

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

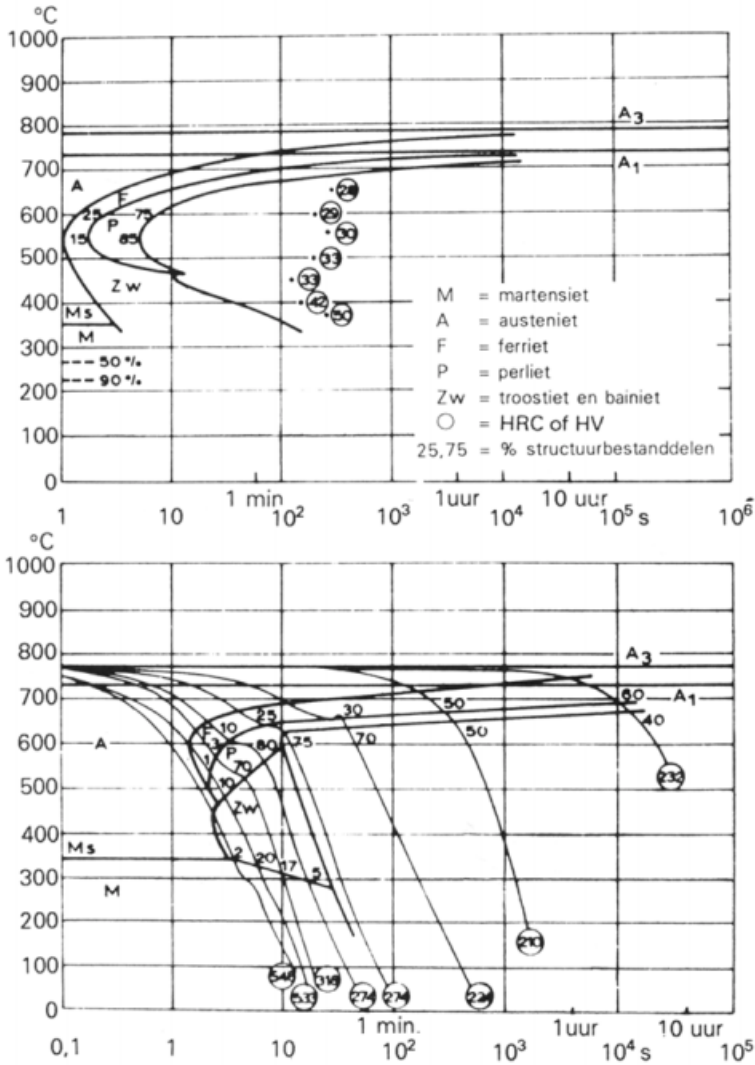
Bij het tot nu toe behandelde T.T.T.-diagram voor isotherme omzettingen worden de proefstukjes zeer snel afgekoeld tot de omzettingstemperatuur en vervolgens isotherm getransformeerd. Dit heeft het voordeel, dat in het algemeen slechts één omzettingsstructuur ontstaat, die karakteristiek is voor de gebruikte 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 omzettingprodukt 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.

