgroei, die bij hoge temperatuur kan optreden. De smelttemperatuur van het eutecticum, dat aanwezig kan zijn tengevolge van segregatie bij de stolling van het materiaal, mag nooit worden overschreden.

De afschriksnelheid na het homogeniseren moet groot genoeg zijn om uitscheidingen tijdens de afkoeling te onderdrukken. De homogeniseertemperatuur en afschriksnelheid zijn tevens bepalend voor het aantal vacatures in het rooster, dat bepalend is voor de diffusiesnelheid en daardoor voor de uitscheidingssnelheid.

De uithardingstemperatuur en -tijd zijn bepalend voor de aard en hoeveelheid van de uitscheiding en daardoor voor de uiteindelijke mechanische eigenschappen. Vaak onderscheidt men uitharding bij kamertemperatuur (veredelen) en bij verhoogde temperatuur (150–200 °C; vol veredelen). Door een koudvervorming na het afschrikken, maar voor de precipitatieharding kunnen de resultaten van de harding nog verbeterd worden. Oorzaken hiervan zijn een verhoging van de diffusiesnelheid door vorming van vacatures en een verfijning van het precipitaat, door vorming van een groot aantal uitscheidingskiemplaatzen bij de plastische deformatie.

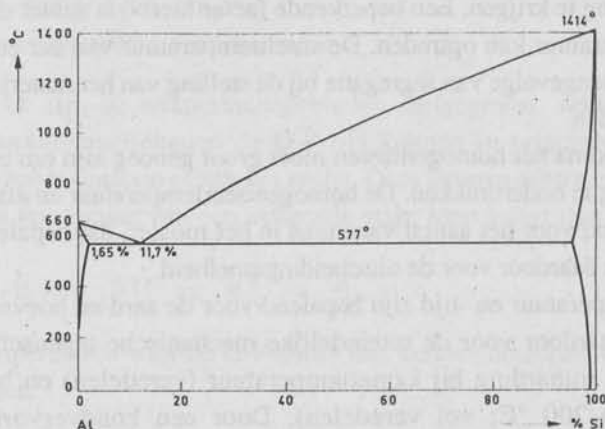
Het hier geschetste verloop van de uitscheiding in binaire Al-Cu legeringen is kenmerkend voor de precipitatieharding in de technische Al-Cu legeringen. Door de aanwezigheid van andere legeringselementen zoals Mg en Si zullen de in feite optredende processen echter wel worden gewijzigd.

Ook in andere precipitatiehardende legeringen vindt men een soortgelijk verloop van de uitscheiding, waarbij de evenwichtstoestand wordt bereikt via één of meer metastabiele tussenprecipitaten.

Een belangrijk verschijnsel bij legeringen is de kristalsegregatie, die kan optreden bij de stolling (zie Metaalkunde 1, hoofdstuk 9). Dit verschijnsel, dat in de hand gewerkt wordt door een breed ontmenggebied tussen de vaste en vloeibare fase, kan aanleiding geven tot een zeer ongelijkmatige stollingsstructuur. In het Al-Cu systeem kunnen ten gevolge van deze segregatie reeds bij ca. 2% Cu geringe hoeveelheden van de eutectische structuur ontstaan. De segregatie is ongewenst, daar deze aanleiding geeft tot een ongelijkmatigheid in de eigenschappen na de precipitatieharding. Door lang homogeeengloeien dicht onder het smeltpunt kan de segregatie (ten dele) worden opgeheven.

### Aluminium-silicium

Uit het in figuur 13.12 afgebeelde binaire toestandsdiagram blijkt dat het systeem Al-Si bij 11,7% Si een eutecticum heeft. De maximale oplosbaarheid van Si in Al bedraagt 1,65%. Ofschoon de oplosbaarheid met dalende temperatuur terugloopt en daardoor uitscheidingen mogelijk zijn, wordt hiervan technisch geen gebruik gemaakt daar het hardingseffect gering is. Dit kan worden verbeterd door toevoeging van enig Mg, hetgeen precipitatie van de intermetallische verbinding  $Mg_2Si$  oplevert.



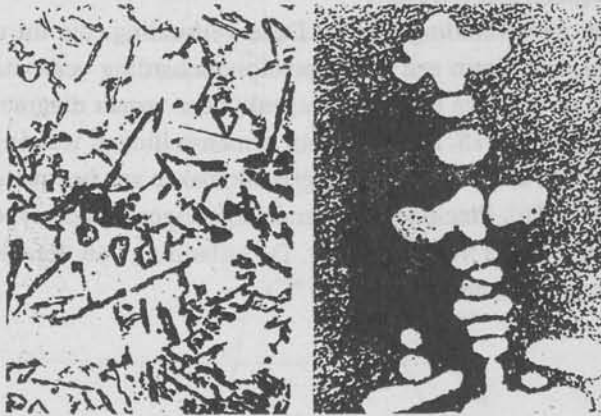
Figuur 13.12. Het binaire toestandsdiagram Al-Si.

Een legering met ongeveer de eutectische samenstelling (silumin) is de klassieke aluminiumgietslegering.

Bij langzame afkoeling ontstaan primair zeer grove plaatvormige Si-kristallen, die de legering bros maken (zie figuur 13.13a). Door toevoeging van ongeveer 0,1% Na, bijvoorbeeld in de vorm van een natriumzout, aan de smelt kort voor het gieten kan dit euvel worden voorkomen. Hierdoor treedt een sterke korrelverfijning op (zie figuur 13.13b). Door de toevoeging van het natrium zakt de eutectische temperatuur van 577 tot 564 °C, terwijl de eutectische samenstelling verschuift van 11,7 naar 14% Si. De legering (met 12% Si) wordt daardoor dus enigszins ondereutectisch en vertoont onder de microscoop dan ook primaire Al-dendrieten, ingebed in een grondmassa van zeer fijnkorrelig eutecticum. Een overeenkomstig effect wordt verkregen door snelle afkoeling, zoals die optreedt bij het gieten in metalen vormen. Naast AlSi12 worden tegenwoordig ook veel toegepast de legeringen AlSi5 en AlSi7 waaraan ter verhoging van de sterkte ongeveer 0,5% Mg is toegevoegd. Ook siliciumgehalten boven 12% komen voor. De slink van de Al-Si legeringen is veel minder dan die van zuiver aluminium.

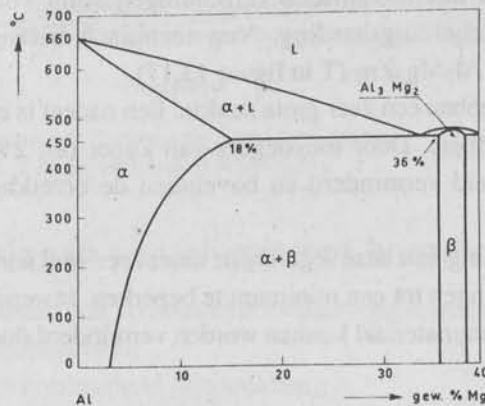
### Aluminium-magnesium

Magnesium is relatief goed oplosbaar in aluminium (maximaal ca. 18%). Ook hier daalt de oplosbaarheid met de temperatuur (figuur 13.14). Ten gevolge van het zeer



Figuur 13.13. Microstructuur van silumin. a) Zonder Na toevoeging, b) bij toevoeging van 0,1% Na.

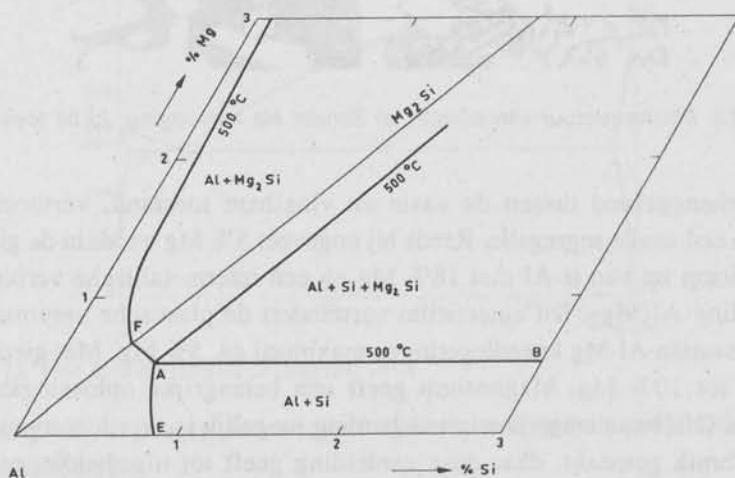
brede ontmenggebied tussen de vaste en vloeibare toestand, vertonen Al-Mg-legeringen een sterke segregatie. Reeds bij ongeveer 5% Mg treedt in de giettoestand het eutecticum op van  $\alpha$ -Al met 18% Mg en een intermetallische verbinding met samenstelling  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ . Dit eutecticum vermindert de plastische vervormbaarheid. Daarom bevatten Al-Mg kneedlegeringen maximaal ca. 5% Mg. Met gietlegeringen gaat men tot 10% Mg. Magnesium geeft een belangrijke oplossingsharding in aluminium. Ofschoon enige precipitatieharding mogelijk is, wordt hiervan technisch weinig gebruik gemaakt, daar deze aanleiding geeft tot uitscheidingen langs de korrelgrenzen. Hierdoor ontstaat gevaar voor interkristallijne corrosie. Door een langdurige gloeiing bij 80 °C, waarbij samenballing van de gevormde precipitaten plaats vindt, kan dit gevaar worden opgeheven. De sterktewinst bij de harding rechtvaardigt de kosten van deze behandeling echter niet. Al-Mg legeringen munten uit door een goede corrosiebestendigheid en lasbaarheid.



Figuur 13.14. Het aluminiumrijke gedeelte van het binaire toestandsdiagram Al-Mg.

### Aluminium-magnesium-silicium

Mg en Si vormen de verbinding  $Mg_2Si$ . Deze verbinding, die tot maximaal 1,9% oplosbaar is in Al, kan hierin een sterke precipitatieharding veroorzaken. Ofschoon voor de beschrijving van deze legeringen eigenlijk een ternair diagram nodig is, zoals weergegeven in figuur 13.15, kan men voor samenstellingen waarin Mg en Si in de verhouding van  $Mg_2Si$  aanwezig zijn, ook gebruik maken van het quasibinaire diagram Al- $Mg_2Si$  (figuur 13.16). Precipitatiehardende legeringen van dit type met maximaal 1% Mg en Si worden zeer veel toegepast. De uitharding van deze legeringen vindt plaats bij verhoogde temperatuur (150–170 °C).



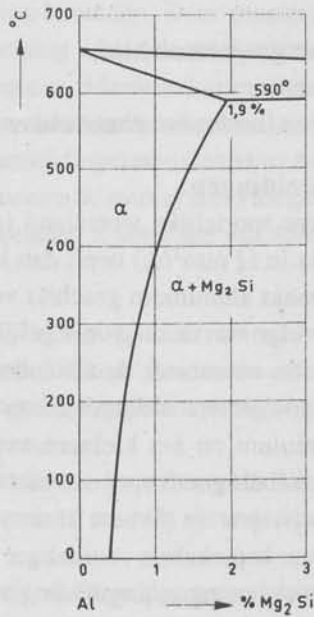
Figuur 13.15. Aluminiumrijke hoek van de isotherme doorsnede bij 500 °C van het ternaire toestandsdiagram Al-Si-Mg.

### Aluminium-zink-magnesium

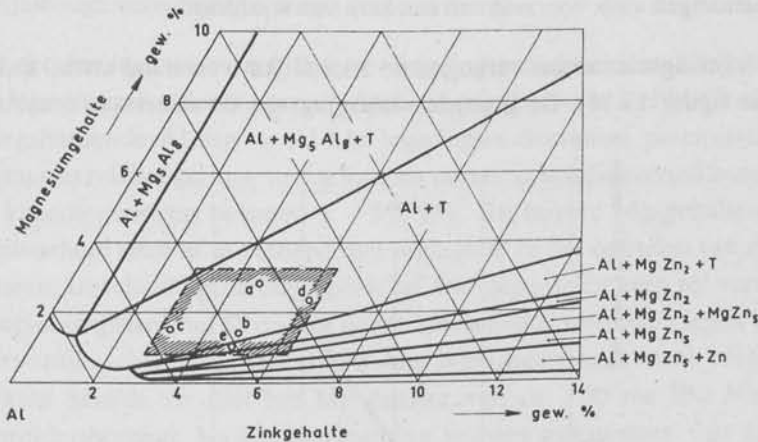
De aluminiumrijke hoek van het ternaire diagram van dit systeem is gegeven in figuur 13.17. Een groot aantal intermetallische verbindingen komt voor, die aanleiding kunnen geven tot uitscheidingsharding. Van technisch belang zijn vooral de verbindingen  $MgZn_2$  en  $Al_2Mg_3Zn_3$  (T in figuur 13.17).

Al- $MgZn_2$  legeringen hebben een zeer grote sterkte. Een nadeel is echter de gevoeligheid voor spanningscorrosie. Door toevoeging van koper (tot 2%) wordt de spanningscorrosiegevoeligheid verminderd en bovendien de bereikbare sterkte verder verhoogd.

Aan de warmtebehandeling van deze legeringen moet zeer veel zorg worden besteed, om de inwendige spanningen tot een minimum te beperken. Inwendige spanningen in de lengterichting van plaatmateriaal kunnen worden verminderd door de plaat 1,5-2% plastisch te rekken.



Figuur 13.16. Quasibinaire toestandsdiagram Al-Mg<sub>2</sub>Si.



Figuur 13.17. Isotherme doorsnede van het ternaire toestandsdiagram Al-Zn-Mg; aluminiumrijke hoek. T is de verbinding Al<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>Zn<sub>3</sub>.

### 13.7. Toepassingen van aluminium kneedlegeringen

Kneedlegeringen vinden hun voornaamste toepassingsgebieden op grond van:

- de elektrische geleidbaarheid;
- de goede koudvervormbaarheid (dieptrekken);
- de lasbaarheid;
- de mogelijkheid van anodische oxydatie;



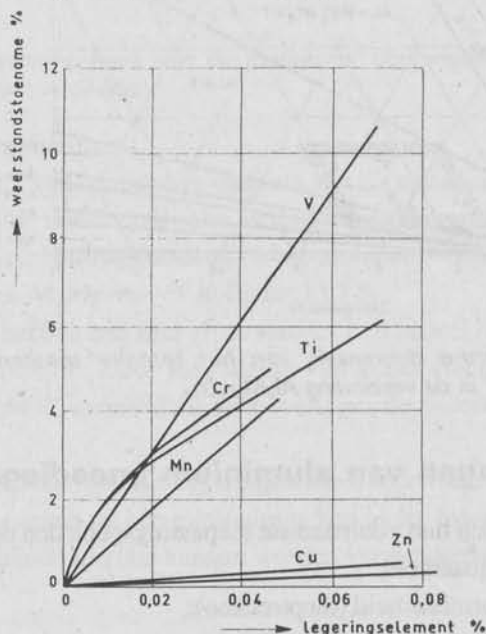
- de weerstand tegen corrosie;
- de hoge mechanische sterkte per gewichtseenheid;
- het gedrag bij hoge temperatuur;
- de technologische eigenschappen, zoals smeedbaarheid en verspaanbaarheid.

### Elektrische hoogspanningsleidingen.

Ofschoon aluminium een grotere soortelijke weerstand (de weerstand per volume eenheid, bijvoorbeeld uitgedrukt in  $\Omega \text{ mm}^2/\text{m}$ ) heeft dan koper, is de weerstand per eenheid van massa lager. Dit maakt aluminium geschikt voor elektrische hoogspanningskabels in lucht, daar tengevolge van de ongeveer gelijke sterkten van aluminium en koper, bij eenzelfde elektrische weerstand, de afstanden tussen de masten groter kunnen zijn, ondanks de benodigde grotere leidingdiameter bij aluminium (ga dit na). Door de lagere prijs van aluminium en het kleinere aantal ophangmasten is het transportsysteem met aluminiumkabels goedkoper dan met koperkabels. Dit geldt niet voor in de grond begraven kabels, daar de dikkere aluminiumleidingen meer (duur) isolatiemateriaal vergen, zodat daar koperkabels voordeliger zijn.

De eisen, die aan het materiaal voor hoogspanningsleidingen worden gesteld, te weten: lage weerstand en hoge sterkte, zijn eigenlijk onverenigbaar. De soortelijke weerstand is laag bij een grote zuiverheid, maar dan is ook de sterkte laag. Daarom worden aluminiumleidingen vaak voorzien van een kern van staaldraad.

Sommige legeringselementen verhogen de soortelijke weerstand sterk, andere veel minder (zie figuur 13.18). De grootste verhoging van de weerstand ontstaat als de



Figuur 13.18. Invloed van legeringselementen op de elektrische soortelijke weerstand van aluminium.

elementen zich in oplossing bevinden. Door precipitatieharding neemt de weerstand weer af. Door koudvervorming neemt de sterkte toe, terwijl de soortelijke weerstand slechts weinig wordt vergroot. Materiaal voor elektrische leidingen wordt daarom vrijwel altijd in de hard getrokken toestand gebruikt.

De belangrijkste aluminiumleidingmaterialen zijn: Al 99,5; AlMg 0,7; AlMg 3 en Al-Mg<sub>2</sub>Si. In deze volgorde neemt de sterkte toe. Het geleidingsvermogen van Al-Mg<sub>2</sub>Si in de precipitatiegeharde toestand is beter dan van AlMg 3.

### Koudvervorming

Ongelegeerd aluminium is zeer goed koudvervormbaar in de zacht gegloeide of 1/4 harde of 1/2 harde toestand. De koudvervormbaarheid neemt af, naarmate de deformatiegraad en het percentage legeringselementen groter worden.

Bij koudvervorming eist men:

- Een glad materiaaloppervlak na de vervorming. Dit zal het geval zijn bij fijnkorrelig materiaal. Bij grove korrel zal door de vervorming het oppervlak hobbelig worden (sinaasappelhuid).
- Kleine vervormingskrachten. Deze zijn groter naarmate het materiaal fijnkorreliger is. Een compromis zal hier noodzakelijk zijn.
- In alle richtingen gelijke materiaaleigensnappen, daar anders bij dieptrekken een ongelijkmatige vervorming optreedt (orenvorming).

Worden grotere sterkten vereist dan met ongelegeerd aluminium haalbaar zijn, dan kunnen legeringen worden toegepast. Speciaal geschikt voor kouddeformatie zijn de oplossingshardende Al-Mg en Al-Mn legeringen. Sommige precipitatiehardende legeringen met relatief geringe sterkte kunnen eveneens koudvervormd worden.

Al-Mg kneedlegeringen bevatten 1 – 5% Mg. Bij hogere Mg-gehalten neemt de vervormbaarheid sterk af in verband met segregatie en het optreden van ongewenste precipitaten. Uitscheidingsharding speelt bij deze legeringen geen rol van betekenis, wel de oplossingsharding. Door hun goede lasbaarheid, weerstand tegen corrosie en koudvervormbaarheid worden de Al-Mg legeringen zeer veel toegepast. De treksterkten nemen toe met het Mg-gehalte van ca. 100 tot 300 N/mm<sup>2</sup> in de onvervormde toestand. Na koudvervorming worden treksterkten van 180 tot 450 N/mm<sup>2</sup> bereikt, waarbij de rek echter wel veel lager is dan in de zachte toestand.

De legering AlMn1 wordt veel toegepast voor huishoudelijk gebruik, bijvoorbeeld voor de fabricage van pannen en drankbussen.

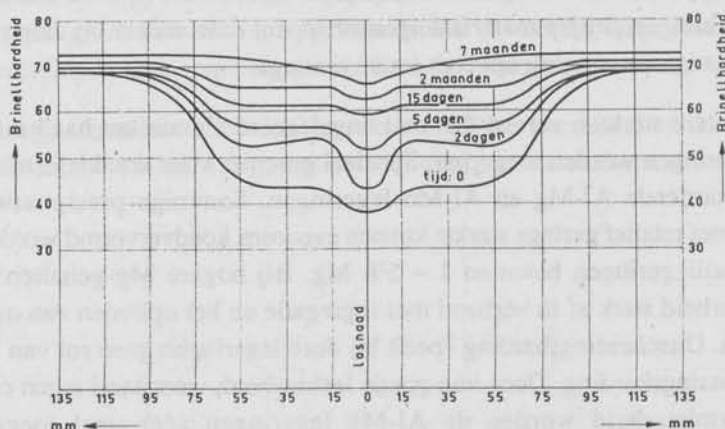
Bij de precipitatiehardende legering AlCu2Mg0,7 is ten gevolge van het lage kopergehalte de precipitatieharding niet zo groot dat geen koudvervorming meer mogelijk is. Na het oplosgloeien is de legering nog zeer goed vervormbaar en nog matig na de uitharding. De legering wordt veel gebruikt voor klinknagels in de vliegtuigindustrie. Het klinken vindt plaats na het oplosgloeien, waarna de uitharding bij kamertemperatuur optreedt.

