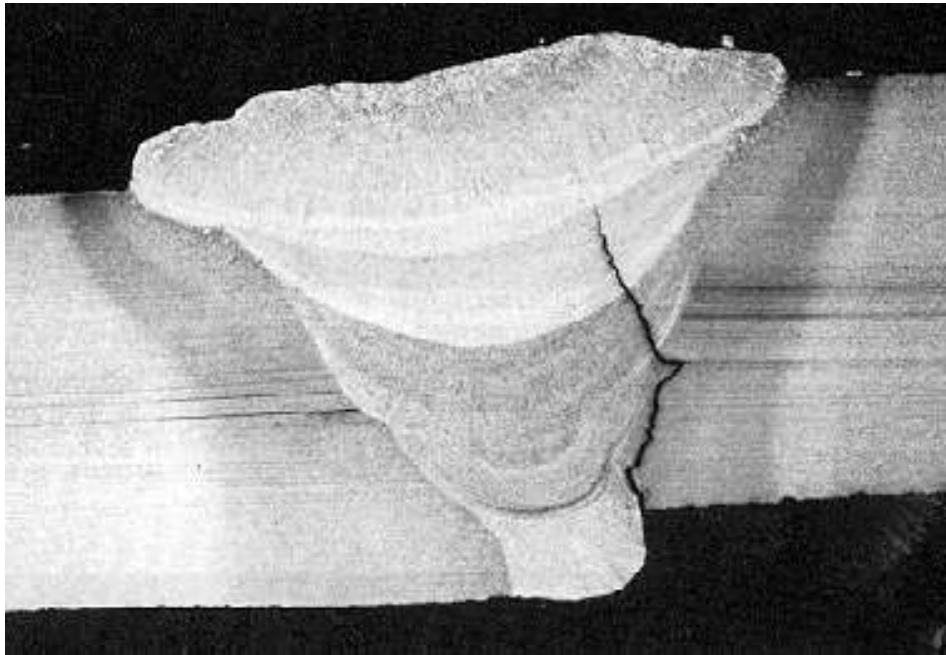


inleiding

Lasmetaalkunde



ir. C.A. Brak

Titelblad:

Koudscheur in 8 mm verbinding als gevolg van uitlijning (*Misalignment, High Low*)

© 1988 C.A. Brak; revisie 7 2017

Niets uit dit dictaat mag worden vermenigvuldigd en/of openbaar gemaakt door middel van druk, fotokopie, of op enige andere wijze zonder voorafgaande schriftelijke toestemming van de auteur.

Inhoudsopgave

1.	DE LASTEMPERATUURCYCLUS	1
1.1	DE AFKOELTIJD $T_{8/5}$	6
1.2	ENKELE REKENVOORBEELDEN	8
1.3	WARMTE-INBRENG EN BOOGRENDEMENT	10
1.4	PTAT-DIAGRAMMEN EN LASSIMULATIE	13
2.	DE STRUCTUUR VAN DE LASVERBINDING	16
2.1	INLEIDING	16
2.2	HET LASMETAAL	17
2.3	HET VLOEIBARE SMELTBAD	18
2.4	NADERE BESCHOUWING VAN DE PRIMAIRE STRUCTUUR VAN LASMETAAL	20
2.5	DE ONGEMENGDE OVERGANGSZONE	23
2.6	DE WARMTEBĒINVLOEDE ZONE	24
3.	KRIMP EN VERVORMING	25
4.	LASBAARHEID	29
4.1	WAT IS LASBAARHEID	29
4.2	SOORTEN VAN LASBAARHEID	30
4.3	LASBAARHEIDSPROEVEN	31
4.4	SCHEURGEVOELIGHEIDS- EN KERFGEVOELIGHEIDSPROEVEN	35
4.4.1	<i>Warmzscheurgevoeligheid</i>	35
4.4.2	<i>Koudscheurgevoeligheidsproeven</i>	39
4.4.3	<i>Kerfgevoeligheidsproeven</i>	41
5.	SCHEURVORMING IN STAAL	45
5.1	INLEIDING	45
5.2	KOUDSCHEUREN	45
5.2.1	<i>De invloed van waterstof</i>	47
5.2.2	<i>Bronnen van waterstof</i>	49
5.2.3	<i>De invloed van de microstructuur in de WBZ</i>	50
5.2.4	<i>Invloed van spanningen</i>	54
5.2.5	<i>Bepaling de voorwarmtemperatuur</i>	54
5.2.6	<i>De scheurfactor van Ito en Bessyo</i>	60
5.2.7	<i>Samenvatting</i>	61
5.3	LAMELLAR TEARING	62
5.4	WARMSCHEUREN	66
5.4.1	<i>Stolscheuren (solidification cracks)</i>	66
5.4.2	<i>Smeltscheuren (liquation cracks)</i>	67
5.4.3	<i>Scheuren door verminderde vervormbaarheid (ductility dip cracking)</i>	68
5.4.4	<i>Warmscheur theorieën</i>	68
5.5	REHEAT CRACKING	73
5.6	ONTLAATBROSHEID (TEMPER EMBRITTLEMENT)	76
6.	LITERATUUR	78

Technische metaalkunde

Lassen en metaalkunde hebben veel met elkaar te maken. Door lassen (en dan met name door smeltlassen) worden de eigenschappen van de toegepaste materialen in hoge mate beïnvloed, en meestal is die beïnvloeding niet positief.

Het is dan ook van groot belang dat de metaalkundige relatie met het lassen duidelijk gemaakt wordt, zodat een zo goed mogelijke lasverbinding gemaakt kan worden.

Doel van deze module:

Deze module heeft tot doel inzicht te geven in de wijze waarop de warmte ten gevolge van smeltlassen zich in een lasverbinding verspreidt en welke invloed dit heeft op de structuur van een lasverbinding (lasmetaal en warmtebeïnvloede zone).

Verder wordt inzicht gegeven in verschillende aspecten van lasbaarheid en de daarbij horende beproevingen.

Er wordt ook uitvoerig ingegaan op de scheurvorming in lasverbindingen

Specifiek wordt aandacht besteed aan het lassen van staal, roestvast staal en aluminium(legeringen)

De cursist:

- heeft inzicht in de formules die voor de warmteverdeling (door lassen) in een plaat van belang zijn.
- kent de invloed van diverse productparameters op deze formules en op het resultaat in een lasverbinding.
- weet hoe de stolling van het lasmetaal verloopt en weet welke parameters van invloed zijn. Hij heeft enig inzicht in de relatie tussen de stolling en mechanische eigenschappen van het lasmetaal.
- kent het begrip en de soorten lasbaarheid en kent de belangrijkste lasbaarheidsproeven.
- kent oorzaken van scheurvorming in lasverbindingen en weet hoe deze in het algemeen te voorkomen zijn.

1. De lastemperatuurcyclus

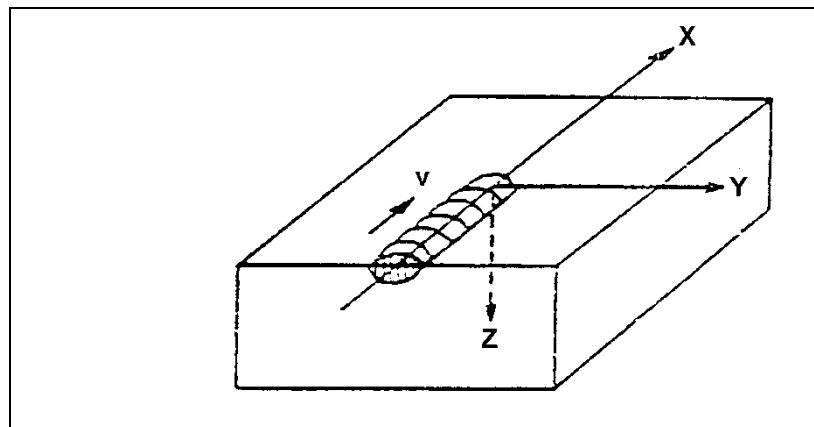
Bij het **smeltlassen** doorloopt het metaal een temperatuurcyclus, welke gekenmerkt wordt door een zeer snelle opwarming en een langzamere afkoeling. Tijdens deze temperatuurcyclus wordt een deel van het metaal gesmolten en vormt **lasmetaal**. Het niet-gesmolten metaal bereikt een maximale temperatuur, die afhankelijk is van de plaats. De zone, die tegen het lasmetaal grenst en waar de temperatuur invloed gehad heeft op de eigenschappen van het oorspronkelijke metaal wordt **warmtebeïnvloede zone** (WBZ) genoemd (Engels: heat affected zone, HAZ). De grenslijn tussen het lasmetaal en de WBZ heet smeltlijn.

In dit hoofdstuk beperken we ons tot de WBZ.

De eigenschappen in de WBZ worden sterk beïnvloed door zowel de maximumtemperatuur als de afkoelsnelheid.

Hoewel de theorie voor alle metalen toepasbaar is, is het belang ervan voor ongelegeerd en laaggelegeerd staal natuurlijk het grootst in verband met de structuurveranderingen, die daar plaatsvinden.

Figuur 1-1
Schematische voorstelling van het aanbrengen van een lasrup op een dikke plaat.

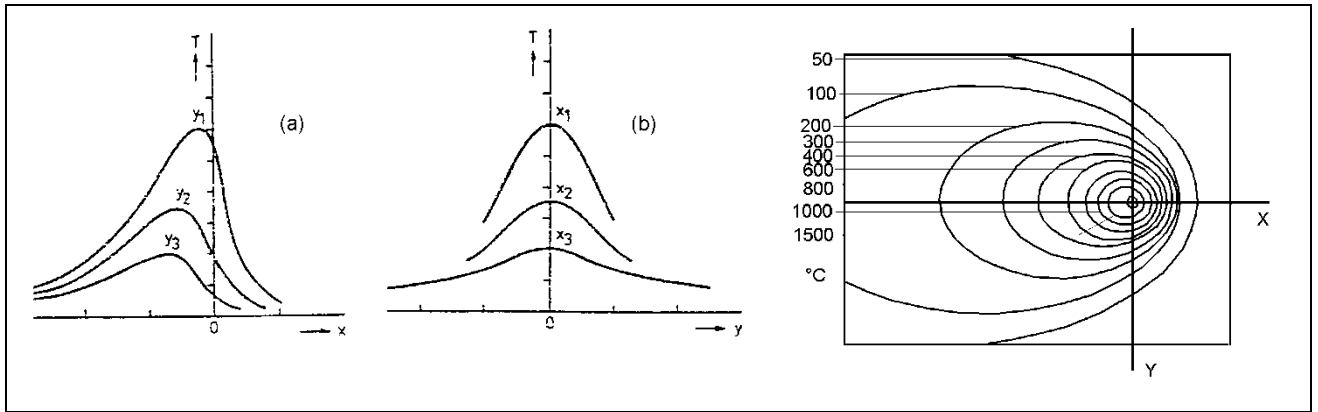


Voor een nadere beschouwing van het warmteverloop tijdens het lassen gaan we uit van een dikke stalen plaat waarop met een booglasproces een lasrup wordt aangebracht (zie Figuur 1-1).

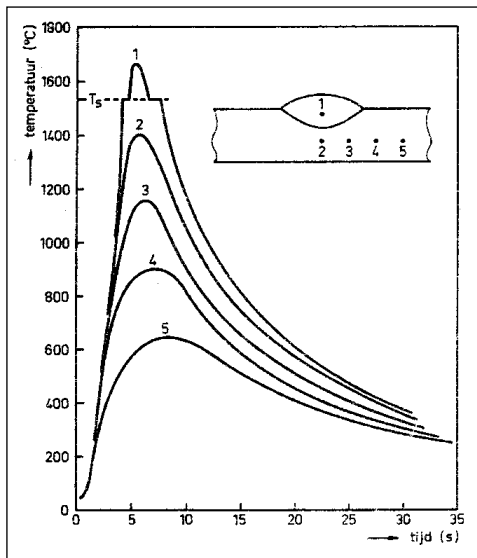
De temperatuur in de plaat is een functie van plaats en tijd en kan afhankelijk van de richting worden weergegeven zoals in Figuur 1-2 is getoond. In een ander materiaal dan staal verlopen de curven kwalitatief gelijk.

Figuur 1-3 schetst het temperatuurverloop als functie van de tijd voor een plaats in de las (punt 1) en enkele plaatsen in de plaat (2 t/m 5). Uit deze figuur kan de afkoelsnelheid afgelezen worden.

Het meten van de temperatuur, zoals hierboven is geschetst, is echter een moeizame en tijdrovende zaak, zodat gezocht is naar een mathematische beschrijving van het temperatuurverloop in een plaat.



Figuur 1-2
 De temperatuur als functie van de plaats op een bepaald tijdstip.
 a: in de X-richting; b: in de Y richting, rechts: in de Z-richting (= isothermen in het oppervlak)



Figuur 1-3
 De temperatuur als functie van de tijd op enkele plaatsen in de plaat (gemeten krommes).

De temperatuur in de plaat tijdens het lassen met een snelheid v in de richting x kan als functie van tijd en plaats vereenvoudigd worden beschreven door:

$$v \cdot \frac{\delta T}{\delta x} = \frac{\delta T}{\delta t} = \frac{\lambda}{\rho c} \left(\frac{\delta^2 T}{\delta x^2} + \frac{\delta^2 T}{\delta y^2} + \frac{\delta^2 T}{\delta z^2} \right) \quad \{1.1\}$$

Voor de betekenis van de symbolen in deze en volgende formules wordt verwezen naar tabel 1.1.

De oplossing van deze differentiaalvergelijking is het eerst beschreven door Rosenthal (ca 1930). Anderen (met name Rykalin, ca 1950) hebben de formules verder ontwikkeld en meer geschikt gemaakt voor gebruik in de praktijk.

symbool	dimensie	betekenis
x,y,z		plaatscoördinaten
R	mm	afstand tot het hart van de las
t	s	tijd na passeren van de boog
T(t,R)	°C	temperatuur als functie van de plaats
* T _p	°C	voorwarm (preheat) temperatuur van de plaat
* T _I	°C	"interpass" temperatuur
T ₀	°C	voorwarm en interpasstemperatuur (rekenwaarde)
T _M (R)	°C	piektemperatuur als functie van de plaats
* λ	Jmm ⁻¹ s ⁻¹ K ⁻¹	warmtegeleidingscoëfficiënt
* ρ	kg m ⁻³	dichtheid
* c	J kg ⁻¹ K ⁻¹	warmtecapaciteit
* c _p	Jmm ⁻³ K ⁻¹	specifieke warmte per volume-eenheid
* a = λ/c _p	mm ² s ⁻¹	temperatuur-vereffeningscoëfficiënt
* U	V	boogspanning
* I	A	lasstroom
* k		rendement van de warmte-overdracht
* v	mm/s	lassnelheid
Q = k × U × l / (v × 1000)	kJ/mm	warmte-inbreng
d	mm	plaatdikte
d _{kr}	mm	overgangsplaatdikte 2D-3D
t _{8/5}	s	afkoeltijd van 800 tot 500 °C

tabel 1.1

Lijst van gebruikte symbolen. De symbolen (met eenheden), gemarkeerd met een * zijn conform EN 1011-2 (Welding -Recommendations for welding of metallic materials part 2: Arc welding of ferritic steels (2001))

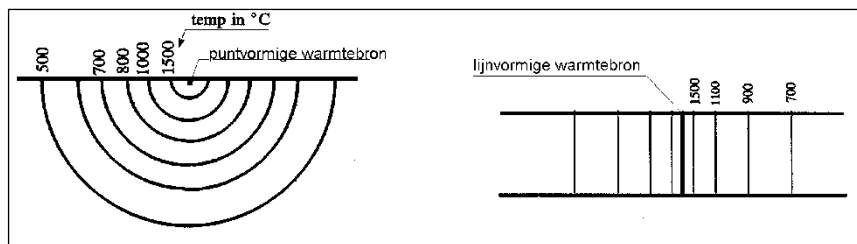
Een aantal aannamen zijn nodig om een oplossing van de differentiaalvergelijking mogelijk te maken:

1. de warmtebron is puntvormig, of lijnvormig.
2. de temperatuur van de warmtebron is oneindig hoog.
3. de fysische eigenschappen van het metaal zijn onafhankelijk van de temperatuur.
4. de plaat is vlak en heeft zeer grote afmetingen.
5. er is geen warmte-uitwisseling tussen plaat en omgeving.
6. er vindt geen smelten plaats.

Er is een oplossing van vergelijking {1.1} voor een *dikke* en voor een *dunne* plaat.

Men spreekt van een *dikke* plaat als de onderkant van de plaat geen invloed uitoefent op het verloop van de warmte op enige plaats. Er is dan sprake van een **3-dimensionale warmteafvoer**. In dat geval is er ook sprake van een puntvormige warmtebron.

Van *dunne* plaat is sprake als de temperatuurverdeling aan de bovenkant en onderkant van de plaat gelijk is. In dat geval is er een **2-dimensionale warmteafvoer** en moet er gerekend worden met een lijnvormige warmtebron, die in de Z-richting over de gehele plaatdikte loopt. In Figuur 1-4 is deze situatie schematisch weergegeven.



Figuur 1-4 Isothermen in een dwarsdoorsnede; a): 3-dimensionaal, en b): 2-dimensionaal.

De temperatuur als functie van tijd en plaats wordt dan (vereenvoudigd):

3-dim.:	$T(t, R) = \frac{Q \times 10^3}{2\pi\lambda t} \exp\left(-\frac{R^2}{4at}\right) + T_0$	{1.2a}
2-dim.:	$T(t, R) = \frac{Q \times 10^3}{d\sqrt{4\pi\lambda\rho c t}} \exp\left(-\frac{R^2}{4at}\right) + T_0$	{1.2b}

Het grafische resultaat van deze formules komt overeen met de grafiek van Figuur 1-3 (zie ook Figuur 1-7)

Merk op dat in de 3-D formule {1.2a} de dikte d niet voorkomt.

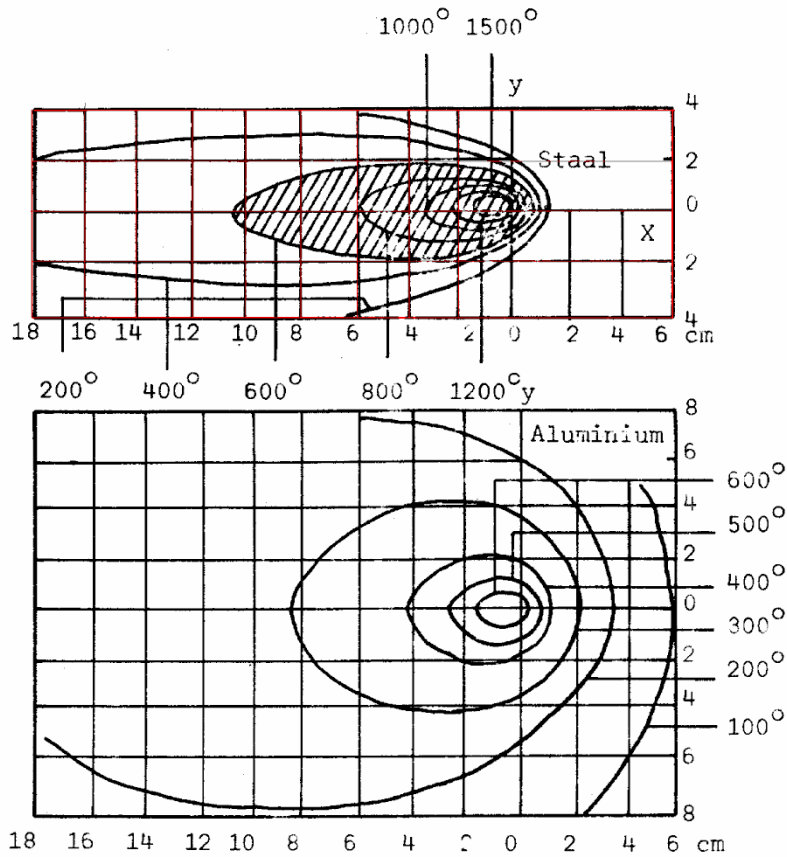
De (grote) invloed van de soortelijke warmte en de dichtheid is duidelijk gemaakt in Figuur 1-5.

De maximum temperatuur T_M (**piektemperatuur**) op enig punt in de plaat kan worden berekend door de vergelijkingen {1.2a} en {1.2b} te differentiëren naar de tijd en het resultaat gelijk te stellen aan nul. We vinden dan:

3 dim:	$T_M(R) = \frac{2Q \times 10^3}{\pi e \rho c R^2} + T_0$	{1.3a}
2 dim	$T_M(R) = \frac{Q \times 10^3}{d \rho c R} \sqrt{\frac{1}{2\pi e}} + T_0$	{1.3b}

In een dikke plaat neemt de piektemperatuur sneller af met groter wordende afstand R (evenredig met $1/R^2$) dan in een dunne plaat (evenredig met $1/R$). De warmtebeïnvloede zone in een dikke plaat is dus smaller.

Verder blijkt uit de formule dat de piektemperatuur op afstand R evenredig met de warmte-inbreng toeneemt (en dus ook de breedte van de WBZ).



*Figuur 1-5
Vergelijking van de temperatuurverdeling (isothermen) tussen aluminium en staal.*

Voor het verloop van de **afkoelsnelheid** $\delta T/\delta t$ ($^{\circ}\text{C}/\text{sec}$), bestaan slechts voor het hart van de las, waarin $R=0$, eenvoudige formules. Voor de WBZ zijn ze voor de praktijk voldoende nauwkeurig gebleken.

3 dim	$\frac{\delta T}{\delta t} = - \frac{2\pi\lambda(T - T_0)^2}{Q \times 10^3}$	{1.4a}
2 dim	$\frac{\delta T}{\delta t} = - \frac{2\pi\lambda^2 d^2 (T - T_0)^3}{aQ^2 \times 10^6}$	{1.4b}

Uit deze formules {1.4a} en {1.4b} blijkt dat de invloed van voorwarmen groot is, vooral bij een 2-dimensionale afkoeling.

1.1 De afkoeltijd $t_{8/5}$

Structuurveranderingen, die bij het lassen van ongelegeerd en laaggelegeerd staal optreden, hangen af van de afkoelsnelheid vanuit het austenietgebied.

De **afkoeltijd van 800 tot 500 °C** ofwel $t_{8/5}$ is daarvoor als belangrijk structuurbepalend begrip goed bruikbaar.

Deze $t_{8/5}$ (ook vaak als $\Delta t_{8/5}$ weergegeven) blijkt voor de plaatsen die een piektemperatuur hebben gehad van 900 °C of hoger nagenoeg constant te zijn.

Uit {1.2a} resp. {1.2b} leiden we af, voor het hart van de las (R=0):

$$\begin{array}{l}
 3 \text{ dim} \\
 2 \text{ dim}
 \end{array}
 \left| \begin{array}{l}
 t_{8/5} = \frac{Q}{2\pi\lambda} \left(\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right) \\
 t_{8/5} = \frac{aQ^2}{4\pi\lambda^2 d^2} \left[\left(\frac{1}{500 - T_0} \right)^2 - \left(\frac{1}{800 - T_0} \right)^2 \right]
 \end{array} \right.
 \begin{array}{l}
 \{1.5a\} \\
 \{1.5b\}
 \end{array}$$

Of er sprake is van een 3-dimensionale dan wel een 2-dimensionale afkoeling kan bepaald worden door het invoeren van een **kritische plaatdikte**, d_{kr} .

Stel hiervoor vergelijking {1.5a} gelijk {1.5b}. Dit leidt tot:

$$d_{kr} = \sqrt{\frac{aQ}{2\lambda} \left(\frac{1}{500 - T_0} + \frac{1}{800 - T_0} \right)} \quad \{1.6\}$$

Als de plaatdikte kleiner is dan d_{kr} dan is de afkoeling 2-dimensionaal, anders 3-dimensionaal. Deze formules zijn -ondanks de vele aannamen- voor de praktijk redelijk bruikbaar. Verbeteringen zijn te bereiken als de fysische eigenschappen wel temperatuurafhankelijk worden ingevoerd. (figuur 1.6).