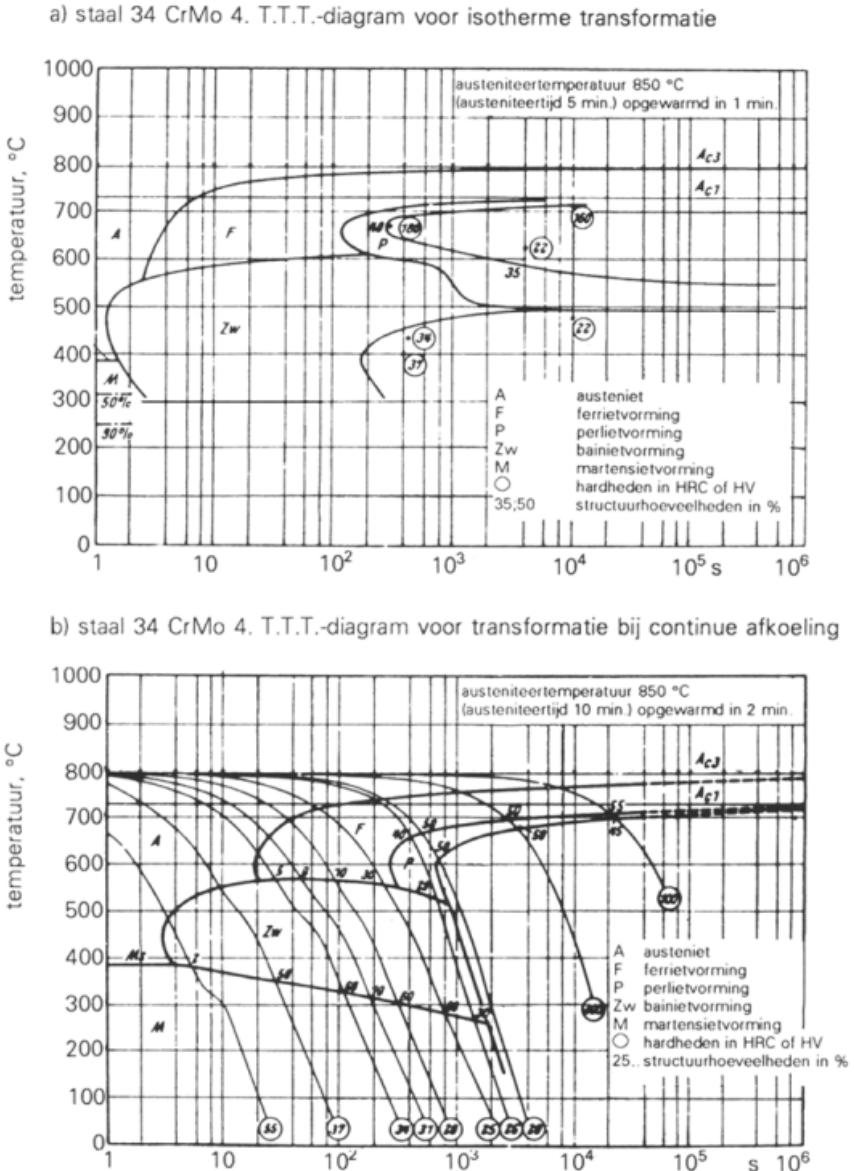
Enkele voorbeelden van afkoelings-T.T.T.-diagrammen zijn gegeven in de figuren 5.1 en 5.2. In deze figuren zijn tevens de bijbehorende isotherme-T.T.T.-diagrammen weergegeven.



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

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.



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

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:

- a. werkstukafmeting;
- b. plaats in het werkstuk;
- c. 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:

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

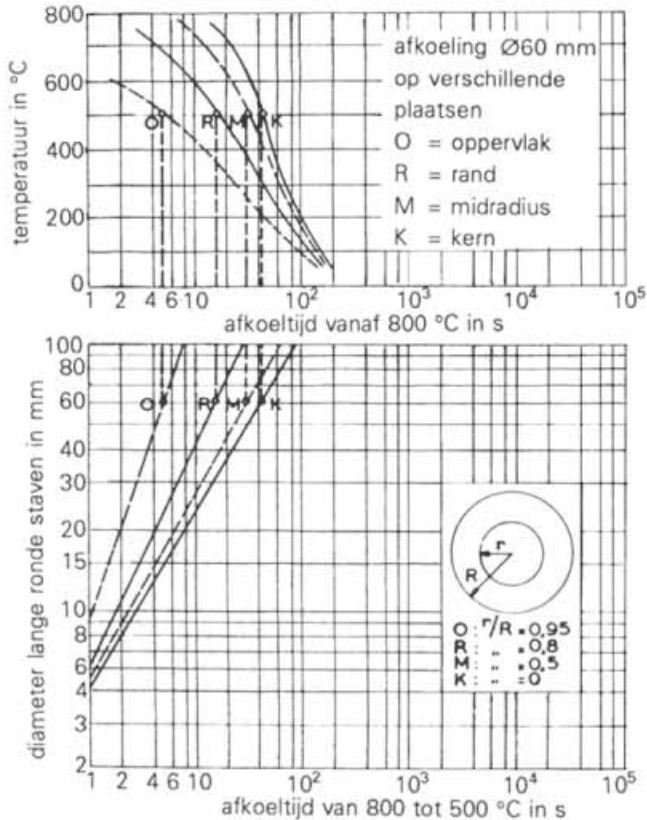
De waarde van deze verhouding varieert tussen 0 (in de kern) en 1 (aan het oppervlak). Behalve over de kernafkoeling wenst men vaak ook iets te weten over de afkoeling op de plaatsen halverwege oppervlakte en kern ($r/R = 0,5$), in de randzone (bijvoorbeeld voor $r/R = 0,8$) en vlak onder de oppervlakte ($r/R = 0,95$). 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 dubbellogarithmisch papier moet volgens deze beschouwing het verband tussen staafdiameter en de benodigde afkoeltijd voor