### Lasbare aluminiumlegeringen

Bij het lassen verlangt men, dat de eigenschappen van de las minstens gelijk zijn aan die van de te verbinden delen. Bij legeringen, die hun sterkte ontleen aan koudvervorming of precipitatieharding, kan aan deze eis moeilijk worden voldaan, daar door de laswarmte de sterkte afneemt. Ongelegeerd Al en legeringen met oplossingsharding kunnen wel met succes gelast worden. De precipitatiehardende soorten moeten meestal na het lassen opnieuw gehard worden. In sommige gevallen treedt een automatisch herstel van de eigenschappen op in de omgeving van de las.

Geschikt om te worden gelast zijn:

- ongelegeerd aluminium;
- de Al-Mg legeringen (zie hiervoor);
- AlZn4Mg2. Dit is een precipitatiehardende legering. De legering kan na oplosgloeien op ongeveer 450°C in lucht worden afgekoeld en daarna bij kamertemperatuur worden uitgehard tot een treksterkte van ongeveer 340 N/mm<sup>2</sup>. Bij deze legering herstellen de door het lassen verlaagde sterkte-eigenschappen zich na verloop van tijd door een verdere uitharding bij kamertemperatuur. Het herstel is volledig na 2 à 3 maanden (zie figuur 13.19).



Figuur 13.19. Herstel bij kamertemperatuur van de hardheid na het lassen van de legering AlZn4Mg2.

### – AlSi1Mg0,8 (Al-Mg<sub>2</sub>Si)

Deze legering kan worden gelast (samenstelling toevoegmateriaal AlSi2,5Mg0,4), maar moet na het lassen opnieuw veredeld worden wanneer een optimale sterkte wordt geëist.

### Anodische behandeling

Anodiseren (ook wel eloxeren genoemd) wordt toegepast voor het bereiken van:

- een betere weerstand tegen corrosie;
- sterk spiegelende oppervlakken;
- gekleurde oppervlakken.

Om een goed resultaat te verkrijgen is een zuiver basismateriaal met een zeer glad oppervlak en een fijne kristalstructuur vereist. Legeringselementen die intermetallische verbindingen vormen, zoals Fe, Cu, Ni zijn schadelijk.

Verhoging van de weerstand tegen corrosie is altijd mogelijk, ofschoon vooral de koperhoudende legeringen een slecht resultaat opleveren.

Sierbehandelingen zijn te verdelen in:

– Industriële behandelingen.

Vereist zijn een gebeitst glad walsoppervlak en een fijne verdeling van de Fe- en Si-onzuiverheden. Toe te passen bij: Al 99,5; AlMg1-3; Al-Mg<sub>2</sub>Si, AlZn4Mg2. De zuiverheid van het Al-basismateriaal moet minstens 99,5% zijn.

– Speciale glansbehandelingen.

Het resultaat is mooier naarmate het aluminium zuiverder is. Te gebruiken bij: Al 99,99; AlMg1-3, waarbij uitgegaan wordt van Al 99,99. Deze behandelingen worden toegepast in de optiek, voor sieraden e.d. De dikte van de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-laag is 10-15  $\mu$ . De dikte moet gelijkmatig zijn, anders treden onregelmatige reflecties op (golven, ringen e.d.)

#### Weerstand tegen corrosie – speciaal in zeeklimaat

Elementen, die edeler zijn dan Al, zijn schadelijk en moeten worden vermeden. Het totaal gehalte aan Cu + Si + Pb + Sn moet kleiner zijn dan 0,10%. Mg, Mn en Cr hebben een gunstige invloed. Bij Mg-gehalten groter dan 5% kan spanningscorrosie optreden.

Toegepast worden: Al99,5 of zuiverder; AlMg met 0,7–4% Mg en de veredelbare legeringen Al-Mg<sub>2</sub>Si en AlZn4Mg2.

In het algemeen moet direct contact met edelere metalen worden vermeden, daar dan een sterke corrosie optreedt.

#### Legeringen met hoge sterkte

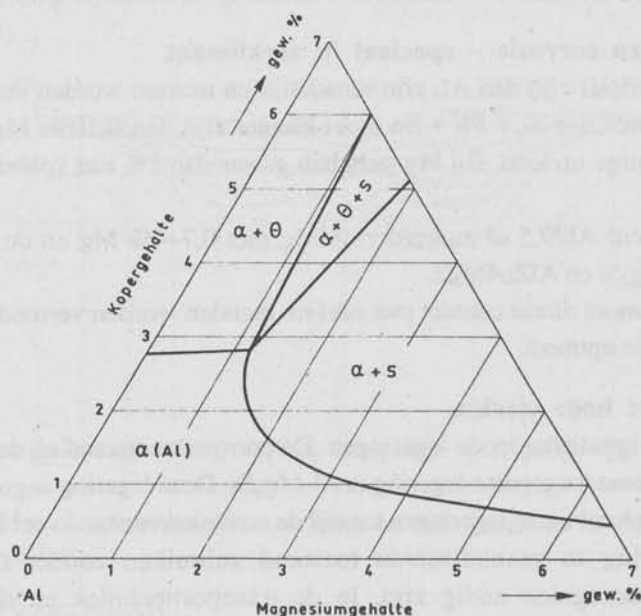
Dit zijn alle precipitatiehardende legeringen. De corrosieweerstand en de lasbaarheid zijn matig. De meest toegepaste legering is Al-Mg<sub>2</sub>Si. Deze legering is goedkoper dan de AlCuMg (duraluminium) legeringen terwijl de corrosieweerstand veel beter is. Men kan deze legering in geanodiseerde toestand gebruiken zonder dat speciale beschermingsmaatregelen nodig zijn. In de transporttechniek en de algemene constructiebouw wordt dit materiaal daarom bij voorkeur toegepast ondanks de vrij geringe sterkte.

De oudste precipitatiehardende legeringen zijn de AlCuMg soorten, die bekend staan onder de beschermde merknamen *dural* of *duraluminium*. Deze legeringen worden in de vliegtuigbouw veel gebruikt. De geringe weerstand tegen corrosie kan worden verhoogd door plateren met een dunne laag zuiver aluminium (*Alclad*). Deze legeringen berusten op het systeem Al-Cu. Technische legeringen bevatten echter altijd Mg (0,5-1,5%) en vaak Si (tot 1%). Daarnaast zijn altijd geringe hoeveelheden nevenelementen aanwezig. Legeringen met 4-5% Cu hebben de grootste sterkte, maar slechts een

geringe vervormbaarheid. Magnesium maakt het materiaal hardbaar bij kamertemperatuur. Toevoeging van silicium maakt harding bij verhoogde temperatuur noodzakelijk. Hierdoor blijft echter ook de sterkte tot hogere temperaturen gehandhaafd. Harding vindt plaats door uitscheiding van  $\text{Al}_2\text{Cu}$  ( $\theta$ -fase) of  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  ( $S$ -fase) (zie figuur 13.20) of overgangsfasen van deze stoffen. In tabel 13.3 zijn de mechanische eigenschappen van enkele AlCuMg legeringen gegeven. De eerste twee soorten worden bij kamertemperatuur uitgehard, de laatste bij ca. 170 °C.

Tabel 13.3. Mechanische eigenschappen van enige AlCuMg-legeringen

| Legering  | Samenstelling % |     |     | Mechanische eigenschappen |            |    |                      |            |    |                      |            |    |
|-----------|-----------------|-----|-----|---------------------------|------------|----|----------------------|------------|----|----------------------|------------|----|
|           | Cu              | Mg  | Si  | gegloeid                  |            |    | gehomogeniseerd      |            |    | gehard               |            |    |
|           |                 |     |     | $R_m$                     | $R_{p0.2}$ | A  | $R_m$                | $R_{p0.2}$ | A  | $R_m$                | $R_{p0.2}$ | A  |
|           |                 |     |     | (N/mm <sup>2</sup> )      |            |    | (N/mm <sup>2</sup> ) |            |    | (N/mm <sup>2</sup> ) |            |    |
| AlCu4Mg   | 4               | 0,5 | 0,5 | 240                       | 120        | 20 | 280                  | 140        | 22 | 420                  | 250        | 16 |
| AlCu4Mg1  | 4,5             | 1   | 0,5 | 280                       | 150        | 20 | 320                  | 150        | 22 | 450                  | 300        | 12 |
| AlCu4MgSi | 4,5             | 0,5 | 0,8 | 280                       | 130        | 18 | 300                  | 140        | 20 | 450                  | 300        | 14 |



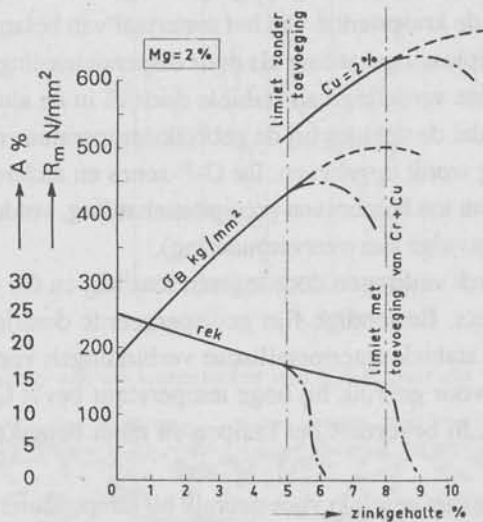
Figuur 13.20. Aluminiumrijke hoek van het ternaire toestandsdiagram Al-Cu-Mg.  $S$  is de verbinding  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  en  $\theta$  is  $\text{Al}_2\text{Cu}$ .

De sterkste Al-legeringen worden gevonden in de groep van de aluminium-zink-magnesium (-koper) legeringen. Een nadeel van deze legeringen is echter, dat zij gevoelig zijn voor spanningscorrosie en kerfwerking bij vermoeiing. Door toevoeging van Cr (0,1–0,2%) en vooral Cu (1–2%) neemt de spanningscorrosiegevoeligheid af, waardoor hogere Zn- en Mg-gehalten en daardoor hogere sterkten mogelijk zijn. Men stelt dat bij 2% Cu het Zn-gehalte  $\leq 8,5\%$  en het (Zn + Mg)-gehalte  $\leq 11\%$  kan zijn.



Met 8% Zn, 2% Mg, 2% Cu en 0,2% Cr wordt een sterkte van 600–650 N/mm<sup>2</sup> bereikt bij een rek van 10% (zie figuur 13.21). Zonder Cu en Cr is het maximum Zn-gehalte ongeveer 5%.

De warmtebehandeling van deze legeringen bestaat uit een homogenisatie op 450–460 °C gevolgd door afkoelen in warm water (90–100 °C). De precipitatieharding vindt plaats bij 120–130 °C.



Figuur 13.21. Treksterkte en rek van Al-Zn-Mg legeringen met 2% Mg en variërend Zn-gehalte; invloed van koper.

Legeringen zonder Cu zijn beter bestand tegen corrosie, maar minder sterk. Voor de vliegtuigbouw worden geplaatste legeringen geleverd. De AlZnMgCu legeringen hebben duraluminium gedeeltelijk verdrongen, voor toepassingen waar de statische sterkte bepalend is. Ten gevolge van de grote kerfgevoeligheid is de vermoeiingssterkte echter lager dan bij de duraluminiumsoorten, zodat deze zich voor dynamisch belaste constructies hebben kunnen handhaven.

In de vliegtuigbouw zijn de sterkte en de elasticiteitsmodulus per eenheid van massa de bepalende grootheden voor de toepasbaarheid van een materiaal. Dit heeft geleid tot de ontwikkeling van legeringen van aluminium met lithium, het lichtste metaal, dat bovendien een zeer hoge elasticiteitsmodulus heeft. Per procent lithium neemt de dichtheid met 3% af en de E-modulus met 6% toe, hetgeen vooral voor op buiging en knik belaste constructies van groot belang is. Ondanks de hoge prijs van het lithium en de moeilijke produktietechniek van de legeringen zijn de laatste jaren een aantal Li-houdende legeringen op de markt gekomen voor de vliegtuigindustrie. Een voorbeeld hiervan is AlLi<sub>2,3</sub>Cu<sub>2,7</sub>Zr<sub>0,1</sub> (Zr dient voor korrelverfijning), die na precipitatieharding een treksterkte van 600–630 N/mm<sup>2</sup> en een elasticiteitsmodulus van ca. 78000 N/mm<sup>2</sup> bereikt.

### Legeringen voor gebruik bij hoge temperatuur

De belangstelling voor aluminiumlegeringen voor gebruik bij hogere temperaturen is de laatste jaren sterk gestegen. Door de toenemende vliegsnelheden van straalvliegtuigen wordt de opwarming van de huid door wrijving met de lucht een belangrijke factor. Bij de meeste aluminiumlegeringen is de maximum gebruikstemperatuur 150–200 °C. Bij 2–2,5 maal de geluidssnelheid wordt deze temperatuur in bepaalde vliegtuigdelen bereikt, vandaar het streven naar legeringen met grotere warmsterkte. Bij deze temperaturen is vooral de kruipsterkte van het materiaal van belang. Deze kan worden verhoogd zowel door oplossingsharding als door dispersieharding, dat wil zeggen het aanbrengen van een fijne verdeling van stabiele deeltjes in de aluminiummatrix. Een voorwaarde hierbij is, dat de deeltjes bij de gebruikstemperatuur niet zodanig groeien dat de hardingswerking wordt opgeheven. De G-P-zones en andere tussenprecipitaten, die optreden bij de tot nu toe beschreven precipitatieharding, voldoen meestal niet aan deze voorwaarde (ten gevolge van oververoudering).

Oplossingsharding wordt verkregen door legeren met Mg en Cu (1–2%). Zn (1–5%) heeft vrijwel geen effect. Bestendige fijn gedispergeerde deeltjes worden gevormd door Fe, Cu en Ni, die stabiele intermetallische verbindingen vormen bij de stolling. Een bekende legering voor gebruik bij hoge temperatuur bevat Cu (4%), Ni (1,5%), Fe (1,5%), Mg (1,5%). Si bevordert het kruipen en moet beperkt worden tot minder dan 0,25%.

AlZnMg-legeringen zijn niet geschikt voor gebruik bij temperaturen boven 150 °C door een te snelle oververoudering.

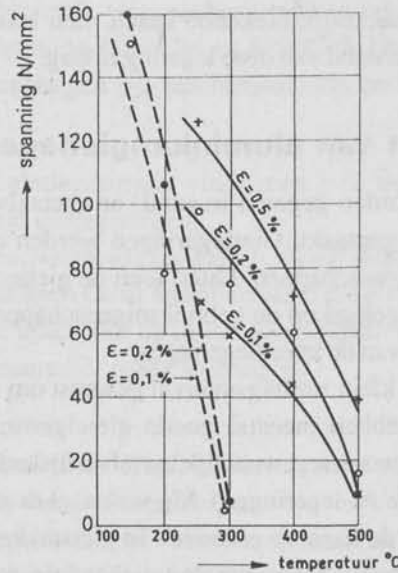
### Aluminium-matrix composieten.

De sterkte van metalen kan worden verhoogd door het inbrengen van fijn verdeeld keramisch materiaal met een hoge sterkte, meestal in de vorm van korrels of korte vezels, in de metaalmatrix. Hiervoor komen onder meer in aanmerking grafiet, siliciumcarbide en aluminiumoxyde. De produktie van deze composieten vindt meestal plaats via poedermetallurgische weg.

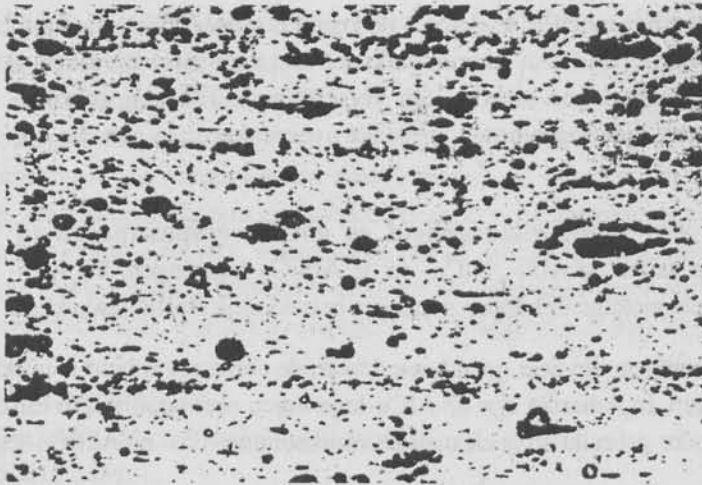
De oudste van deze metaalmatrix composieten is S.A.P. (Sintered Alumina Powder). Dit is een legering van Al en  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , die wordt verkregen door het sinteren van een sterk geoxydeerd aluminiumpoeder. S.A.P. heeft een zeer hoge kruipsterkte ten opzichte van de hiervoor behandelde legeringen. De sterkte bij kamertemperatuur en vooral de taaiheid zijn matig.

De eigenschappen zijn afhankelijk van het oxydegehalte. De kruipsterkte blijft hoog tot dicht onder het smeltpunt, doordat geen herstel of rekristallisatie optreedt. De  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -deeltjes verhinderen de beweging van dislocaties en korrelgrenzen. Boven 200 °C is de kruipsterkte beter dan van andere aluminiumlegeringen (zie figuur 13.22).

De structuur van S.A.P. is weergegeven in figuur 13.23. Toepassingen vindt dit materiaal in compressoren van straalmotoren en als splijtstofomhulling in kernreactoren. De onmogelijkheid dit materiaal te lassen beperkt echter de bruikbaarheid.



Figuur 13.22. Vergelijking van de kruipsterkte van S.A.P. met die van de Y-levering.



Figuur 13.23. Structuur van S.A.P. (1000x)

Naast het S.A.P. zijn de laatste jaren ook andere aluminium-matrix composieten ontwikkeld, vooral met siliciumcarbide deeltjesversterking. De toepassing daarvan bevindt zich echter nog in het experimentele stadium.

### Legeringen voor verspaning

Door toevoeging van lood, dat niet in Al oplost maar als kleine insluitsels fijn verdeeld kan worden, wordt de verspaanbaarheid sterk verbeterd. Het lood heeft een smerende

werking en geeft een gemakkelijk brekende spaan. Een standaard samenstelling is  $\text{AlCu4Pb2}$ . De corrosieweerstand van deze legering is laag.

### 13.8. Toepassingen van aluminiumgietlegeringen

Aluminiumgietstukken worden gegoten in zand- en metaalvormen (kokillen). Ook wordt veel spuitgietwerk gemaakt. Gietlegeringen werden oorspronkelijk gekozen vanwege hun goede gieteigenschappen. Later, toen de giettechniek verbeterde, werd bij de keuze meer nadruk gelegd op de gebruikseigenschappen, waardoor de samenstellingen naderden tot die van de kneedlegeringen.

Voor gietlegeringen is een klein stollingsinterval gewenst om segregaties te beperken. Eutectische legeringen hebben meestal goede gieteigenschappen. Om een fijne kristalstructuur te bereiken worden gewoonlijk korrelverfijnende elementen toegevoegd (Na in  $\text{AlSi12}$ , Ti in andere Al-legeringen). Mg verhoogt de neiging tot het opnemen van waterstof en daarmee de kans op porositeit in gietstukken. Aan  $\text{AlSi}$  legeringen wordt Mg (tot 1%) toegevoegd om precipitatieharding mogelijk te maken.  $\text{Al}$ -gietlegeringen bevatten steeds enig Mn, om de ongunstige werking van Fe te compenseren.

Zuiver aluminium is moeilijk te gieten – de krimp is groot (6%), waardoor gemakkelijk scheuren optreden. Het wordt daarom praktisch niet voor gietwerk toegepast.

Aluminiumgietlegeringen worden om verschillende redenen gekozen. Op grond hiervan kan een indeling worden gemaakt overeenkomstig aan die van de kneedlegeringen.

#### Legeringen met goede gietbaarheid en goede verspaanbaarheid

In deze groep vallen de  $\text{AlSi}$ -,  $\text{AlCu}$ - en de  $\text{AlSiCu}$ -legeringen. De  $\text{AlSi}$ -legeringen hebben de beste gieteigenschappen maar zijn betrekkelijk slecht bewerkbaar.

De  $\text{AlCu}$ -legeringen zijn zeer goed bewerkbaar, de corrosievastheid is minder dan van  $\text{AlSi}$ -legeringen. In Amerika zijn de  $\text{AlCu}$ -legeringen zeer populair, in Europa worden deze veel minder gebruikt en geeft men de voorkeur aan  $\text{AlSi}$ - en  $\text{AlSiCu}$ -legeringen.

De beste gieteigenschappen heeft de ongeveer eutectische  $\text{AlSi12}$  legering waaraan 0,1% Na is toegevoegd voor korrelverfijning. Hiermee kunnen dunwandige en ingewikkelde vormen worden gemaakt met een zeer goede gas- en oliedichtheid. De krimp (3%) is slechts de helft van die van zuiver Al. De treksterkte is betrekkelijk laag ( $170\text{--}200 \text{ N/mm}^2$ ). Deze legering komt voor onder de handelsnamen silumin en alpax. Door toevoeging van 0,5% Mg kan de sterkte worden opgevoerd tot  $250\text{--}300 \text{ N/mm}^2$  door precipitatie van  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . Naast de 12% Si legeringen worden ook G  $\text{AlSi7}$  en G  $\text{AlSi5}$  toegepast, die een iets lagere sterkte hebben. Door toevoeging van 0,3–0,5% Mg en veredelen kan deze weer worden opgevoerd. De uitharding van deze legeringen vindt plaats bij verhoogde temperatuur.