In de praktijk heeft men zelden te maken met een “rups op plaat” maar met een naadvorm. Proeven in **ferritisch staal** hebben geleid tot een zogenaamde **naadvormfactor**, waarmee de afkoeltijd vermenigvuldigd dient te worden. (Uwer en Degenkolbe, zie tabel 1.2). De afkoelgeometrie in de grondlaag van een V-naad is nu eenmaal anders dan in de sluitlaag.

Een en ander, heeft geleid tot een aanvulling van de formules {1.5 en 1.6} met empirische constanten en naadvormfactoren F2 en F3.

In EN 1011-2: 2001, bijlage D5 zijn deze formules opgenomen .

De formules 1.5(a/b) worden dan:

$$\begin{array}{l}
 3\text{-D} \\
 2\text{-D}
 \end{array}
 \left| \begin{array}{l}
 t_{8/5} = (6700 - 5 \times T_0) \times Q \left(\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right) \times F_3 \\
 t_{8/5} = (4300 - 4,35 \times T_0) \times 10^5 \times \frac{Q^2}{d^2} \left[\left(\frac{1}{500 - T_0} \right)^2 - \left(\frac{1}{800 - T_0} \right)^2 \right] \times F_2
 \end{array} \right.
 \begin{array}{l}
 \{1.7a\} \\
 \{1.7.b\}
 \end{array}$$

Let erop dat in de waarde voor de warmte-inbreng Q het boogrendement is inbegrepen (zie ook § 1.3).

	3-dim. (F3)	2-dim. (F2)
oplossing, sluitlaag, I-naad*	1	1
grondlaag V-naad 60°	0,9	0,9
tussenliggende snoer in stompe las *	0,9	0,9
1 ^e laag in hoeklas*	0,9-0,67	0,67
1 ^e laag in T las *	0,45-0,67	0,67
grondlaag X-naad 50°	0,7-0,9	0,7
1e en 2e laag hoeklas of kruislas	0,7	0,45-0,7
3e en 4e laag kruislas	0,7	0,3-0,7

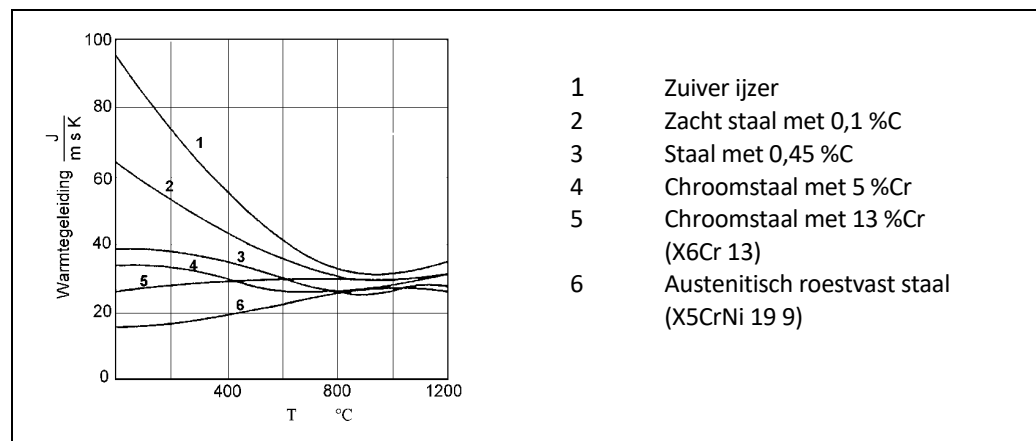
tabel 1.2

Naadvormfactor * gegevens volgens EN-1011-2: 2001.

De kritische dikte in mm wordt zo (in dat geval geldt: F2 = F3):

$$d_{kr} = \sqrt{\frac{(4300 - 4,3 \times T_0) \times 10^5}{6700 - 5 \times T_0}} \times Q \left(\frac{1}{500 - T_0} + \frac{1}{800 - T_0} \right) \quad \{1.8\}$$

Voor $T_0 = 20 \text{ }^\circ\text{C}$ kan dit vereenvoudigd worden tot $d_{kr} = 14,66\sqrt{Q}$



Figuur 1-6

Warmtegeleidingscoëfficiënt van enkele staalsoorten als functie van de temperatuur.

Opmerkingen:

De waarden voor λ , a en ρc van staal die gebruikt zijn in de berekeningen, zijn gebaseerd metingen waarbij de berekende lastemperatuurcyclus het best overeenkomt met gemeten krommes.

Deze waarden zijn: $\lambda = 0,024$, $a = 3$ en $\rho c = 0,008$ (gegevens ontleend aan Smitweld).

In Figuur 1-6 is weergegeven hoe de warmtegeleidingscoëfficiënt afhangt van de temperatuur. Deze waarden en ook die gevonden worden in de literatuur zijn niet in bovenstaande formules bruikbaar.

De correcte waarden voor $t_{8/5}$ kan men het beste met metingen bepalen. Daartoe wordt een thermokoppel in het nog vloeibare smeltbad gedompeld, waarna een temperatuur-tijd curve kan worden opgenomen.

1.2 Enkele rekenvoorbeelden

Hoe deze formules gebruikt kunnen worden, blijkt uit de volgende voorbeelden.

Voorbeeld 1: gegevens: plaatdikte 18 mm, staal: $\lambda=0.024$ en $a=3$ (zie bovenstaande opmerking)
rups op plaat (of sluitlaag !)
MIG lasproces (procesrendement $k = 80\%$)
lasgegevens: $I=240$ A; $U= 28$ V; $v= 25$ cm/min = 4,16 mm/s
voorwarmtemperatuur 20 °C.

gevraagd: bereken de afkoeltijd $t_{8/5}$ en bepaal de afkoelkromme.

oplossing:

1 bereken eerst de warmte-inbreng (zie §1.4)

de warmte-inbreng wordt berekend met

$$Q = k \times \frac{I \times U}{v} \times 10^{-3} = 0,8 \times \frac{240 \times 28}{4,16} \times 10^{-3} = 1,3 \text{ kJ/mm}$$

2 bereken dkr uit {1.6}

dkr =16.5 mm

de warmteafvoer is dus 3-dimensionaal

3 bereken vervolgens $t_{8/5}$ uit {1.5a}

$t_{8/5} = 6,9$ sec.

4 bereken R uit {1.3} na keuze van een bepaalde piektemperatuur T_M

Kiezen we $T_M = 1300$ °C dan berekenen we $R = 5,24$ mm

5 nu kan $T(t,R)$ uit {1.2a} bepaald worden voor de in 4 gekozen T_M

Het resultaat voor een piektemperatuur van 1300 °C is weergegeven in Figuur 1-7.

In deze figuur zijn tevens de afkoelkrommes voor enkele andere piektemperaturen getekend.

Voor elke curve is de afkoeltijd van 800-500 °C dus gelijk! Dit heeft slechts betekenis als $T_M > 900$ °

Bij gebruik van de formules uit EN 1011-2 zijn de resultaten:

uit {1.8} wordt berekend: dkr =16,7 mm (de warmteafvoer is dus 3-dimensionaal)

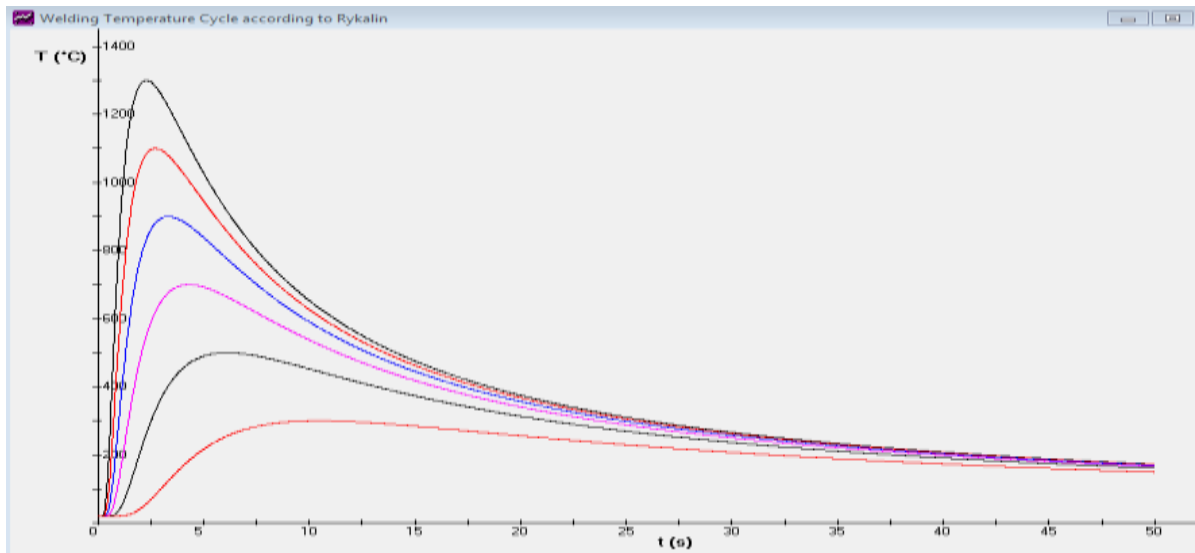
uit {1.7a} volgt dan $t_{8/5} = 6,9$ sec

Let Op:

De formules 1.2, 1.3 en 1.5 bepalen mathematisch een temperatuurcyclus.

Bij een bepaalde T_0 , T_M en $t_{8/5}$ ligt de vorm van de curve vast, *en is niet afhankelijk van de erin voorkomende materiaal-constanten*. Het maakt dus niet uit of we met staal of roestvast staal te maken hebben.

Bij een gekozen T_0 , T_M en Q zijn de curves uiteraard wel afhankelijk van de fysische eigenschappen.



Figuur 1-7

De temperatuur als functie van de tijd op enkele plaatsen in een stalen plaat. (vergelijk figuur 1.3)

Gegevens: $t_{8/5} = 6,9 \text{ sec}$ (alle krommes!, als $T_M < 900 \text{ }^\circ\text{C}$ is dit slechts mathematisch)
 netto warmte-inbreng $1,3 \text{ kJ/mm}$
 staal, $\lambda = 0,024$, $a = 3$ $T_0 = 20 \text{ }^\circ\text{C}$
 3-dimensionale afkoeling.

Voorbeeld 2 Gegeven: I-naad (rups op plaat) in staal S355 ($\lambda = 0,024$, en $a = 3$), 15 mm dikte
 Voorwarmtemperatuur $20 \text{ }^\circ\text{C}$

Gevraagd: Bereken de benodigde warmte-inbreng om $t_{8/5}$ van 15 sec te krijgen.

Oplossing: Uit de formules {1.5a} en {1.5b} kunnen 2 verschillende waarden voor de warmte-inbreng Q berekend worden want het is niet duidelijk of we met 2-, dan wel 3-dimensionale afkoeling te maken hebben.

Stel de kritische dikte gelijk aan de plaatdikte, dus 15 mm.

Uit formule {1.6} kan Q berekend worden: $\rightarrow Q = 1,07 \text{ kJ/mm}$.

De bijbehorende $t_{8/5}$ is dan $\rightarrow 5,7 \text{ sec}$.

Er is dus (veel) meer warmte nodig om een $t_{8/5}$ van 15 sec te krijgen.

De kritische dikte wordt dus veel groter: de afkoeling is derhalve

2- dimensionaal.

Bereken Q uit {1.5b}

Dit levert $Q = 1.74 \text{ kJ/mm}$

Gebruik van de EN formule {1.7b} levert: Q (2 dim, 15 mm) = $1,72 \text{ kJ/mm}$

proces		rendement k
121	onderpoeder lassen	1,0*
111	booglassen met beklede elektroden	0,85*
131 / 135	MIG / MAG lassen	0,85*
114 / 136 -139	lassen met gevulde draad	0,8
141	TIG (DC-)	0,6
15	plasma	0,6
141	TIG (AC)	0,2-0,5

Het boogrendement k geeft aan hoeveel van de totale boogenergie ten goede komt aan het werkstuk, en niet verloren gaat als gevolg van straling en convectie.

De grote spreiding in het boogrendement wordt veroorzaakt door de keuze van de boogspanning en stroomsterkte.

In EN 1011-2 wordt voor TIG (AC) geen waarde gegeven.

tabel 1.3

Het boogrendement van enkele booglasprocessen

* waarden volgens EN-1011-2: 2001.

1.3 Warmte-inbreng en boogrendement

Het deel van de elektrische energie van een lasboog dat omgezet wordt in warmte, noemt men het thermisch rendement. Spatten, warmtestraling, en warmtegeleiding worden ook meegeteld. Daarom definieert men het **effectief thermisch rendement of boogrendement (k)**, dat uitsluitend betrekking heeft op het gedeelte van de totale boogenergie dat ten goede komt aan het werkstuk, direct of indirect via de afsmeltende elektrode, laspoeder of gas.

De hoeveelheid warmte **per lengte-eenheid**, die door de lasboog aan het werkstuk ten goede komt wordt **warmte-inbreng** (heat-input) genoemd en wordt gedefinieerd als:

$$Q = k \times \frac{I \times U}{v} \times 10^{-3} \quad (\text{kJ/mm}) \quad \{1.9\}$$

Hierin is v de voortloopsnelheid van de boog in mm/s.

Voorbeeld: De warmte-inbreng van een onderpoeder lasproces met $I = 600 \text{ A}$, $E = 30 \text{ V}$, $v = 60 \text{ cm/min}$ (10 mm/sec) en $k = 100\%$:

$$Q = 1 \times \frac{600 \times 30}{10} \times 10^{-3} = 1,8 \text{ kJ/mm}$$

Daar het rendement een tamelijk onzeker getal is, heeft het geen zin meer dan 1 cijfer achter de komma weer te geven. Dit geldt overigens ook voor de voorbeelden in de vorige paragraaf.

De warmte-inbreng wordt ook wel eens weergegeven in J/cm.

Opmerkingen:

- In de praktijk is de lassnelheid vaak gegeven in cm/min. Vergeet dan de factor 60 niet!
- In veel gevallen is het rendement niet gegeven en wordt deze factor weggelaten. Dat leidt nogal eens tot verwarring.

Bij het lassen met beklede elektroden zijn stroom en spanning niet altijd goed bekend. In EN 1011-2 zijn voor **elektrodes met een lengte van 450 mm** tabellen weergegeven waarmee de warmte-inbreng bepaald kan worden aan de hand van de elektrodediameter en uittrek lengte. Zie voorbeeld tabel 1.4. Voor andere neersmeltrendementen gelden degelijke tabellen.

Warmte-inbreng kJ/mm	Uittrek lengte uitgaande van een elektrodelengte van 450 mm en opslengte van 410 mm neersmeltrendement van ongeveer 95% en elektrodediameter van:					
	Elektrodediameter (mm)					
	2,5	3,2	4,0	5,0	6,0	6,3
0,8	120	195	300	470		
1,0	95	155	240	375	545	600
1,2		130	200	315	450	500
1,4		110	170	270	390	430
1,6		95	150	235	340	375
1,8		85	135	210	300	335
2,0			120	190	270	300
2,2			110	170	245	270
2,5			95	150	215	240
3,0			80	125	180	200
3,5				110	155	170
4,0				95	135	150
4,5				84	120	135
5,0					110	120
5,5					100	110

tabel 1.4 Relatie tussen warmte-inbreng en uittrek lengte

Voorbeeld 1: Met een elektrode van 4x 450 mm (rendement 95%) wordt een uittrek lengte van 170 mm gerealiseerd. De warmte-inbreng is dan 1,4 kJ/mm

Voorbeeld 2: Er moet gelast worden met een warmte-inbreng van 2,5 kJ/mm. Als een elektrode van 5 x 450 mm wordt gebruikt moet de uittrek lengte 150 mm worden (rendementselektrode van 95%)

in beide voorbeelden moet de opslengte 410 mm zijn (peuklengte 40mm)

Voor andere elektrodelengtes wordt de volgende formule toegepast {1.10}

$$Q = \frac{d^2 \times L \times F}{rol} \quad (kJ/mm) \quad \{1.10\}$$

waarin:

d = elektrodediameter in mm

L = opgelaste elektrodelengte (elektrodelengte min peuklengte) in mm

F = een factor, afhankelijk van het neersmeltrendement van de elektrode (zie tabel 1.5)

rol = uittrek lengte (run out length): de lengte die met de elektrode gelast is

De meest voorkomende andere elektrodelengte is 350 mm

neersmeltrendement %	F (kJ/mm ³)
95	0,0368
95-110	0,0408
110-130	0,0472
>130	0,0608

tabel 1.5

Factor F bij verschillende waarden van de neersmeltsnelheid.

1.4 PTAT-diagrammen en lassimulatie

PTAT diagram

In een zogenaamd PTAT diagram (**P**iek**T**emperatuur **A**fkoel**T**ijd) is de piektemperatuur, die op een bepaalde plaats voorkomt in de warmtebeïnvloede zone weergegeven als functie van de afkoeltijd $t_{8/5}$. Hiermee is men in staat alle structuren van de WBZ in één diagram weer te geven.

In 1968 is dit diagram door Berkhout en van Lent gepresenteerd, waarmee internationaal succes werd geogst.

Er is verwantschap met een CCT-diagram, maar er zijn duidelijke verschillen:

- Een CCT diagram is een transformatiediagram waarin, uitgaande van een vaste begintemperatuur, structuren die bij afkoeling ontstaan weergegeven zijn. De ontstane structuren zijn een functie van actuele temperatuur en afkoelsnelheid.
- Een PTAT diagram is geen transformatiediagram, maar een structuurdiagram. De structuur is een functie van de plaats in de WBZ en de afkoelsnelheid op die plaats.

Een groot voordeel van het PTAT diagram is dat het uitgaat van de lasgegevens, zodat de afkoeltijd niet eerst gemeten of berekend hoeft te worden.

Het doel van dit diagram was (is) om op eenvoudige wijze te kunnen zien wat de structuren en hardheden in de WBZ zouden zijn en welke voorwarmtemperatuur toegepast moet worden om de juiste structuur en hardheid te krijgen. Het is dus een lasbaarheidsdiagram.

Voor de bepaling van de voorwarmtemperatuur werd een bij het diagram geplaatst nomogram gebruikt.

- Het nadeel van een PTAT diagram is dat de informatie sterk afhangt van de samenstelling en geen goed beeld geeft van de WBZ als geheel.
- Het nadeel van een “standaard” CCT diagram is dat de uitgangscondities (begintemperatuur- en tijd) niet overeenkomen met de condities bij lassen.

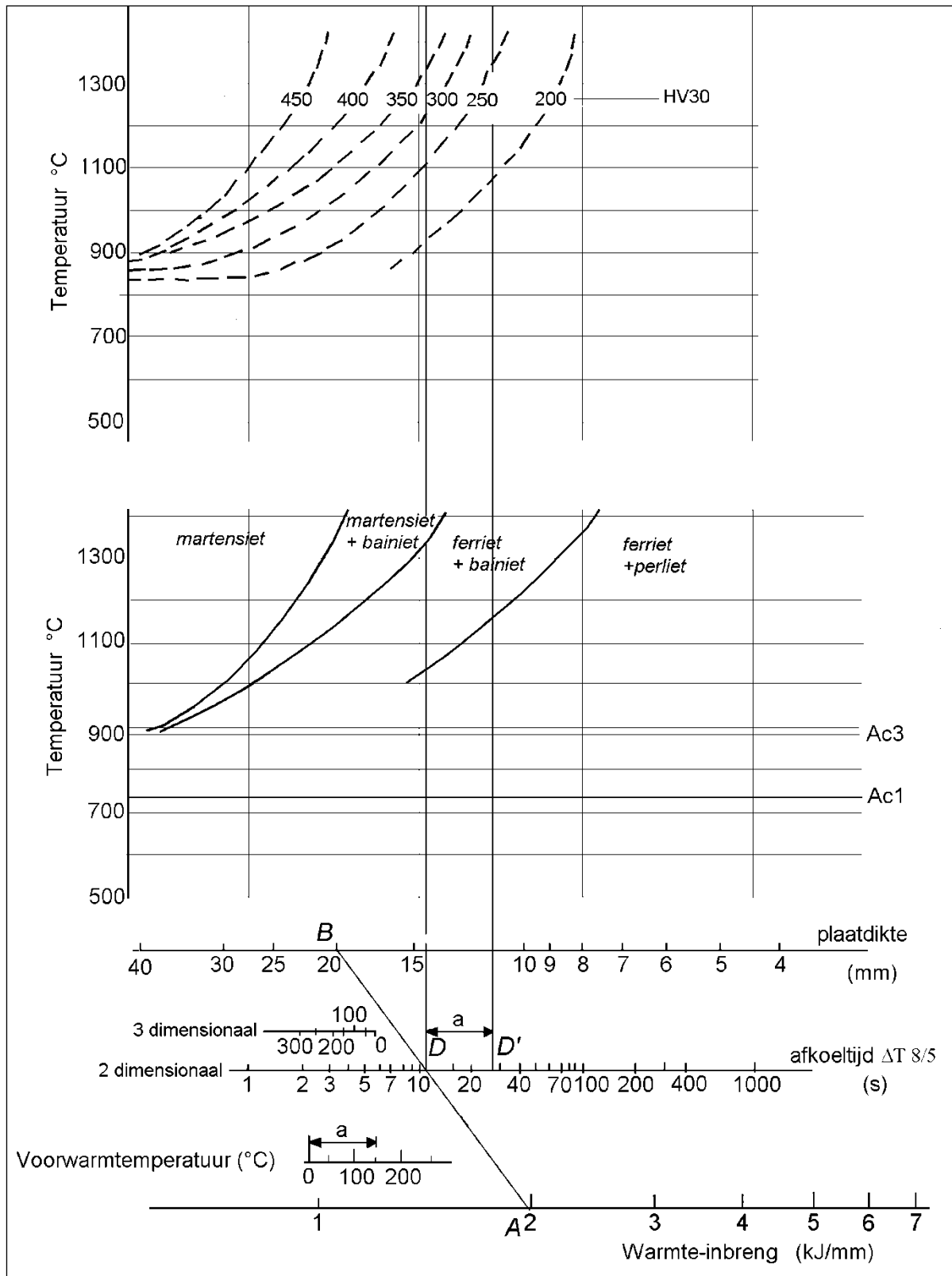
Een voorbeeld van een PTAT diagram is weergegeven in fig 1.8. Het bovenste gedeelte bestaat uit lijnen van gelijke hardheid, die overeenkomen met structuren (onderste deel). Met behulp van het eronder geplaatste nomogram kan aan de hand van de lasgegevens (Q) en plaatdikte de structuur worden afgelezen en bepaald worden of en hoeveel voorverwarmd zou moeten worden om de een lagere hardheid/betere structuur te krijgen.

Opdracht: *beredeneer het verloop van de lijnen in een PTAT diagram*

Thans worden PTAT diagrammen nog zelden gebruikt.

Door eenvoudige rekenregels uit EN 1011-2 en met gebruik van computers is de toepassing van het nomogram onder een PTAT diagram overbodig geworden.

Voor uitgebreidere informatie over de toepassing van het nomogram wordt verwezen naar de bijlage.



Figuur 1-8
 PTAT diagram van Staal A. Boven zijn lijnen van gelijke hardheid getekend, onder de structuurgebieden. Het nomogram wordt in de tekst besproken.

Lassimulatie

Het bepalen van de lasbaarheid van een materiaal en van de structuurveranderingen in de warmtebeïnvloede zone is een bewerkelijke en tijdrovende zaak. Met een simulatie van de lastemperatuurcyclus in laboratoriumomstandigheden is men in staat deze informatie op snelle en efficiënte wijze te verkrijgen.

In de 60-er jaren zijn her en der dan ook “lassimulatoren” ontwikkeld, waarmee een proefstaafje een lastemperatuurcyclus, kon ondergaan.

Bekende lassimulatoren zijn de “Gleeble” en de “Smitweld Thermal Cycle Simulator”; de laatste, van Nederlandse makelij wordt niet meer gemaakt.

Met lassimulatie is vrij eenvoudig een PTAT-diagram op te stellen en het is een goed hulpmiddel bij de bepaling van de executieve en metallurgische lasbaarheid van staal. PTAT diagrammen worden echter niet meer gemaakt omdat de bruikbaarheid toch teveel vraagtekens oproept.