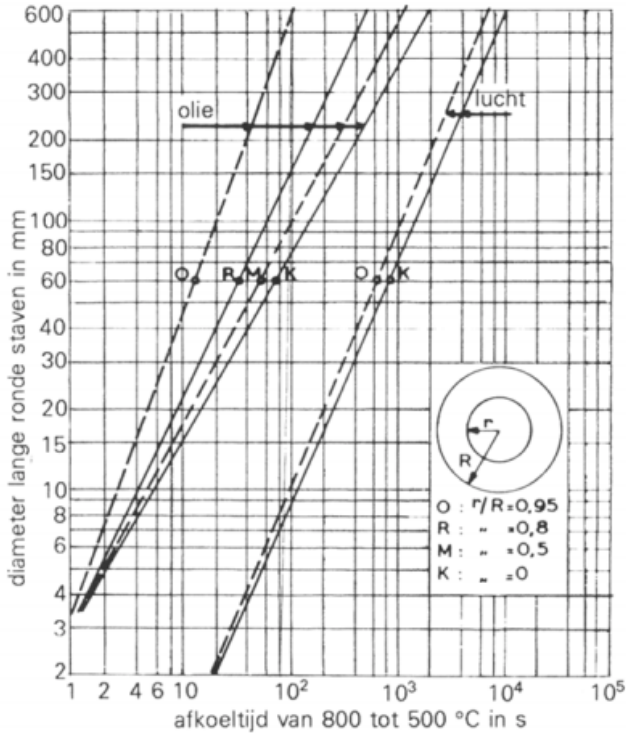
een bepaalde plaats in het werkstuk dus een rechte lijn worden. Aan de onderzijde van figuur 5.3 is een dergelijk verband aangegeven voor de afkoelingen op verschillende plaatsen van ronde staven in water. De lijnen zijn getekend op grond van het gemiddelde van een groot aantal uit de literatuur bekende 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 × 50 × 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.

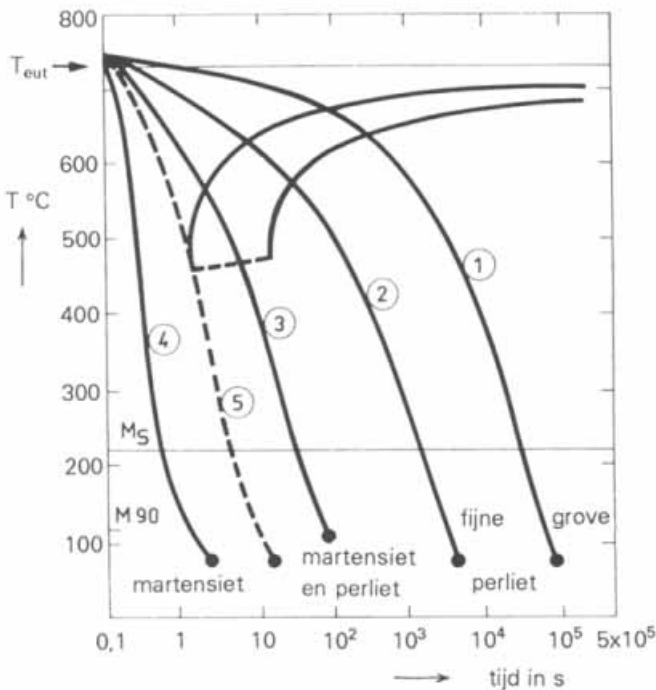
De reden waarom dergelijke omrekeningen alleen voor kernafkoelingen gelden, is dat plaatsen tussen oppervlakte en kern van willekeurig gevormde werkstukken moeilijk vergelijkbaar zijn met overeenkomstige plaatsen in een lange ronde staaf. Uitstekende gedeelten aan werkstukken zullen bijvoorbeeld sneller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

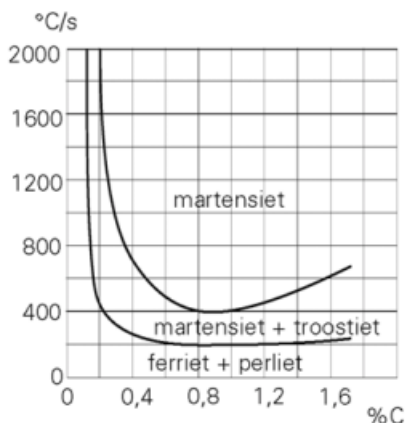
De kritische afkoelsnelheid

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. normaal gloeien; 3. in olie afgeschrikt; 4. in water afgeschrikt; 5. kritische afkoelsnelheid.