Legeren met koper verbetert de verspaanbaarheid van het materiaal. Men krijgt dan legeringen met de samenstelling  $\text{AlSi6Cu4}$  en  $\text{AlSi8Cu3}$ . De laatste wordt veel gebruikt voor spuitgieten. Deze legeringen zijn niet hardbaar, de sterkte en corrosievastheid zijn matig.

Naast deze specifieke gietlegeringen vindt men ook legeringen voor bijzondere toepassingen, bijvoorbeeld gietlegeringen:

- met goede corrosiebestendigheid (zeewater); vooral  $\text{AlMg}$  legeringen tot 10% Mg. Deze legeringen mogen geen Cu of andere metalen die edeler zijn dan Al bevatten.
- met hoge sterkte. Deze lijken veel op de kneedlegeringen voor dit doel.
- voor anodiseren. Voornamelijk  $\text{AlMg}$  legeringen.

### Zuigerlegeringen

Zuigers voor kleinere benzine- en dieselmotoren (vooral automotoren) worden tegenwoordig overwegend van aluminium gemaakt.

Ook cilinderkoppen van motoren zijn vaak van dit materiaal. Het belang hiervan blijkt wel uit de wereldjaarproductie, die meer dan 100.000 ton bedraagt.

Van deze legeringen wordt geëist:

- een goede warmsterkte;
- een goede warmtegeleidbaarheid;
- een geringe uitzettingscoëfficiënt;
- een grote vermoeiingssterkte;
- goede loopeigenschappen.

Voor de fabricage van zuigers komt zowel gieten als smeden (in matrijzen) in aanmerking. De gesmede zuigers zijn sterker, er moet echter veel meer aan verspaand worden dan aan gegoten zuigers, waardoor de laatste aanzienlijk goedkoper zijn. Voor het verkrijgen van een grote warmsterkte bevatten de zuigerlegeringen altijd Cu en Si.

Voor de zuigerfabricage worden overwegend  $\text{AlSi}$ -legeringen met hoog Si-gehalte gebruikt zoals:

- G  $\text{AlSi12Cu1,2Ni1Mg1}$ ;
- G  $\text{AlSi17Ni3,4Cu1Mg1}$  — ook kneedlegering;
- G  $\text{AlSi25Ni1Cu1Mg1}$ .

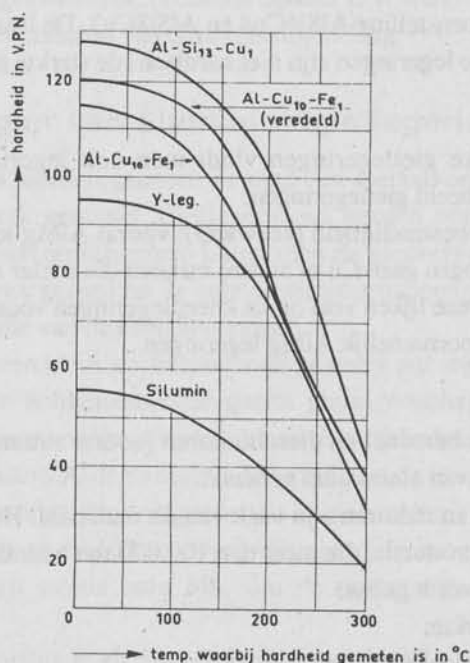
Daarnaast worden ook Cu-houdende legeringen gebruikt:

- G  $\text{AlCu4Ni2Mg1,5}$ ;
- G  $\text{AlCu2,2Mg1,5Ni1,2Fe1}$  — ook kneedlegering;
- G  $\text{AlCu7Si5,5}$  — voor cilinderkoppen;
- G  $\text{AlCu10Si2}$ .

Een hoog Si-gehalte geeft een lage uitzettingscoëfficiënt. Door uitscheiding van primaire harde Si-deeltjes worden de loopeigenschappen verbeterd.

In figuur 13.24 zijn sterktewaarden van enige zuigermaterialen gegeven als functie van de temperatuur.





Figuur 13.24. Hardheid als functie van de temperatuur van enige aluminium zuigerlegeringen.

### Glijlagerlegeringen

Op Al-basis zijn enkele goede glijlagerlegeringen ontwikkeld. De grondmassa bestaat uit (zacht) aluminium waarin zich fijn verdeelde harde intermetallische verbindingen bevinden. Men gebruikt onder andere de zuigerlegering G AlSi12Cu1,2Ni1Mg1. Daarnaast heeft men ook Sn-houdende legeringen voor lagers ontwikkeld, bijvoorbeeld G AlSn6,5Cu1Ni1 en G AlSn6Si2,5Cu1.

De in Nederland genormaliseerde gietlegeringen zijn vermeld in NEN 6026; de kneedlegeringen in NEN 6029.

### Opgaven

- 13.1. Noem enige belangrijke toepassingsgebieden van aluminiumlegeringen.
- 13.2. Welke effecten hebben onzuiverheden zoals Fe en Si op de eigenschappen van ongelegeerd aluminium? Waarom is het kopergehalte aan een maximum gebonden?
- 13.3. Op welke wijze worden aluminiumbuizen vervaardigd?
- 13.4. Wat is en hoe maakt men zilverpapier?
- 13.5. Bij het lassen van aluminiumlegeringen wordt steeds gewerkt met bescherm-

- gas (bijvoorbeeld argon). Waarom is dit noodzakelijk?
- 13.6. Wat verstaat men onder de International Annealed Copper Standard (IACS)?
  - 13.7. Waardoor is de maximale gebruikstemperatuur van aluminiumlegeringen tot ca 200 °C beperkt?
  - 13.8. Wat verstaat men onder en wat is het doel van het anodiseren van aluminium?
  - 13.9. Waarom kan aluminium niet met staal in één constructie worden gecombineerd?
  - 13.10. Welke gevolgen heeft de lage elasticiteitsmodulus voor de toepassing van aluminiumlegeringen in constructies?
  - 13.11. Beschrijf en verklaar het verloop van de uitscheidingen bij de harding van Al-Cu legeringen.
  - 13.12. Beschrijf en verklaar de korrelverfijning van silumin met natrium.
  - 13.13. Verklaar het optreden van eutecticum in de AlMg10 gietlegering.
  - 13.14. Waarom past men aluminium toe voor hoogspanningskoppelingen tussen elektrische centrales?
  - 13.15. Geef een verklaring voor de lasbaarheid van precipitatiehardende AlZnMg-legeringen.
  - 13.16. Waarom kan duraluminium niet (met succes) worden geanodiseerd?
  - 13.17. Waarom is de legering AlMg4 zeer geschikt voor de bouw van reddingsboten voor zeeschepen?
  - 13.18. Verklaar het gebruik van lithium als legeringselement voor vliegtuiglegeringen.
  - 13.19. Welke eisen moeten worden gesteld aan zuigerlegeringen; waarom zijn de AlZnMg legeringen hiervoor niet bruikbaar?
  - 13.20. Beschrijf en verklaar de speciale eigenschappen van SAP.
  - 13.21. Waarom geeft men de voorkeur aan G AlSi8Cu3 boven G AlSi12 voor spuitgietwerk?
  - 13.22. Welke eisen stelt men aan gietlegeringen voor toepassing in glijlagers? Welke legeringen worden hiervoor gebruikt?

# 14

## Koper

### 14.1. Inleiding

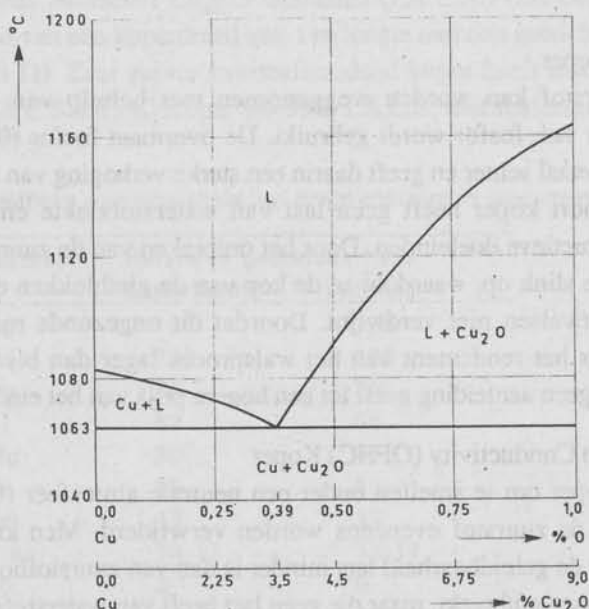
Koper en zijn legeringen zijn de oudst bekende constructiemetalen. Ook heden nog vinden zij uitgebreide toepassingen op grond van een aantal bijzondere eigenschappen. Dit zijn bijvoorbeeld: de grote weerstand tegen corrosie, de goede geleidbaarheid voor elektriciteit en warmte, de goede plastische vervormbaarheid, de gemakkelijke verspaanbaarheid en de goede gietbaarheid. Met een wereldjaarproductie van ca. 8.000.000 ton staat koper na aluminium op de derde plaats van de productieranglijst van de metalen. In tegenstelling tot de hiervoor behandelde metalen heeft koper de neiging schaars te worden. De ertsen zijn betrekkelijk zeldzaam en arm. Een erts met meer dan 3% koper geldt al als een rijk erts. Bovendien liggen belangrijke ertsvindplaatsen in moeilijk toegankelijke, vaak politiek onrustige, gebieden, waardoor de koperprijs aan sterke schommelingen onderhevig is.

Van het geproduceerde koper wordt meer dan 50% gebruikt in de elektrotechniek in vrijwel zuivere toestand. Verdere grootverbruikers zijn het bouwbedrijf, de auto-industrie, de chemische industrie, de machine industrie en de scheepsbouw.

### 14.2. Bereiding

Koper wordt in hoofdzaak gewonnen uit sulfidische ertsen, bijvoorbeeld koperkies ( $\text{CuFeS}_2$ ). Door het geringe kopergehalte van de ertsen (0,5–5%) moeten deze eerst geconcentreerd worden. Dit gebeurt door malen tot een fijn poeder, waarna door flotatie ertsen en ganggesteente worden gescheiden. Het Cu-gehalte wordt hierdoor opgevoerd tot enkele tientallen procenten. In een aantal smeltraffinagestappen wordt het kopererts vervolgens omgezet in het zgn. ruwe koper, dat na desoxydatie 0,03 tot 0,05% zuurstof bevat. Deze zuurstof is aanwezig als  $\text{Cu}_2\text{O}$  (zie het toestandsdiagram in figuur 14.1). In sommige gevallen is het product van deze raffinage voldoende zuiver om technisch gebruikt te worden. Dit koper is onder de naam 'Fire Refined Copper' in de handel. Meestal bevat het echter nog zoveel bijmengsels dat een verdere zuivering door elektrolyse noodzakelijk is. Het koper wordt daartoe in horizontale open vormen gegoten tot anodeplaten. Bij het gieten op deze wijze vormen de in het vloeibare koper aanwezige zuurstof en waterstof tijdens de stolling kleine waterdampbellen waardoor de slink tijdens de stolling wordt gecompenseerd. Om dit te bereiken

is het bovengenoemde zuurstofpercentage van 0,03–0,05% in het bad vereist. De anodeplaten bevatten als onzuiverheden nog Pb, As, Sb, Ni, Au, Ag, Se, Te en Co.



Figuur 14.1. Toestandsdiagram koper-koperoxyduul.

De elektrolyse vindt plaats in een waterige oplossing van  $\text{CuSO}_4$  en  $\text{H}_2\text{SO}_4$ . De anode gaat hierbij in oplossing. Het zuivere koper slaat neer op de kathodeplaat, de overige metalen blijven in oplossing of slaan neer als een soort modder (anodeslib) op de bodem van het bad. De kathodeplaten bevatten 99,9% of meer koper. Het zo verkregen elektrolytische koper wordt in vlamovens opnieuw omgesmolten, waarbij een eindraffinage plaats vindt.

Naar de wijze van desoxyderen worden de producten van de eindraffinage onderscheiden in:

#### 1. Zuurstofhoudend koper (Tough Pitch Copper).

Door desoxydatie wordt het zuurstofgehalte ingesteld op 0,03–0,05%. Dit materiaal kan tot vlakke walsblokken worden verwerkt in open vormen, waarin geen slink optreedt ten gevolge van de gevormde waterdampbellen. Bij het walsen verdwijnen deze poriën volledig. De resterende zuurstof is aanwezig als  $\text{Cu}_2\text{O}$  dat de elektrische weerstand van het materiaal niet ongunstig beïnvloedt. Koper voor elektrotechnische toepassingen wordt daarom gewoonlijk in deze toestand gebruikt.

Door het hoge zuurstofgehalte kan *waterstofziekte* optreden. Dit is het geval als het  $\text{Cu}_2\text{O}$ -houdende koper in een waterstofhoudende atmosfeer wordt verhit. De waterstof diffundeert dan naar binnen en reageert met de  $\text{Cu}_2\text{O}$  onder vorming van waterdamp. Deze waterdamp zit gevangen in de bij de reactie ontstane holten en staat daarin onder

zeer hoge druk. Als gevolg daarvan kunnen er fijne scheurtjes ontstaan, waardoor het koper uitermate bros wordt. Daarom kan zuurstofhoudend koper niet worden gegloeid of gelast.

## 2. Gedesoxydeerd koper

De resterende zuurstof kan worden weggenomen met behulp van desoxydatiemiddelen, waarvoor vnl. fosfor wordt gebruikt. De overmaat fosfor (0,015–0,05%) blijft echter in het metaal achter en geeft daarin een sterke verhoging van de soortelijke weerstand. Deze soort koper heeft geen last van waterstofziekte en kan worden gebruikt voor constructieve doeleinden. Door het ontbreken van de zuurstof treedt bij de stolling een grote slink op, waardoor in de kop van de gietblokken een holte ontstaat, die bij het uitwalsen niet verdwijnt. Doordat dit ongezonde materiaal moet worden verschromt, is het rendement van het walsproces lager dan bij het zuurstofhoudende koper, hetgeen aanleiding geeft tot een hogere prijs van het eindproduct.

## 3. Oxygen Free High Conductivity (OFHC) Koper

Door het kathodekoper om te smelten onder een neutrale atmosfeer ( $\text{CO}$  of  $\text{N}_2$ ) in inductie-ovens kan de zuurstof eveneens worden verwijderd. Men krijgt dan een kopersoort, waarvan de geleidbaarheid iets minder is dan van zuurstofhoudend koper, doordat de eindraffinage ontbreekt, maar die geen last heeft van waterstofziekte.

## Arseenhoudend koper

Doordat As bij de elektrolyse slechts ten dele wordt verwijderd, bevatten bepaalde kopersoorten 0,3–0,5% As. De geleidbaarheid van dit materiaal is slecht. De mechanische sterkte is echter hoger dan van het As-vrije koper, vooral bij hogere temperaturen. Ook is de weerstand tegen (atmosferische) corrosie wat beter. As-houdend koper wordt daarom veel gebruikt in warmtewisselaars en sanitaire installaties. Het wordt zowel in zuurstofhoudende als in gedesoxydeerde toestand geleverd.

# 14.3. Eigenschappen van ongelegeerd koper

## Fysische eigenschappen

De belangrijkste fysische eigenschappen van koper zijn:

Atoomnummer: 29

Atoomgewicht: 63,5

Kristalrooster: kubisch vlakken gecentreerd

Soortelijke massa:  $8900 \text{ kg/m}^3$

Smeltpunt:  $1083^\circ\text{C}$

Uitzettingscoëfficiënt ( $20\text{--}100^\circ\text{C}$ ):  $17,1 \cdot 10^{-6}$

Soortelijke warmte bij  $20^\circ\text{C}$ :  $0,385 \text{ J/g} \cdot ^\circ\text{C}$

Warmtegeleidingscoëfficiënt bij  $20^\circ\text{C}$ :  $3,94 \text{ W/cm} \cdot ^\circ\text{C}$



Elektrische soortelijke weerstand bij 20 °C: 0,01694  $\Omega\text{mm}^2/\text{m}$

Het elektrisch geleidingsvermogen van metalen wordt vaak uitgedrukt in procenten van de International Annealed Copper Standard (I.A.C.S.) (zie tabel 14.1). Dit is de geleidbaarheid van een koperdraad van 1 m lengte met een gewicht van 1 gram (weerstand 0,15328  $\Omega$ ). Zeer zuiver zuurstofhoudend koper heeft een geleidbaarheid van 101–102% I.A.C.S., OFHC Koper 98–99% I.A.C.S., met fosfor gedeseoxydeerd koper 80–90% I.A.C.S.

Tabel 14.1. Relatieve geleidbaarheid van enige metalen in procenten I.A.C.S.

| Metaal | Relatieve geleidbaarheid |        |
|--------|--------------------------|--------|
|        | Elektriciteit            | Warmte |
| Ag     | 106                      | 108    |
| Cu     | 100                      | 100    |
| Au     | 72                       | 76     |
| Al     | 62                       | 56     |
| Mg     | 39                       | 41     |
| Ni     | 25                       | 15     |
| Fe     | 17                       | 17     |
| Staal  | 13-17                    | 13-17  |
| Pb     | 8                        | 9      |
| Zn     | 29                       | 29     |

### Mechanische eigenschappen

De elasticiteitsmodulus van koper bedraagt ongeveer 12300 N/mm<sup>2</sup> en de poisson-constante is ca. 0,35.

In zachte toestand zijn de sterktewaarden:

$$R_{p0,2} = 40 \text{ N/mm}^2$$

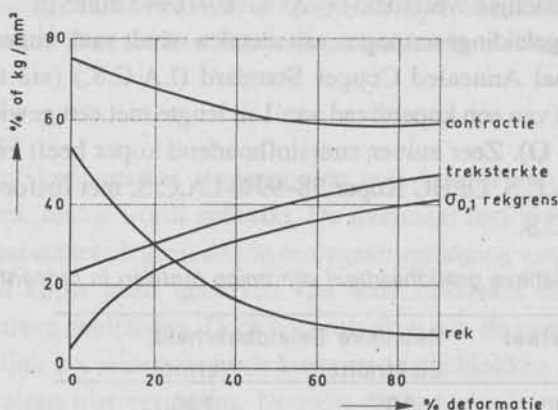
$$R_m = 200\text{--}220 \text{ N/mm}^2$$

$$A = 40\text{--}45\%.$$

Door koudvervorming kan de sterkte tot ca. 450 N/mm<sup>2</sup> worden opgevoerd (zie figuur 14.2). De vervormbaarheid van koper zowel in warme als in koude toestand is zeer groot. Zuiver koper kan vrijwel onbeperkt worden koudvervormd zonder dat tussen-gloeïing noodzakelijk is.

De rekristallisatietemperatuur van zuiver koper ligt tussen 150 en 200 °C. Door geringe hoeveelheden onzuiverheden (bijvoorbeeld 0,1% Ag) wordt de rekristallisatietemperatuur met ruim 100 °C verhoogd. Met fosfor gedeseoxydeerd koper, dat meestal 0,015–0,05%P bevat, heeft een rekristallisatietemperatuur boven 300 °C.

Aangezien koper de kvg structuur vertoont, treedt er bij temperatuurverlaging geen plotselinge vermindering van de kerfslagwaarde op. De kerfslagwaarde neemt met dalende temperatuur zelfs enigszins toe.



Figuur 14.2. Koudvervorming van ongelegeerd koper.

### Chemische eigenschappen en corrosie

Er werd reeds gewezen op het effect van waterstof als veroorzaker van waterstofziekte in zuurstofhoudend koper. Waterstof lost interstitieel op in koper en diffundeert daarin snel. Om waterstofziekte te voorkomen moet het koper worden gedeseoxydeerd en moet tevens het waterstofgehalte zo laag mogelijk zijn.

Zuurstof is altijd aanwezig als  $\text{Cu}_2\text{O}$ . Dit kan worden gereduceerd met P, Si, B, Zn en CO. Van dit laatste wordt gebruik gemaakt bij de fabricage van OFHC-koper. Als vast koper in een zuurstofhoudende atmosfeer wordt verhit, vormt zich op het oppervlak een laag  $\text{Cu}_2\text{O}$  (zwart). In vochtige lucht bij kamertemperatuur vormt zich een beschermende laag van basisch kopercarbonaat of -sulfaat, dat de bekende groene koperkleur veroorzaakt op bijvoorbeeld kerkdaken. Toevoeging van Al vermindert de oxydatiesnelheid in belangrijke mate.

Chloriden tasten koper slechts in geringe mate aan. Veel koperlegeringen zijn dan ook goed bestand tegen zeewater; vooral Cu-Al, in iets mindere mate Cu-Ni en Cu-Sn legeringen. De Cu-Ni legering monel is goed bestand tegen aantasting door verdund zoutzuur.

### 14.4. Toepassingen van koper in de elektrotechniek

Ongeveer de helft van de wereldkoperproductie wordt gebruikt voor elektrotechnische toepassingen. Het merendeel hiervan is ongelegeerd, het overige bevat meestal slechts geringe percentages legeringselementen.