2. De structuur van de lasverbinding

2.1 Inleiding

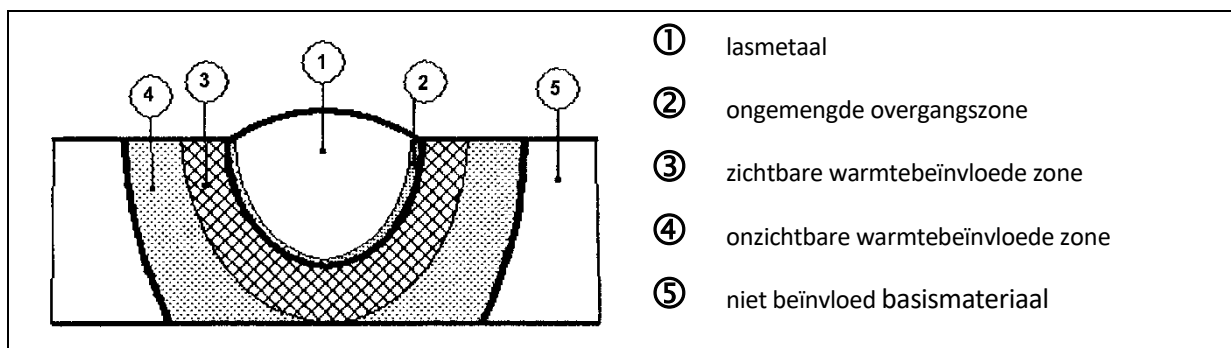
Bij de bestudering van de doorsnede van de lasverbinding, zijn een aantal verschillende gebieden te onderscheiden, die gekenmerkt worden door verschillen in micro- en macrostructuur. In Figuur 2-1 zijn deze gebieden schematisch weergegeven.

Men onderscheidt:

- het lasmetaal;
- een ongemengde overgangszone;
- de warmtebeïnvloede zone (zichtbare en onzichtbare);
- het onbeïnvloede moedermateriaal.

Het moge duidelijk zijn dat alle gebieden hun invloed hebben op de uiteindelijke eigenschappen, daar de (mechanische, fysische en chemische) eigenschappen bepaald worden door de **samenstelling**, de **spanningstoestand** en de **(micro/macro)-structuur**.

Een algemene bespreking van deze gebieden, die men bij alle metalen aantreft, volgt in dit hoofdstuk. Voor de bespreking van de afzonderlijke materialen wordt verwezen naar de hoofdstukken over die materialen.



Figuur 2-1
Schematische weergave van een doorsnede van een lasverbinding.

2.2 Het lasmetaal

Onder lasmetaal wordt begrepen het metaal dat tijdens het lassen is gesmolten en weer gestold.

De **samenstelling**, de **spanningstoestand** en de (micro)**structuur** van het lasmetaal is afhankelijk van:

- de samenstelling van het basismateriaal;
- de samenstelling van het toevoegmateriaal (indien van toepassing);
- het type elektrodebekleding, poeder of draadvulling;
- het beschermgas en de druk ervan;
- de lasgegevens (incl lasproces). (deze bepalen onder andere de vermenging, de grootte van de WBZ, de afkoelsnelheid, toe- of afbrand van elementen en turbulentie van het vloeibare metaal)

Voor de samenstelling van het lasmetaal is vooral de vermenging een belangrijke en redelijk goed meetbare factor. De vermenging wordt gedefinieerd als:

$$V = \frac{P}{P + D} \times 100\% \quad \{2.1\}$$

P = de hoeveelheid omgesmolten plaatmateriaal

D = de hoeveelheid neergesmolten toevoegmateriaal (neersmelt).

P en D kunnen uitgedrukt worden in grammen, maar het is gemakkelijker van een macrodoorsnede het oppervlakte van beide stukken te meten.

Verder dient rekening gehouden te worden met de volgende omstandigheden, die karakteristiek zijn voor een lasbad:

- het smeltbad is nogal turbulent;
- het volume is vrij klein in vergelijking tot de "gietpan";
- er is een grote temperatuurgradiënt dwars over de smelt;
- door de bewegende warmtebron is de stolling een dynamisch proces (onder andere afhankelijk van de lassnelheid);
- de chemische en fysische processen die zich in het smeltbad afspelen bereiken geen evenwicht.

De stolling van het lasmetaal is om bovengenoemde redenen fundamenteel verschillend van dat van **ingot**-gieten; het vertoont echter zekere overeenkomsten met **continu**-gieten.

Bij het lasmetaal kan nog een onderscheid gemaakt worden tussen de primaire, de secundaire en de tertiaire structuur.

De **primaire structuur** is de structuur, die direct na het stollen ontstaat.

Het is dus een gietstructuur met stengelvormige kristallen, die in de richting van de grootste temperatuurgradiënt liggen.

De **secundaire structuur** ontstaat bij metalen die een fase-overgang vertonen, waardoor de gietstructuur getransformeerd wordt. De oorspronkelijke primaire structuur blijft echter vaak herkenbaar aan de vorm van de korrelgrenzen.

De **tertiaire structuur** treedt op bij een meerlagenlas. Na elke aangebrachte lasrups zal de voorgaande een warmtebehandeling ondergaan. Afhankelijk van de temperatuur (dus de plaats), kan er rekristallisatie en korrelgroei optreden.

2.3 Het vloeibare smeltbad

Zoals in § 2.2 reeds is vermeld, bepalen de vorm en de grootte van het smeltbad mede de structuur die bij het stollen ontstaat.

De lasgegevens bepalen de vorm en de grootte van het smeltbad

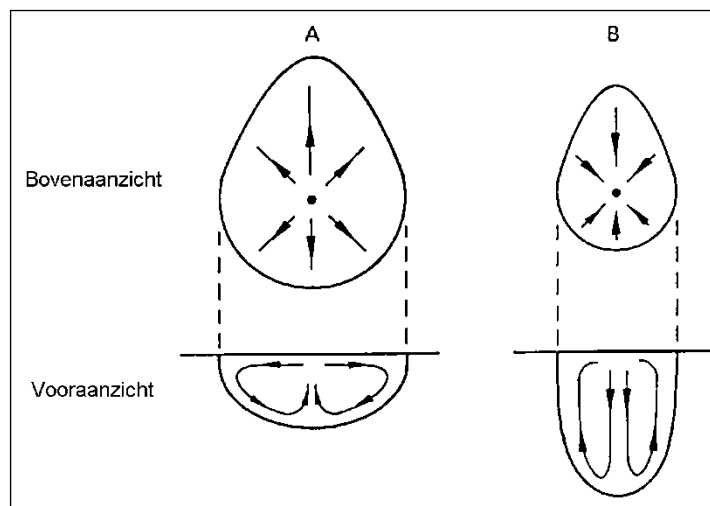
Verhoging stroomsterkte	inbrandingsdiepte neemt toe
Verhoging boogspanning	breedte van de las neemt toe
Verhoging lassnelheid	grootte van de las neemt af ¹ (minder diep en smaller)

Ook stromingen in het smeltbad kunnen de vorm en grootte ervan beïnvloeden. Globaal onderscheidt men twee typen stromingen in het smeltbad:

- een radiaal naar buiten gerichte stroming. (figuur 2.2.a)
- een naar binnen (beneden) gerichte stroming. (figuur 2.2b)

In het eerste geval ontstaat een breed en ondiep smeltbad (type A), in het tweede een smal en diep smeltbad (type B).

In de praktijk komen combinaties van beide typen voor.



Figuur 2-2

Stromingstypen van een smeltbad. In de praktijk komen veelal combinaties voor.

¹ Bij een (zeer) lage lassnelheid is de inbrandingsdiepte ook gering omdat dan het vloeibare metaal onder de boog komt.

De stromingen worden veroorzaakt door de volgende verschijnselen:

- **elektromagnetische krachten**
Elektromagnetische krachten kunnen optreden als gevolg van divergentie van de elektrische stroom. Hierdoor ontstaan drukverschillen, hetgeen een stroming tot gevolg heeft van het type B (zogenaamde **Lorentz stroming**)
- **verschillen in de oppervlaktespanning**
Stromingen die ontstaan door verschillen in oppervlaktespanning worden **Marangoni stromingen** genoemd.
Verschillen kunnen ontstaan als gevolg van verschillen in oppervlaktetemperatuur: het smeltbad is in het midden het heetst.
Voor zuivere metalen, waarbij de oppervlaktespanning als regel *afneemt* met toenemende temperatuur betekent dit een breed en ondiep smeltbad (type A).
Voegt men *oppervlakte-actieve* elementen toe, (zoals S en O₂ aan staal) dan neemt de oppervlaktespanning juist *toe* met toenemende temperatuur, waardoor een stroming van het type B ontstaat.
- **verschillen in dichtheid**
In het midden van het smeltbad is de dichtheid het laagst, vanwege de hoogste temperatuur. Aan de randen zakt het materiaal dan naar beneden. Hierdoor ontstaat stroming type A.
- **plasmastromingen**
De plasmastroming van boog naar werkstuk beweegt zich in radiale richting langs het oppervlak en veroorzaakt een stroming van het type A.
- **impuls van druppels**
Het vallen van druppels in het vloeibare lasbad veroorzaakt een turbulente stroming. Hierdoor wordt het zuivere beeld van bovengenoemde punten verstoord

Bij het lassen met een niet afsmeltende elektrode (TIG) spelen vooral de eerste twee genoemde een belangrijke rol. Bij lage stroomsterkte is er een Marangoni stroming, bij hogere stroomsterktes overheerst de Lorentzstroming.

Bij het automatisch TIG-lassen van staal is het belangrijk dat bij eenmaal ingestelde lasgegevens, de inbrandingsdiepte constant blijft. Het komt echter voor dat bij wisseling van charge staal de inbrandingsdiepte sterk verandert, hetgeen te wijten is aan variaties in de hoeveelheid oppervlakte-actieve elementen zoals met name zwavel.

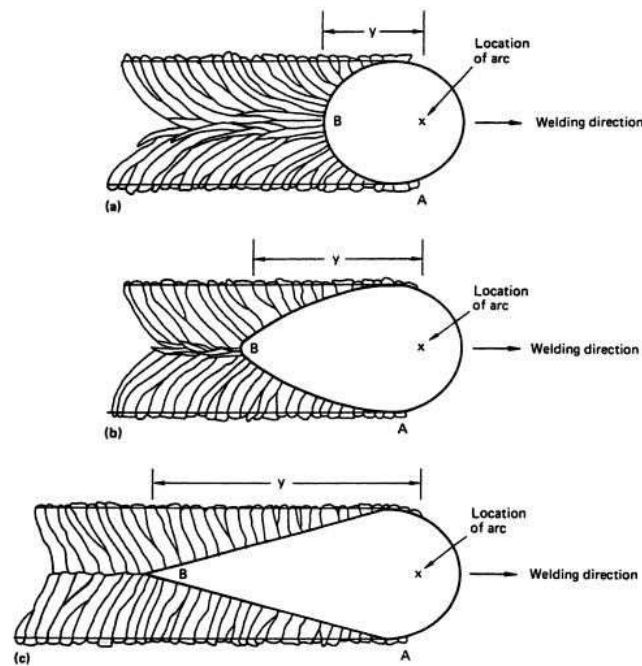


Fig. 5 Comparison of weld pool shapes. Travel speeds: (a) slow, (b) intermediate, (c) fast

Figuur 2-3

Involed van de lassnelheid op de vorm van het lasbad en de wijze waarop de stolling plaatsvindt

2.4 Nadere beschouwing van de primaire structuur van lasmetaal

De vorm van het vloeibare lasbad is tijdens het lassen constant: er is immers een evenwicht tussen de warmte-inbreng en de stolsnelheid. Te onderscheiden valt een min of meer ellipsvormig smeltbad, bij een relatief lage voortloopsnelheid (hoge warmte-inbreng), en een meer druppelvormig smeltbad bij een hoge voortloopsnelheid (zie figuur 2.3).

Verder is de stolsnelheid nog afhankelijk van de warmtegeleiding, dichtheid, smeltwarmte, dikte en interpasstemperatuur van het te lassen metaal, maar deze zijn tijdens het lassen min of meer constant en beïnvloeden de vorm van het smeltbad niet wezenlijk.

Beschouw het smeltbad, zoals getekend is in figuur 2.4

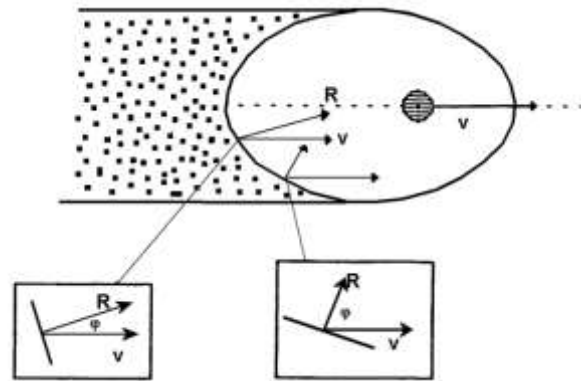
Bij een **lassnelheid** v en een **kristalgroeisnelheid** R , kan de relatie tussen v en R geschreven worden als:

$$R = v \cos \varphi \quad \{2.2\}$$

Aangezien v constant is moet R variëren met de plaats aan het stolfront. Hieruit volgt dus dat de kristalgroeisnelheid in het midden van de las, achter de warmtebron, het hoogst is en aan de zijkant, waar $\varphi \approx 90^\circ$, het laagst.

*Figuur 2-4
Relatie tussen de kristalgroeisnelheid R en de
lassnelheid v als functie van de plaats op het
stolfront*

$$R = v \cos \varphi$$



Dit heeft belangrijke consequenties voor de microstructuur en taaiheid van de las. Bij lage lassnelheid verandert R gelijkmatig van grootte langs het smeltbad, waardoor een gelijkmatiger verloop van de stolling en een fijnere korrel ontstaat.

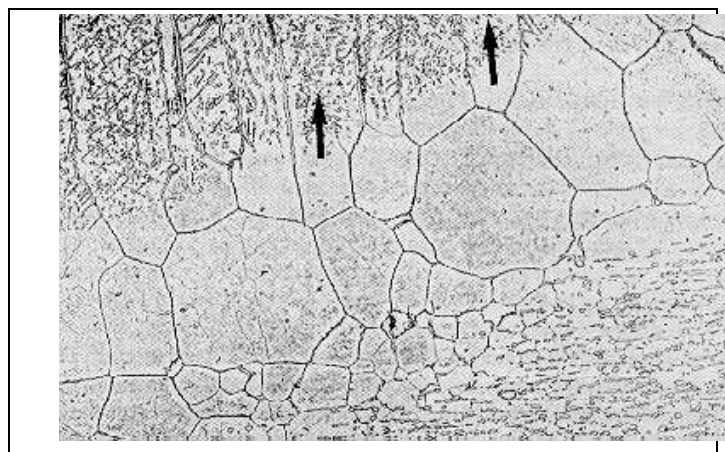
Bij hoge lassnelheid verandert R over een korte afstand vrij sterk, waardoor abrupte veranderingen in groeirichting optreden. Segregaties en grove korrels zijn dan het gevolg.

In formule {2.2} is aangenomen dat de stolling isotroop verloopt. Voor kubische kristallen is de **voorkeursrichting** voor de stolling echter de $\langle 100 \rangle$ richting². Dit betekent dat de hoogste groeisnelheid ligt in die $\langle 100 \rangle$ richting, die het dichtst ligt bij de grootste temperatuurgradiënt.

Door de bewegende warmtebron verandert de grootste temperatuurgradiënt ook steeds van plaats zodat de stollende kristallen steeds via een nieuwe $\langle 100 \rangle$ moeten stollen. Dit gaat schoksgewijs, wat in een macrodoorsnede ook vaak te zien is.

Behalve deze voorkeursrichting wordt de stolling nog gekenmerkt door de **epitaxiale** groei, dat wil zeggen dat de kristallen uitgroeien in dezelfde richting als de kristallen waarop ze zijn geënt (zie figuur 2.5)

*Figuur 2-5
Epitaxiale groei van het lasmetaal bij een MIG-
las in roestvast staal.
Linksboven de kolomvormige kristallen van het
lasmetaal, die geënt zijn op de grofkorrelige
warmtebeïnvloede zone van het
basismateriaal.*



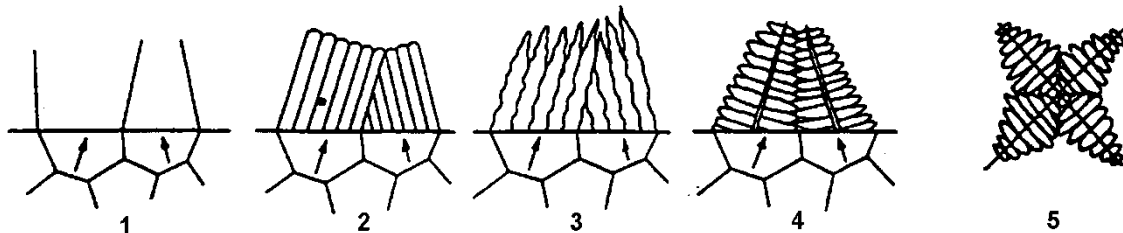
² De $\langle 100 \rangle$ (één-nul-nul) richting is de richting die loodrecht op het (100)-vlak staat. Het (100)-vlak is in een kubische structuur een zijvlak van die kubus.

Bij de (snelle) stolling speelt segregatie een grote rol. Hierdoor kunnen de primaire kristallen verschillende vormen aannemen (substructuren). Welke substructuur ontstaat, hangt vooral af van de **samenstelling** en de **stollingsparameter T_L/R** , waarin T_L de temperatuurgradiënt is.

Men onderscheidt, bij een gegeven samenstelling, met afnemende grootte van de stollingsparameter de volgende vijf stollingsmodi (figuur 2.6):

1. de planaire (vlakke);
2. de cellulaire;
3. de cellulair - dendritische;
4. de dendritische;
5. de equiaxiaal - dendritische.

De laatstgenoemde komt in een lasverbinding nagenoeg niet voor. Een grillig gevormde dendritische stolling heeft het voordeel dat door de hoge stolsnelheid sneller hechting ontstaat en warscheuren voorkomen kunnen worden. Nadeel is dat gasbelletjes gemakkelijk ingevangen wordt (porositeit) en het ontstaan van kristalsegregaties.



Figuur 2-6

Verschillende vormen van stolling. Voor de betekenis van de cijfers zie tekst.

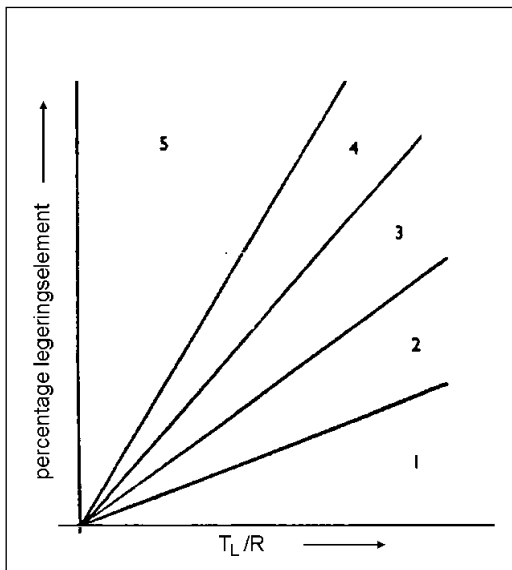
Een en ander betekent dat in het centrum van de las (met een grote R en een lage T_L) een dendritische stolling overheerst. Aan de zijkant van de lasrupe is de stolling vlak. (zie figuren 2.7 en 2.8).

Toepassing van de stollingstheorie geeft een redelijk begrip van het effect van de verschillende lasparameters op het stollingsgedrag en de segregatie.

Een belangrijke conclusie kan zijn dat de cellulair-dendritische stolling, vergeleken met de structuur in gewone gietstukken, meestal aanmerkelijk fijnkorreliger is. Het gevolg is, in tegenstelling tot die gietstukken, dat de taaiheid van het lasmetaal ook beter is.

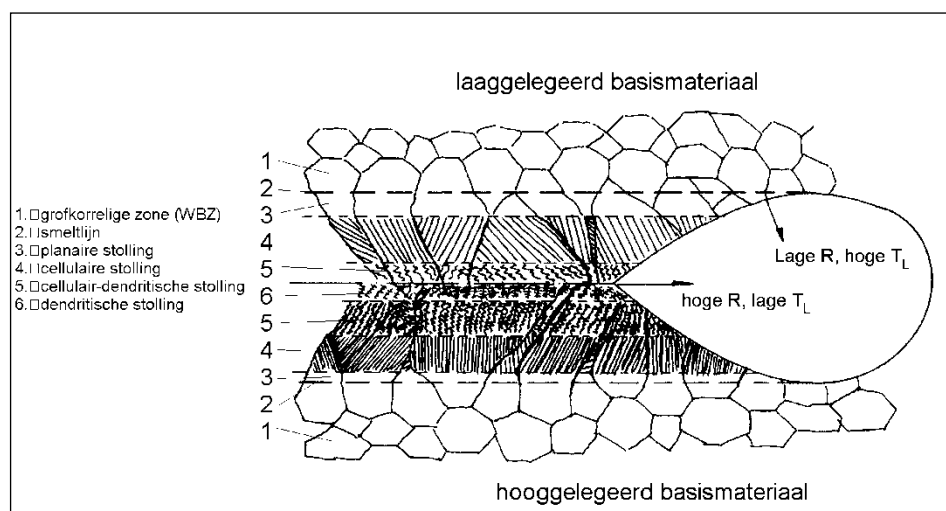
De relatie tussen de R , T_L en de stollingsvorm heeft te maken met de mate van constitutionele onderkoeling.

Dit begrip en de gevolgen voor de stolwijze wordt uitgelegd in de bijlage



Figuur 2-7

Stollingsvorm als functie van de samenstelling en stollingsparameter bij een binaire legering. Voor de betekenis van de cijfers: zie figuur 2.6.



Figuur 2-8

Schematische voorstelling van de verschillende stollingsvormen die tijdens de stolling van het lasbad optreden. Let op: de bovenste helft heeft betrekking op laaggelegeerd staal, de onderste helft op hooggelegeerd staal.

2.5 De ongemengde overgangszone

In deze zone is het moedermateriaal wel gesmolten geweest, maar heeft zich niet gemengd met de rest van het smeltbad. Deze zone heeft de structuur van het lasmetaal en de samenstelling van het moedermateriaal.

De hooguit enkele millimeters dikke laag is slechts zichtbaar als de samenstelling van toevoegmateriaal en moedermateriaal duidelijk van elkaar verschillen, zoals bijvoorbeeld bij het lassen van staal met roestvast staal toevoegmateriaal het geval is.

2.6 De warmtebeïnvloede zone

De warmtebeïnvloede zone (WBZ) is het gedeelte van het moedermateriaal, grenzend aan het lasmetaal, dat niet gesmolten is en waarvan de eigenschappen ten gevolge van temperatuurverhoging veranderd zijn.

In een geëetste macrodoorsnede is een deel van de WBZ vaak zichtbaar ten gevolge van structuurveranderingen. De eigenschappen buiten deze zone kunnen echter ook over grote afstand beïnvloed zijn (meer dan 1 cm), bijvoorbeeld als gevolg van plastische deformatie door afkoelspanningen.

Ten gevolge van de temperatuurverhoging kunnen structuurveranderingen optreden. Welke veranderingen plaatsvinden, hangt af van de legering en de doorlopen temperatuurcyclus. Hierbij spelen de maximale temperatuur (piektemperatuur) en de afkoelsnelheid een belangrijke rol.

Mogelijke structuurveranderingen, die kunnen optreden zijn:

Korrelgroei

Korrelgroei treedt op bij alle metalen en is afhankelijk van de temperatuur en verblijftijd op die temperatuur. (zie ook figuur 2.5). Vooral ferritische legeringen hebben er last van.

Zoals al eerder is vermeld, heeft een grofkorrelige structuur een lagere taaierheid en een lagere rekgrens (Hall-Petch relatie).

Fase-overgangen

Bij het opwarmen en afkoelen kunnen fase-overgangen optreden, waardoor als gevolg van snelle afkoelingen andere fasen ontstaan, zoals martensiet bij het lassen van ongelegeerd en laaggelegeerd staal.

Precipitatie

Er kunnen precipitatie-verschijnselen optreden of bestaande precipitaten kunnen verdwijnen (veroudering resp. oververoudering).