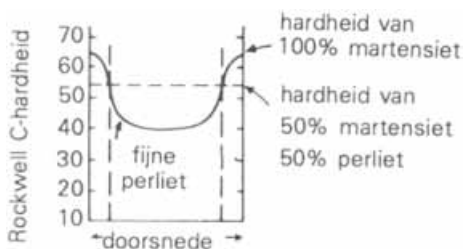
De kritische afkoelsnelheid is afhankelijk van alle factoren, die de neus van het T.T.T.-diagram verplaatsen. Zo is het effect van het koolstofgehalte in ongelegeerd staal op de kritische afkoelsnelheid weergegeven in figuur 5.6. Bij perlitisch staal is deze minimaal. Bij dalende koolstofgehalten neemt 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.

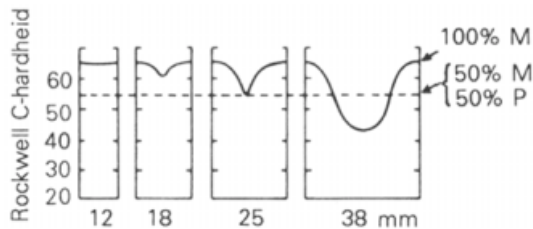
De (door)hardingsdiepte

Een zeer belangrijke grootte 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



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

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

De doorhardingsdiepte is afhankelijk van een aantal variabelen, zoals de chemische samenstelling van het staal, de austeniteertemperatuur, 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 keuzenzout 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-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 geleverde 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 taatheid daalt.

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

Bij de voor bovenperlitisch staal gebruikelijke hardingstemperaturen gaat rand-cementiet niet in oplossing. Hierdoor wordt een sterke vermindering van de taatheid na harding veroorzaakt. Voor het harden van bovenperlitisch staal moet men daarom altijd uitgaan van zachtgloeid 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 drukspanningen 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 verlopende veranderingen van de afmetingen. In niet-symmetrische werkstukken kunnen door ongelijkmatige spanningen sterke vormveranderingen optreden (*trekken*).

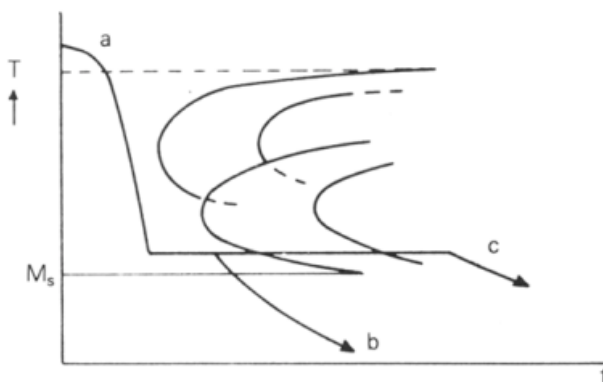
De inwendige spanningen kunnen ook de oorzaak zijn van *hardingsscheuren*. De kans op hardingsscheuren is groter naarmate sneller wordt afgeschrikt en naarmate het koolstofgehalte van het staal groter is, ten gevolge van de grotere volumeveranderingen en kleinere taatheid bij hogere koolstofgehalten. Hardingsscheuren hoeven zich niet direct 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 taatheid 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 overall 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 eindproduct 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 opwekken 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 ontlaatbehandeling 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.