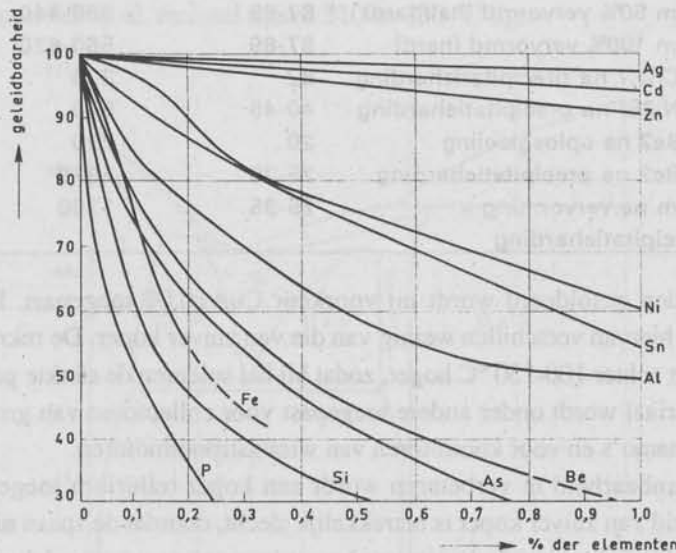
Zuiver koper heeft een hoog elektrisch geleidingsvermogen (tabel 14.1) en is daardoor zeer geschikt voor de vervaardiging van elektrische leidingen. Helaas is de mechanische sterkte laag. Deze kan worden opgevoerd door:

- koudvervorming;

– legeren.

Door koudvervorming neemt de soortelijke weerstand slechts weinig toe (met max. 1%), terwijl de sterkte en vooral de rekgrens belangrijk hoger worden (rekgrens tot  $400 \text{ N/mm}^2$ ). Zuiver koper zal dan ook zeer veel in hard getrokken toestand worden toegepast.

Vooral bij grotere materiaaldoorsneden is koudvervorming vaak niet goed mogelijk. Voorts verdwijnt door verhitting het effect van de koudvervorming op de sterkte. In verband hiermee zal het vaak nodig zijn de sterkte te verhogen door te legeren. Uit figuur 14.3 blijkt, dat legeringselementen het geleidingsvermogen van koper zeer verschillend beïnvloeden. Een gering effect hebben onder andere Ag, Zn en Cd, terwijl P, Si en Fe de weerstand sterk vergroten.



Figuur 14.3. Vermindering van de elektrische geleidbaarheid van koper door verschillende legeringselementen.

Legeringselementen vergroten de soortelijke weerstand het meest bij een atomaire verdeling in het koperrooster. Na precipitatie is het effect veel minder, terwijl hierdoor juist de sterkte belangrijk wordt verhoogd. Het desoxydatiemiddel fosfor moet in koper voor geleidingsdoeleinden beslist vermeden worden. Voor elektriciteitsgeleiding wordt daarom vrijwel altijd zuurstofhoudend koper gebruikt. Als moet worden gelast of hardgesoldeerd dan wordt OFHC koper gebruikt. Een samenvatting van de geleidbaarheid en de mechanische eigenschappen van verschillende kopersoorten is gegeven in tabel 14.2.

Zuiver koper verliest de door koudvervorming verkregen sterkte bij ca.  $200^\circ\text{C}$ . Het kan dus niet worden gesoldeerd met lood-tin soldeer, waarvoor een temperatuur van ca.  $250^\circ\text{C}$  nodig is.

Tabel 14.2. Elektrische geleidbaarheid en mechanische sterkte van een aantal koper-soorten voor elektrotechnische toepassingen.

| kopersoort                                  | geleidbaarheid<br>(% I.A.C.S.) | $R_{p0,2}$<br>(N/mm <sup>2</sup> ) | $R_m$<br>(N/mm <sup>2</sup> ) |
|---------------------------------------------|--------------------------------|------------------------------------|-------------------------------|
| elektrolytisch, zuurstofhoudend             | 100-102                        | 40                                 | 220                           |
| idem, hard getrokken                        | 99                             | 320-400                            | 350-420                       |
| OFHC (zacht)                                | 99-100                         | 40                                 | 220                           |
| CuAg0,08 (zacht)                            | 99-100                         | 40                                 | 220                           |
| CuAg0,08 (hardgetrokken)                    | 99                             | 320-400                            | 350-420                       |
| CuTe0,3-0,7 (zacht)                         | 94-98                          | -                                  | 220                           |
| idem, hard getrokken                        | 94-98                          | -                                  | 300                           |
| CuCd0,9 (zacht)                             | 92-95                          | 250-280                            |                               |
| idem 50% vervormd (halfhard)                | 87-89                          | 380-440                            |                               |
| idem 100% vervormd (hard)                   | 87-89                          | 560-620                            |                               |
| CuCr0,7 na precipitatieharding              | 82                             | 320                                |                               |
| CuNi3Si na precipitatieharding              | 40-45                          | 500                                | 600                           |
| CuBe2 na oplosgloeïng                       | 20                             | 220                                | 500                           |
| CuBe2 na precipitatieharding                | 25-35                          | 1070                               | 1200                          |
| idem na vervorming +<br>precipitatieharding | 25-35                          | 1300                               | 1450                          |

Als moet worden gesoldeerd wordt bij voorkeur CuAg0,08 toegepast. De sterkte-eigenschappen hiervan verschillen weinig van die van zuiver koper. De rekristallisatie-temperatuur ligt echter 100-150 °C hoger, zodat bij het solderen de sterkte gehandhaafd blijft. Dit materiaal wordt onder andere toegepast voor collectoren van grote elektromotoren en dynamo's en voor kooiroteren van wisselstroommotoren.

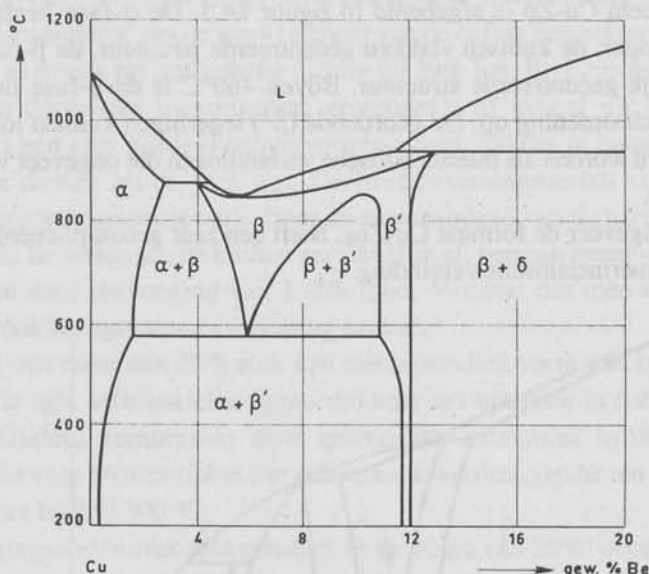
Om de verspaanbaarheid te verbeteren wordt aan koper tellurium toegevoegd. De verspaanbaarheid van zuiver koper is betrekkelijk slecht, doordat de spaan niet afbreekt en het materiaal wordt weggedrukt (smeren) waardoor een ruw oppervlak ontstaat. Bij toevoeging van Te, dat niet in koper oplost, ontstaan harde en brosse kopertelluride deeltjes, waardoor de gevormde spaan wel afbreekt. De Te-toevoeging wordt zowel bij zuurstofhoudend als bij OFHC koper toegepast. Koper-tellurium wordt gebruikt voor onderdelen met lage soortelijke weerstand, die worden vervaardigd door verspaning. Toevoeging van 0,7-1% cadmium aan koper geeft een sterke oplossingsharding. De legering CuCd0,9 wordt veel toegepast voor hoogspanningsleidingen, stroomdraden voor elektrische treinen en puntlaselektroden.

Precipitatieharding is mogelijk in legeringen van Cu+Cr; Cu+Ni+Si; Cu+Be. De oplosbaarheid van Cr is 0,7% bij 1070 °C en praktisch nul bij kamertemperatuur. De bereikbare sterkte is ca. 450 N/mm<sup>2</sup> bij 10% rek. Deze sterkte blijft gehandhaafd tot ongeveer 350 °C. Na afschrikken is de geleidbaarheid slechts 60% I.A.C.S.; bij uitharding stijgt deze weer tot 82%. Hardsolderen of lassen heft de precipitatieharding op; zacht solderen is goed mogelijk. De legering CuCr0,7 wordt toegepast voor collectoren van zeer snel draaiende elektromotoren, zwaar belaste leidingen (thermisch en mecha-

nisch) en puntlaselektroden.

In legeringen met 2–3% Ni en 0,5–1% Si treedt een belangrijke uitscheidingsharding op bij afschrikken vanaf 900 °C en uitharden op 450 à 500 °C. Hierbij wordt de verbinding  $\text{Ni}_2\text{Si}$  gevormd. De bereikbare sterkte is 600–650 N/mm<sup>2</sup>. Deze legering behoudt zijn sterkte tot een hogere temperatuur dan Cu-Be, dat bij ongeveer 330 °C wordt gehard.

Koper-beryllium is één van de bekendste precipitatiehardende legeringen. Een gedeelte van het binaire toestandsdiagram is afgebeeld in figuur 14.4. De meest gebruikte samenstelling is  $\text{CuBe}_{1,9}\text{Co}_{0,2}$  waarbij het cobalt is toegevoegd om de kans op discontinue precipitatie tijdens het nagloeien te verminderen. De temperatuur voor oplosgloeien ligt bij ongeveer 800 °C, terwijl de temperatuur voor nagloeien, al naar gelang het gestelde doel, meestal tussen 310 en 350 °C ligt.



Figuur 14.4. Gedeelte van het toestandsdiagram koper-beryllium.

De mechanische eigenschappen in de volledig geharde toestand kunnen nog aanmerkelijk verbeterd worden door bij de warmtebehandeling tussen het oplosgloeien en het nagloeien een koude deformatie (bijvoorbeeld walsen) toe te passen.

Tabel 14.2 verschaft een inzicht in de eigenschappen die met koper-beryllium verkregen kunnen worden.

Gietsukken en smeedstukken van koper-beryllium worden gebruikt als men een combinatie wenst van hoge sterkte en goede geleidbaarheid van elektriciteit en/of warmte, bijvoorbeeld voor elektrodes van puntlasapparaten, matrijzen voor de vervaardiging van plastic voorwerpen etc. Andere toepassingsgebieden zijn: niet-vonkend gereedschap (hamers, beitels) en hoog belaste onderdelen. Het belangrijkste toepassingsgebied ligt echter bij de kneedlegeringen, die in de vorm van plaat, draad,



buis en staf in de handel zijn en dienen voor de fabricage van veren, membranen, flexibele buizen, bourdon-manometerbuizen etc.

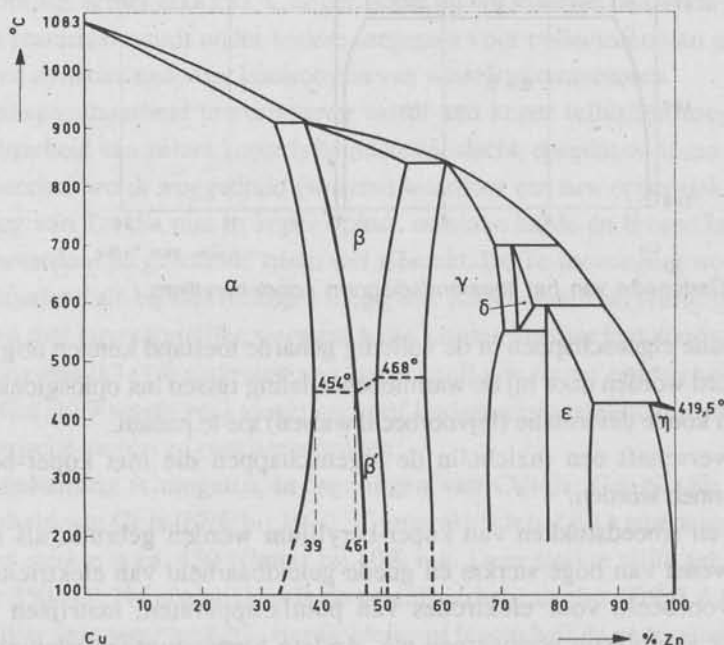
## 14.5. Koperlegeringen voor constructieve doeleinden

Deze koperlegeringen zijn meestal veel hoger gelegeerd dan de hiervoor besproken soorten. De belangrijkste legeringselementen van koper zijn Zn, Sn, Ni, Al en Be. De hierop gebaseerde binaire legeringen, alsmede de ervan afgeleide gecompliceerde ternaire legeringen worden in deze paragraaf kort besproken. Vanzelfsprekend kan hier slechts een greep uit de vele mogelijkheden worden gedaan.

### 14.5.1. Messing (Cu + Zn)

Het binaire systeem Cu-Zn is afgebeeld in figuur 14.5. De  $\alpha$ -fase heeft uiteraard, evenals zuiver koper, de kubisch vlakken gecentreerde structuur, de  $\beta$ -fase heeft de kubisch ruimtelijk gecentreerde structuur. Boven  $460^\circ\text{C}$  is de  $\beta$ -fase ongeordend, daarbeneden treedt ordening op. De geordende ( $\beta'$ ) legeringen kunnen tot op zekere hoogte beschouwd worden als intermetallische verbindingen die ongeveer voldoen aan de formule  $\text{CuZn}$ .

De  $\gamma$ -fase, met ongeveer de formule  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$ , heeft een zeer gecompliceerde structuur en is een brosse intermetallische verbinding.



Figuur 14.5. Het binaire toestandsdiagram Cu-Zn.

Messing met een Zn-gehalte tot 39% bestaat bij kamertemperatuur uit homogene  $\alpha$ -kristallen; het wordt  $\alpha$ -messing genoemd. Het is uitstekend koudvervormbaar, vooral wanneer het Zn-gehalte ongeveer 30% is. Een dergelijke messingsoort is dan ook uitermate geschikt voor dieptrekwerk. De warmvervormbaarheid van  $\alpha$ -messing is tussen 300 en 800 °C slechts matig, maar wordt bij hogere temperaturen weer wat beter.

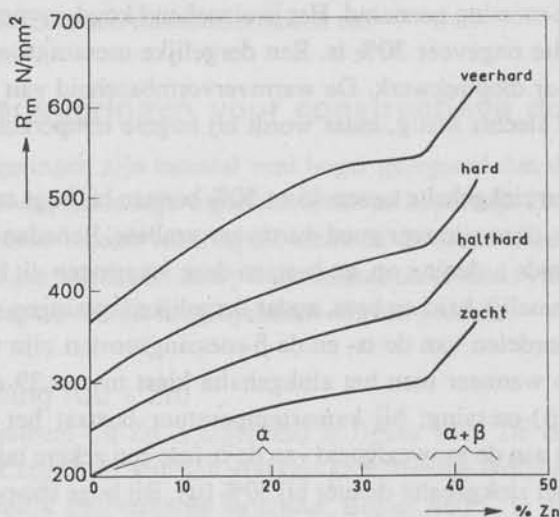
Messingsoorten met een zinkgehalte tussen 46 en 50% bestaan bij hoge temperatuur uit homogene  $\beta$ -kristallen; deze zijn zeer goed warmvervormbaar. Beneden 460 °C treedt echter de reeds genoemde ordening op, en bestaan deze legeringen uit homogene  $\beta^1$ -kristallen. Deze zijn tamelijk hard en bros, zodat dergelijke legeringen technisch niet bruikbaar zijn. De voordelen van de  $\alpha$ - en de  $\beta$ -messingsoorten zijn tot op zekere hoogte te combineren wanneer men het zinkgehalte kiest tussen 39 en 46%. Men spreekt dan van  $(\alpha+\beta)$ -messing; bij kamertemperatuur bestaat het uit  $\alpha$  en  $\beta^1$ -kristallen. Het ontleent aan de aanwezigheid van de  $\alpha$ -fase een zekere taaiheid, die des te groter is naarmate het zinkgehalte dichter bij 39% ligt. Bij hoge temperatuur echter bestaat een dergelijke messingsoort grotendeels of geheel uit  $\beta$ -kristallen; dit veroorzaakt een zeer goede warmvervormbaarheid, die des te beter is naarmate het zinkgehalte dichter bij de 46% ligt. De  $(\alpha+\beta)$ -messingsoorten zijn dan ook zeer geschikt voor warmextrusiewerk. Door de aanwezigheid van de harde  $\beta^1$ -fase breken bij snijdende bewerkingen de krullen gemakkelijk af, hetgeen eventueel nog verbeterd kan worden door toevoeging van 1–2% lood. Vandaar dat men onder de  $(\alpha+\beta)$ -legeringen ook het zgn. automaatmessing aantreft.

In messing met meer dan 20% zink kan een bijzondere vorm van spanningscorrosie optreden, de zgn. seizoenziekte (genoemd naar het optreden in het natte seizoen in tropische landen) veroorzaakt door sporen van ammoniak in de atmosfeer. De gevoeligheid voor seizoenziekte kan grotendeels worden opgeheven door enkele uren herstelgloeien bij 250–300 °C.

De  $\alpha$ -messingsoorten met zinkgehalten in de buurt van 39% worden meestal door koude plastische bewerkingen in de gewenste vorm gebracht. Ze moeten daartoe eerst zachtgegloeid worden. Dit mag echter niet bij te hoge temperatuur geschieden; door de eigenaardige loop van de rechter begrenzing van het  $\alpha$ -gebied zouden anders gemakkelijk  $\beta$ -kristalletjes kunnen ontstaan, die bij de afkoeling (die meestal met vrij grote snelheid plaats vindt) niet meer in het  $\alpha$ -rooster oplossen, waardoor de plastische vervormbaarheid nadelig wordt beïnvloed.

In figuur 14.6 is de treksterkte van kneedmessing als functie van het zinkgehalte grafisch voorgesteld.

In het volgende worden enkele belangrijke messingsoorten genoemd. Daarbij wordt met bijvoorbeeld CuZn40 een messingsoort met 60% Cu en 40% Zn aangeduid. Soms vindt men hiervoor ook nog de oudere aanduiding Ms 60. Opgemerkt zij nog, dat messingsoorten met een laag zinkgehalte vaak tombak worden genoemd.



Figuur 14.6. Treksterkte van kneedmessing in verschillende koudvervormingstoestanden en bij verschillende zinkgehalten.

**CuZn10:** Deze legering wordt voornamelijk gebruikt voor siervoorwerpen.

**CuZn20:** Ook deze legering wordt voor siervoorwerpen gebruikt. Wegens de geringe neiging tot spanningscorrosie ook voor onderdelen die na de fabricage niet of moeilijk spanningsvrij kunnen worden gegloeid, of tijdens het gebruik mechanisch zwaar belast zijn. Voorbeelden: klembeugels, veren en flexibele buis (Metallschlauch).

**CuZn30:** Deze legering wordt gekenmerkt door een zeer goede koudvervormbaarheid en wordt toegepast voor dieptrekwerk en blaasinstrumenten. De legering vormt vaak een geschikt compromis tussen redelijke corrosievastheid (waarvoor minder zink gunstig zou zijn) en de mogelijkheid tot buizenfabricage door warmextrusie (hetgeen gemakkelijker zou gaan bij een hoger zinkgehalte). Daarom wordt CuZn30 buis veel gebruikt voor pijpen in warmtewisselaars (stoomcondensators) als er aan de corrosievastheid geen al te hoge eisen worden gesteld. CuZn30 in veerharde toestand is een veel gebruikt verenmateriaal.

**CuZn37:** Dit is de belangrijkste messingsoort. In zachte toestand wordt deze legering gebruikt voor dieptrekwerk, lampfittings, patroonhulzen etc. In hardgewalste toestand voor stampwerk: onderdeeljes van instrumenten, uurwerken, elektrische apparaten, veertjes etc.

De voorgaande soorten zijn alle van het  $\alpha$ -type.

Vertegenwoordigers van  $(\alpha+\beta)$ -messing zijn:

**CuZn40:** Deze legering bestaat hoofdzakelijk uit de  $\alpha$ -fase en is warm- en koud-

vervormbaar. Toepassingen zijn draad, hang- en sluitwerk, schroeven, geëxtrudeerde staf en buis.

**CuZn42:** Deze legering wordt gebruikt voor warmextrusie. De belangrijkste toepassing is echter automaatmessing, dat bovendien nog 1-3% lood bevat. Het dient voor nippels, moeren, bouten etc.

Een overzicht van de in Nederland genormaliseerde koperlegeringen en hun sterkte-eigenschappen wordt gegeven in de normbladen NEN 6025 en 6030.

Naast de genoemde messingsoorten, die alle tot de kneedlegeringen behoren, kent men ook nog gietmessingsoorten, bijvoorbeeld met een kopergehalte van 64%, bestemd voor zandgietswerk. Voor kokillegietswerk gebruikt men een messingsoort met 62% koper, voor spuitgietswerk een messingsoort met 60% koper. Deze gietlegeringen, vroeger veel toegepast voor armaturen, onderdelen, bouwbeslag, trapleuningen e.d., worden tegenwoordig meer en meer verdrongen door aluminiumlegeringen en door kunststoffen, vooral wanneer een wat betere corrosievastheid gewenst is.

### Bijzondere messingsoorten

Deze zijn uit de normale binaire koper-zink-legeringen ontwikkeld door toevoeging van meestal betrekkelijk geringe hoeveelheden van andere elementen. Men tracht op deze wijze bepaalde eigenschappen te verbeteren zonder dat het messingkarakter verloren gaat.