Verdwijnen van koudverstevingingen

Bij sommige metalen wordt sterkte door koudverstevinging verkregen. De verstevinging wordt teniet gedaan. Dit komt vooral voor bij Al en Al-legeringen.

Lasbederf

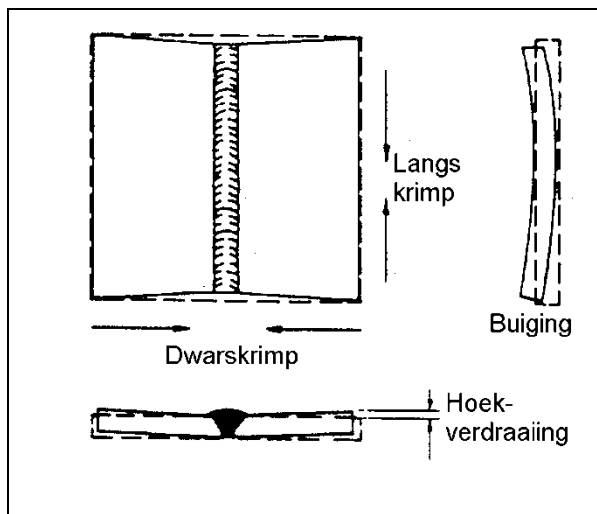
Bij het lassen van bepaalde soorten roestvast staal kan, als gevolg van verarming van Cr in de matrix langs de korrelgrenzen, een vorm van interkristallijne corrosie optreden welke lasbederf (weld decay) genoemd wordt.

3. Krimp en vervorming

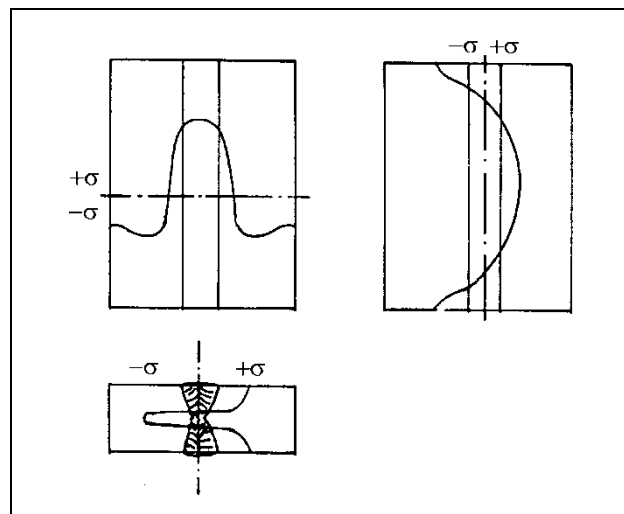
Door verandering in temperatuur ontstaan in en om de las spanningen en vervormingen.

Beschouw daarvoor een *vrij vervormbare* lasverbinding (vlakke plaat, V-naad): Daar de temperatuur tijdens het lassen inhomogeen verdeeld is treedt hierdoor dus inhomogene uitzetting en krimp op. Dit leidt tot vormveranderingen en restspanningen. Als er meer vormverandering mogelijk is zullen er minder restspanningen overblijven, en omgekeerd.

De aanwezigheid van veel restspanningen (residual stresses) kan leiden tot ernstige lasproblemen. Vormveranderingen zijn in constructies meestal niet toelaatbaar of mogelijk (starre constructies, = *restraint condition*).



Figuur 3-1
Diverse krimpvervormingen aan een stompe lasnaad.
Het geheel komt er enigszins schaalvormig uit te zien.

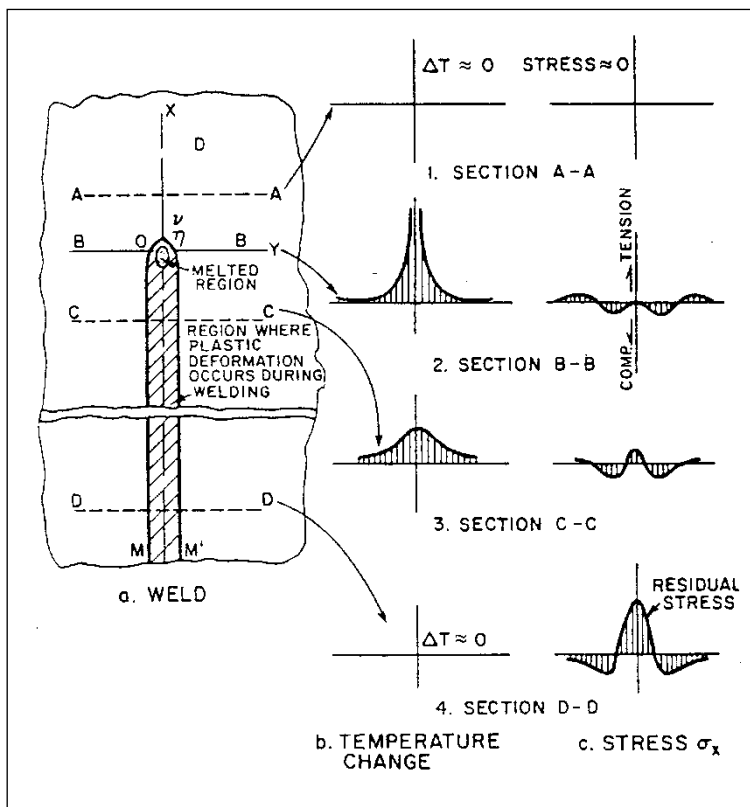


Figuur 3-2
Restspanningen in een stompe las in drie richtingen.

De volgende vormveranderingen treden nu op (figuur 3.1):

- verkorting in de lengterichting ter plaatse van de las
- verkorting in de breedte
- hol trekken in de lengte en breedte
- scharen (openen van de naad bij veel warmte-inbreng; of sluiten bij weinig warmte-inbreng)

Na het lassen zullen er restspanningen overblijven. In figuur 3.2 zijn deze schematisch weergegeven in alle richtingen. Als de spanning de rekgrens overschrijdt treedt plastische (dus blijvende) vervorming op β er ontstaan scheuren (bij onvoldoende taatheid). Daar de rekgrens bij hoge temperatuur laag is en de taatheid relatief hoog, treedt dus gemakkelijk vervorming op.



Figuur 3-3

Schematische voorstelling van spanningsverdeling als functie van het temperatuurverloop

In figuur 3.3 is de spanning als functie van de temperatuurverdeling tijdens het lassen weergegeven.

De krimp (en dus de spanningen/vervormingen) is in eerste instantie afhankelijk van het materiaal (de **uitzettingscoëfficiënt**, **E-modulus** e.d.) en kan beïnvloed worden door de volgende factoren:

- **De wijze van hechten**

De volgorde en de lengte van de hechtlas is belangrijk. Ook dient een voldoende taai lasmetaal gebruikt te worden.

Indien hechten niet gewenst is, moet op andere wijze het scharen tijdens het lassen worden voorkomen, bijv. door inklemming in speciale lasmatten.

- **De lasvolgorde**

Het is niet goed om langere naden achter elkaar te lassen, doch afwisselend op verschillende plaatsen (zo symmetrisch als mogelijk is, zie figuur 3.4)

Voor het lassen van X naden kan hol trekken voorkomen worden door afwisselend aan beide kanten te lassen (figuur 3.5). Dit is echter vaak erg oneconomisch en wordt dus zelden zó gedaan. In *restraint condition* treedt er echter ook nauwelijks vormverandering op; echter zijn er dan wel hoge inwendige spanningen!

- **De warmte-inbreng**

Hoe meer warmte-inbreng des te groter de krimp

- **De lasopbouw**

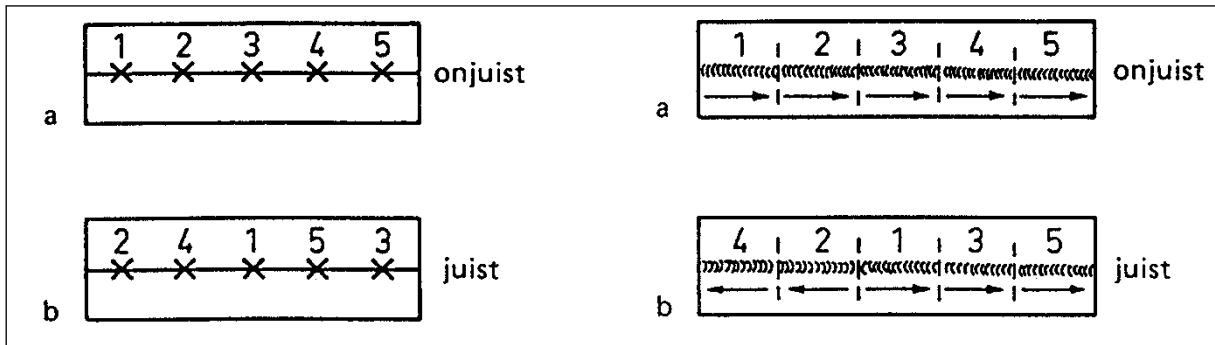
Hoe meer lagen/snoeren des te meer krimp. Elke keer afkoelen levert uiteindelijk meer krimp op.

Dit is in conflict met de warmte-inbreng: Het lassen in veel lagen is meestal gunstig

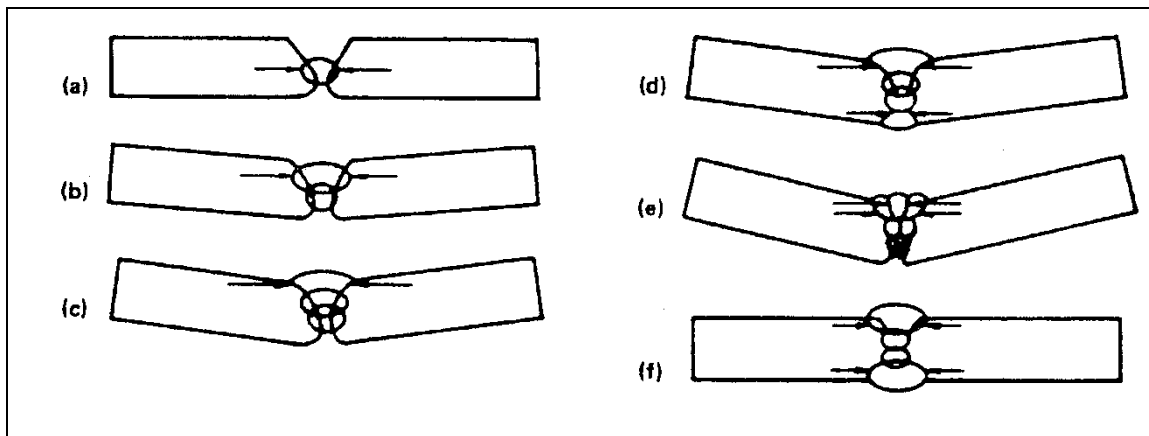
voor de structuur en eigenschappen van het lasmetaal en warmtebeïnvloede zone (lage warmte-inbreng).

• **Voorwarmen**

Voorwarmen leidt tot minder krimp. Er is immers een kleiner temperatuurverschil te overbruggen (afvlakking van spanningen).



Figuur 3-4
De volgorde van hechten (links) en lassen (rechts) van langere rechte naden is belangrijk.



Figuur 3-5
Door eerst de ene en dan de andere zijde te lassen ontstaat meer zichtbare vervorming. Last men om en om dan treedt de krimp meer symmetrisch op.

Naast de krimp, tengevolge van het afkoelen van de lasverbinding, treedt bij staal ook nog een faseomzetting op. De uitzetting die hiermee samenhangt is afhankelijk van de structuur (piektemperatuur en afkoelsnelheid) en samenstelling (zie figuur 3.6). De spanningen die hierdoor ontstaan verstoren het beeld dat door alleen afkoelen wordt verkregen (vaak tegenwerkend)

De aanwezigheid van vooral **trekspanningen** in en om de las kan de bruikbaarheid behoorlijk benadelen (denk aan vermoeiing, spanningscorrosie en kruip). Daarom is het vaak nodig om de spanningen te meten.

Hiervoor zijn vele methoden beschikbaar:

De belangrijkste zijn:

- mechanisch, door het boren van gaten of het maken van zaagsneden
- met röntgendiffractie

Door boren of zagen in het metaal verandert de spanningstoestand rondom het gat. Dit kan gemeten worden met rekstrookjes.

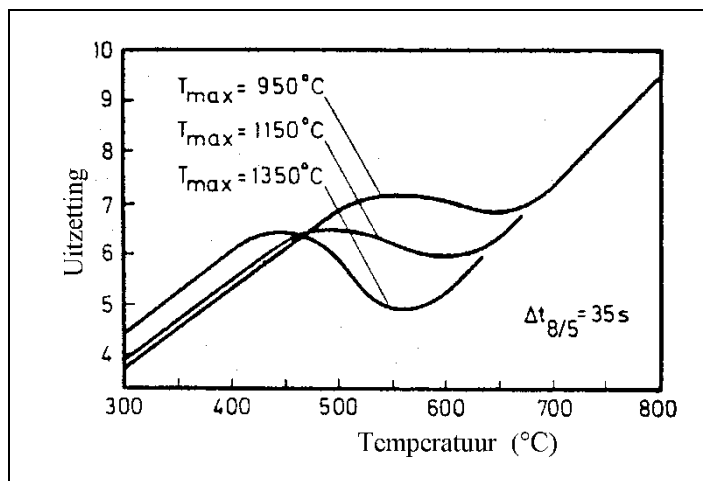
Met röntgendiffractietechnieken kan de afwijking in roosterafstanden, die door elastische vervorming is ontstaan, bepaald worden. Hiervoor zijn twee technieken: vergelijken met een ongestoord rooster of meten onder verschillende hoeken. De methode is nogal bewerkelijk en vergt veel ervaring.

Moderne methoden zijn: **ultrasoon onderzoek** en **holografie**.

Indien voor het lassen een rasterpatroon of een speciale lak wordt aangebracht kan ook een beeld van de vervormingen en spanningen worden verkregen.

Op deze spanningsmetingen wordt hier niet verder ingegaan.

In een aantal toepassingen is het noodzakelijk de hoge restspanningen af te vlakken middels een gloeibehandeling (spanningsarm gloeien). Zo'n behandeling wordt algemeen een **post weld heat treatment (PWHT)**³ genoemd.



*Figuur 3-6
Dilatatiekrommen tonen de omzettingstemperatuur T in de uitzetting als functie van de piektemperatuur. Dit is uitsluitend het gevolg van de $\gamma \rightarrow \alpha$ overgang.*

³ Voor een las kent men in principe twee (warmtebehandelings) toestanden: **AW** (= As Welded = als gelast, dus zonder een warmtebehandeling na het lassen) en **PWHT**.

4. Lasbaarheid

4.1 Wat is lasbaarheid

Het begrip lasbaarheid is wellicht ter sprake gekomen als een karakterisering van elektroden (slaklossing, (her)starten, spatgedrag, etc.). Dat is in het algemeen niet wat men onder lasbaarheid verstaat. In dit hoofdstuk zal het begrip in een ruimer kader worden beschouwd als **lasbaarheid van metalen**.

Lasbaarheid is geen goed gedefinieerde eigenschap, zoals bijv. geleidbaarheid, hardbaarheid of vloeibaarheid, maar moet omschreven worden en is afhankelijk van vele omstandigheden.

Lasbaarheid wordt onder andere bepaald met:

- het soort lasproces,
- de omgeving,
- de samenstelling van de legering,
- de naadvorm,
- de afmetingen van de constructie.

Door het IIW is een definitie opgesteld, die luidt als volgt:

Een metaal is bij een gegeven wijze van lassen en een gegeven toepassing in gestelde mate lasbaar, wanneer met dat metaal, nadat de voorzorgen voor die gestelde mate zijn getroffen, een lasconstructie kan worden verkregen met continue metallisch – gelijkwaardige verbindingen, die zowel door zijn eigenschappen als door zijn ligging in de constructie voldoet aan eisen, welke als basis voor de beoordeling zijn overeengekomen.

Als we deze definitie nader bekijken betekent een en ander dat de lasbaarheid van metalen hangt samen met:

de wijze van lassen

Automatenstaal is niet te lassen met een ferrimantel of met een rutiel elektrode, doch wel met een basische elektrode, omdat deze typen veel minder gevoelig zijn voor zwavel.

Aluminium kan goed gelast worden met het MIG en TIG lasproces; het autogeen lassen stuit al op meer moeilijkheden, terwijl Onderpoeder lassen en lassen met beklede elektroden niet toegepast (kunnen) worden.

de toepassing van het materiaal

Door het lassen van roestvast staal met een hoog C-gehalte verliest het materiaal zijn corrosie-eigenschappen in de warmtebeïnvloede zone als er geen stabiliserende elementen aanwezig zijn.

Gebruikt men een dergelijk materiaal bij hoge temperatuur, dan hoeft de invloed van de laswarmte geen bezwaar te zijn, omdat een beroep op andere eigenschappen gedaan wordt (namelijk oxidatiebestendigheid en sterkte).

de te nemen voorzorgsmaatregelen

Vooraf voor gelegerde staalsoorten kan het nodig zijn bijvoorbeeld voor te verwarmen,

of een nabehandeling te geven. Hoe meer maatregelen, hoe hoger de voorwarmtemperatuur, des te slechter de lasbaarheid.

de verkregen eigenschappen

De lasverbinding moet aan zekere eisen voldoen, bijv. wat betreft sterkte of kerfslagwaarde, die minstens die van het moedermateriaal moeten evenaren.

het kunnen voldoen aan overeengekomen eisen

Voor het bepalen van de invloed van het lassen (proces, lasser e.d.) kan gebruik gemaakt worden van z.g. lasbaarheidsproeven, waarmee aangegeven kan worden wat men van de lasverbinding verlangt. Deze proeven worden overeengekomen tussen de fabrikant en opdrachtgever.

4.2 Soorten van lasbaarheid

Aan het begrip lasbaarheid zijn een drietal aspecten te onderscheiden:

1. **executieve lasbaarheid (soudabilité opératoire)**
Proeven waarbij nagegaan kan worden of een verbinding tot stand gebracht kan worden.
2. **metallurgische lasbaarheid (soudabilité locale)**
Proeven waarmee lokale eigenschappen bepaald worden.
3. **constructieve lasbaarheid (soudabilité globale)**
Proeven waarmee de eigenschappen van de las, als deel van de constructie onderzocht worden.

executieve lasbaarheid

Onderzoek naar de executieve lasbaarheid is gewenst in de volgende situaties:

- bij ingebruikneming van nieuwe materialen
- bij een nieuwe lasmethode
- bij de keuring van toevoegmaterialen
- wijziging in procesomstandigheden
- (bijvoorbeeld: andere lasser, lasapparatuur)

Deze vorm van lasbaarheid heeft ook betrekking op lasfouten, zoals poreusheid en inkarteling.

metallurgische lasbaarheid

De metallurgische lasbaarheid heeft betrekking op de eigenschappen van de las en warmtebeïnvloede zone zelf, zoals mechanische eigenschappen en corrosievastheid. Het hangt van de bedrijfsomstandigheden van de constructie af welke eisen ten aanzien van eigenschappen als taaiheid, sterkte, kruipvastheid en corrosievastheid moeten worden gesteld. Met het oog op een economisch verantwoorde uitvoering van de constructie, is het gewenst geen onnodig hoge eisen te stellen aan de metallurgische lasbaarheid.

Constructieve lasbaarheid

De constructieve lasbaarheid heeft betrekking op het vermogen van de constructie de spanningen, die door het lassen en door de bedrijfsomstandigheden optreden, te doorstaan.

Een onvoldoende constructieve lasbaarheid kan twee essentieel verschillende oorzaken hebben:

Er kan scheurvorming optreden in de las of in de directe omgeving ervan. (de oorzaken worden in hoofdstuk 5 besproken).

Scheurvormige defecten die na het lassen aanwezig zijn (zoals kerfjes, onvoldoende doorlassing etcetera), kunnen zich onder invloed van de bedrijfsbelasting uitbreiden (vermoeiing).

Voor de verschillende vormen van lasbaarheid zijn aparte proeven ontwikkeld, welke ook in de besproken volgorde worden uitgevoerd. Het heeft immers geen zin om naar metallurgische lasbaarheid te kijken als de executieve niet in orde is. Evenmin is het zinloos om constructies te maken met een lasmetaal waarvan tijdens de metallurgische lasbaarheidsproeven is komen vast te staan dat de treksterkte niet aan de eisen voldoet.

4.3 Lasbaarheidsproeven

1. De executieve lasbaarheidsproeven

Tot deze proeven kan men het aan elkaar lassen van twee platen rekenen, waarbij nagegaan wordt of een bruikbare lasverbinding kan worden gerealiseerd.

De las kan worden beoordeeld op ruwheid, inkarteling, scheuren, poreusheid, doorlassing etc. Het resultaat hangt af van de eigenschappen van het plaatmateriaal, het lasmetaal, het lasproces, de lasgegevens en de lasser.

Beoordeling kan plaats vinden door visueel onderzoek, of door een andere NDO methode.

2. De metallurgische of lokale lasbaarheidsproeven

Tot deze groep behoren o.a.: trekproeven, buigproeven, hardheidsproeven, kerfslagproeven, structuur en corrosieonderzoek. De proeven zijn alle genormaliseerd. Welke norm van toepassing is, is afhankelijk van de toepassing en de opdrachtgever. Daar deze proeven zeer veel uitgevoerd worden, is een algemene bespreking op zijn plaats.

trekproef

De sterkte van het lasmetaal kan gemeten worden met behulp van een proefstaaf, gemaakt uit volledig lasmetaal evenwijdig aan de lasrichting. In Figuur 4-1 zijn de posities van deze staven in een plaat weergegeven.

Om de sterkte van een lasverbinding te bepalen wordt een trekproef dwars over de lasrichting genomen, met de las in het midden van de staaf. De staaf mag niet breken op de las of in de warmtebeïnvloede zone (Figuur 4-2).

buigproef

Behalve een "normale" buigproef, waarbij de bovenzijde of de onderzijde ("face" resp. "root bend test") op trek belast wordt, is er ook een zijbuigproef ("side bend test").

hardheidsmetingen

Meestal wordt de Vickershardheid gebruikt, soms ook de Rockwellhardheid. Het criterium is dat de hardheid in de las of de WBZ een bepaalde vooraf overeengekomen waarde niet overschrijdt.

Ook de plaats waar de hardheid gemeten moet worden, is voorgeschreven.

kerfslagproef

Het is gebruikelijk, zowel lasmetaal, WBZ, als plaatmateriaal te onderzoeken. De temperatuur wordt daarbij gevarieerd, waardoor een overgangstemperatuur bepaald kan worden (de zogenaamde A_v -T curve).

Behalve de kerfslagwaarde (A_v) —meestal Charpy-V— wordt ook wel eens de verhouding bros – taai van het breukvlak bepaald.