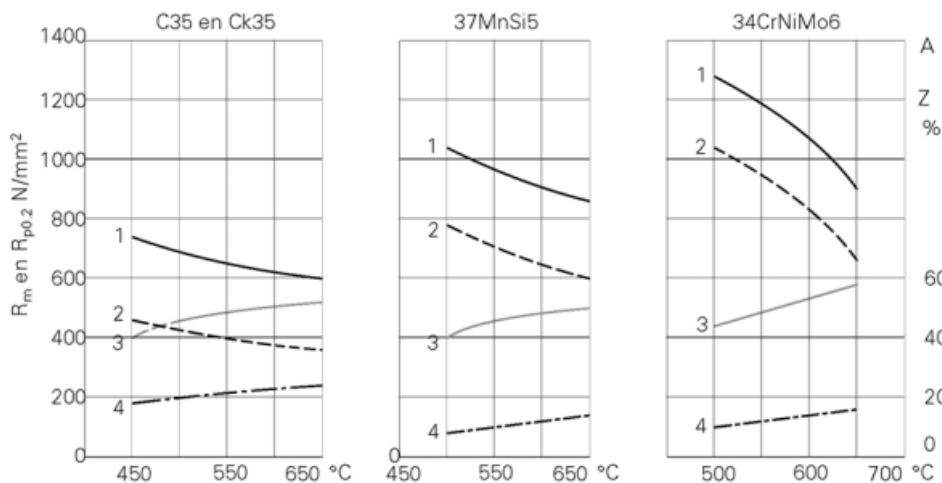
5.4. Veredelen

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 taaheid. 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 ontlaattemperatuur nemen de hardheid, treksterkte en rekgrens af, terwijl de rek, insnoering en kerftaaheid van het staal toenemen. Men geeft dit gewoonlijk aan in ontlaatdiagrammen, zoals bijvoorbeeld weergegeven in figuur 5.10. De eigenschappen zijn behalve van de ontlaattemperatuur 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 ontlaattemperatuur 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 taaigheid van een veredeld staal belangrijk hoger dan van een gewalst of normaal gegloeid staal, zoals blijkt uit tabel 5.1.



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 N/mm^2	$R_{p0.2}$ N/mm^2	A %	Z %
gewalst	850	520	5	10
veredeld	850	620	15	40

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 normaal gegloeid 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 ontlatingbehandeling achterwege kan blijven. Deze wijze van veredelen is alleen mogelijk bij gelegerde staalsoorten, waarbij de kritische afkoelnelheid voldoende laag is om de perlietneus te kunnen vermijden. De volledige omzetting in bainiet vergt

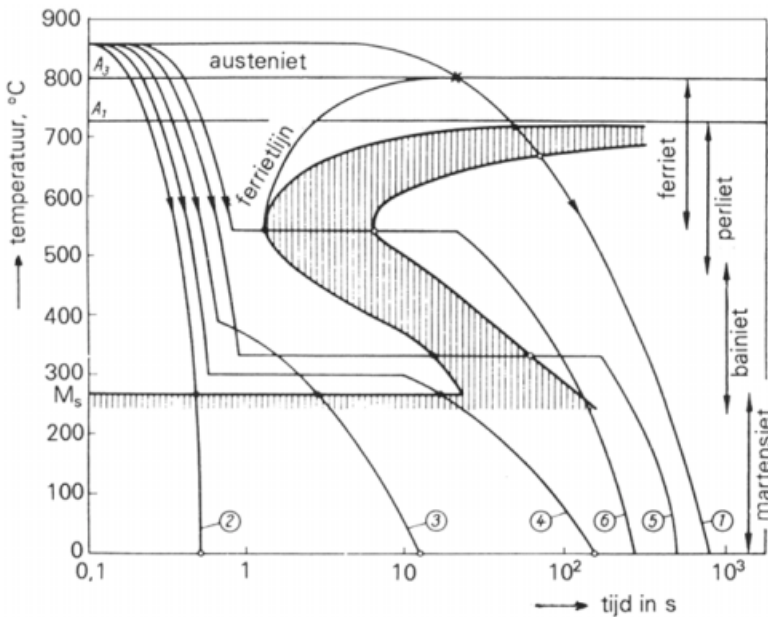
soms zeer veel tijd.

Een variant van het isotherm veredelen is het *patenteren* van staalraad. 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/mm² (liftkabels) en zelfs van 3000 – 3500 N/mm² (pianosnaren) worden bereikt.

Zeer grote hoeveelheden gepatenteerde staalraad worden verwerkt tot wapeningsstaven voor voorgespannen beton. De treksterkte ligt daarbij rond de 1750 N/mm².

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 harding; 4: warmbad-harding; 5: bainitische harding; 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 α (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.