Enkele veel gebruikte toevoegingen zijn:

**Lood.** Daar lood praktisch onoplosbaar is in messing, zal het als een afzonderlijke fase voorkomen, op de grenzen van de messingkristallen. Bij snijdende bewerkingen breken de spanen hierop af, zodat er slechts korte krullen ontstaan; de bewerkbaarheid wordt daardoor zeer bevorderd. Dit vindt toepassing in het reeds genoemde automaat-messing; de bewerkbaarheid is het best in de halfharde toestand (geëxtrudeerde en nageïtrokken ronde en zeshoekige staven).

**Tin.** Dit wordt in hoofdzaak toegevoegd ter verhoging van de corrosieweerstand ten opzichte van agressieve watersoorten. CuZn39Sn1 heeft een redelijke corrosievastheid ten opzichte van zeewater. Verder heeft men bij condensorpijpen en pijpen voor warmtewisselaars vaak behoefte aan een hogere corrosievastheid dan met de normale  $\alpha$ -messingsoort CuZn30 kan worden verkregen. Er kan dan gebruik gemaakt worden van CuZn29Sn1, dat naast de gunstiger corrosie-eigenschappen ook een betere weerstand tegen cavitatie-erosie biedt dan normaal CuZn30.

**Aluminium.** Nog betere resultaten wat corrosievastheid betreft worden bereikt door toevoeging van aluminium, waarschijnlijk doordat zich op het oppervlak een beschermend  $Al_2O_3$ -huidje vormt. Daar Al het  $\alpha$ -gebied sterk versmalt, moet men, uitgaande van CuZn30, het Cu-gehalte verhogen om overeenkomstige eigenschappen te behouden. Zo wordt de legering CuZn22Al2 verkregen, met goede weerstand tegen corrosie door zeewater en tegen cavitatie-erosie, en dientengevolge zeer geschikt voor toepassing in scheepscondensoren met grote koelwatersnelheid. Tin en aluminium



verhogen beide bovendien de rekgrens en de treksterkte.

*Nikkel* verhoogt de sterkte zonder dat de taatheid vermindert, en verbetert de corrosievastheid.

*Mangaan* verbetert, in combinatie met andere toevoegingen, de rekgrens en de breekrek, alsmede de corrosievastheidten opzichte van zeewater.

*IJzer*, dat slechts in zeer kleine hoeveelheden en in combinatie met andere elementen wordt toegevoegd, werkt korrelverfijnend.

Een combinatie van eigenschappen is verwezenlijkt in het speciaal messing CuZn35AlNiFeMn met de globale samenstelling Cu59;Zn35;Ni2,5;Mn2,0;Al1,0;Fe0,3;Sn0,2. Deze legering wordt in de scheepsbouw veel gebruikt.

*Zilver*. Door de toevoeging van zilver aan messing verkrijgt men hardsoldeer. Er zijn zilversoldeersoorten met zilverpercentages van 8-80%, waarbij (uit kostprijsoogpunt) de lagere percentages (< 25%) de voorkeur verdienen. Het smeltpunt van de gebruikelijke zilversolderen bedraagt bij 20% Ag ongeveer 800 °C, daalt tot ongeveer 700 °C bij 60% Ag en stijgt weer tot ongeveer 800 °C bij 80% Ag.

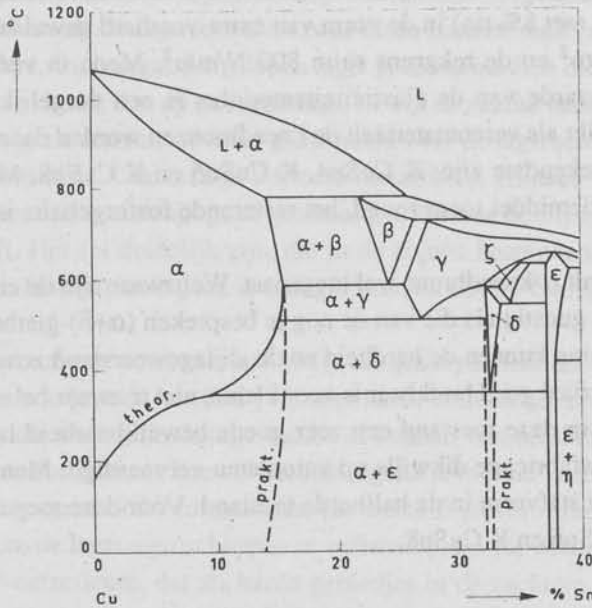
#### 14.5.2. Brons (Cu+Sn)

Het binaire systeem Cu-Sn is gedeeltelijk afgebeeld in figuur 14.7. De  $\alpha$ -fase heeft de kubisch vlakken gecentreerde structuur; de  $\beta$ -fase is kubisch ruimtelijk gecentreerd, de  $\gamma$ -fase eveneens. De  $\delta$ -fase lijkt in veel opzichten op de  $\gamma$ -fase in messing, heeft een ingewikkelde kubische structuur en is hard en bros. Men bedenke, dat de omzettingssnelheden beneden 500 °C zo gering zijn, dat de theoretische oplosbaarheidslijn nooit gevolgd wordt. Onder praktijkomstandigheden kan men dan ook meestal de  $\alpha$ -oplosbaarheid beneden 500 °C als vrijwel temperatuuronafhankelijk beschouwen. Daar ook de reactie  $\delta \rightarrow \alpha + \epsilon$ , die bij 330 °C moet optreden, buitengewoon langzaam verloopt, zal een bronssoort die bij 400 °C de  $\delta$ -fase bevat, in het algemeen ook bij kamertemperatuur nog ten dele uit  $\delta$  bestaan.

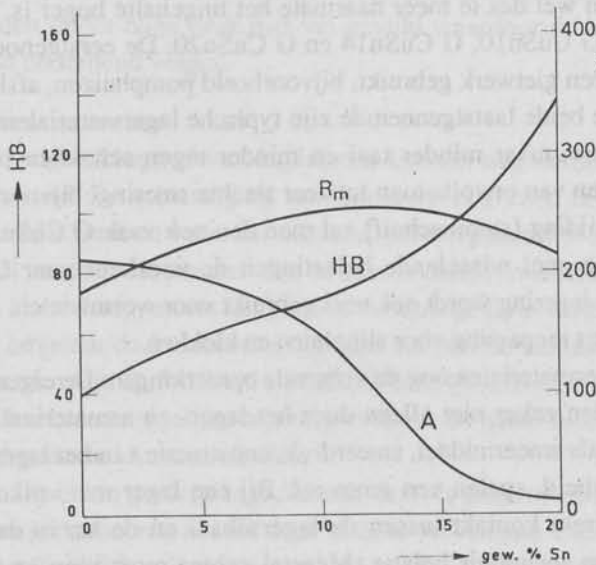
De (L+ $\alpha$ )-lus is zeer breed. Bij de in de praktijk gebruikelijke afkoelsnelheden treden dan ook ernstige segregatieverschijnselen op, waardoor zelfs bij tingehaltes tussen 5 en 10% reeds de  $\delta$ -fase gevormd wordt. Op grond van het voorgaande zal men deze ook bij kamertemperatuur nog aantreffen. Daar de  $\delta$ -fase, zoals reeds vermeld, hard en bros is, en het gehalte aan  $\delta$ -fase stijgt met het tinpercentage, zal de hardheid van gegoten brons zonder meer stijgen met het tingehalte. Bij bronssoorten met minder dan 15% Sn zou men desgewenst de  $\delta$ -fase kunnen elimineren door homogeeengloeien in het  $\alpha$ -gebied. Op grond van het praktijkverloop van de  $\alpha$ -oplosbaarheidslijn zal een op dergelijke wijze behandelde bronssoort na het afkoelen uit homogene  $\alpha$ -kristallen bestaan. Homogeeengloeien is echter een langdurige, kostbare warmtebehandeling. In gevallen waarin de aanwezigheid van de harde  $\delta$ -fase ongewenst is, met name wanneer een goede koudvervormbaarheid wordt verlangd, zal men er daarom vaak de voorkeur aan geven het tingehalte zó laag te kiezen, dat er geen of slechts weinig  $\delta$  ontstaat. Men kan dan veel korter homogeeengloeien of het zelfs geheel achterwege laten. De kneed-



bronzen hebben daarom tinglethaltes tot 8, hoogstens 10%. De gietbronzen bevatten tot 20% tin. Men gaat niet hoger omdat tin duur is, terwijl bovendien de breekrek en de treksterkte bij hogere tinglethaltes dalen (figuur 14.8). In het genoemde gebied doet de aanwezigheid van de harde  $\delta$ -fase de hardheid en de slijtvastheid stijgen met toenemend tinglehalte.



Figuur 14.7. Het binaire toestandsdiagram Cu-Sn voor Sn-gehalten < 40%.



Figuur 14.8. Brinell hardheid, treksterkte en breekrek van binaire Cu-Sn legeringen in de gegoten toestand.

### Kneedbrons

De kneedbronzen worden toegepast in de homogene  $\alpha$ -toestand. Ze hebben een goede weerstand tegen atmosferische corrosie en zijn beter tegen slijtage bestand dan  $\alpha$ -messing. De sterkte van de zachtgegloeide homogene  $\alpha$ -legering is in het geval van brons in het algemeen hoger dan van messing. Bovendien is bij brons de versteviging door koude vervorming groter dan bij messing. Zo is bijvoorbeeld de trekterkte van K CuSn8 (kneedbrons met 8% tin) in de vorm van extra-veerhard gewalste dunne plaat ongeveer  $850 \text{ N/mm}^2$  en de rekgrens ruim  $800 \text{ N/mm}^2$ . Mede in verband met de betrekkelijk lage waarde van de elasticiteitsmodulus is een dergelijke bronssoort daardoor zeer geschikt als verenmateriaal; de kneedbronzen worden daarvoor dan ook veel gebruikt. De bekendste zijn: K CuSn4, K CuSn6 en K CuSn8. Meestal wordt fosfor als desoxydatiemiddel toegevoegd, het resterende fosforgehalte is van de orde van 0,1%

Ook voor lagers wordt  $\alpha$ -kneedbrons wel toegepast. Weliswaar zijn de eigenschappen voor dit doel niet zo gunstig als die van de nog te bespreken ( $\alpha+\delta$ )-gietbronzen, maar door koude vervorming kunnen de hardheid en de slijtageweerstand zover opgevoerd worden, dat het materiaal goed bruikbaar is voor kleine, niet te zwaar belaste glijlagers. Daar  $\alpha$ -kneedbrons in deze toestand een zeer goede bewerkbaarheid heeft, worden lagers voor de massafabricage dikwijls op automaten vervaardigd. Men gaat dan uit van  $\alpha$ -kneedbrons in stafvorm in de halfharde toestand. Voor deze toepassing komen in aanmerking K CuSn6 en K CuSn8.

### Gietbrons

Het tingealte van de gietbronzen bedraagt 10-20%. Zoals reeds vermeld, bevatten ze de harde  $\delta$ -fase, en wel des te meer naarmate het tingealte hoger is. De bekendste gietbronzen zijn: G CuSn10, G CuSn14 en G CuSn20. De eerstgenoemde legering wordt voor algemeen gietwerk gebruikt, bijvoorbeeld pomphuizen, afsluiters, wielen, tandwielen etc. De beide laatstgenoemde zijn typische lagermaterialen; G CuSn20 is harder en slijtvaster, maar minder taai en minder tegen schokken bestand dan G CuSn14. In gevallen van onvolkomen tot zeer slechte smering, bijvoorbeeld bij heen en weer gaande glijding (stoomschuif) zal men dan ook vaak G CuSn20 prefereren, terwijl bij sterk en snel wisselende belastingen de voorkeur naar G CuSn14 zal uitgaan. De laatste legering wordt ook veel gebruikt voor wormwielen. De legering G CuSn20 vindt voorts toepassing voor slijtplaten en klokken.

In verband met lagermaterialen nog de volgende opmerkingen. De eigenschappen van een glijlager worden zeker niet alleen door het lager- en asmateriaal bepaald; ook andere factoren zoals smeermiddel, smeerdruk, constructie van het lager, temperatuur en oppervlakteruwheid, spelen een grote rol. Bij een lager met volkomen smering bestaat er geen direct contact tussen de lagerschaal en de as; in dat geval is de materiaalkeuze van secundair belang. Meestal echter moet men er rekening mee houden, dat er of voortdurend of af en toe een toestand van onvolkomen smering

optreedt. Hierbij komen de as en de lagerschaal wel direct met elkaar in contact. Wil men in deze situatie een snelle vernieling van het lager voorkomen, dan moet de materiaalcombinatie as-lagerschaal aan zeer bepaalde eisen voldoen. Zonder deze hier uitputtend te behandelen merken we op, dat in de eerste plaats de hardheden van de as en van de lagerschaal en zijn bestanddelen op redelijke wijze aan elkaar aangepast dienen te zijn, en dat ze niet gemakkelijk met elkaar mogen legeren. Verder is het gunstig gebleken, als de lagerschaal uit twee fasen bestaat, waarvan de ene veel harder is dan de andere. Bij een goed ingelopen lager is de zachte fase dieper weggesleten dan de harde. De as draagt dan op de harde fase, terwijl de ruimte tussen de as en de zachte fase dienst doet als een min of meer gelijkmatig over de lagerschaal verdeeld netwerk van oliereservoirtjes. Ondanks het directe metallische contact worden daardoor de aanrakingspunten nog redelijk goed gesmeerd, waardoor de slijtage van aanvaardbare omvang blijft. Het zal duidelijk zijn, dat in de zojuist besproken lagerbronzen de rol van de zachte fase berust bij het  $\alpha$ -mengkristal, en dat de  $\delta$ -kristallen de harde fase vormen.

Ook aan lagerbronzen wordt meestal fosfor als desoxydatiemiddel toegevoegd; dit om de vorming te voorkomen van  $\text{SnO}_2$  dat zeer harde kristalletjes met scherpe, snijdende kanten vormt die een snelle slijtage van de as kunnen veroorzaken. Men spreekt in dit geval vaak van fosforbrons hoewel het fosforgehalte meestal slechts enkele promilles bedraagt. Er bestaan ook bronssoorten (de echte fosforbronzen) waaraan fosfor is toegevoegd om de lagereigenschappen te verbeteren. Fosfor vormt namelijk met koper het  $\text{Cu-Cu}_3\text{P}$ -eutecticum, dat als harde gebiedjes in de zachtere grondmassa van het brons komt te liggen. Een dergelijk fosforbrons bevat in de orde van 1% P.

De laatste jaren worden zeer veel gesinterde bronzen lagers gemaakt. De poriën in dit materiaal worden onder hoge druk met vet gevuld waardoor de lagers zelfsmerend worden en geen onderhoud vergen.

### Bijzondere bronssoorten

**Loodbrons.** De eigenschappen van lagerbrons kunnen nog verbeterd worden door toevoeging van lood. De vreetneiging van loodbrons is gering, zelfs bij kortstondig drooglopen, doordat het lood onder die omstandigheden plaatselijk smelt, min of meer als smeermiddel fungeert zonder zich aan de as te hechten, en daarna elders weer stolt. Het lood komt als zodanig, en als het goed is in tamelijk fijne verdeling, in het brons voor. Meestal bevatten de loodbronzen minder tin dan de zuivere tinbronzen voor lagers. Voorbeelden zijn  $\text{CuSn7Pb15}$  en  $\text{CuSn5Pb20}$ . In sommige gevallen ontbreekt het tin zelfs geheel; een dergelijke legering verdient de naam loodbrons niet en zou beter koperlood genoemd kunnen worden.

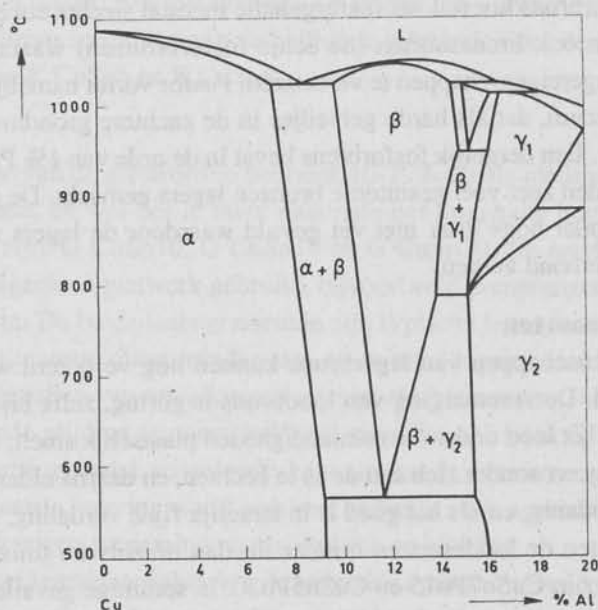
**Machinebrons.** Dit is een gietlegering, die men zich uit gietbrons ontstaan kan denken door daarin een gedeelte van het tin door zink te vervangen:  $\text{CuSn10Zn2}$ . Door de geringere hoeveelheid  $\delta$ -fase is de slijtvastheid geringer dan die van lagerbrons; het is echter goedkoper, taaier, beter bewerkbaar en gemakkelijker gietbaar. Het wordt

gebruikt voor tandwielen, appendages, pijpfittingen etc. De rekgrens is ongeveer 100 N/mm<sup>2</sup>.

*Universeelbrons*, CuSn5Zn5Pb5, ook wel '5-5-5-brons' genoemd. Deze bronssoort is bedoeld voor algemene toepassing. De gietbaarheid, de bewerkbaarheid, de corrosie-vastheid en de lagereigenschappen vormen in deze legering een in vele gevallen bruikbaar compromis. Universeelbrons is geschikt voor niet te zwaar belaste lagers, appendages voor lage druk, machine-onderdelen etc. De rekgrens is ongeveer 80 N/mm<sup>2</sup>.

### 14.5.3. Koper-aluminiumlegeringen

De binaire Cu-Al legeringen, vaak ten onrechte aluminiumbrons genoemd, hebben een goede sterkte en een redelijke warmsterkte. Ze bezitten een goede weerstand tegen oxydatie bij hoge temperaturen in lucht, een goede corrosievastheid in niet al te sterke zuren en een goede weerstand tegen cavitatie-erosie in water. Deze goede eigenschappen hangen samen met de aanwezigheid van een dun Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-huidje op het oppervlak. In figuur 14.9 is het linker gedeelte van het binaire systeem Cu-Al afgebeeld. De structuur van de  $\alpha$ -fase is uiteraard kubisch vlakken gecentreerd, de  $\beta$ -fase is kubisch ruimtelijk gecentreerd en de  $\gamma_2$ -fase is een zeer gekompliceerde intermetallische verbinding.



Figuur 14.9. Het binaire toestandsdiagram Cu-Al voor Al gehalten < 20%.

Men onderscheidt drie soorten koper-aluminium:

1.  $\alpha$ -koper-aluminium. Dit is een walslegering, bestemd voor koude plastische vormgeving. Deze bevat als regel 4 tot maximaal 7% Al. Hoewel goed koud vervormbaar, is deze eigenschap hier toch minder uitgesproken dan bij  $\alpha$ -messing.



Daar bovendien de sterkte nauwelijks groter is dan die van  $\alpha$ -messing, is het gebruik van koper-aluminium in het algemeen slechts verantwoord als een grotere corrosievasheid vereist is. Deze is overigens nog te verbeteren door de toevoeging van nikkel; hierop berust de toepassing van bijvoorbeeld CuAl7Ni2 als pijpmateriaal in condensoren en warmtewisselaars.

2. ( $\alpha+\beta$ )-koper-aluminium. Ook dit is een kneedlegering, echter bestemd voor warme plastische vormgeving (walsen, sneden, extruderen etc.), daar de  $\beta$ -fase bij lage temperaturen slecht, bij hoge echter goed vervormbaar is. Deze legeringen bevatten 9-11% Al. In het algemeen kan men zeggen, dat goede mechanische eigenschappen slechts verkregen worden wanneer de vorming van de brosse  $\gamma_2$ -fase wordt onderdrukt door voldoende snelle afkoeling uit het ( $\alpha+\beta$ )-gebied, waarbij de ( $\alpha+\beta$ )-structuur behouden blijft. Tijdens het verblijf in het ( $\alpha+\beta$ )-gebied vertonen de legeringen een sterke neiging tot korrelgroei, die echter tegengegaan kan worden door toevoeging van Fe en Ni, waarbij het laatste element bovendien de corrosievasheid verbetert. Voorbeeld: CuAl10Ni5Fe2Mn1, o.a. toegepast voor de pijplaten van condensoren en warmtewisselaars.
3. Gietlegeringen. Ook deze bevatten meestal 9-11% Al. Ter voorkoming van korrelgroei tijdens het passeren van het ( $\alpha + \beta$ )-gebied bij het afkoelen is toevoeging van korrelverfijnende bestanddelen bijna steeds noodzakelijk. Voorbeelden: CuAl9, 5Fe2,5, een tamelijk algemeen toepasbare gietlegering, ook geschikt voor kokille-gietwerk; CuAl12Fe4, harder maar minder taai dan de voorgaande; CuAl10Fe5Ni5, sterker en taaier dan de eerstgenoemde legering; tenslotte CuAl9Fe4Ni4Mn1, propellerbrons of cunial genaamd en wegens zijn goede weerstand tegen corrosie, vermoeiingscorrosie en cavitatie-erosie veel gebruikt voor grote scheepsschroeven.