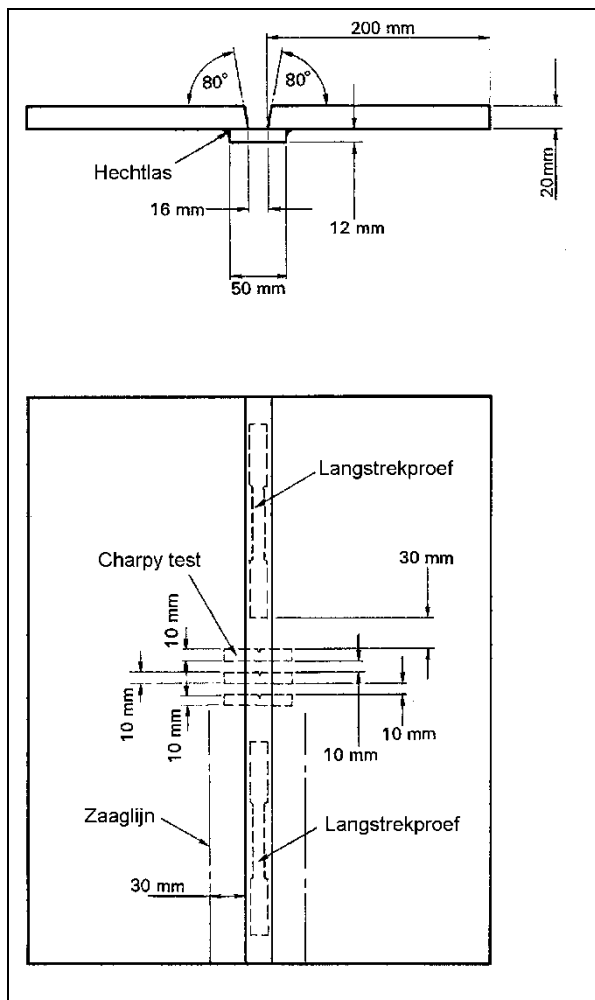
De plaats van een kerf kan op vele plaatsen gelegd worden. Het is zaak de meest kritische op te zoeken.

structuur

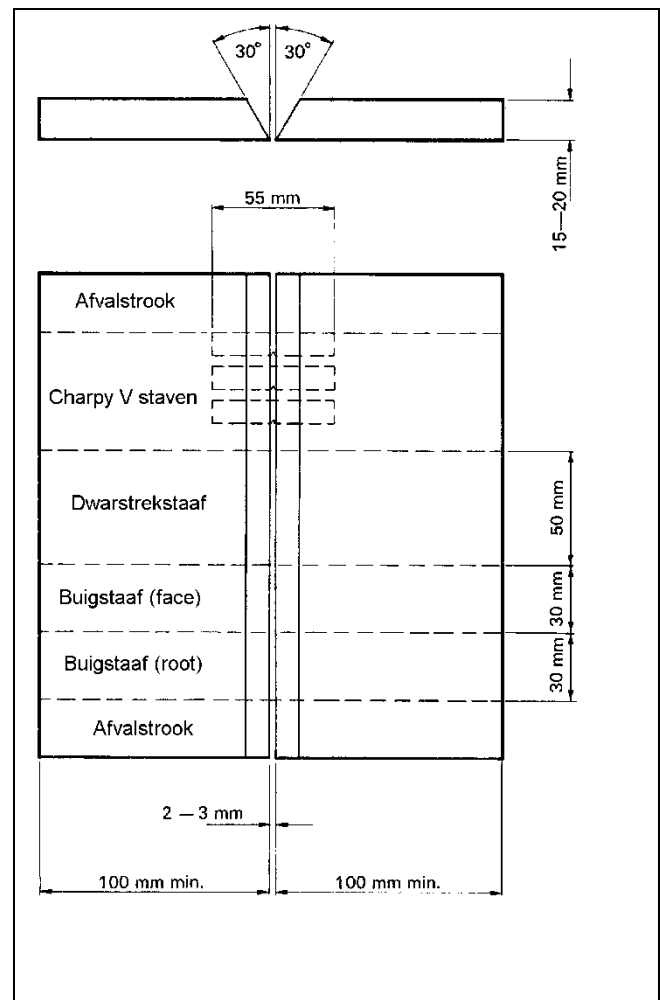
Zowel de micro- als macrostructuur wordt beoordeeld op uiteenlopende zaken, zoals laagopbouw, abnormale structuurbestanddelen etc. (Figuur 4-3).

corrosieproeven

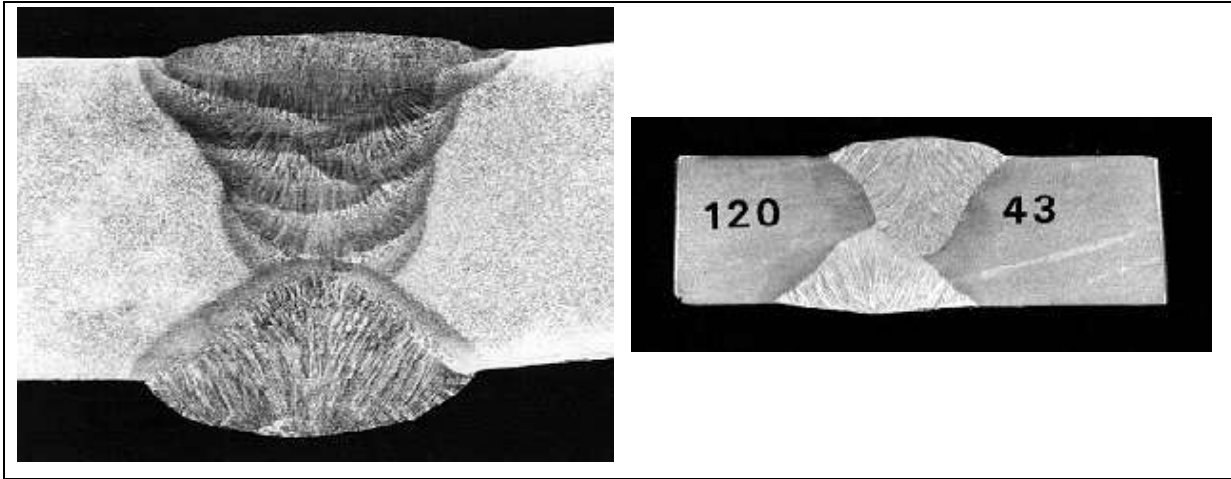
Bij het onderzoek naar de corrosie-eigenschappen van bijvoorbeeld roestvast staal zijn genormaliseerde corrosieproeven ontwikkeld.



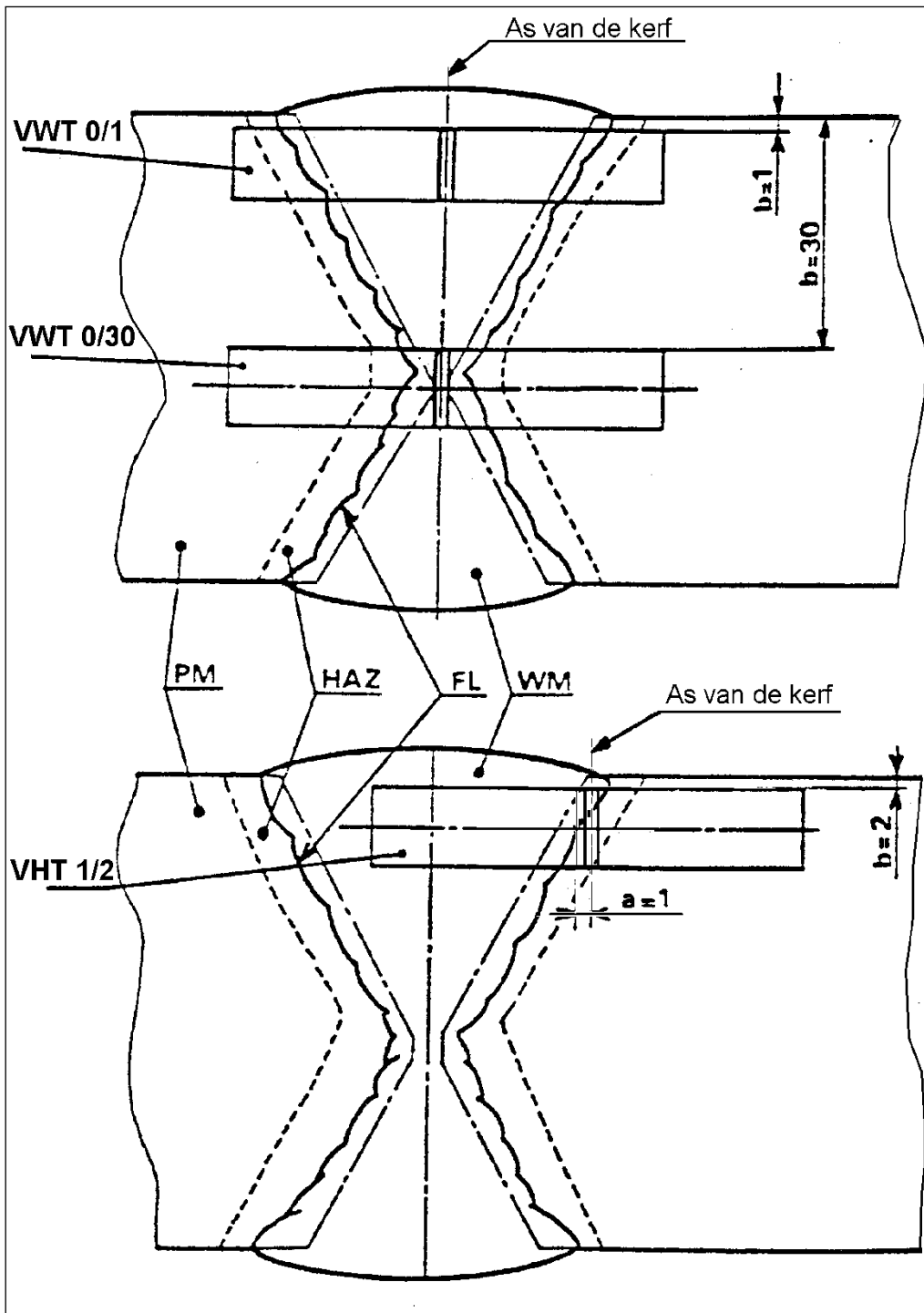
Figuur 4-1
Lascoupon voor lasmetaalbeproeving.



Figuur 4-2
Lascoupon voor beproeving van een lasverbinding



*Figuur 4-3 Macrodoorsneden van lasverbindingen
In de rechter foto is er duidelijk niet goed gelast (OP-las in 100mm plaat). Er is kans op doorlassingsfouten*



Figuur 4-4

Proefstukuitname (kerfslagstaafjes) volgens CEN (ontwerp)

PM = parent metal

FL = fusion line

WM = weld metal

VHT = Charpy V staaf uit HAZ 1 mm uit, Transversaal uitgenomen (loodrecht op de lasrichting)

VWT = idem maar nu uit het lasmetaal

3. De constructieve lasbaarheidsproeven

Er zijn 2 verschillende soorten constructieve lasbaarheidsproeven:

scheurgevoeligheidsproeven ("crack sensitivity tests")

Dit zijn meestal lasproeven aan proefstukken van genormaliseerde afmetingen, waarbij de door het lassen ontstane spanningen eventueel scheuren veroorzaken. Er wordt dus nagegaan of er onder de gekozen omstandigheden scheuren in het lasmetaal of warmtebeïnvloede zone kunnen ontstaan.

kerfgevoeligheidsproeven ("notch sensitivity tests")

In dit geval wordt uitgegaan van een proefstuk waarin een kerf gemaakt is of tijdens de proef is ontstaan. De kerfgevoeligheid wordt onderzocht door het belasten van het (al dan niet gelaste) proefstuk.

De krimpspanningen, die vooral bij het lassen in meerdere lagen ontstaan, kunnen de rekgrens van het materiaal overschrijden. De vervormbaarheid van het materiaal loodrecht op deze spanningen moet dan voldoende groot zijn.

Het is echter gebleken, dat constructiestaal in grote plaatdiktes, dat bij de gewone trekproef een goede rek en insnoering vertoont, in sommige gevallen bij belasting loodrecht op het oppervlak een zeer geringe taatheid heeft.

Dit kan bij bepaalde lasvormen leiden tot scheurvorming. (brosse breuk, lamellar tearing, etc.).

Er bestaan een zeer groot aantal scheur- en kerfgevoeligheidsproeven. We zullen hier een paar van de meest bekende bespreken.

4.4 Scheurgevoeligheids- en kerfgevoeligheidsproeven

Er zijn zeer veel scheurgevoeligheidsproeven. Ze kunnen worden onderverdeeld in warmscheur- en koudscheurgevoeligheidsproeven. Van kerfgevoeligheidsproeven zijn ook enkele testen gebruikelijk.

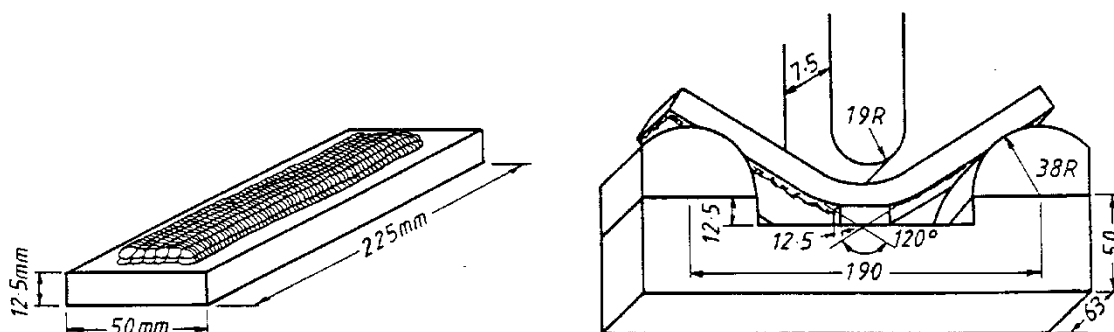
4.4.1 *Warmscheurgevoeligheid*

Bij deze proeven zijn er verschillende uitgangspunten mogelijk:

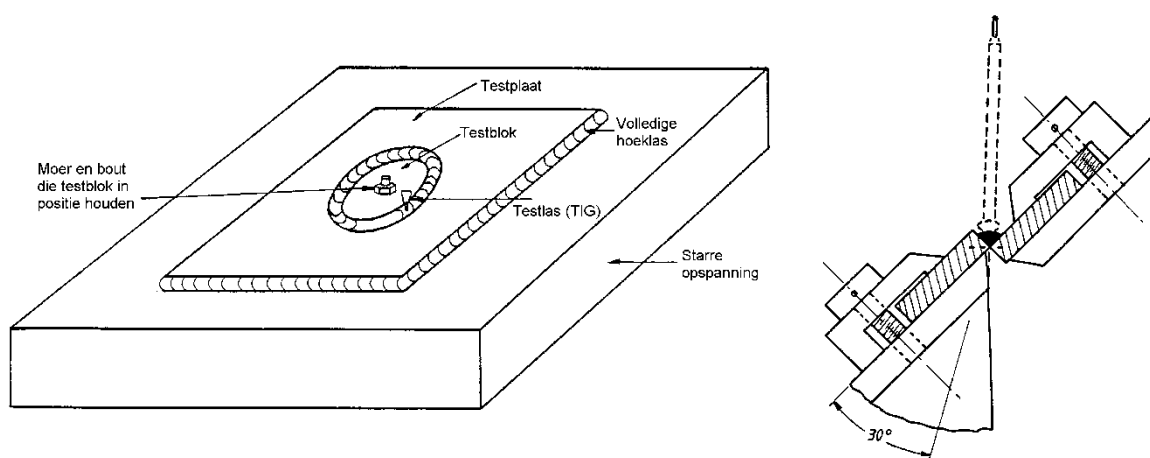
- treden er scheuren op (simpele vergelijkende proeven)
- hoe groot is de scheur (variatie in restraint condition in één proefstuk)
- wanneer treedt de eerste scheurvorming op (idem aan meer proefstukken)
- waar treedt de scheur op (variatie in verlenging op één proefstuk)

Dit heeft geleid tot een zeer groot aantal proeven. Slechts enkele bekende zullen hier worden genoemd en besproken.

1. Fissure bend test
2. Circular Patch test
3. Murex hot cracking test
4. Vareststraint test



Figuur 4-5
Fissure Bend Test



Figuur 4-6
Circular Patch Test

Figuur 4-7
Murex hot cracking test

1. Fissure bend test

Op een proefplaat worden twee lagen van elk 6 snoeren gelast, waarna de plaat gebogen wordt. De gevoeligheid voor warmscheuren in de eerste laag kan hiermee eenvoudig worden aangetoond (*liquation cracks*).

2. Circular Path test

Een testplaat wordt vastgelast op een dikke onderplaat (restraining blok). Een cirkelvormige schijf wordt vervolgens op deze plaat vastgelast (TIG lasproces). In deze las ontstaat een continu veranderende spanning.

3. Murex hot cracking test

Een V-naad wordt op de aangegeven wijze gelast. Tijdens het lassen roteert één van de plathelften zodanig dat de las uit elkaar getrokken wordt. De snelheid waarmee dit gebeurt is afhankelijk van de scheurgevoeligheid (*solidification cracks*). Deze proef is gemakkelijk uit te voeren, en kan dienen als vergelijking tussen verschillende elektroden. Handmatig lassen heeft echter veel invloed op het resultaat, daarom moet deze proef gemechaniseerd plaatsvinden.

4. Vastrestraint test

Een proefplaat wordt zodanig ingeklemd dat het vrije uiteinde over een "aambeeld" met een zekere radius R kan buigen.

Het lassen op de plaat begint op het vrije uiteinde in de richting van de inklemming. Als de boog zich bevindt ter hoogte van het contactpunt proefplaat-aanbeeld, wordt de plaat snel naar beneden gedrukt.

Lasmetaal, dat nog aan het stollen is wordt hierdoor uitgerekt, waardoor scheuren kunnen ontstaan, zowel in de las als in de WBZ.

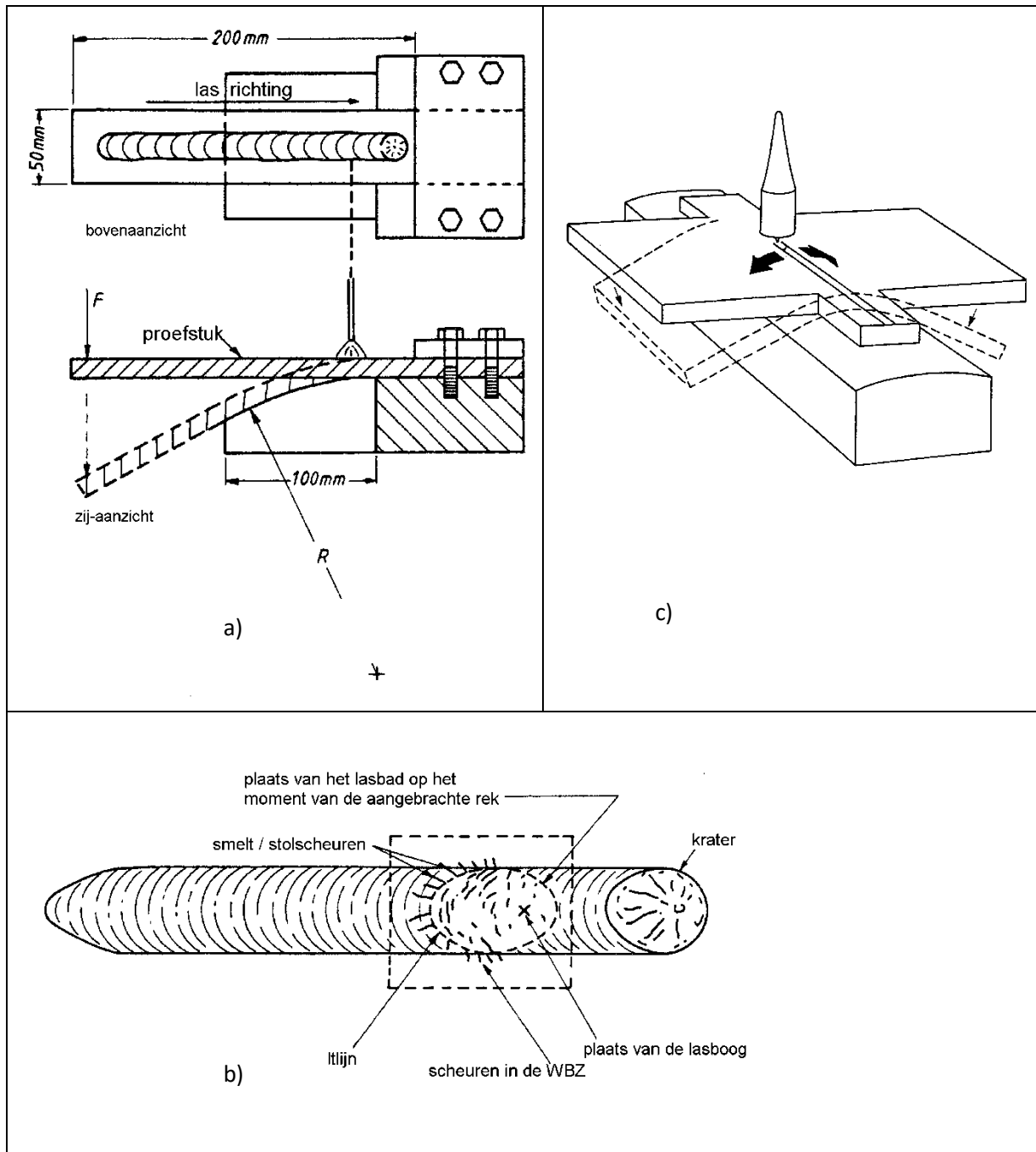
Er kan een verband worden vastgelegd tussen de scheurlengte en een spanningsfactor (afhankelijk van de dikte van de proefplaat en de radius R)

Deze proef (ook in wat aangepaste vorm) wordt regelmatig in onderzoek toegepast.

Een variant is de z.g. **Trans-Varestraint test** waarbij de las in de breedte over een gekromd aanbeeld wordt gebogen.

Het is soms ook mogelijk een uitspraak te doen over warmscheuren, zonder een lasproef te doen. Hierbij moet gedacht worden aan:

- lassimulatie (opsporen van een temperatuurgebied waarin brosheid ontstaat)
- uitspraken naar aanleiding van de ontstane structuur (austenitisch RVS is warmscheurgevoelig, zie hoofdstuk 5)
- bepaling van de samenstelling waarmee in structuurdiagrammen gebieden die scheurgevoelig zijn worden bepaald. (bijvoorbeeld met het Schaefflerdiagram).



Figuur 4-8
Varestraint test

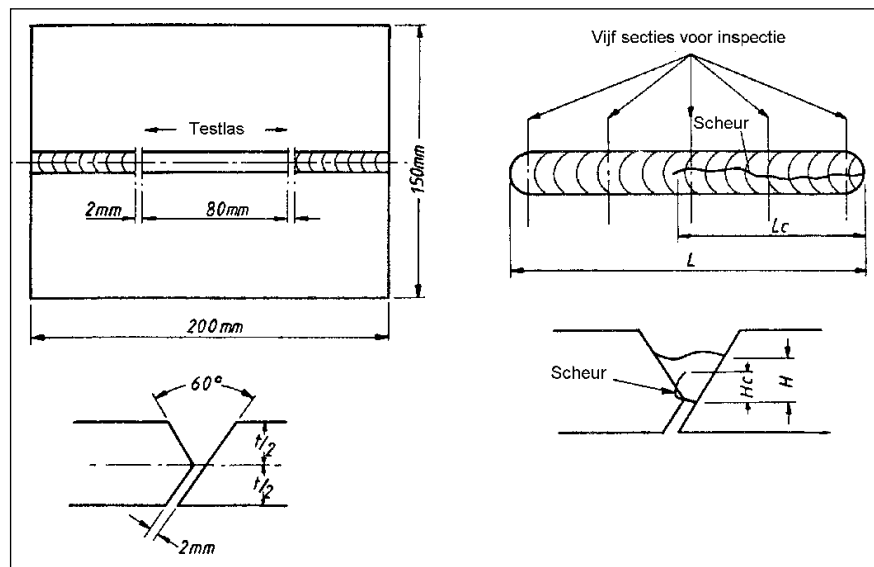
- a): uitvoering
- b): plaats en mogelijke vorm van scheuren
- c): Trans-Varestraint Test

4.4.2 Koudscheurgevoeligheidsproeven

Koudscheuren (zie Hoofdstuk 5) ontstaan in materialen (m.n. in staal), waarin de combinatie van spanning, structuur en waterstof een zekere waarde overschrijdt. Vaak worden koudscheuren dan ook waterstofscheuren genoemd.