#### 14.5.4. Koper-nikkel legeringen

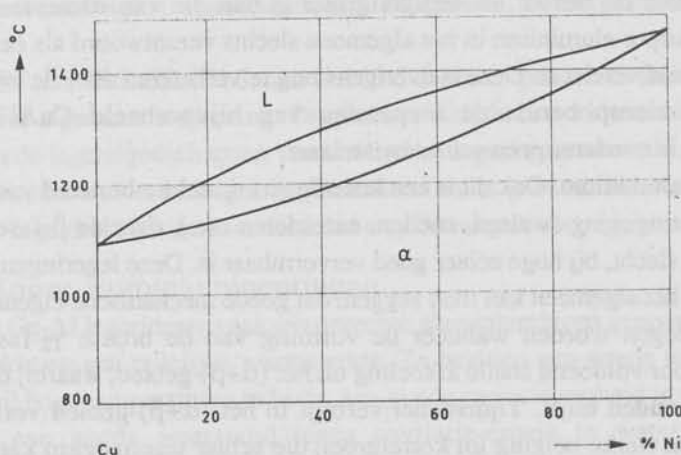
Het binaire systeem koper-nikkel is zeer eenvoudig (figuur 14.10): koper en nikkel vormen in de vaste toestand een continue reeks kubisch vlakken gecentreerde mengkristallen. De sterkte van koper-nikkel legeringen stijgt aanvankelijk met het nikkelgehalte; bij ongeveer 60% Ni wordt de maximale waarde bereikt bij een nog zeer goede taaiheid: de breukrek bedraagt daar nog meer dan 40%. De corrosievasheid stijgt met het nikkelgehalte.

Enkele veel gebruikte koper-nikkellegeringen zijn:

*Cupronikkel*, Cu met 10-30% Ni en ongeveer 1% Fe. Door de aanwezigheid van Fe wordt de, op zich zelf reeds goede, corrosievasheid ten opzichte van zeewater nog verbeterd. Cupronikkel wordt dan ook vaak gebruikt voor zeewatercondensoren en pijplaten en voor zeewaterleidingen. De koudvervormbaarheid van deze legeringen is uitstekend.

*Constantaan*, CuNi45. Van alle koper-nikkel legeringen heeft constantaan ongeveer de grootste elektrische weerstand met een zeer lage temperatuurcoëfficiënt. Hierop berust





Figuur 14.10. Het binaire toestandsdiagram Cu-Ni.

de toepassing als elektrisch weerstandsmateriaal. Verder bezit constantaan een (voor metalen) hoge thermokracht ten opzichte van ijzer en koper (ca.  $40 \mu\text{V}/^\circ\text{C}$ ); koper-constantaan en ijzer-constantaan-koppels worden dan ook vaak voor temperatuurmetingen gebruikt, de laatste tot maximaal ongeveer  $750^\circ\text{C}$ .

**Monel.** Dit is geen zuiver binaire legering; de globale samenstelling is:  $\text{CuNi}_{68}\text{Fe}_{3}\text{Mn}_1$ , met een beetje Si en C. Monel wordt in de chemische industrie en in de levensmiddelenindustrie vaak gebruikt omdat het een goede corrosievastheid heeft ten opzichte van zeewater en vele zuren en basen.

Van de binaire Cu-Ni legeringen zijn enkele andere legeringen afgeleid. De belangrijkste hiervan zijn ongetwijfeld die welke behoren tot de *nieuwzilver* groep. Dit zijn Cu-Ni-Zn legeringen die, afhankelijk van de samenstelling, één of tweefasig kunnen zijn. Ze ontleen hun naam aan de zilverwitte kleur, hebben een goede corrosievastheid en een goede sterkte. Soms bevatten ze enkele procenten lood om de bewerkbaarheid te vergroten. De meest gebruikte nieuwzilversoorten zijn eenfasig; ze zijn dan uitstekend koudvervormbaar en dieptrekbaar. De tweefasige variëteit is minder gebruikelijk; hij is echter sterker dan de éénfasige en goed warmvervormbaar (geëxtrudeerde profielen). Tweefasig nieuwzilver met lood heeft een uitstekende bewerkbaarheid. Een voorbeeld van een eenfasige legering is  $\text{CuNi}_{18}\text{Zn}_{22}$ , een voorbeeld van een tweefasige legering met lood is  $\text{CuNi}_{11}\text{Zn}_{40}\text{Pb}_2$  (men zou deze laatste legering ook kunnen beschouwen als een verbeterde  $(\alpha+\beta)$ -messingsoort). Nieuwzilver wordt veel gebruikt voor lepels, messen en vorken; bovendien in de bouw voor trapleuningen, vitrines, sanitaire installaties, etc.

Als laatste der van Cu-Ni afgeleide legeringen noemen we nog manganen, een weerstandsmateriaal met de samenstelling  $\text{CuNi}_{4}\text{Mn}_{12}$ .

## 14.6. Toepassingen van koperlegeringen

Na de behandeling van de verschillende koperlegeringen, zullen tenslotte enkele specifieke toepassingsgebieden worden besproken.

### *Warmtewisselaars*

Warmtewisselaars, waarbij warmteoverdracht tussen verschillende media via een metalen scheidingswand plaats vindt, komen zeer veel voor. Enkele voorbeelden:

- auto-radiateurs, -oliekoelers, -kachels;
- keuken- en badgeysers;
- koelkasten;
- stoomcondensors;
- destillatie apparatuur in de chemische industrie.

Aan het materiaal van de scheidingswand moeten de volgende eisen worden gesteld:

- hoog warmtegeleidingsvermogen;
- goede corrosieweerstand;
- goede plastische vervormbaarheid;
- goede verbindingsmogelijkheden (lassen, solderen).

Aan deze eisen wordt over het algemeen goed voldaan door ongelegeerd koper (gedesoxydeerd in verband met de lasbaarheid) en door  $\alpha$ -messing. Voor autoradiateurs gebruikt men CuZn30 of zuiver koper. Verhittingsspiralen van geysers en koelelementen van koelkasten zijn meestal van zuiver koper. Ook in de chemische industrie wordt veel koper toegepast, bijvoorbeeld in brouwerijen en melkfabrieken. Hier ondervindt het koper echter een sterke concurrentie van het corrosievaste staal, dat goedkoper is.

Voor stoomcondensors wordt de materiaalkeuze bepaald door het zoutgehalte van het koelwater en de doorstroomsnelheid daarvan. In zoetwaterinstallaties voldoet CuZn30 of CuZn29Sn1 (admiralty brass) heel goed, mits enig arseen is toegevoegd om 'ontzinking' tegen te gaan (een selectieve aantasting van het zink in het messing, die door aanwezigheid van As sterk vermindert). Voor met zeewater gekoelde condensors gebruikt men aluminiummessing (CuZn22Al2), dat een grotere corrosieweerstand heeft. Bij zeer hoge koelwatersnelheden waarbij cavitatie en erosie optreden worden cupronikkel legeringen toegepast bijvoorbeeld CuNi30Fe1. Voor pijpplaten gebruikt men CuZn40, koper-aluminium en cupronikkel, afhankelijk van de eisen, die aan de corrosieweerstand worden gesteld.

### *Gasinstallaties, hydraulische installaties en stoominstallaties*

Voor persdicht gietwerk voor afsluiters, appendages en fittingen wordt zeer veel gietbrons toegepast. Verreweg de meest gebruikte legering is daarbij het universeelbrons dat goede gietbaarheid combineert met een goede bewerkbaarheid.

Als een hogere sterkte wordt geëist kan men speciale messingsorten of koper-aluminium toepassen, die ook een hogere weerstand tegen slijtage en corrosie hebben.

Voor pijpleidingen voor water, olie en gas wordt veel gedesoxydeerd koper gebruikt. Waterkranen, fittingen, gaskranen e.d. (goedkoop massawerk waar geen hoge eisen aan worden gesteld), maakt men van gietmessing of door verspaning uit automaatmessing. Ter verbetering van de corrosieweerstand wordt dan vaak vernikkeld en verchroomd.

#### *Toepassingen in zeewater of zee-omgeving*

Op schepen werden van oudsher veel koperlegeringen toegepast. Scheepsschroeven worden meestal van speciaalmessing gegoten bijvoorbeeld

$\text{CuZn35Mn2Fe1,2Al1,2Ni5}$ . Tevens worden hiervoor veel complexe Cu-Al legeringen toegepast, die naast Al ook Ni, Mn en Fe bevatten (cunial). De vermoeiingssterkte en cavitatieweerstand van deze legeringen zijn hoger dan die van de messingsorten, de prijs is dat ook. Toepassing komen daarom vooral voor bij snel draaiende schroeven en daar waar aanraking met vaste voorwerpen te verwachten is (ijs).

Pijpleidingen en fittingen voor zeewater kunnen worden gemaakt van aluminiummessing, cupronikkel, koper-aluminium en (universeel) brons. Pompen en afsluiters maakt men eveneens van universeelbrons, koperaluminium of speciaalmessing. Bouten en moeren en andere bevestigingsmiddelen zijn van dezelfde materialen. Brons- en messingsorten werden vroeger veel voor decoratieve doeleinden gebruikt, zoals: railingen, trapleuningen, patrijspoorten, hang- en sluitwerk. Hier ondervinden zij echter sterke concurrentie van roestvast staal, aluminiumlegeringen en kunststoffen, die minder onderhoud vergen.

#### *Chemische industrie*

Een groot deel van de koperlegeringen voor de chemische industrie valt onder het hoofd warmtewisselaars. Hiernaast wordt echter veel koper gebruikt in verband met de corrosieweerstand, bijvoorbeeld in brouwerijen. Men gebruikt bij voorkeur gedesoxydeerd koper, in verband met de lasbaarheid. Koper-aluminium wordt meer en meer toegepast, vooral als giet- en smeedstukken. Voor persdichte kleppen en afsluiters wordt veel universeelbrons gebruikt. Buisleidingen maakt men van gedesoxydeerd koper of, als chloride-ionen aanwezig zijn, van aluminiummessing of cupronikkel. Wordt een zeer hoge corrosieweerstand geëist dan kan men zijn toevlucht nemen tot monel ( $\text{NiCu30}$ ). Dit is goed bestand tegen verdunde zuren. Monel wordt als kneeden als gietlegering geleverd. In ruimten waar explosiegevaar aanwezig is, kunnen gereedschappen van koper-beryllium, koper-aluminium of speciaalmessing worden gebruikt. Koper-beryllium is het hardst en daardoor het meest geschikt voor snijgend gereedschap (messen, scharen en beitels).

#### *Woningbouw en huishouding*

Vroeger werd veel koperplaat voor dakbedekking en voor regenwaterafvoer gebruikt. In deze toepassingen is het echter vrijwel geheel door goedkopere materialen verdrongen. Voor waterleidingen wordt veel gedesoxydeerde koperen buis gebruikt; de

toepassing van koperbuis en -plaat in geysers en koelkasten werd reeds genoemd, evenals die van gietmessing voor kranen voor gas- en waterleidingen. In hang- en sluitwerk wordt veel CuZn40 en automaatmessing verwerkt. Dit laatste materiaal is tevens de grondstof voor houtschroeven, bouten en moeren. Voor decoratieve doeleinden is van oudsher brons en messing gebruikt zoals voor deurbeslag, trapleuningen, deurknoppen e.d. Aluminium, roestvast staal en kunststoffen, die goedkoper zijn en minder onderhoud vergen, zijn hier echter zware concurrenten. In de bestekindustrie is het nieuwzilver voor een groot deel door roestvast staal verdrongen.

#### *Uurwerkindustrie*

Voor de vervaardiging van klokkasten en kleine tandwielen wordt veel messingplaat gebruikt, waaruit deze onderdelen worden gestampt. Men gebruikt hiervoor:  $\alpha$ -legeringen zoals CuSn34Pb1 of CuZn36Pb1. Ook ( $\alpha+\beta$ )-messingsoorten worden gebruikt.

### **Opgaven**

- 14.1. Geef de oorzaken van de hoge prijs van koperlegeringen in vergelijking met die van aluminiumlegeringen.
- 14.2. Waarom wordt zuiver koper zelden voor constructieve doeleinden toegepast?
- 14.3. Waarom wordt koper voor elektriciteitsgeleiding veelal in hard getrokken toestand gebruikt?
- 14.4. Verklaar het verschil in geleidingsvermogen van koperlegeringen in de toestanden na oplosgloeien en na precipitatieharding.
- 14.5. Noem enige eigenschappen van koper-beryllium legeringen en geef op grond hiervan een aantal toepassingen.
- 14.6. Wat zijn de verschillen in chemische samenstelling tussen messing en brons?
- 14.7. Noem enige belangrijke verschillen in de eigenschappen van messing en brons.
- 14.8. Wat is het verschil in structuur en eigenschappen tussen  $\beta$  en  $\beta^1$  messing?
- 14.9. Welke messingsoort wordt gebruikt voor de fabricage van houtschroeven? Waarom?
- 14.10. Voor stoomcondensators is een groot aantal verschillende koperlegeringen toepasbaar. Noem enige criteria voor de keuze.
- 14.11. Welke effecten heeft toevoeging van enige procenten aluminium aan messing?
- 14.12. Geef enige karakteristieke samenstellingen en toepassingen van gietbrons.
- 14.13. Waarom is kneedbrons zeer geschikt voor elektrische contactveren?
- 14.14. Noem enige specifieke eigenschappen en toepassingen van koper-aluminium legeringen.
- 14.15. Idem van koper-nikkel legeringen.
- 14.16. Wat is nieuwzilver; waar wordt het voor gebruikt?



# Trefwoordenlijst

- $\alpha$  (a-) brons 246  
 $\alpha$  (a-) messing 243  
 $\alpha + \beta$  (a+b) messing 243  
 $\alpha + \delta$  (a+d) brons 246  
aanduiding van staalsoorten 112  
achtien-acht staal (18-8 staal) 156  
afkoeling van lange ronde staven 84  
afkoeling van technische werkstukken 84  
afkoelings TTT-diagram (zie ook TTT-diagram voor continue afkoeling) 81, 82, 89, 90  
afkoelmedium, afkoelmiddel, afschrikmedium 84, 87, 89, 90  
afkoelsnelheid 30, 49, 81, 84, 87, 88, 92, 108, 111, 180  
afkoeltijd 1800-500°C 84, 89, 90  
afschrikken 49, 63, 90  
AISI aanduiding van corrosievast staal 159  
AISI indeling van gereedschapsstaal 143  
alclad 206, 225  
alpax-zie silumin  
aluminium (Al) 11, 12, 13, 22, 33, 74, 75, 76, 109, 116, 117, 121, 128, 155, 156, 166, 202, 225, 246  
aluminiumfolie 207  
aluminium-koper 215  
aluminium-koper-magnesium 223, 225  
aluminiumlegeringen 213, 214  
aluminium-lithium 227  
aluminium-magnesium 218, 223, 224, 225  
aluminium-magnesium-silicium 220, 225  
aluminium-mangaan 223  
aluminiummatrix composieten 228  
aluminiumnitride 119  
aluminium-silicium 218, 230  
aluminium-silicium-koper 231  
aluminium-tin 232  
aluminium-zink-magnesium-(koper) 224, 225, 226  
anodeplaten (koper) 234  
anodiseren 210, 224, 225, 231  
arsenhouddend koper 236  
austeniet 28, 29, 30, 35, 36, 37, 38, 39, 49, 77  
austenietkorrelgroeit 44, 45  
austenietkorrelgrootte 89  
austeniettransformatie 81  
austenietvormers 75, 78, 111, 165  
austenteerttemperatuur 89, 90  
austeniteren 36, 63, 90  
austenitisch-ferritisch staal 175  
austenitisch gietijzer 196  
austenitisch staal 53, 75, 121, 156, 165, 172, 174  
automaatmessing 243, 245  
automaatstaal 127  
 $\beta$ -(b) messing  
Bain en Davenport 63  
Bain transformatie 54  
bainiet 64, 70, 82, 118  
bainitisch harden 92, 94  
bauxiet 202, 203  
bereiding van aluminium 203  
bereiding van gietijzer 187  
bereiding van koper 234  
bestek 173, 252  
beton 115  
bismengsels 21, 33  
bijzondere bronssoorten 249  
bijzondere messingsoorten 245  
blokgieten 21, 25  
bromium (Br) 75, 127, 132  
boudouard reactie 16, 17  
bovenperlitisch staal 36, 39, 44, 45, 66, 88, 90  
brauniet 104  
brons 246  
brosheid 160, 161, 172  
brosse breuk 119, 190, 191  
buigsterkte van gietijzer 192  
carbiden 61, 62, 75, 77, 111, 115  
carbide vormers 76, 102, 124, 127, 167  
carboneermiddelen 98  
carboneerdiepte 100  
carboneerstaal 127, 128  
carboneer temperatuur, -tijd 100  
carboneren 97, 98, 127  
carbonitreren 101  
cavitatie-erosie 245, 250, 252  
cementiet ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) 28, 29, 30, 33, 35, 36, 37, 38, 39, 41, 49, 60, 66, 180, 182  
chemische apparaten 254  
chromium (Cr) 12, 62, 75, 76, 77, 78, 79, 104, 109, 117, 124, 127, 128, 132, 144, 145, 147, 149, 154, 156, 186, 213  
chromiumcarbiden 159, 162, 166, 167, 169, 172  
chromium equivalent 168  
chromium-nikkel 121  
chromiumstaal (12%Cr) 146  
cilinderkoppen 231  
cobalt (Co) 12, 52, 74, 76, 149  
coherentie 215  
cokes 15, 16, 21  
constantaan 251  
constructiestaal 18, 28, 38, 45, 107  
constructiestaal (gelegeerd) 115  
constructiestaal voor lage temperaturen 119, 120, 121  
constructiestaal voor hoge temperaturen 122  
continu gieten 21, 25, 27  
continue afkoeling 62  
continue precipitatie 216  
convectorprocessen 18  
corrosie 153, 174  
corrosie in zeewater 165, 166, 173, 174, 225, 231  
corrosievast gietijzer 196  
corrosievast staal 12, 21, 75, 153, 157, 165, 172, corrosieweerstand 108, 110, 111, 116, 117, 154, 155, 160, 162, 163, 168, 169, 193, 210, 211, 223, 224, 225, 234, 238, 244, 250, 252  
cupronikkel 251  
Curie temperatuur 30  
CVD (chemical vapour deposition) 97  
cyaniden 98  
 $\delta$ -(d) fase,  $\delta$ -(d) ferriet 30, 35, 72, 74, 166, 168, 172, 175  
damping 191, 196  
desoxydatie 19, 21, 22, 28, 234  
desoxydatiemiddel 210  
dieptrekken 223, 244  
diffusie 49, 68, 98, 99, 104, 217  
diffusielaag 104  
dilatometer 31, 63, 66  
directe harding 102, 127  
doorharding 87, 93, 119  
doorhardingsdiepte 88, 91, 93, 107, 111, 127, 132, 133, 144, 162



- duplex staal- zie austenitisch-ferritisch staal  
 duraluminium 215, 225  
 e- (e) carbide 59, 60, 61, 71  
 eigenschappen van gelegeerd staal 107  
 eigenschappen van  
   gereedschapsstaal 142, 144  
   eigenschappen van brons 248  
 elasticiteitsmodulus 31, 32, 191, 208, 212, 237  
 elektriciteitsgeleiding 222  
 elektrische leidingen 238  
 elektrochemische  
   spanningsreeks 153, 154  
 elektrolyse van aluminium 203  
 elektrolyse van koper 234  
 elektro-ovenproces 18, 19, 20, 21  
 elektrotechnische toepassingen 235  
 eloxeren- zie anodiseren  
 enten van gietijzer 188  
 enten van aluminium 204  
 ertspelleten 15  
 ertssinter 15  
 ertsvoorbereiding 15, 16  
 euronormen 112, 115, 118, 124, 131, 136, 140, 159  
 eutectische verzadigingsgraad 181  
 eutectoïde 35  
 evenwichtstemperatuur 30, 49  
 extrusie 205  
 extrusiesnelheid 205  
 fasediagram 214, 215  
 fasetransformaties 30, 35, 44, 49, 52, 53, 62, 72, 109, 165  
 ferriet, a-structuur, 29, 30, 35, 36, 37, 38, 39, 41, 43, 49, 66  
 ferrietvormers 75, 76, 78, 111  
 ferritische chroomstaalsoorten 157, 158, 159  
 ferritisch grijs gietijzer 183, 189  
 ferritisch nodulair gietijzer 195  
 ferritisch staal 121  
 ferritisch/perlitische staalsoorten 115  
 ferritisch temperijzer 195  
 ferromangaan 21  
 fosfor 18, 19, 24, 27, 28, 33, 109, 187, 236  
 fosforbrons 248, 249  
 frisijzer 193  
 fysische eigenschappen 30, 31108, 111, 208, 212, 236  
 gascarboneren 101  
 gasholten 23, 24, 28  
 gasinstallaties 253  
 gasnitreren (klassiek) 128  
 gedeseoxydeerd koper 236  
 gekalmeerd staal 22, 24  
 gekleurde oppervlakken 224  
 gelegeerd constructiestaal 115  
 gelegeerd staal 21, 29, 33, 45, 47, 75, 91, 92, 97, 107, 127  
 geleidbaarheid 234  
 gemêleerd gietijzer 183, 189  
 geplateerd aluminium 206  
 gereedschapsstaal 18, 21, 29, 37, 39, 61, 62, 107, 142, 164  
 gesinterde lagers 249  
 gestabiliseerde corrosievaste staalsoorten 171, 172  
 getrapte harding 92, 145  
 gewoon grijs gietijzer 183, 189  
 gietbaarheid 230, 234  
 gietbrons 247  
 gietijzer 12, 13, 14, 17, 21, 179, 180  
 gietijzerstructuren 180, 182  
 gietlegeringen (aluminium) 204, 213, 217, 218, 219  
 gietlegeringen (koper-aluminium) 251  
 gietmessing 245  
 gietstaal 22, 45, 112  
 glijlagerlegeringen 232, 248, 249  
 globulaire cementiet 41, 46, 57, 68  
 gloeifrissen 194  
 G-P zones 216  
 grafiet 35, 180, 183, 189  
 grijs gietijzer 179, 180, 182, 189  
 (haard)ovenprocessen 18  
 handelsaluminium 203, 208  
 hardbaarheid 157, 166  
 harden 87  
 harde schil gietijzer 183  
 harden van gecarbonateerd staal 101  
 harden van snelstaal 150  
 harden van staal 42, 44, 49, 87  
 hardingsscheuren 57, 58, 60, 91, 132  
 hardingsspanningen 92  
 hardingsstructuur 102  
 hardingstemperatuur 90, 148  
 hardmetaal 150  
 hardsoldeer 246  
 herstelgloeien 42, 243  
 hittevastheid 154, 156, 186, 177  
 hittevast gietijzer 196  
 hittevast staal 122, 125, 153, 156, 157, 160, 161, 165, 174, 177  
 hobben 150  
 hoge sterkte 225, 231  
 hoge temperatuur legeringen 228  
 homogeen gloeien 169, 213, 246  
 homogeniseren, 217  
 hoogbainiet 64, 71, 124  
 hooggelegeerd staal 113  
 hoogoven 14, 15, 16, 20  
 hoogovengas 16  
 hoogovenslak 16  
 hoogsmeltende metalen 12  
 hoogspanningsleidingen 222  
 huishouding 254  
 hydraulische installaties 253  
 ijzer (Fe) 11, 12, 30, 32, 33, 72, 203, 210, 213  
 ijzer-chroom toestandsdiagram 158  
 ijzer-koolstof diagram 33, 36, 42, 44, 49, 180, 182  
 ijzererts 15, 17  
 ijzeroxyden 15, 16, 28  
 incubatietijd 63  
 indirecte harding 102, 127  
 inductieharden 93, 97, 130  
 inductie-oven 188  
 ingots 21  
 insluitels 27, 28, 29  
 interkristallijne corrosie 161, 169, 172, 176, 219  
 intermetallische verbindingen 228  
 invloed van druk en opwarmingsnelheid op de fasetransformaties 30  
 inwendige spanningen 55, 57, 58, 220  
 isotherme transformatie 63, 64, 81, 82, 94  
 isotherm harden 92  
 isotherm veredelen 94  
 jaarproductie van materialen 11  
 jominyproef 133  
 kalksteen 15, 16  
 kathodeplaten 235  
 kerfslagproef 119  
 kerfslagwaarde 209, 237  
 kerfwerking 91  
 kerneigenschappen  
   carbonestaal 128  
 kiemvormings- en  
   groeiprocessen 49, 68, 215  
 kiezen van gereedschapsstaal 143  
 klassiek gasnitreeproces 103  
 kleppenstaal 177  
 klinken 208  
 kneedlegeringen 204, 213, 219  
 kneedbrons 247, 248  
 kneedmessing 245  
 knippend gereedschap 142  
 koepeloven 21, 179, 188  
 kogellagerstaal 142, 150  
 kogelstralen 139  
 kokillen 21

- koolstof (C) (gehalte) 16,17, 18, 21, 22, 24, 30, 32, 33, 36, 37, 38, 39, 40, 47, 49, 52, 57, 71, 75, 88, 93, 91, 98, 102, 107, 112, 115, 124, 129, 131, 132, 139, 144, 147, 155, 159, 166, 168, 169, 171, 172, 180  
 koolstofequivalent 180  
 koolstoffactor 181  
 koolstofoplosbaarheid 30, 36, 37, 49, 54  
 koolstofstaal- zie ongelegeerd staal  
 koper (Cu) 11, 12, 13, 19, 33, 74, 75, 76, 109, 116, 117, 167, 173, 186, 202, 203, 210, 214, 220, 231, 234  
 koper-aluminium legeringen 250  
 koper-aluminium toestanddiagram 250  
 koper-beryllium 240, 241  
 kopergroen 238  
 koperlegeringen voor elektrische geleiding 240  
 koper-nikkellegeringen 251  
 koper-nikkel toestanddiagram 252  
 koper-nikkel-zink legeringen 252  
 koper-tin legeringen 246  
 koper-tin toestanddiagram 247  
 koper-zink legeringen 242, 244, 245  
 koper-zink toestanddiagram 242  
 korrelgroei 90, 102, 120, 127, 131  
 korrelverfijning 22, 44, 77, 111, 116, 119, 121, 132, 145, 175, 204, 230  
 kort durende nitreerprocessen 103, 105  
 koudvorming 139, 140, 206, 217, 223, 224, 237, 238  
 koudwerend gereedschap 145  
 kritische afkoelsnelheid 87, 88, 92, 108, 111  
 kritische diameter 89  
 kruipsterkte 122, 160, 175, 177, 228  
 kruipvast staal 122, 125  
 kryoliet 203  
 kunststof matrijzen 150  
 laag bainiet 59, 64, 71, 93  
 laaggelegeerd staal 112, 124  
 laag smeltende metalen 12  
 lamelafstand 69  
 lasbaarheid 115, 116, 119, 122, 160, 168, 169, 172, 225, 228  
 lassen van aluminiumlegeringen 207, 213, 223, 224, 225  
 lassen van staal 43, 45  
 ledeburiet 35, 182  
 ledeburitisch staal 146, 162  
 legeringselementen 30, 72, 75, 77, 89, 107, 109, 112, 133, 135  
 legeringselementen van aluminium 213  
 legeringselementen en geleidbaarheid 239, 240  
 lichte metalen 12  
 lijmen 208  
 lokaalelement 155, 169  
 lood (Pb) 11, 12, 229, 245  
 loodbrons 249  
 lood-tin soldeer 239  
 luchthardend staal 145  
 maatvaststaal 145, 146  
 maatverandering 57, 59, 60, 91, 104, 132, 145, 146  
 machinebrons 249  
 machinestaal 18, 28, 38, 107, 121, 127, 131  
 magnesium (Mg) 11, 12, 195, 210, 213, 214  
 magnetische eigenschappen 30  
 mangaan (Mn) 12, 18, 19, 21, 27, 33, 74, 75, 76, 77, 78, 79, 109, 116, 127, 132, 145, 167, 187, 213, 214  
 mangaanhardstaal 151  
 maraging staal 177  
 martensiet 50, 51, 53, 54, 55, 56, 57, 63, 90, 116, 169, 172, 176, 177  
 martensiethardheid 59, 61  
 martensitische corrosie-vaste staalsoorten 162  
 materiaalprijs 12  
 maximum gebruikstemperatuur van aluminiumlegeringen 212, 228  
 mechanische eigenschappen van aluminiumlegeringen 208, 209, 226  
 mechanische eigenschappen gietijzer 189-192, 195, 196, 197, 198, 199, 200  
 mechanische eigenschappen van koperlegeringen 237  
 mechanische eigenschappen van staalsoorten 31, 32, 41, 61, 71, 94, 108, 136, 140, 172  
 meetgereedschap 144  
 messenstaal 164  
 messing 12, 13, 242, messing "legeringen" 245, 246  
 metalen gietvormen 204  
 Mf-temperatuur 52, 56, 66  
 molybdeen (Mo) 12, 62, 75, 76, 77, 78, 104, 111, 124, 127, 128, 132, 147, 148, 155, 165, 166, 172, 173  
 monel 238, 252  
 Ms-temperatuur 52, 56, 66, 92  
 niet-ijzermetalen 13, 202  
 nieuwzilver 252  
 nikkel (Ni) 11, 12, 19, 74, 75, 78, 79, 117, 121, 127, 132, 155, 156, 165, 166, 168, 173, 177, 186, 202, 210  
 niobium (Nb) 12, 75, 76, 77, 111, 121, 167, 171, 172  
 nitreerdiepte 104  
 nitreerstaal 104, 128, 130  
 nitreertemperatuur 104  
 nitrenen 97, 103, 139  
 nitriden 77, 104, 105, 128  
 nitrocarboneren 105  
 nodulair gietijzer 179, 185, 187, 195  
 nomenclatuur van aluminiumlegeringen 214  
 non-ferrometalen- zie niet-ijzermetalen  
 normaal gloeien 43, 44, 45, 46, 93, 116, 118  
 normaal potentiaal 153  
 normbladen NEN 192, 232, 245  
 oliehardend staal 145  
 omklapproces 51  
 onderkoeling 49, 56  
 onderperlitisch staal 66, 67, 69, 88, 90  
 ongekalmdeerd staal 22, 23, 24, 25, 27  
 ongelegeerd aluminium 208  
 ongelegeerd staal 12, 18, 21, 32, 33, 41, 44, 45, 82, 88, 91, 112, 127, 144  
 onrustig staal - zie ongekalmdeerd staal  
 ontlaatsnelheid 130, 132  
 ontlaatsdiagrammen 93, 136, 137  
 ontlaattemperatuur 59, 104, 132, 139, 146  
 ontlaattrappen 59  
 ontlaten 58, 59, 93, 118, 119, 136, 150  
 onzuiverheden 21, 27, 33  
 oplossingsharding 109, 116, 213, 219, 240  
 oppervlakteharding 92, 97, 127, 130, 131  
 ordening 242  
 overgangspunten 31  
 oververhitting 144  
 oxygenfree high conductivity (OFHC) koper 236, 238, 239  
 oxy-nitrocarboneren 106  
 oxystaal 18, 19, 20, 119  
 passivering 154  
 patenteren 95, 140  
 perliet 35, 37, 38, 41, 43, 47, 49, 64, 67, 68, 69, 182  
 perlietkolonie 37, 49, 68  
 perlitische grijs gietijzer 183,

- 189  
 perlitisch nodulair gietijzer 195  
 perlitisch staal 35, 63, 88  
 perlitisch temperijzer 195  
 plastische vormgeving 205  
 plateren van  
 aluminiumlegeringen 227  
 poedercarboneren 99  
 precipitatieharding 176, 213,  
 215, 217, 219, 225, 227,  
 241  
 prijs van aluminium 202  
 probairitische ferriet 70  
 putcorrosie 173, 174  
 physical vapour deposition  
 (PVD) 97  
 Ø (q-) fase 215  
 raffinal 203  
 randcementiet 40, 45, 90  
 randontkoling 139  
 reductiefactor bij extrusie 205  
 rekristallisatie 28, 43, 209,  
 237, 240  
 restauneniet 56, 59, 61, 90,  
 145, 146, 150  
 roestvast (roestvrij) staal - zie  
 corrosievast staal  
 rustig staal - zie gekalmeerd  
 staal  
 ruwijzer 14, 16, 18, 19, 20, 21,  
 179  
 ruwkoper 234  
 σ (s-) fase 157, 161, 168, 171  
 schokvast gereedschap 145  
 schaeffler diagram 168  
 scheepsschroeven 251  
 schroot 203  
 secundaire harding 62, 111,  
 148, 150, 162  
 segregatie 23, 24, 25, 27, 217,  
 219, 246  
 seizoenziekte 243  
 selenium (Se) 168  
 siemens-martin staal 18, 119  
 silicium (Si) 11, 17, 18, 19, 22,  
 33, 75, 76, 109, 116, 132,  
 145, 155, 156, 166, 180,  
 186, 211, 213, 214  
 silumin 218, 230  
 sinaasappelhuid 223  
 sintered aluminium powder (SAP)  
 228  
 slag- en stootgereedschap 144  
 slagextrusie 207  
 slijtvastheid 150, 247  
 slink 234  
 slinkholte 23, 24, 25, 28, 204  
 smeden van staal 28  
 smeedbaar gietijzer 179, 185,  
 193  
 snelstaalsoorten 148  
 snijgend gereedschap 144  
 solderen 207, 239  
 sorbiet 60, 118, 124, 131  
 spanningsarm gloeien 42  
 spanningsconcentraties 190  
 spanningscorrosie 176, 220,  
 226, 243  
 speciaalmessing 246  
 spuitgieten 204, 230, 231  
 staal 11, 12, 13, 14, 18, 19, 20,  
 21, 32, 37  
 staalblokken 21  
 staalslak 18, 19, 21  
 staalschroot 18, 19, 21  
 staalsoorten voor speciale  
 doeleinden 150  
 steadiet 187  
 sterkteverhoging van staal 115  
 stikstof (N) 33, 75, 77, 119,  
 167, 172  
 structuur van ongelegeerd  
 aluminium 211  
 stukgewicht bij gieten van  
 aluminiumlegeringen 204  
 temperijzer 194  
 temperkool 194  
 tetragonale martensiet 54  
 thermische spanningen 90  
 thermische vermoeiing 122,  
 147  
 thermische vervormingen 90  
 thermochemische behandeling  
 97  
 thermokoppels 252  
 thomasstaal 18, 119  
 tin (Sn) 11, 12  
 titanium 11, 52, 75, 76, 77,  
 111, 114, 124, 167, 171,  
 172, 213  
 toeslag 15  
 toepassingen van  
 aluminium(legeringen) 202,  
 211, 221, 230  
 toepassingen van carboneren  
 98, 128  
 toepassingen van  
 constructiestaal bij lage  
 temperaturen 121, 122  
 toepassingen van gasnitreren  
 104, 130  
 toepassingen van gietijzer 192,  
 193  
 toepassingen van koper in de  
 elektrotechniek 238  
 toepassingen van  
 koperlegeringen 241,  
 244, 245, 248, 253, 254,  
 255  
 toepassingen van maatvaststaal  
 145, 146, 147  
 toepassingen van  
 martensitische  
 corrosievaste staalsoorten  
 163, 164, 165  
 toepassingen van  
 nitrocarboneren 106  
 toepassingen van schokvast  
 gereedschap 145  
 toepassingen van smeedbaar  
 gietijzer 196  
 toepassingen van staalsoorten  
 voor speciale doeleinden  
 150, 151  
 toepassingen van veredelen 138  
 toepassingen van verenstaal  
 140  
 toepassingen van warmwerkend  
 gereedschap 147, 148  
 tombak 243  
 troostiet 50, 64, 93, 95, 140  
 transformatiespanningen 91  
 TTT-diagrammen 62, 63, 77,  
 78, 87, 89  
 TTT-diagrammen voor continue  
 afkoeling 81, 82, 89, 90  
 uitlaatklepven 177  
 uitharden 217  
 universeelbrons 250  
 uurwerken 255  
 vacatures 217  
 vanadium (V) 12, 62, 75, 76,  
 77, 78, 11, 116, 121, 124,  
 128, 131, 132, 144, 145,  
 149  
 verbindingslaag 104, 105  
 verdeling elementen in  
 aardkorst 11  
 veredelen van staal 42, 44, 93,  
 118, 131, 139  
 veredelingsstaal 93, 118, 131,  
 136, 163  
 veren 244, 248  
 verenstaal 139, 140  
 vermoeiingssterkte 130, 139,  
 140, 191  
 veroudering 22, 37, 177  
 verspanend gereedschap 142  
 verspaning 47, 148, 229, 230,  
 234, 240, 245  
 versteviging 28, 169, 172  
 vervormbaarheid 234, 243, 246  
 vervormend gereedschap 142  
 vlamharden 92, 97, 130  
 vliegtuigbouw 226, 227  
 walsen van staal 24, 25, 27, 28  
 walsen van aluminium 205  
 wanddiktegevoeligheid van  
 gietijzer 192  
 warmbad harden 92  
 warm (rood) brosheid 27  
 warmtebehandeling van  
 aluminiumlegeringen 220  
 warmtebehandeling snelstaal  
 150  
 warmtewisselaars 244, 245,  
 250, 253  
 warmwerkend gereedschap 147  
 waterhardend gereedschapsstaal  
 143  
 waterleidingen 255

waterstofziekte 235, 238  
 weerstandsdraad 162, 252  
 weerstand tegen ontlaten 118  
 weerstand tegen oxydatie 122,  
 124  
 weerstand tegen slijtage 146  
 weerstand tegen zeewater 238  
 weervast staal 117  
 weicheldiagram 189  
 widmannstätten structuur 45  
 wigproef 180  
 wit gietijzer 179, 180, 182, 184  
 wolfram 11, 62, 75, 76, 77,  
 78, 111, 145, 147, 148,

150  
 woningbouw 254  
 zachtgloeien van staal 41, 46,  
 47  
 zandvormen voor aluminium  
 gietwerk 204  
 zeewater 254  
 zelfsmerende lagers 249  
 zilverpapier - zie  
 aluminiumfolie  
 zink (Zn) 11, 12, 13, 213, 214  
 zoutbadcarboneren 101  
 zuigerlegeringen 231

zuiverheidsgraad aluminium 203  
 zuurstof (O) 11, 18, 19, 21, 22,  
 23, 234, 235  
 zuustofhoudend koper 235, 238,  
 239  
 zware metalen 12  
 zwartkern smeedbaar  
 gietijzer 194  
 zwavel (S) 18, 19, 21, 24, 27,  
 28, 33, 127, 168, 186, 195  
 zwavelhoudende gassen 161,  
 174  
 zwavelzuur 167, 174



## Materiaalkunde

### Corrosie en corrosiebescherming

prof.dr. J.H.W. de Wit

1999 / ca. 200 p. / ISBN 90-407-1286-7

In dit boek komen aan de orde: grondslagen van de elektrochemische corrosieleer, verschijningsvormen van elektrochemische corrosie, corrosiebestrijding, beproevingsmethoden en corrosie bij hoge temperatuur.

### Lastechnologie

prof.dr. G. den Ouden

1993 / 203 p. / ISBN 90-407-1285-9

Voor het duurzaam verbinden van materialen is in de loop der tijden een groot aantal methodes en technieken ontwikkeld. Solderen, lijmen, en lassen zijn bekende voorbeelden, die elk een zeer belangrijke rol spelen in de metaalverwerking. Vooral lassen wordt op grote schaal toegepast.

Dit boek is bedoeld voor studenten aan technische universiteiten en hogescholen en voor degenen die bij hun werk met het onderwerp te maken hebben. De stof is gegroepeerd in drie delen: processen, metaalkundige aspecten en toepassingen. In het gedeelte over processen wordt de meeste aandacht besteed aan booglassen, maar ook een reeks andere lasprocessen, solderen en thermisch snijden komen aan de orde. Bij de toepassingen wordt ingegaan op het lassen van ongelegeerd en laaggelegeerd staal, het lassen van roestvast staal en het lassen van aluminium. "Al met al een goed leesbaar studieboek dat in iedere boekenkast thuis hoort" (R.W.A. van den Berg in 'Lastechniek', november 1987). "Het boek is overzichtelijk en ademt op een prettige manier deskundigheid uit." (L.J. de Ridder in 'De Constructeur', juni 1988).

### Materiaalkunde voor ontwerpers

dr.ir. P. van Mourik en dr.ir. J. van Dam

1996 / 336 p. / ISBN 90-407-1320-0

Dit boek beoogt de integratie van verschillende onderdelen van het vak Materiaalkunde: Staal en Gietijzer, Non-Ferro Metalen en Kunststoffen. Door deze integratie hopen de auteurs te bereiken dat de contactvlakken met andere onderdelen van de studie voor Ingenieur Industrieel Ontwerpen, zoals het ontwerpen zelf en de vervaardiging, zoals het ontwerpen treden. Materiaalkunde is een geïntegreerd onderdeel van het gehele ontwerpproces.

In de onderscheiden hoofdstukken worden behandeld: Structuren van materialen • Legeringen, oplossingen, mengsels, bijmengsels en composieten • Enkele belangrijke materialen • Structuur en verwerking van materialen • Ontwerpen en produceren. "De Constructeur", maart 1997, beoordeelde het boek als "een prima gids voor beginnende en meer ervaren ontwerpers en constructeurs".

### Metaalkunde

prof.dr. G. den Ouden en prof.dr.ir. B.M. Korevaar

DI 1 / 1996 / 199 p. / ISBN 90-407-1281-6

DI 2 / 1998 / 260 p. / ISBN 90-407-1282-4

Deze nieuwe metaalkundeboeken zijn in het bijzonder gericht op het verwerven van kennis van metalen als

constructiemateriaal en het maken van een verantwoorde materiaalkeuze.

In het eerste deel worden de grondslagen van de metaalkunde en de meest voorkomende begrippen besproken. Hierbij worden de belangrijkste metaalstructuren en de daaruit voortvloeiende fysische en mechanische eigenschappen van metalen en legeringen behandeld. Verder komen de effecten van plastische vervormingen en van warmtebehandelingen op de structuren en de eigenschappen aan de orde. De bereiding en vormgeving van metalen en legeringen en de effecten daarvan op de constructieve eigenschappen worden kort besproken.