Ook hiervan zijn een groot aantal proeven, die alle slechts een bepaald aspect onderzoeken. Bekend zijn:

1. Y-groove test (afgeleid van de Tekken test)
2. Controlled thermal severity test (CTS test)
3. Implant test



Figuur 4-9 Y groove test

1. Y groove test (Tekken test)

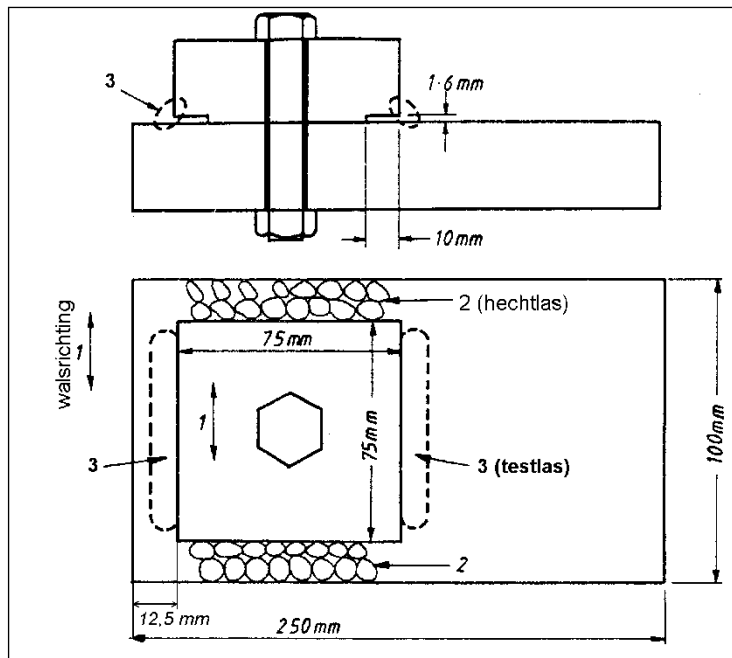
In een soort Y-naad wordt een stompe las gelegd (eveneens restraints condition). De overgebleven spleet veroorzaakt spanningsconcentraties. Door nu de voorwarmtemperatuur te variëren kan een punt worden bereikt waarbij geen scheuren meer ontstaan.

2. Controlled Thermal Severity test (CTS test)

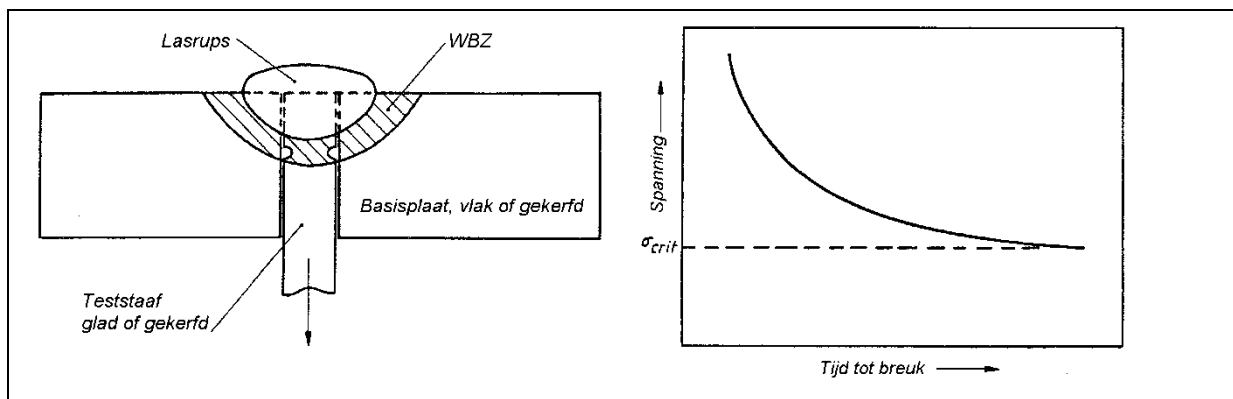
In een restraints condition wordt aan 2 zijden een hoeklas gelegd, zodanig dat een kleine spleet een spanningsconcentratie veroorzaakt in de las. Hierop kunnen scheuren worden geïnitieerd, afhankelijk van de omstandigheden.

3. Implant test

Bij de implant test wordt een pen $\varnothing 8$ mm uit het te onderzoeken materiaal in een cilindrisch gat gestoken. De pen is voorzien van een rondgaande of van een spiraalvormige groef. Op de plaat wordt een rups gelast die over de kop van de pen loopt, zodat in de pen een warmtebeïnvloede zone ontstaat, ter hoogte van de groef. Na afkoeling wordt de pen met een vaste trekbelasting uit de plaat getrokken. De tijd tot breuk wordt gemeten. Een en ander wordt herhaald bij andere trekbelastingen. Hiermee in een bepaalde kritische spanning te bepalen. De verhouding tussen deze kritische spanning en de rekgrens is een maat voor de koudscheurgevoeligheid.



Figuur 4-10
Opstelling van de Controlled Thermal Severity test (CTS).



Figuur 4-11
Implant test (uitvoering en resultaat)

4.4.3 Kerfgevoeligheidsproeven

De meest toegepaste proef om de neiging tot bros breken na te gaan is de kerfslagproef. Deze wordt echter wegens de kleine schaal tot de metallurgische lasbaarheidsproeven gerekend.

Andere bekende kerfgevoeligheidsproeven zijn:

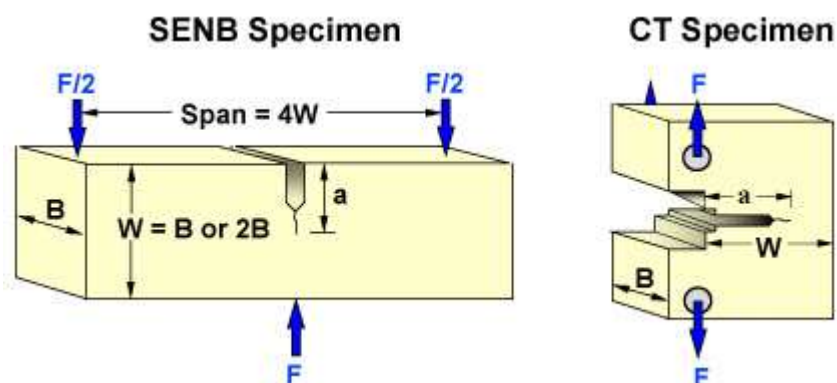
1. CTOD proef
2. Wide plate test
3. NDT proef

Crack Tip Opening Displacement (CTOD) proef

Bij deze proef wordt een werkstuk over de volle dikte van het materiaal beproefd. De dikte is in het algemeen groter dan 30 mm.

De proefuitvoering bestaat uit enkele stappen:

- aanbrengen van een zaagsnede in de las of HAZ.
- scheurgroei vanuit de zaagsnede door middel van vermoeiing
- opentrekken van de scheur (er vindt scheuruitbreiding plaats) de wijze hiervan is afhankelijk van het model van het proefstuk



Figuur 4-12

Twee proefstaven voor een CTOD proef: de SENB –voor een driepuntsbuigproef en de CT staaf (compact specimen)

De laatste heeft als voordeel dat er minder materiaal nog is, maar in de bewerking duurder is

Bij de buigproef gaat de scheur open staan en treedt er een hoekverdraaiing (δ) op in de zaagsnede. De hoekverdraaiing is een maat voor de kritische scheurlengte.

Als het materiaal taai is zal er plastische vervorming aan de scheurtip plaatsvinden en wordt er een grote hoekverdraaiing gemeten. In geval van een bros materiaal treedt er weinig of geen hoekverdraaiing op (lage δ).

Als de buigkracht als functie van de hoekverdraaiing wordt opgetekend, ontstaan er krommes, zoals weergegeven in Figuur 4-13.

De CTOD proef levert voor het (inhomogene) lasmetaal en warmtebeïnvloede zone nogal wat spreiding op.

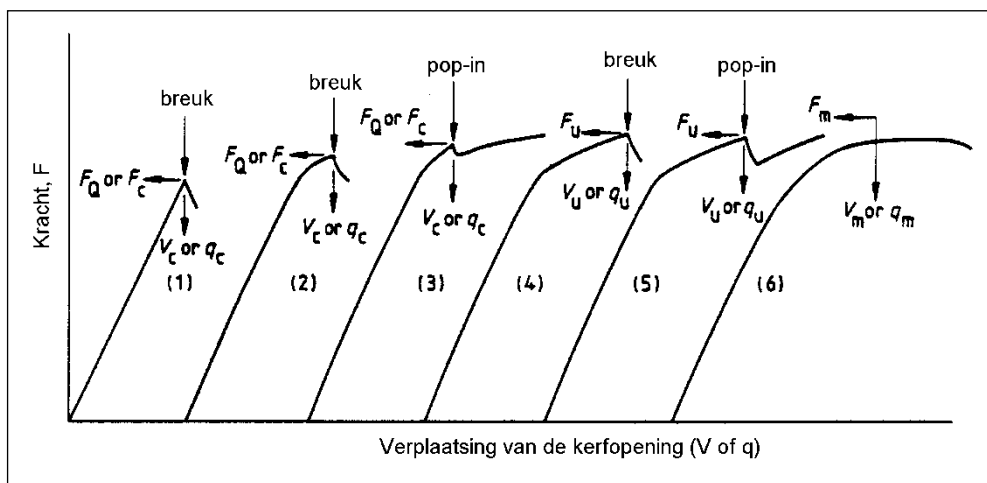
Voor gewalste en gegloeide plaat is het resultaat aanmerkelijk homogener.

De proef is genormaliseerd (British Standard BS 7448 part 2)

Aan lasverbindingen worden regelmatig CTOD-eisen gesteld, vooral in zware constructies, zoals die in de offshore voorkomen.

De wijze waarop de proefstaaf uit een lasverbinding wordt genomen, vertoont veel overeenkomst met die van de kerfslagproef (Figuur 4-14). De kerf kan ook in andere posities worden geplaatst, zoals in de WBZ. Minder gebruikelijk is het de kerf in een andere richting te plaatsen; dat gebeurt wel in plaatmateriaal.

Meestal wordt de CTOD beproeving uitgevoerd in drievoud bij een temperatuur van -10 tot -40 °C.

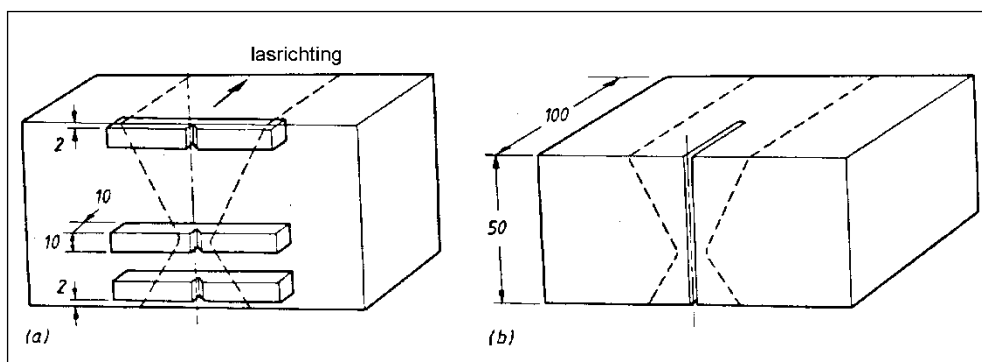


Figuur 4-13

Karakteristieke vormen van de CTOD krommen: de kracht als functie van de verplaatsing van de kerftip.

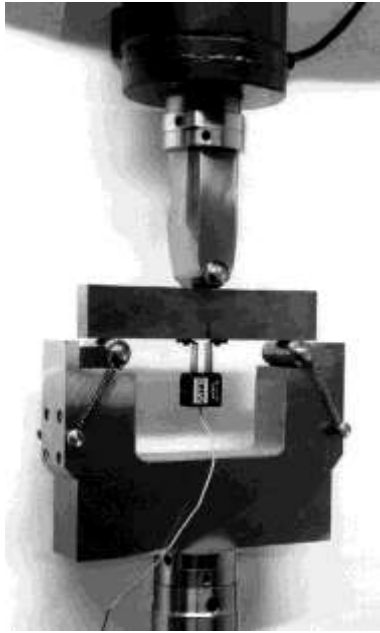
Voor de betekenis van de verschillende waarden van F, V, en q wordt verwezen naar de norm BS 7448

Een pop-in is een discontinuïteit en kan verschillende oorzaken hebben. Alleen als de pop-in heel klein is mag hij buien beschouwing blijven.



Figuur 4-14

Positie van een CTOD proefstuk (b) vergeleken met die van kerfslagstaafjes



Figuur 4-15
Opstelling van een CTOD beproeving aan een SENB proefstaaf.



Figuur 4-16
Opstelling van een Wide Plate testing

Wide plate test

De Wells Wide Plate test is ontwikkeld door TWI begin jaren zestig van de vorige eeuw.

Voor deze proef wordt een plaat met een dikte gelijk aan de materiaaldikte gebruikt en de beproevingsplaat is voorzien van een machinaal vervaardigde kerf en/of vermoeiingsscheur in de las of WBZ

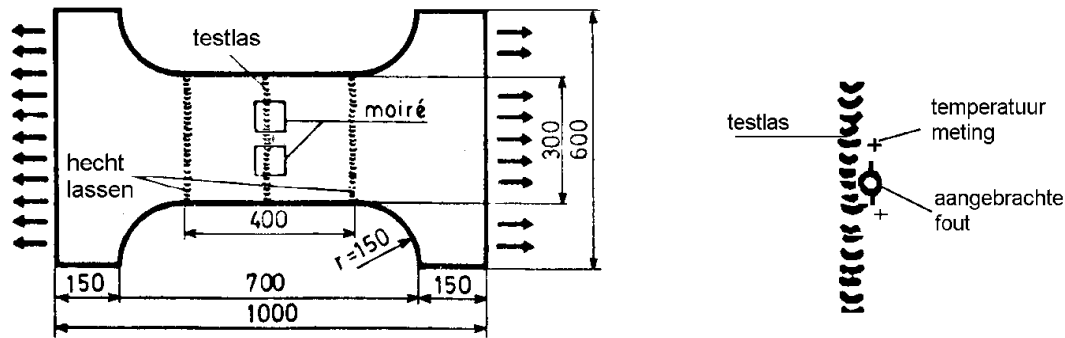
Bedrijfscondities en bijvoorbeeld restspanningen worden zo goed als mogelijk gesimuleerd.

Bij deze proef wordt de plaat (ca 1 bij 1 m) samengesteld uit delen door middel van lassen.

De plaat wordt nu getrokken (inklemming over de hele breedte van de plaat) in een richting loodrecht op de zaagsnede. Indien het materiaal kerfgevoelig is (dus bros) dan zal de zaagsnede snel leiden tot instabiele scheuruitbreiding.

In Figuur 4-17 is een Wide Plate testplaat weergegeven (testgedeelte 400 x300 mm). Naast de kerf is een raster aangebracht waarmee men het spanningsverloop rondom de kerf kan bestuderen (z.g. Moirépatronen).

Evenals een CTOD beproeving is de proef duur, vanwege de grote afmetingen, de zorgvuldige voorbereidingen voor het juist aanbrengen van de kerf en de specialistische proefapparatuur.

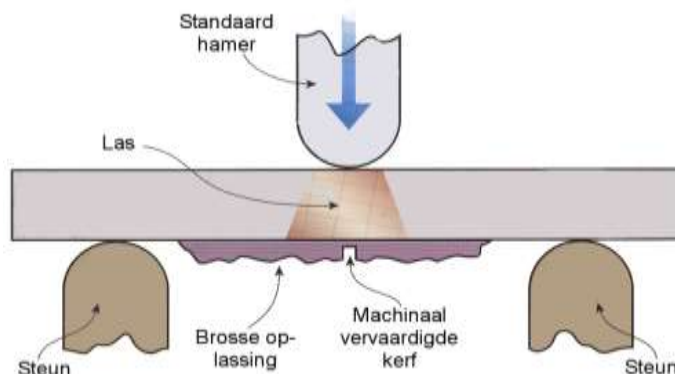


Figuur 4-17
Voorbeeld van een Wide Plate testplaat en een detail van een kerf

NDT proef (NIL ductility test) of drop weight test (ASTM E208)

Aan één kant van een plaat met gestandaardiseerde afmetingen wordt een las gelegd, die dient als start voor een brosse breuk. Hierin wordt een kerf aangebracht. De proefplaat wordt op twee steunen gelegd en op testtemperatuur gebracht. Met een valgewicht wordt een scheur in de harde opslaslegering wordt geïnitieerd en treedt eventueel breuk op.

Door de proef te herhalen bij steeds lagere temperaturen treedt op een gegeven moment volledige brosse breuk op → NDT



Figuur 4-18
Drop weight test
Simulatie van bedrijfscondities levert goed of niet goed resultaat (go/no go)

Dynamic tear test (ASTM E604)

Dit is een soort kerfslagproef aan een groot proefstuk.

Het proefstuk heeft een dikte van 15,8 mm, een breedte van 38 mm en een lengte van 180 mm.

De kerf aan een kant wordt niet machinaal gemaakt, maar erin gedrukt.

De beproevingsresultaten zijn de geabsorbeerde energie, temperatuur en indien vereist de hoeveelheid brosse breuk in het breukvlak.

5. Scheurvorming in staal

5.1 Inleiding

Scheuren in lasconstructies behoren tot de ernstigste fouten die kunnen voorkomen. Door de rigide thermische cyclus en de hoge restraint condities in dik en sterk metaal is het bijna onvermijdelijk dat er in bepaalde gevallen scheuren optreden.

Scheuren in de lasverbinding kunnen ruwweg in twee categorieën worden ingedeeld:

- Scheurvorming die het gevolg is van het lasproces zelf;
- Scheurvorming die optreedt tijdens bedrijf van de constructie.

In het laatste geval zijn het externe factoren, zoals corrosie, mechanische- of thermische vermoeiing die de scheurvorming veroorzaken. Het is echter mogelijk dat een lasfout, zoals inkarteling, de scheurvorming inleidt.

In dit hoofdstuk zal scheurvorming door lassen worden behandeld, en met name wordt ingegaan op de metaalkundige en lastechnische oorzaken van scheurvorming in staal. Uiteraard komen ook mogelijke oplossingen aan bod.

Het gedrag van scheuren tijdens bedrijf is onderwerp van het vakgebied **breukmechanica** en blijft hier verder buiten beschouwing.

De verschillende soorten scheuren die met het lasproces samenhangen, zijn:

- Koudscheuren of waterstofscheuren,
- Lamellar tearing,
- Reheat cracking,
- Warmscheuren.

Scheurvorming kan optreden in het lasmetaal en/of in de warmtebeïnvloede zone van allerlei metalen en legeringen. De eerste drie komen vooral voor in constructiestaal; de laatstgenoemde in legeringen met een KVG structuur, zoals austenitisch roestvast staal, Al- en Cu-legeringen.

Bij de benaming van de scheuren is de Engelse taal gebruikelijk.

5.2 Koudscheuren

Het optreden van koudscheuren -of **waterstofscheuren**- is een gevreesd verschijnsel bij het lassen van **ongelegeerd en laaggelegeerd staal**.

Deze scheuren ontstaan bij een relatief lage temperatuur (beneden 200 °C) en kunnen zelfs nog geruime tijd na het lassen worden gevormd (*delayed cracking*).

De scheuren kunnen **transkristallijn** en **interkristallijn** verlopen en zowel in de warmtebeïnvloede zone als in het lasmetaal voorkomen.

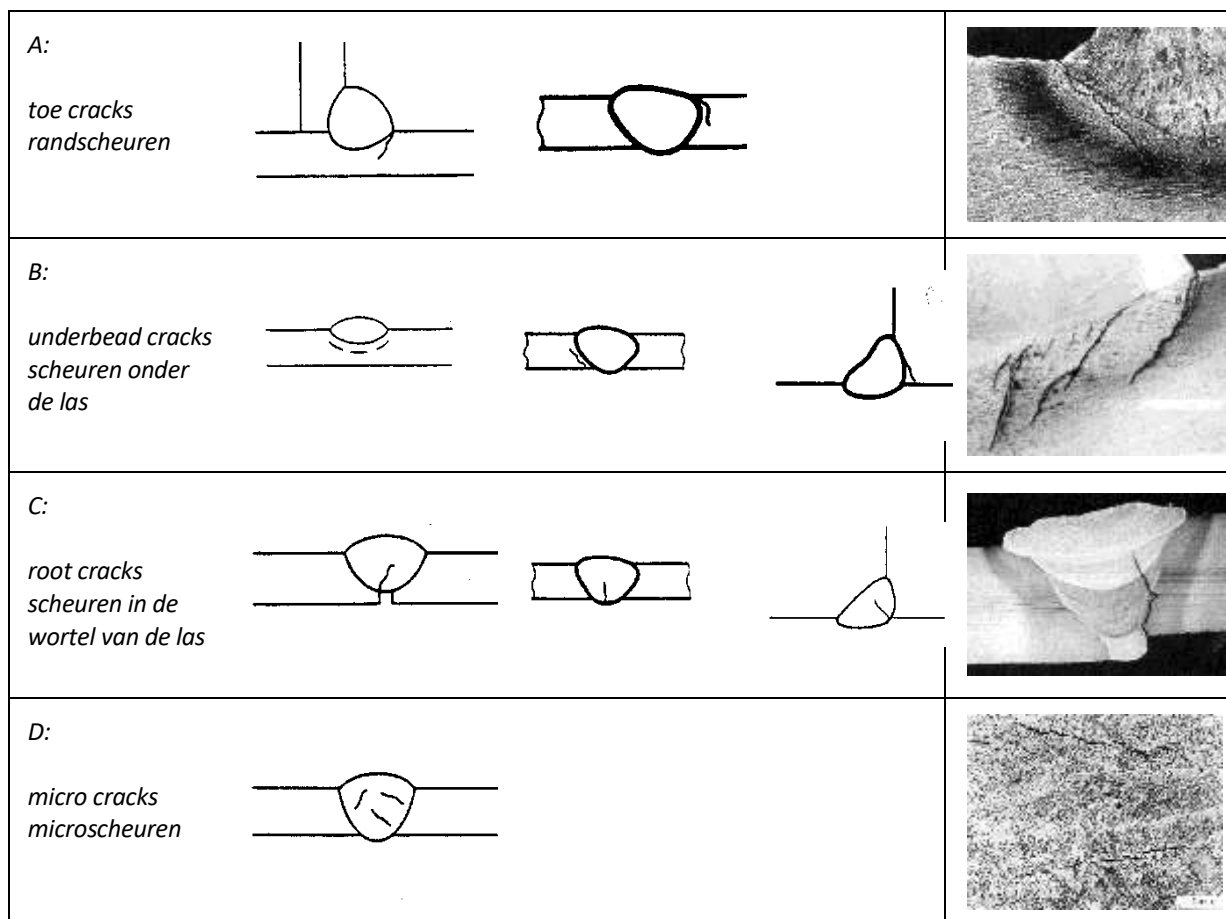
Koudscheuren kunnen ontstaan bij een gelijktijdige aanwezigheid van:

1. waterstof (zelfs zeer kleine hoeveelheden kunnen al voldoende zijn);
2. een microstructuur, die gevoelig is voor waterstofverbrossing;
3. spanningen;

en als de temperatuur daalt tot beneden 200 °C.

Als één van deze voorwaarden ontbreekt of wanneer de gezamenlijke invloed voldoende laag is, treden er geen koudscheuren op.

De verschillende invloedsfactoren zullen hier besproken worden.



Figuur 5-1

Schematische voorstelling van voorkomende vormen van koudscheuren.

In Figuur 5-1 zijn een aantal typische verschijningsvormen schematisch weergegeven. Men onderscheidt daarbij de volgende soorten:

- a) **randscheur** (*toe crack*)
De scheur ontstaat aan de overgang van de las naar het moedermateriaal en loopt in de warmtebeïnvloede zone
- b) **scheur onder de las** (*underbead crack*)
De scheur loopt in de warmtebeïnvloede zone ongeveer evenwijdig aan de smeltlijn en komt slechts in ernstige gevallen aan het oppervlak.
- c) **scheur in de wortel van de las** (*root crack*)
Deze scheur begint vaak als een gewone krimpscheur, uitgaande van een slechte aansluiting of een scherpe overgang en kan door het lasmetaal of door de warmtebeïnvloede zone verder lopen.
- d) **microscheuren** (*micro cracks*)
Microscheuren zijn van de orde van 0,2 mm en komen alleen voor in het lasmetaal.

5.2.1 De invloed van waterstof

De diffusie van atomaire waterstof in ferriet (KRG-rooster) gaat veel gemakkelijker dan van andere interstitiële atomen zoals C en N (zie tabel 5.1).

De oplosbaarheid is echter buitengewoon laag, ook in vloeibaar ijzer is de oplosbaarheid nog maar 30 ppm.