Het tweede deel is voornamelijk gericht op de materiaalkeuze bij toepassing van metalen. Eerst worden de produktiemethoden, faseformaties en warmtebehandelingen van staal besproken en het belang daarvan voor de toepassingen van staal. Vervolgens wordt een overzicht gegeven van de belangrijkste staalsoorten en hun toepassingsmogelijkheden. Daarnaast wordt aandacht besteed aan de gietijzersoorten en aan aluminium- en koperlegeringen.

### Niet-destructief onderzoek

drs. W.J.P. Vink

1996 / 464 p. / ISBN 90-407-1147-X

Dit boek biedt een overzicht van de niet-destructieve methoden, die voor het onderzoek van metalen beschikbaar zijn.

Er zijn hoofdstukken in opgenomen over visuele inspectie, magnetisch onderzoek, penetrant onderzoek, wervelstroomonderzoek, ultrasoon onderzoek, radiografie, neutrografie, de persproef, lekdetectiemethoden, akoestische emissie, thermische inspectiemethoden, holografische interferometrie, de moiré-methode, scheurdieptemetingen, laagdiktemetingen, vibratieanalyse, microgolfstraling.

Voorts is er een hoofdstuk met een korte behandeling van diverse andere methoden. Het boek wordt afgesloten met hoofdstukken over de organisatie van het n.d.o., de veiligheid en de beoordeling van het onderzoeksresultaat.

De nieuwe druk van het boek (januari 1996) is sterk uitgebreid en rijk geïllustreerd.

### Polymeren

van keten tot kunststof

prof.dr.ir. A.K. van der Vegt

1996 / 240 p. / ISBN 90-407-1283-2

Om de eigenschappen van kunststoffen in de praktijk te kunnen begrijpen is een goede kennis van het gedrag van polymeren onmisbaar, een gedrag dat in een aantal opzichten sterk afwijkt van dat van andere stoffen.

In dit boek wordt gepoogd een inzicht te geven in de eigenschappen van polymeren zoals die enerzijds beheerst worden door de moleculaire structuur, en zoals die anderzijds bepalend zijn voor het praktische gedrag van kunststoffen, hetzij in de verwerking, hetzij in de eigenschappen van het eindproduct.

Na een inleiding worden in dit boek behandeld: Moleculaire opbouw • Glastoestand en glas-rubber overgang • kristallijne polymeren • Rubbertoestand en vloeibare toestand • Visco-elastische • Mechanische eigenschappen • Overige eigenschappen (thermische, -elektrische-, optische eigenschappen, milieu-invloe-



den, spanningscorrosie, diffusie en permeabiliteit) • Samengestelde kunststoffen • Materiaalgegevens • Vormgeving (gieten en persen, spuitgieten, kalenderen en extruderen, vormgeving halffabrikaten, vormgeving samengestelde kunststoffen).

**Vraagstukken polymeren  
behorend bij Polymeren, van keten tot kunststof**  
**prof.dr.ir. A.K. van der Vegt**

1994 / 96 p. / ISBN 90-407-1284-0

Dit vraagstukkenboek biedt een rijke verzameling oefenmateriaal voor de bestudering van bovengenoemd theorieboek. De opgaven zijn voorzien van uitgewerkte antwoorden.

---

**Werktuigkunde, systeemleer**

**Leidraad systeemtheorie**

**dr.ir. P.A. Wieringa**

1996 / 124 p. / ISBN 90-407-1205-0

Deze leidraad is bedoeld om een overzicht te geven van het college systeemtheorie en geeft slechts in samenhang met Jackson, Signals, Systems and Transforms of Oppenheim e.a., Signals and Systems, een goed beeld van het vakgebied.

Allereerst worden de fundamentele begrippen systeem en signaal geïntroduceerd voor continue en discrete systemen. Daarna wordt de impulsresponsie als karakterisering van lineaire, tijdsonafhankelijke systemen behandeld, gevolgd door de convolutie-eigenschap (integraal van Duhamel), causaliteit, dynamica, lineariteit, en gedistribueerde versus geconcentreerde systeem eigenschappen.

In het volgende blok worden wiskundige gereedschappen aangedragen om signalen te beschrijven, zoals de Fourier-reeks, de Fourier-transformatie en de Laplace-transformatie.

In een derde blok worden de technieken en methoden behandeld om systemen (grafisch) weer te geven. Processchema's, blokschema's, Bode-diagrammen, Nyquist-diagrammen e.d. passeren de revue.

In het laatste blok komen enkele speciale systemen en technieken aan de orde, waarbij o.a. wordt ingegaan op het filteren en bemonsteren van signalen.

**Werktuigkundige systemen**

**prof.ir. J.C. Cool**

1997 / 344 p. / ISBN 90-407-1289-1

Dit boek geeft een algemeen overzicht van de werktuigkunde. Het is geïntendeerd op de systeemleer, waarbij veel aandacht is gegeven aan modelvorming. De optredende interacties tussen krachten en verplaatsingen in werktuigen en tussen werktuigen onderling zijn geanalyseerd. In het boek is eveneens aandacht besteed aan de synthese van werktuigen. Er zijn verschillende methoden aangegeven om goedwerkende constructies te ontwerpen.

De hoofdstukken gaan over Systemen • Modelvorming • Evenwichten • Stabiliteit • Mechanische versterkers • Spanningen en vervormingen • Materialen • Comparologie • Wrijving en weerstand • Veren • Energie • Aandrijving • Dynamische systemen • Eenheden.

De stof van dit boek ondersteunt colleges aan de TU Delft en kan ook bij andere soorten technisch onderwijs worden gebruikt. De hoofdstukken kunnen

grotendeels onafhankelijk van elkaar worden bestudeerd.

**Werktuigkundige systemen  
vraagstukken en antwoorden**

**prof.ir. J.C. Cool en ir. D.H. Plettenburg**

1993 / 119 p. / ISBN 90-407-1290-5

In dit boekje zijn opgaven verzameld over de hoofdstukken Systemen, Modelvorming, Stabiliteit, Evenwichten, Mechanische versterkers, Comparologie, Wrijving en weerstand, Veren, Aandrijving en Dynamische systemen van het hiervoor genoemde boek. Bovendien is een reeks algemene opgaven opgenomen. De vraagstukken zijn voorzien van uitgebreide antwoorden.

---

**Technische natuurkunde**

**Elektrische en magnetische velden**

**ir. A. Henderson**

1988 / 106 p. / ISBN 90-407-1254-9

In dit beknopte boek wordt de theorie van de elektrische en magnetische velden voor technici behandeld; daarbij wordt naast de noodzakelijke formules ook aandacht gegeven aan de ontwikkeling van het fysisch inzicht.

In een inleidend hoofdstuk wordt een beknopt overzicht gegeven van de vectoralgebra. Daarna volgen de elektrostatica, de elektrische stromen en magnetische velden, en vervolgens de wetten van Maxwell in integraalvorm.

Daarbij komen ook de voor de netwerktheorie noodzakelijke wetten van Kirchhoff naar voren.

Tenslotte volgen de wetten in differentiaalvorm, waarbij tevens wordt ingegaan op de beginselen van de vectoranalyse. Het boek wordt afgerond met 100 vraagstukken, voorzien van antwoorden.

**Inleiding elektriciteit en magnetisme**

**ir. W. Buijze en drs R. Roest**

1995 / 243 p. / ISBN 90-407-1152-6

Aan de TU Delft worden voor verschillende faculteiten verschillende colleges Elektricititeit gegeven. Die verschillen betreffen volledigheid en strengheid van het betoog; de keuze hangt af van wat de faculteiten wenselijk of mogelijk achten.

In dit boek, dat is opgezet als een studieboek, komen alle onderwerpen uit die colleges aan de orde. Waar nodig wordt een onderwerp op verschillende niveaus van strengheid behandeld. Dit maakt het mogelijk uit de paragrafen steeds die keuze te doen die voor een bepaald college gewenst wordt.

De hoofdstukken gaan over: • elektrostaticke velden in vacuüm • elektrostaticke velden in diëlektrica • elektrische stromen • het magnetisch veld van stationaire stromen • magnetostatische velden • elektromagnetische inductie • de vergelijkingen van Maxwell • netwerken.

**Inleiding mechanica**

**drs. R. Roest**

1996 / 426 p. / ISBN 90-407-1291-3

Dit boek is in de eerste plaats bestemd voor het propaedeutisch onderwijs aan studenten in de (technische) natuurkunde en aanverwante studierichtingen. Omdat het boek door studenten met verschillend in-

gangs niveau kan worden gebruikt, is aan de gehanteerde wiskunde (in een appendix) vrij uitgebreid aandacht besteed.

Na een inleidend hoofdstuk volgen hoofdstukken over de kinematica van puntvormige lichamen, de grondwetten van de dynamica, de vlakke dynamica van een puntmassa, arbeid, energie, impuls en impulsmoment, twee-deeltjes systemen en botsingen, de dynamica van een verzameling puntmassa's, starre lichamen en rotatie om een vaste as, de vlakke dynamica van een star lichaam, relatieve beweging en traagheidskrachten, enige aspecten van de niet-vlakke dynamica, het omgekeerd kwadratisch centraal krachtveld, trillingen, lineaire deformaties, vloeistofmechanica, oppervlakteverschijnselen bij vloeistoffen en mechanische aspecten van de relativiteitstheorie.

#### **Inleiding thermodynamica**

**drs. W.H. Wisman**

1994 / 254 p. / ISBN 90-407-1294-8

De aanpak in dit boek is in hoofdzaak klassiek en fenomenologisch. Het is bedoeld als een leerboek op een inleidend niveau. Het is geen handboek.

De titels van de hoofdstukken zijn: Inleiding • Warmteleer • De Eerste Hoofdwet • De Tweede Hoofdwet • Een andere invoering van de entropie • T,S- en H,S-Diagrammen • Standaard vermogens- en koel-cycli; andere systemen • De thermodynamische potentiaal-functies • De chemische potentiaal • Fase-overgangen • Condensatie van verzadigde dampen • De Derde Hoofdwet • Mengsels, legeringen en oplossingen • Vloeistofmengsels in evenwicht met hun dampen • Vormingsenthalpie en reactiewarmte • Verspreide onderwerpen (Elastische deformatie, de thermodynamica van het rekstrookje, de elektrochemische potentiaal, elektrische elementen en brandstofcellen, transformaties, magnetische arbeid, magnetische koeling) • Elektromagnetische straling (temperatuurstraling, stralingstemperatuur, de wetten van Kirchhoff en Lambert, stralingsdruk, de wetten van Stefan-Boltzmann en Wien).

#### **Stralingsbescherming**

##### **inleiding tot de stralingshygiëne**

**dr. C.E. Rasmussen**

1998 / ca 400 p. / ISBN 90-407-1418-5

Door de ontwikkeling van de kernenergie en zijn toepassingen in allerlei facetten van het maatschappelijk leven is de behoefte gegroeid, zich bewust rekenschap te gaan geven van de mogelijke risico's die aan het gebruik van stralingsbronnen verbonden zijn.

Het gebied, omschreven als stralingshygiëne, wordt reeds gedurende een aantal jaren door de auteurs van deze inleiding onderwezen. Zij hebben zich daarbij ten doel gesteld niet alleen de veiligheidsaspecten te behandelen, maar ook een reële en evenwichtige instelling te helpen bevorderen t.a.v. de stralingsrisico's die verbonden zijn aan de kernenergie en zijn vele toepassingen.

Het boek gaat ervan uit dat de lezer bekend is met de elementaire begrippen van de atoom- en kernfysica en geeft de theoretische kennis, vereist voor het examen tot bevoegd deskundige voor C-laboratoria.

#### **Vraagstukken elektriciteit en magnetisme** **verzameld door ir. W. Buijze en drs. R. Roest**

1994 / 103 p. / ISBN 90-407-1293-X

Deze vraagstukkenbundel biedt oefenstof bij 'Inleiding Elektriciteit' en houdt daarbij dezelfde indeling aan. De antwoorden op de vraagstukken zijn achterin het boek opgenomen.

#### **Vraagstukken over mechanica**

**drs. R. Roest**

1996 / 93 p. / ISBN 90-407-1292-1

Deze vraagstukkenbundel biedt oefenstof bij bovengenoemd theorieboek en houdt daarbij dezelfde indeling aan. De antwoorden op de opgaven zijn achterin het boek opgenomen.

#### **Vraagstukken thermodynamica**

**verzameld door ir. W. Buijze, dr. H.C. Meijer en**

**drs. W.H. Wisman**

1994 / 71 p. / ISBN 90-407-1295-6

Deze bundel vraagstukken volgt de indeling van het bovengenoemde theorieboek. De opgaven zijn voorzien van antwoorden.

---

#### **Toegepaste mechanica, civiele techniek**

---

#### **Bouwfysica I (inleiding)**

**vakgroep Bouwfysica**

1997 / 128 p. / ISBN 90-407-1150-X

De bedoeling van dit boek is inzicht te verschaffen in de grondregels, die bij het ontwerpen van ruimteomsluitende constructies bepalend zijn voor het te verwachten leefklimaat en het daarbij kunnen hanteren van de elementaire basisbegrippen op het gebied van warmte, vocht, ventilatie, akoestiek en licht. Naast het gebruik als collegedictaat bij het bouwfysica-onderwijs aan de TU Delft is deze handleiding ook zeer geschikt voor gebruik op TH's.

#### **Grondmechanica**

**prof.dr.ir. A. Verruijt**

1997 / 304 p. / ISBN 90-407-1277-8

Bij grondmechanica komen vragen aan de orde als: hoeveel zakt een ophoging of een wegligchaam, biedt een kerende constructie voldoende zekerheid, hoe groot is de belasting van de grond op een constructie (een tunnel of een sluiswand bijvoorbeeld) of hoe groot is de belasting die men op een paalfundering kan toelaten.

De grondmechanica heeft zich tot een apart vakgebied ontwikkeld door een aantal specifieke eigenschappen van de grond, zoals de niet-lineaire spannings-rek-relatie, veelal de aanwezigheid van grondwater, en de onbekendheid met reeds aanwezige beginspanningen die verband houden met de geologische geschiedenis.

Dit boek beoogt een handleiding te zijn bij de bestudering van het vak.

#### **Mechanica van constructies**

**elasto-statica van slanke structuren**

**prof.ir. A.L. Bouma**

1993 / 395 p. / ISBN 90-407-1278-6

Als gevolg van steeds verdergaande eisen die aan constructies worden gesteld en het streven naar economie vindt een voortschrijdende ontwikkeling plaats

die leidt tot nieuwe constructievormen en schaalvergroting. Dit alles wordt mogelijk gemaakt door het beschikbaar komen van nieuwe en steeds hoogwaardiger materialen.

Waar vroeger bij een rivierkruising een vakwerkbrug op pijlers werd ontworpen, later de rivier met een boog werd overspannen, ziet men thans de strakke lijn van ranke kokerliggers van staal of beton.

Bij hoge gebouwen is er een ontwikkeling van massieve steenmassa's via ijle skeletten van staal of beton naar buis- of kokervormige torens. Vaak zijn hierin interessante structuren verborgen, waarmee combinaties van draagwerkingen worden verkregen.

Daarnaast zijn er ontwikkelingen op geheel nieuwe gebieden, zoals de offshore-techniek, waar platforms worden gebouwd in diep water en waar het toenemend gebruik van kabels en tuien in het oog springt ('tension-structures').

De slanke elementen en daarvan afgeleide constructies die in dit boek worden behandeld, worden in lengterichting als continu beschouwd, zo nodig in gedeelten, wat bij het onderzoek naar het elasto-statisch gedrag bij belasting een analytische aanpak mogelijk maakt. Discrete systemen, die bestaan uit een groot aantal identieke subsystemen kunnen vaak met voldoende nauwkeurigheid als een continu systeem worden behandeld.

Het boek is dan ook in de eerste plaats bedoeld voor studenten, maar daarnaast ook voor ingenieurs/ontwerpers, die in hun (bouw)praktijk met mechanica-problemen te maken hebben en die kennis willen nemen van een methodische analyse van het gedrag van sterk uiteenlopende constructies.

#### **Principles of river engineering**

##### ***The non-tidal alluvial river***

**P.Ph. Jansen (red.)**

1994 / XVI+509 pag. (A4) / ISBN 90-407-1280-8

This book is intended both for the practising river engineer who, with its help, will be able to tackle problems giving all aspects the correct weights - without overlooking any of these aspects - and for the post-graduate student.

The book is divided in five parts. The first part presents a general introduction to river engineering. The next three parts deal with the basic subjects of river hydraulics, river surveys and river models. The final part deals with their applications. It should be stressed that most benefit will be obtained by studying the book as a whole, not just turning a particular section.

Extensive use has been made of research work published by experts in many countries.

#### **Stabiliteit voor ontwerpers**

**prof.ir. D. Dicke**

1995 / 207 p. / ISBN 90-407-1279-4

Op een bouwwerk werken uitwendige krachten zoals zwaartekracht, wind, gronddruk, waterdruk. Maar ook opgelegde vervormingen door temperatuur, zettingen, krimp en kruip. De draagconstructie van het bouwwerk moet dit alles opvangen en ervoor zorgen dat het bouwwerk gedurende z'n levensduur voldoende veilig, stijf en stabiel is.

Het aantonen dat een constructie stabiel is, is met de invoering van de computer eenvoudiger geworden,

want met een handberekening een exacte analyse maken van een constructie die gevoelig is voor instabiliteit is vaak een zeer tijdrovende, zo niet onmogelijke zaak. In het ontwerpproces, waar vaak snel beslissingen moeten worden genomen over de vormgeving van een constructie, is het belangrijk om ten eerste inzicht te hebben in de vraag of we te maken hebben met een reëel stabiliteitsprobleem, ten tweede om de mate van stabiliteit te kunnen vaststellen en ten derde tot een voldoende kwantitatieve benadering van vervormingen en inwendige krachten te komen om globale afmetingen van de constructie te kunnen vaststellen. Blijkt de mate van stabiliteit gering dan kan men de constructievorm wijzigen of de constructie stijver maken. Dit proces mag niet teveel tijd vergen maar moet wel betrouwbaar zijn. In dit boek wordt voor lijnvormige constructies een methodiek ontwikkeld die inzicht geeft in de problematiek en snel tot betrouwbare kwantitatieve informatie leidt.

Als vormgeving en dimensionering zijn vastgelegd kan eventueel met de computer een meer exacte analyse worden uitgevoerd. Dat wordt niet in dit boek behandeld.

De indeling van dit boek in grote lijnen is als volgt: Randvoorwaarden van staven - Verend ingeklemde staven - Geschoorde staven - Rotatiestabiliteit - Imperfecties - Praktijkvoorbeelden.

#### **Toegepaste mechanica**

**prof.dr.ir. A. Verruijt**

DI I 1993 / 204 p. / ISBN 90-407-1275-1

DI II / 1993 / 224 p. / ISBN 90-407-1276-X

Deze boeken zijn in eerste instantie bedoeld voor eerstejaars, respectievelijk tweedejaars studenten civiele techniek, als handleiding bij de colleges toegepaste mechanica. Ook voor studenten van andere studierichtingen van een Technische Universiteit of van een TH kunnen deze boeken goed bruikbaar zijn.

Er is gestreefd naar een zo helder mogelijke formulering van de principes van de toegepaste mechanica, met veel aandacht voor een volledige maar toch zo eenvoudig mogelijke bewijsvoering. Terwille van een goede voorbereiding voor verder studie en toepassingen, bijvoorbeeld met numerieke methoden, is veel aandacht besteed aan een zorgvuldige definitie van de gebruikte grootheden, aan het maken van consequente tekenafspraken, en aan een systematische opbouw van de leerstof.



## **Metaalkunde, deel 2**

Dit metaalkundeboek is in het bijzonder gericht op het verwerven van kennis van metalen als constructiemateriaal en het maken van een verantwoorde materiaalkeuze.

Het bestaat uit twee delen. In het eerste deel worden de grondslagen van de metaalkunde en de meest voorkomende begrippen besproken. Hierbij worden de belangrijkste metaalstructuren en de daaruit voortvloeiende fysische en mechanische eigenschappen van metalen en legeringen behandeld. Verder komen de effecten van plastische vervormingen en van warmtebehandelingen op de structuren en de eigenschappen aan de orde. De bereiding en vormgeving van metalen en legeringen en de effecten daarvan op de constructieve eigenschappen worden kort besproken.

Deel 1 wordt uitgegeven als ISBN 90-407-1281-6.

Dit tweede deel is voornamelijk gericht op de materiaalkeuze bij toepassing van metalen. Eerst worden de produktiemethoden, fasetransformaties en warmtebehandelingen van staal besproken en het belang daarvan voor de toepassingen van staal. Vervolgens wordt een overzicht gegeven van de belangrijkste staalsoorten en hun toepassingsmogelijkheden. Daarnaast wordt aandacht besteed aan de gietijzer-soorten en aan aluminium- en koperlegeringen.

Uitgegeven in opdracht van de Vereniging voor Studie- en Studentenbelangen te Delft door de Delftse Universitaire Pers  
Deel 2, ISBN 90-407-1282-4