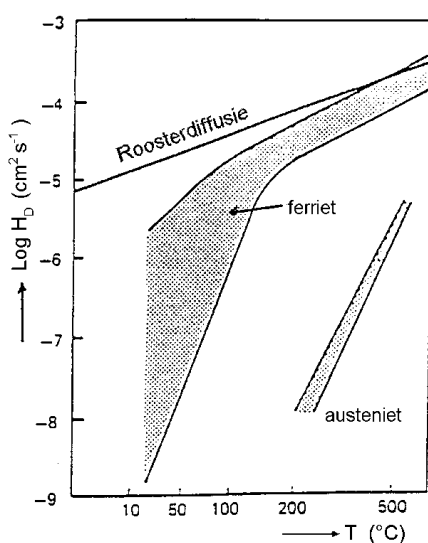
De waterstof die opgenomen wordt in het vloeibare lasmetaal zal bij de stolling moeten verdwijnen. Een groot deel kan ontsnappen via het oppervlak, de rest blijft in het staal achter.

Temperatuur °C	D(H) mm ² s ⁻¹	D(C) mm ² s ⁻¹	D(N) mm ² s ⁻¹
20	$1,5 \times 10^{-3}$	$2,0 \times 10^{-15}$	$8,0 \times 10^{-15}$
100	$4,4 \times 10^{-3}$	$3,3 \times 10^{-12}$	$8,3 \times 10^{-12}$
200	$1,0 \times 10^{-2}$	$1,0 \times 10^{-9}$	$1,7 \times 10^{-9}$
400	$2,5 \times 10^{-2}$	$5,9 \times 10^{-7}$	$6,0 \times 10^{-7}$
700	$4,9 \times 10^{-2}$	$6,1 \times 10^{-5}$	$4,4 \times 10^{-5}$

tabel 5.1

Diffusiecoëfficiënten van waterstof, koolstof en stikstof in ferriet (KRG ijzer). Hoe groeten de waarde des te sneller verloopt de diffusie.

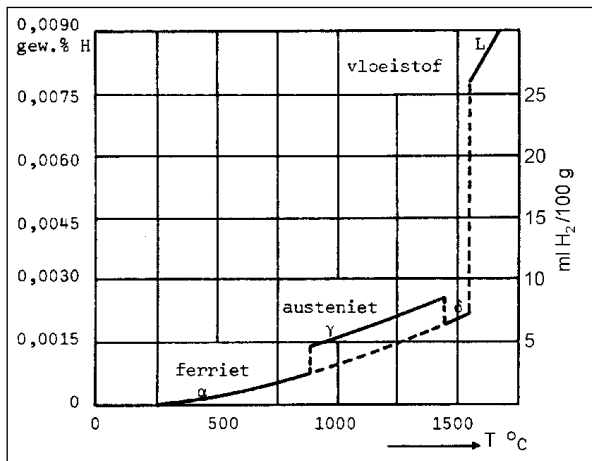
Een klein deel van de waterstof lost op in het rooster (de zg residuele waterstof), maar het meeste blijft als zogenaamde **diffundeerbare** waterstof in het rooster achter. Deze diffundeerbare waterstof speelt bij de koude scheurvorming een belangrijke rol. Door de hoge afkoelsnelheden na lassen is het niet mogelijk een evenwicht te bereiken en zal het staal bij kamertemperatuur oververzadigd aan diffundeerbare waterstof zijn. Door de lage diffusiecoëfficiënt van waterstof in ferriet bij kamertemperatuur verdwijnt deze nog maar heel langzaam. Bij temperaturen lager dan -70 °C is de diffusie van waterstof in ferriet vrijwel tot stilstand gekomen, een situatie die in austenitisch staal al bij kamertemperatuur bereikt is.



Figuur 5-2

Diffusiecoëfficiënt van waterstof in austeniet en ferriet als functie van de temperatuur.

De diffusie in ferriet wijkt beneden 200 °C nogal af van de roosterdiffusie, en des te sterker naarmate er meer verontreinigingen in het staal aanwezig zijn. De oorzaak hiervan zou gezocht moeten worden in het invangen van waterstof in microholtes.



Figuur 5-3
De oplosbaarheid van waterstof (H) in zuiver ijzer als functie van de temperatuur.

1 ml / 100 g \equiv 0,89 ppm

Wat is nu de rol van waterstof bij de scheurvorming?

Over het scheurmechanisme zijn enkele theorieën gangbaar:

- 1) De waterstof komt in holtes terecht, waar recombinatie plaats vindt ($2H \rightarrow H_2$). Binnen deze holtes (voids) wordt op deze wijze een hoge druk opgebouwd. Bij voldoende druk kunnen de holtes openscheuren, waarna het proces van drukopbouw opnieuw kan beginnen. In bros materiaal is de benodigde druk voor scheurvorming lager.
- 2) H-atomen adsorberen aan de wand van de microholtes, waardoor de oppervlakte-energie verlaagd wordt. Scheurvorming treedt nu niet op door de hoge druk maar doordat de energie die nodig is om scheurvorming te krijgen, lager is geworden.
- 3) De diffundeerbare waterstof zal bij voorkeur diffunderen naar gebieden in het rooster waar de elastische rek het grootst is, bijvoorbeeld rond de tip van een microscheur. De aanwezigheid van waterstof verlaagt de oppervlakte-energie (decohesie), waardoor de scheur zich kan uitbreiden. Door relaxatie van het rooster zal de vrijkomende waterstof naar de nieuwe plaats van de scheurtip diffunderen, waarna opnieuw scheuruitbreiding plaats kan vinden.

De laatste verklaring wordt thans gezien als de meest waarschijnlijke, ook omdat hiermee tevens het stapsgewijze (schoksgewijze) verloop van de scheurvorming te verklaren is.

De hoeveelheid waterstof wordt gewoonlijk uitgedrukt in:

ml H_2 per 100 g neergesmolten (deposited) lasmetaal (H_D)

Deze definitie is in feite geldig voor lasmetaal verkregen met beklede elektroden. Voor lasprocessen met een grote vermenging (zoals TIG, zonder of met weinig toevoegmateriaal, of OP lassen) is het aandeel neergesmolten lasmetaal klein en is het beter te spreken over *ml H_2 per 100 g gesmolten (fused) lasmetaal (H_F)*. Dit laatste is echter niet gebruikelijk, omdat vergelijking met beklede elektroden dan moeilijker is.

Om lastoevoegmateriaal te kunnen classificeren is de IIW indeling–A t/m E– gebruikelijk. De waarden hebben betrekking op diffundeerbare waterstof van neergesmolten lasmetaal:

A:	Hoog	> 15 ml /100 g neergesmolten lasmetaal
B	Middel	10-15 ml / 100 g
C	Laag	5-10 ml / 100 g
D	Zeer laag	< 5 ml / 100 g
E	Ultra laag	< 3 ml/100 g

Niveau E is niet officieel.

De diffundeerbare waterstof is de waterstof die bij kamertemperatuur (25 ± 5 °C) uit het lasmetaal kan diffunderen.

5.2.2 Bronnen van waterstof

Als bronnen van waterstof komen in aanmerking:

- Het lastoevoegmateriaal
- De atmosfeer
- Het moedermateriaal

Waterstof uit het lastoevoegmateriaal

Lastoevoegmaterialen, zoals beklede elektroden en laspoeder, kunnen "aanzienlijke" hoeveelheden water bevatten: geadsorbeerd en kristalgebonden⁴. Ook kan een bekleding van cellulose en rutiele elektroden andere waterstofhoudende componenten bevatten.

Het aanhangende vocht, dat door adsorptie uit de atmosfeer is opgenomen, kan door een adequaat droogproces verwijderd worden. Het kristalgebonden water laat zich pas bij hoge temperaturen verwijderen.

Basische elektrodes en laspoeders, waarvoor een laag H₂ vereist is, moeten dan ook zorgvuldig droog bewaard worden en, indien noodzakelijk, herdroogd volgens voorschrift.

Hoewel het vochtopnemende vermogen van deze producten de laatste jaren sterk is verlaagd, blijft een zorgvuldige behandeling noodzakelijk, vooral als gelast wordt in een vochtige omgeving.

Goed verpakte gevulde draden geven een laag tot zeer laag waterstof gehalte, evenals massieve draden

Het aanhangende vocht van een massieve draad verdampt snel, maar kan toch een kleine bijdrage waterstof aan het lasmetaal leveren.

Waterstof uit de atmosfeer

Indien een laag waterstofgehalte gewenst is, mag de vochtopname uit de omgeving niet worden verwaarloosd. Hierbij is de absolute vochtigheid van de lucht vanzelfsprekend zeer belangrijk: het lassen in een warme vochtige omgeving (tropen) veroorzaakt een

⁴ De mineralen die gebruikt worden in elektrodebekleding en laspoeder kunnen chemisch gebonden water bevatten (kristalwater).

hoger waterstofgehalte dan lassen in een koud en vochtig klimaat. Dit kan wel 2 ml schelen.

Waterstof uit het moedermateriaal

Een gebruikelijke bron van waterstof is het oppervlak van de te lassen naad: geadsorbeerd vocht, roest, verf, vet (ook vette vingers). Een goede naadvoorbewerking is dan ook noodzakelijk als lage waterstofgehaltenes nodig zijn.

Het staal zelf bevat meestal zeer weinig waterstof, doch in bijzondere gevallen, zoals in smeedstukken en andere zware onderdelen kunnen in de kern hogere H_2 niveaus gevonden worden.

Speciale aandacht verdient reparatie van constructiedelen die tijdens bedrijf waterstof hebben kunnen opnemen.

5.2.3 De invloed van de microstructuur in de WBZ

Om koudscheurvorming te krijgen moet de microstructuur scheurgevoelig zijn, dat wil zeggen een zekere mate van brosheid vertonen. Voor staal zijn dat structuren die een hoeveelheid martensiet en/of bainiet bevatten. De scheurgevoeligheid is daarnaast ook nog afhankelijk van de mate waarin harding optreedt (doorharding) en van de hoogte van de hardheid van de martensiet en bainiet. Ook Widmanstättenstructuren zijn scheurgevoelig.

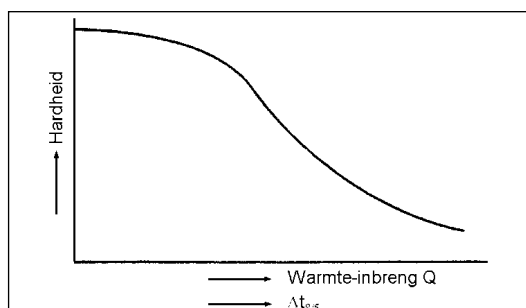
Of harding optreedt bij een gegeven samenstelling hangt vooral af van de afkoeltijd $t_{8/5}$, zoals eerder is beschreven.

De ongunstigste structuren treden op waar de temperatuur het hoogst is geweest, dus vlak naast de smeltlijn, in de WBZ.

In het lasmetaal is er in het algemeen voldoende taaierheid, o.a. door legeren met Mn.

De afkoelsnelheid is voor een gegeven werkstuk afhankelijk van de warmte-inbreng, de voorwarmtemperatuur en de plaatdikte. De hoogste afkoelsnelheid wordt bereikt bij een driedimensionale afkoeling, een geringe warmte-inbreng en zonder voorwarmen. In dat geval ontstaan de meeste hardingsstructuren en de hoogste hardheden.

De **hardheid** neemt af met toenemende warmte-inbreng, zoals in figuur 5.5 is weergegeven. De hoogst bereikbare hardheid is nagenoeg uitsluitend afhankelijk van de samenstelling van het staal, **met name van het C-gehalte**.



*Figuur 5-4
De hardheid als functie van de warmte-inbreng (afkoelsnelheid) bij een gegeven koolstofequivalent.*

De mate van **doorharding** wordt vooral bepaald door de overige legeringselementen. De invloed van ieder van deze legeringselementen kan voor ongelegeerd en laaggelegeerd staal uitgedrukt worden in een z.g. **koolstofequivalent**.

Dit is een empirisch getal dat bestaat uit de som van het gewichtspercentage koolstof en van een gewogen bijdrage van legeringselementen.

Van de vele koolstofequivalenten die in de afgelopen tijd zijn gepubliceerd, zijn er drie die thans gebruikt worden om de hardbaarheid te bepalen en om daarmee een voorwarmtemperatuur te bepalen.

Deze drie zijn:

$$CEV = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad \{5.1\}$$

$$CET = C + \frac{Mn + Mo}{10} + \frac{Cr + Cu}{20} + \frac{Ni}{40} \quad \{5.2\}$$

$$P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cr + Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad \{5.32\}$$

Formule {5.1} is de meest gebruikte formule, afkomstig van Dearden en O'Neill en in 1967 door het IIW voorgeschreven⁵.

Deze formule, die al in BS 5135:1974 gebruikt wordt voor de bepaling van de voorwarmtemperatuur, is toepasbaar voor ongelegeerde (fijnkorrelige) staalsoorten en laaggelegeerd C-Mn staal, maar niet voor microgelegeerd HSLA staal, laaggelegeerde fijnkorrelstaalsoorten of laaggelegeerde kruipvaste Cr-Mo staalsoorten. Daarvoor is formule {5.2} Beide formules worden in EN 1011-2 gebruikt.

Formule {5.3}, van Ito en Bessyo voor C-staal wordt gebruikt bij de bepaling van de voorwarmtemperatuur volgens AWS D1.1 (Annex XI).

De geldigheid van de formules is weergegeven in tabel 5.2.

De hardheid en doorharding in de WBZ is afhankelijk van de samenstelling en de warmte-inbreng (de lasgegevens):

- Hoe hoger de warmte-inbreng, des te lager de afkoelsnelheid en des te lager de hardheid.
- Hoe meer C, des te hoger de hardheid, vooral bij lage warmte-inbreng (hardere martensiet).
- Hoe hoger het koolstofequivalent als gevolg van meer legeringselementen, des te langer blijft de hardheid op een relatief hoog niveau..

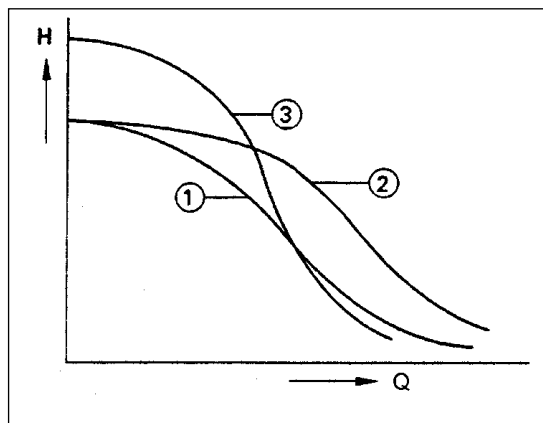
In Figuur.5-5 zijn deze aspecten in één figuur weergegeven

⁵ In nieuwere normen wordt de afkorting CEV gebruikt, in oudere normen nog CE. De AWS gebruikt de afkorting CE

	CE = CEV	CET	P _{CM}
C	0,05 - 0,25	0,05 - 0,32	0,07 - 0,22
Mn	1,7	0,5 - 1,9	0,40 - 1,40
Si	0,8	0,8	0,60
Cr	0,9	1,5	1,2
Ni	2,5	2,5	1,2
Mo	0,75	0,75	0,7
V	0,20	0,18	0,12
Cu	1,0	0,7	0,5
B	--	0,005	0,005
Nb		0,06	
Ti		0,12	
geldigheidsgebied	0,3 – 0,7 %	0,2 - 0,5 %	

tabel 5.2

Samenstellingsgrenzen en geldigheidsgebied voor de genoemde koolstofequivalenten.



Figuur.5-5

De hardheid van staal als functie van de warmte-inbreng, koolstofgehalte en koolstofequivalent.

- ① en ② hebben hetzelfde C-gehalte, maar verschillende CE-waarde (② heeft meer legeringselementen).
 ② heeft meer legeringselementen).
 ③ heeft dezelfde CE-waarde als ①, maar een hoger C-gehalte.

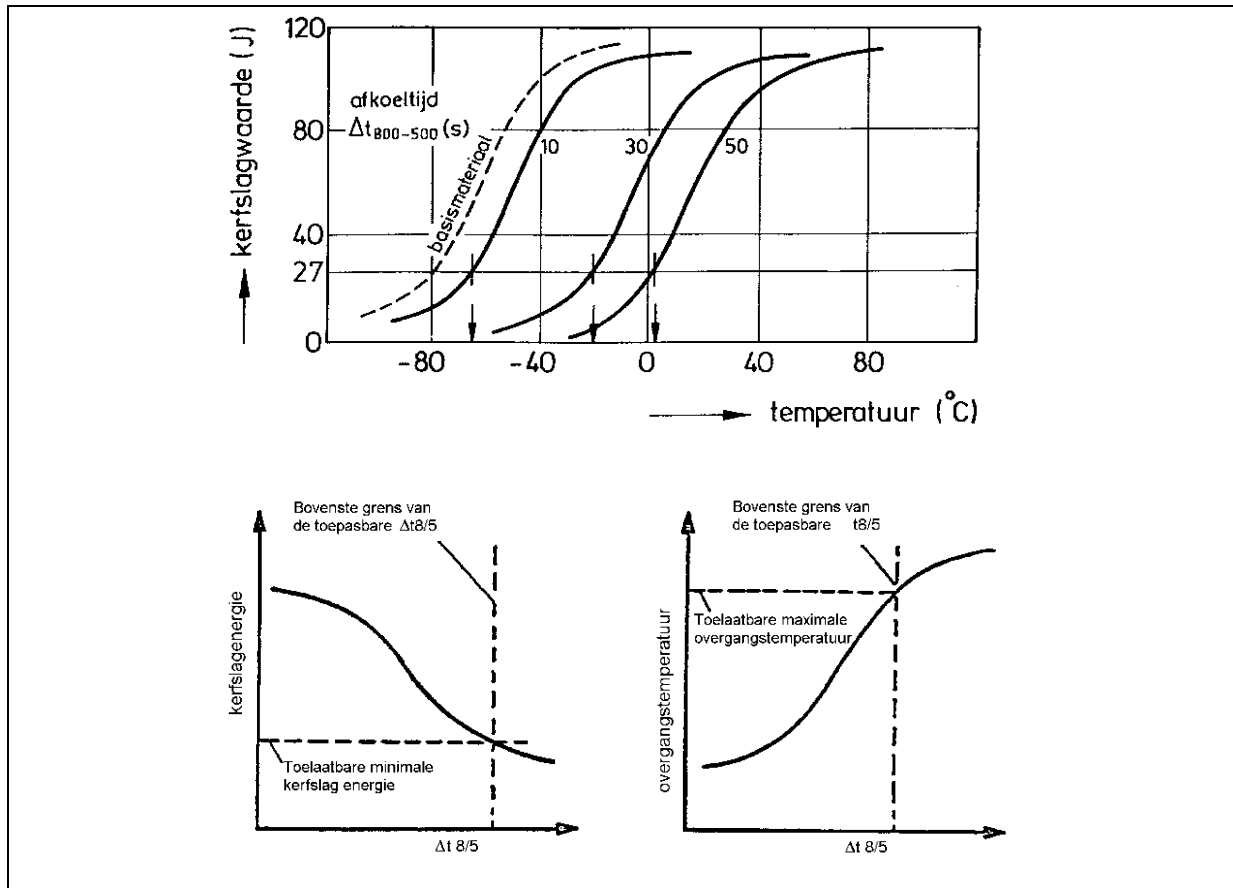
Als de hardheid boven 350 Hv30 komt is de kans op te brosse structuur aanwezig en moeten wellicht maatregelen genomen worden om koudscheurvorming te voorkomen. Als kritische waarde voor CEV wordt veelal een waarde van 0,45 aangehouden. Voor CET en P_{CM} zijn (mij) geen waarden bekend.

Uit het voorgaande blijkt dat daaraan voldaan kan worden door gebruik te maken van een minimale warmte-inbreng. Los van het feit of dat lastechnisch kan, kan dat op een aantal bezwaren stuiten:

- Meer warmte-inbreng levert een grotere warmtebeïnvloede zone en een grotere grofkorrelige zone naast de las wat een lagere rek grens en taaiheid oplevert.
- Meer warmte-inbreng kan een drastische verlaging van de kerfslagwaarde veroorzaken: de overgangstemperaturen verschuiven naar hogere temperaturen. In Figuur 5-6 is dit weergegeven.
- Meer warmte-inbreng geeft soms aanleiding tot warmscheuren.

Een andere manier om de afkoelsnelheid te verlagen, en daardoor ook de kans op harding, is een zekere voorwarm- en interpasstemperatuur aan te houden. **Het grote voordeel hiervan is ook, dat de eventueel aanwezige waterstof meer tijd heeft om door diffusie te verdwijnen.**

Nadeel zijn de hogere kosten, wat een zeer belangrijke reden kan zijn om niet voor te verwarmen.



*Figuur 5-6
Invloed van de afkoeltijd $t_{8/5}$ op de kerfslagwaarde en overgangstemperatuur in de warmtebeïnvloede zone.*

5.2.4 Invloed van spanningen.

Spanningen treden altijd op in een lasverbinding. We onderscheiden:

- **afkoelspanningen** (krimpspanningen).
In de buurt van de las zijn het trekspanningen, waarvan de grootte afhangt van de rekgrens van het staal en van de aard van de constructie (restraint condition⁶).
- **omzetspanningen**.
Extra spanningen kunnen ontstaan tengevolge van faseformaties.
- **spanningsconcentraties**.
Deze komen voor bij kerwen en (micro)scheurtjes.

Hoe spanningen beïnvloed kunnen worden, is besproken in hoofdstuk 3.

Verlaging van spanningen door te lassen met hoge warmte-inbreng (minder snoeren) is niet altijd mogelijk in verband met de daling de kerftaaiheid. Verlaging van de spanningen door verhoging van de voorwarmtemperatuur is ook hier een mogelijkheid.

5.2.5 Bepaling de voorwarmtemperatuur

Een belangrijke vraag: moet er voorverwarmd worden en zo ja hoe hoog?
Daartoe kunnen een aantal grafieken en tabellen dienen, die in normen en literatuur verschenen zijn.

Achtereenvolgens worden besproken:

- Bepaling van de voorwarmtemperatuur volgens EN 1011-2.
- Bepaling van de voorwarmtemperatuur volgens AWS D 1.1

5.2.5.1 EN 1011-2

In EN 1011-2 zijn twee methodes beschreven voor de bepaling van de voorwarmtemperatuur

- Methode A bedoeld voor ongelegeerde fijnkorrelige staalsoorten en laaggelegeerde staalsoorten. Hierbij wordt **de CEV** toegepast
- Methode B is voor laaggelegeerde fijnkorrelige (hoge sterkte) staalsoorten, waarbij **CET** wordt gebruikt.

Methode A

In BS 5135 wordt de voorwarmtemperatuur berekend uit de samenstelling, het waterstofgehalte en de warmte-inbreng. De resultaten van deze berekening zijn in nomogrammen weergegeven.

Bailey heeft deze nomogrammen in enigszins vereenvoudigde vorm gepresenteerd, welke overgenomen zijn in EN 1011. Het betreft een grafische bepaling van de voorwarmtemperatuur als functie van de *gecombineerde* plaatdikte, het waterstofgehalte, de CEV-waarde en de warmte-inbreng (zie Figuur 5-7).

⁶ Restraint Condition:

De las is star opgespannen en kan niet vrij bewegen. Er worden dan hogere restspanningen verwacht.

De gecombineerde plaatdikte is een rekeneenheid (zie Figuur 5-9)
Het waterstofgehalte is ingedeeld in klassen A tot en met E.

Er zijn 13 grafieken zoals Figuur 5-7, gelabeld a t/m m; in elke grafie is een tabelletje met een unieke relatie tussen HD en CEV.

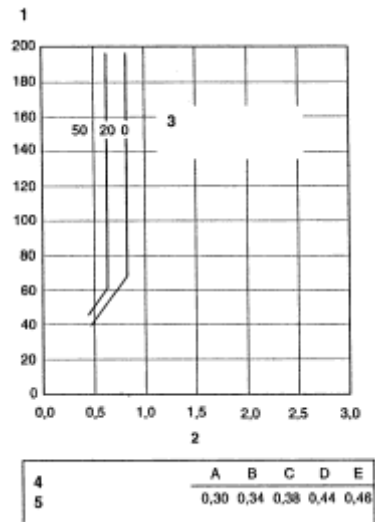


Diagram no b

1 = gecombineerde plaatdikte (mm)

2 = Warmte-inbreng (kJ/mm)

3 = minimale warmte-inbreng (°C)

4- schaal van de waterstof (HD)

5 = CEV waarde

Figuur 5-7

Diagram ter bepaling van de voorwarmtemperatuur volgens EN 1011-2.
(in totaal zijn er 13 van deze diagrammen a tot en met m).

De wijze waarom de voorwarmtemperatuur wordt bepaald is als volgt:

1. Bepaal het waterstofgehalte van het lasmetaal (ga daarbij uit van gegevens van de leverancier)
2. Bepaal zo nauwkeurig mogelijk het koolstofequivalent : CEV waarde⁷
3. Zoek het diagram op waarin deze twee waarden in één kolom voorkomen.
4. Bepaal de gecombineerde plaatdikte (figuur 5.9) en de warmte-inbreng. Het snijpunt geeft de minimale voorwarmtemperatuur, af te ronden naar de eerstvolgende hogere waarde.

Het nadeel van deze diagrammen is dat er niet echt rekening is gehouden met de restraint conditie.

Daarvoor wordt slechts een indicatie gegeven in de vorm van "lage tot hoge restraint", zonder precies aan te geven wat laag en wat hoog is.

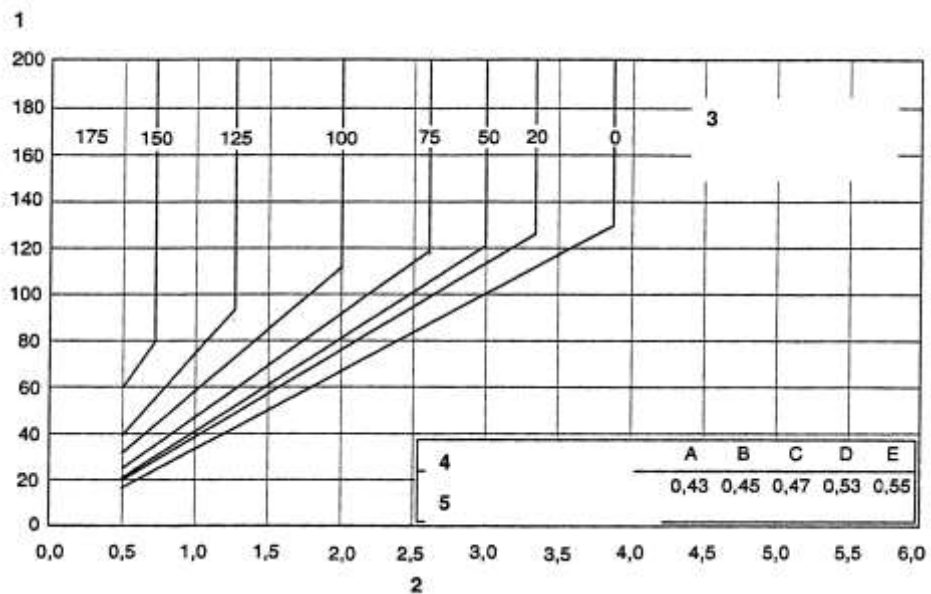
⁷ Als alle waardes, behalve C en Mn 0 zijn, wordt een waarde van 0,03 de CEV opgeteld

Voorbeeld voor de toepassing (Figuur 5-8)

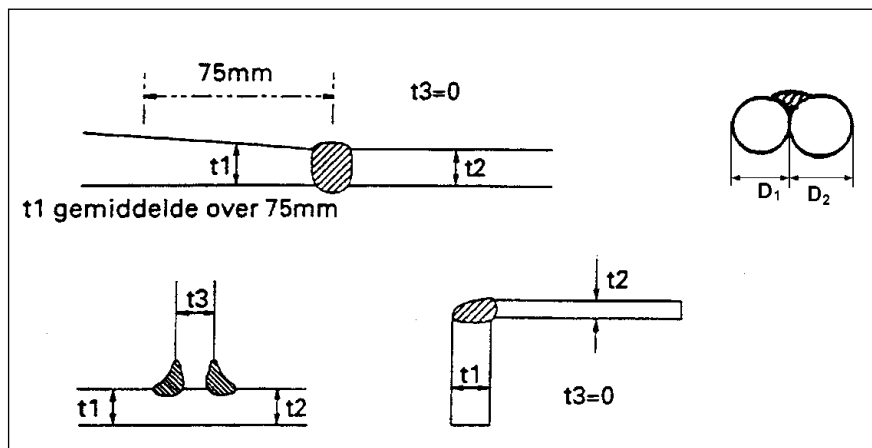
Stel CEV = 0,45
 HD = klasse B
 gecombineerde plaatdikte $d = 60 \text{ mm}$
 $Q = 1.25 \text{ kJ/mm}$

Zoek in de grafieken het tabelletje waar B en 0,45 boven elkaar staan.
 In de bijbehorende grafiek ligt het snijpunt van de gecombineerde dikte en Q tussen 75 en 100 °C. De te kiezen voorwarmtemperatuur is dan minimaal 100°C

Als de combinatie HD en CEV niet boven elkaar staat moet een hogere CEV gekozen worden, dus als C/0,46 niet bestaat kiest men C/0,47



Figuur 5-8 Diagram no e



Figuur 5-9
 Bepaling van de gecombineerde plaatdikte. $t_g = t_1 + t_2 + t_3$ respectievelijk $t_g = (D_1 + D_2) / 2$ waarbij $D_{max} = 40 \text{ mm}$.
 Als in de staande hoeklas de lassen gelijktijdig worden gelast dan geldt $t_g = \frac{1}{2}(t_1 + t_2 + t_3)$

Methode B

Bij deze methode, waarbij CET wordt gebruikt, worden de vier invloedsfactoren door middel van empirische formules apart berekend. De voorwarmtemperatuur is de som van de resultaten.

$$T_p = T_{pCET} + T_{pd} + T_{pHD} + T_{pQ} \quad (^\circ C)$$

met

$$T_{pCET} = 750 \times CET - 150$$

$$T_{pd} = 160 \times \tanh\left(\frac{d}{35}\right) - 110$$

$$T_{pHD} = 62 \times HD^{0,35} - 100$$

$$T_{pQ} = (53 \times CET - 32) \times Q - 53 \times CET + 32$$

In de norm worden deze berekeningen ieder apart ook grafisch weergegeven.

De grenzen voor de geldigheid zijn:

CET = 0,2-0,5

d = 10-90 mm

HD 1-20ml/100g lasmetaal

Q 0,5-4,0 kJ/mm

Constructiestaat met een max. rekgrens van 1000 MPa

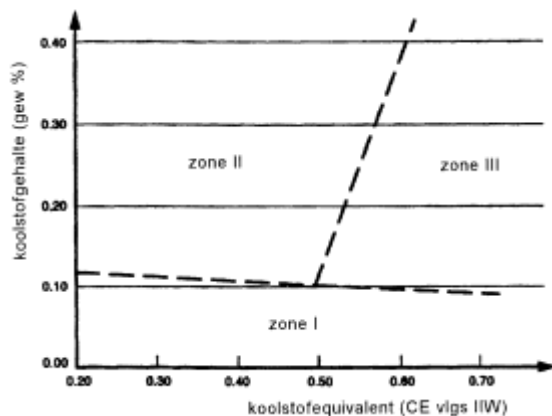
5.2.5.2 AWS D1.1

Ook hier worden twee methodes beschreven, die afhankelijk zijn van de zone-indeling. Afhankelijk van het CE en %C worden staalsoorten ingedeeld in drie zones. (Figuur 5-10)

- **Zone 1** De kans op scheuren is niet groot, maar is wel mogelijk bij een hoog waterstofgehalte of een zeer hoge restraint. Bepaal in dit geval de voorwarmtemperatuur door meting van het waterstofgehalte (methode 1).
- **Zone 2.** De minimum warmte-inbreng kan worden bepaald door het meten van de hardheid, zodat voorwarmen niet nodig is (methode 2). Als de gevonden warmte-inbreng niet mogelijk is uit praktische of metaalkundige overwegingen gebruik dan methode 1.
Ook voor V en X naden dient methode 2 gebruikt te worden.
Voor staalsoorten met een hoog C-gehalte worden beide methodes toegepast.
- **Zone 3.** In alle andere gevallen wordt methode 1 toegepast.

LET OP:

De AWS gebruikt CE. Dat is gelijk aan CEV



Figuur 5-10 Zone-indeling volgens AWS

Methode 1

Bij de bepaling van de voorwarmtemperatuur volgens AWS wordt gebruik gemaakt van de P_{CM} -waarde.

Hierin is wel een indicatie van de vervormingsverhindering opgenomen, echter de toe te passen warmte-inbreng is buiten beschouwing gebleven.

Bij deze methode wordt een zogenaamde “susceptibility index grouping” bepaald als functie van het waterstofgehalte in het lasmetaal en de P_{CM} waarde. Dit is een letter (A-G) waarmee een voorwarmtemperatuur als functie van de mate van restraint en de plaatdikte in een tabel worden afgelezen (zie tabel 5.3 en tabel 5.5).

Waterstofgehalte H_D (ml/100 g)	Gevoeligheids groepsletter					
	P_{CM}	<0,18	<0,23	<0,28	<0,33	<0,38
$H1 \leq 5$		A	B	C	D	E
$H2 \leq 10$		B	C	D	E	F
$H3 \leq 30$		C	D	E	F	G

tabel 5.3 Gevoeligheids letter A-G voor koudscheuren afhankelijk van P_{CM} en H_D .

De susceptibility index grouping kan ook worden bepaald met een formule. Daartoe berekent men de susceptibility index (SI) volgens formule {5.4} en zet dat om naar een letter (tabel 5.4)

$$SI = 12 \times P_{CM} + 10 \log HD \quad \{5.4\}$$

groepsletter	A	B	C	D	E	F	G
	<3	3,1-3,5	3,6-4,0	4,1-4,5	4,6-5,0	5,1-5,5	5,5-7,0

tabel 5.4 Groepsletter voor de berekende SI

Mate van vervormingsverhinderend c.q. vervormingsvrijheid bij het lassen	Plaatdikte mm	Geadviseerde voorwarmtemperatuur bij gegeven groepsletter Temperatuur in °C						
		A	B	C	D	E	F	G
Lage restraint Gebruikelijke hoeklassen en stompe lassen welke een redelijke mate van vervormingsvrijheid hebben	< 10	< 20	< 20	< 20	< 20	60	140	150
	10-20	< 20	< 20	20	60	100	140	150
	20-40	< 20	< 20	20	80	110	140	150
	40-75	20	20	40	95	120	140	150
	>75	20	20	40	95	120	140	150
Middelmatige restraint Hoeklassen en stompe lassen waarbij een verminderde vervormingsvrijheid bestaat doordat er al verstijvingen zijn aangebracht	< 10	< 20	< 20	< 20	< 20	70	140	160
	10-20	< 20	< 20	20	80	115	145	160
	20-40	< 20	20	75	110	140	150	160
	40-75	20	80	110	130	150	150	160
	>75	95	120	140	150	160	160	160
Hoge restraint Lassen waarbij er vrijwel geen vervormingsvrijheid meer bestaat, zoals bijvoorbeeld bij reparatielassen, met name in dik materiaal	< 10	< 20	< 20	< 20	40	110	160	160
	10-20	< 20	20	70	105	140	160	160
	20-40	20	85	115	140	150	160	160
	40-75	115	130	150	150	160	160	160
	>75	115	130	150	150	160	160	160

tabel .5.5

Geadviseerde voorwarmtemperatuur afhankelijk van de gevoeligheidsindex voor koudscheuren (zie tabel 5.3), de mate van restraint en de plaatdikte.

Methode 2

De hardheid is afhankelijk van het CE en de warmte-inbreng (= afkoelsnelheid).

Voor de hardheid van 350 en 400 HV is een grafiek bijgevoegd waarmee de afkoelsnelheid bij 540 °C wordt afgelezen.

Voor hoeklassen van verschillende diktes van beide benen kan vervolgens een warmte-inbreng grafisch worden bepaald.

Indien deze warmte-inbreng niet praktisch is, dient methode 1 te worden gebruikt

Deze methode is beperkt bruikbaar

Voor verdere informatie: zie AWS D1.1 annex XI.

5.2.6 De scheurfactor van Ito en Bessyo

Met de zogenaamde scheurfactor van Ito en Bessyo kan ook een voorwarmtemperatuur worden berekend.

Zij ontwikkelden een parameter (de scheurfactor) voor het lassen van hogesterkte staalsoorten:

$$P_W = P_{CM} + \frac{H_D}{60} + \frac{R}{40000} \quad \{5.3\}$$

Met:

P_{CM} = het reeds genoemde koolstofequivalent;

H_D = het waterstofgehalte in ml per 100 g neergesmolten lasmetaal;

R = een factor⁸ die de mate van restraints aangeeft in N/mm². Bij een zeer sterke krimpverhindering is deze waarde groot. In de literatuur wordt deze waarde veelal vereenvoudigd tot $t/600$, waarin t = plaatdikte in mm.

Om scheuren te voorkomen zou P_W voor C-Mn staal <0.30 moeten zijn om scheuren te voorkomen

In de loop van de tijd zijn nog enkele, meer verfijnde empirische formules voor de scheurfactor ontwikkeld.

Met behulp van de scheurfactor is een minimale voorwarmtemperatuur in °C empirisch afgeleid:

$$T_0 = 1440 \times P_W - 392 \quad (^\circ\text{C}) \quad \{5.4\}$$

Een bezwaar van koolstofequivalenten (ook van CE en P_{CM}), is dat staalsoorten met eenzelfde CE en een verschillend C-gehalte toch verschil in koudscheurgevoeligheid vertonen. De soorten met het laagste koolstofgehalte blijken het minst scheurgevoelig. Zo kunnen staalsoorten met een laag C-gehalte en een hogere CE waarde dezelfde scheurgevoeligheid vertonen als staalsoorten met een hoog C-gehalte en een lage CE-waarde. Daarom is het maken van lastesten onvermijdelijk.

Rekenvoorbeeld

Stel $P_{CM} = 0.25$, $H_D = 6$, plaatdikte 30 mm, met starre opspanning

Uit {5.3} volgt $P_W = 0.40$

Uit {5.4} volgt $T_0 = 184$ °C

Uit tabel 5.4, waarmee de voorwarmtemperatuur is te bepalen volgens AWS volgt $T_0 = 140$ °C.

⁸ Er geldt $R = Ed/l$, waarin E = elasticiteitsmodulus, d de materiaaldikte en l de restraintlengte R is dus gedefinieerd als de kracht per lengte-eenheid, gedeeld door de verplaatsing als gevolg van deze kracht.

5.2.7 Samenvatting

Om koudscheuren in ongelegeerd en laaggelegeerd staal te voorkomen, is het volgen van de juiste procedure vrijwel altijd voldoende

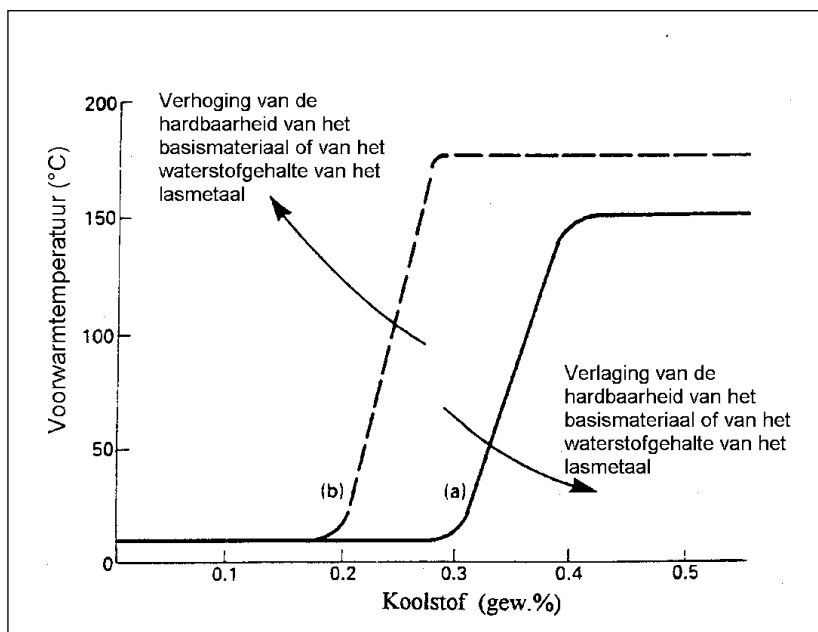
De maatregelen die mogelijk zijn om de vorming van door waterstof geïnduceerde koudscheuren te voorkomen zijn:

1. verlaag het waterstofgehalte van het lasmetaal;
2. zorg voor een niet scheurgevoelige microstructuur;
3. vermijd hoge en onnodige trekspanningen.

Dat betekent meestal:

- keuze van goede constructiematerialen, met een binnen de specificatie van de samenstelling een zo laag mogelijk koolstofequivalent ;
- zodanig ontwerpen en lassen, dat hoge inwendige trekspanningen worden voorkomen;
- keuze van het juiste lasproces en laspositie een proces dat een laag waterstof potentiaal heeft een laspositie dat een hoge warmte-inbreng mogelijk maakt
- controle over de lasprocedures, met name over het temperatuurverloop;
- toepassing van PWHT (*post weld heat-treatment*), zoals waterstofarm gloeien;
- toepassing van niet koudscheurgevoelige lastoevoegmaterialen.

Als voorwarmen noodzakelijk is, zijn er duidelijke procedures om de juiste temperatuur te kiezen



Figuur 5-11

Kwalitatieve weergave van de samenhang tussen waterstofgehalte, restraint, hardbaarheid, koolstofgehalte voorwarmtemperatuur.

5.3 Lamellar tearing

Lamellar tearing is een vorm van scheuren in constructiestaal, optredend in het basismateriaal (warmtebeïnvloede zone)

De oorzaak is een lage taaigheid in de dikterichting in combinatie met hoge lokale krimpspanningen.

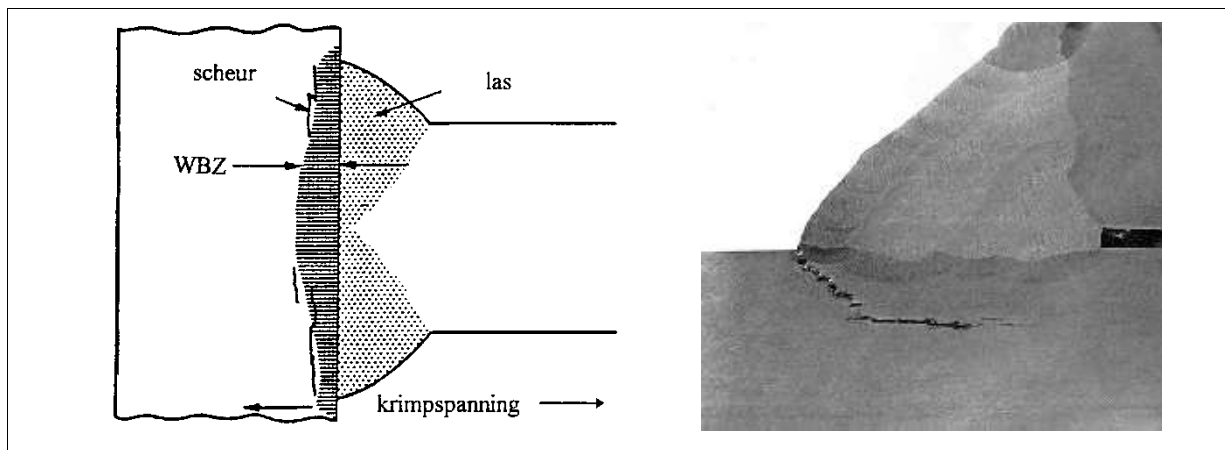
Lamellar tearing is beperkt tot platen en pijpen (staal) met een vrij grote dikte (ca 25-65 mm dikte), waarin grote platgewalste insluitsels in banen aanwezig zijn.

De scheurvorming treedt op evenwijdig aan de walsrichting, in die gevallen waarin de lasspanningen loodrecht op de plaat staan, dat wil zeggen als de smeltlijn van de las min of meer evenwijdig aan het oppervlak ligt.

Lamellar tears worden anders dan bij waterstofscheuren, vooral gevormd direct tijdens de afkoeling, al bij temperaturen van 300 °C, hoewel er ook lamellar tearing is waargenomen na een lange bedrijfstijd (zelfs maanden later). In dit laatste geval wordt vermoed dat waterstof toch ook een rol speelt.

Lamellar tearing ontstaat als resultaat van een lage *through thickness* taaigheid en de aanwezigheid van segregaties van grote insluitsels (MnFe)(S), silicaten en oxides. Deze insluitsels liggen uitgewalst, laagsgewijze in de lengterichting. Hierdoor is de taaigheid in de Z-richting (de dikte) extra laag.

Onder invloed van trekspanningen, vooral in hoge restraint condities, kan de matrix langs het insluitel gaan scheuren. Aan het eind van het insluitel springt de scheur over naar een ander insluitel, dat eventueel op een andere diepte ligt. Hierdoor ontstaat de karakteristieke scheurvorm (figuur 5.11).



Figuur .5-12

Schematische voorstelling van het ontstaan van lamellar tearing, en een voorbeeld in een hoeklas.

De belangrijkste oorzaken van lamellar tearing blijkt dan ook te zijn:

- Te lage taaigheid in de dikterichting (Z-richting)
- Een groot oppervlak aan plaatvormige insluitsels
- Hoge trekspanningen in de dikterichting
- Dikke plaat (ca 25 – 65 mm)

Op grond van deze feiten is het mogelijk de scheurvorming te vermijden:

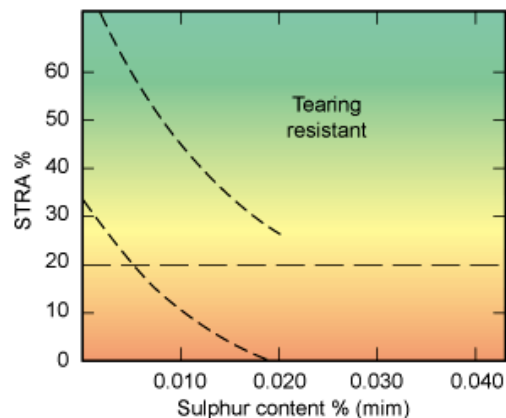
Te lage taaigheid in de dikterichting

Tegenwoordig worden de staalsoorten met een lager gehalte aan insluitsels geleverd. Bovendien is de segregatie ervan in continu-gegoten staal minder en door een betere verwalsing worden de insluitsels fijner verdeeld. Dit leidt tot een betere taaigheid in de Z-richting.

Staalsoorten met een goede taaigheid in de Z-richting worden vaak aangeduid met de letter Z: Z-type of Z-grade.

Ook een behandeling van het staal met Ce blijkt een gunstig effect te hebben: de sulfiden blijven hierdoor bolvormig, zelfs na het walsen.

Vooraf een hoog zwavelgehalte blijkt een grote invloed te hebben op de vorming van lamellar tearing. Hoewel er geen empirische formule voor bekend is, is er wel een grafisch verband tussen de insnoering (Z) van een trekstaaf uit de dikterichting en het percentage S. Als Z lager is dan 20% is er, voor de genoemde plaatdikte kans op scheurvorming



Een groot oppervlakte aan plaatvormige insluitsels

Hierboven is aangegeven dat verlagings van het aantal insluitsels een adequate oplossing is. Door moderne vacuüm ontgassing (VOD) van het staal is dit niet moeilijk te bereiken.

De scheurinitiatie vindt plaats aan het grensvlak tussen insluitsel en metaal, als gevolg van hoge spanningsconcentraties. De rek die het materiaal daar kan opnemen is afhankelijk van de grensvlakspanning tussen insluitsel en metaal; deze is voor MnS-Fe zeer laag, zodat de rek ter plaatse bijna nul is. Inderdaad blijkt de initiatie moeilijker te worden als het S-gehalte daalt.

Hoge trekspanningen in de dikterichting

Door het vermijden van voor lamellaire scheuren gevoelige constructies (naadvormen) kan een hoop narigheid worden voorkomen. Het gaat daarbij om de rek over de dikte te verlagen. In figuur 5.12 zijn een aantal elementaire regels weergegeven.

Daar dergelijke maatregelen extra kosten met zich meebrengen is het verstandig eerst met proeflassen vast te leggen wat de beste methode is.

Ook wordt de kans op lamellar tearing kleiner door het aanbrengen van een (zachte) bufferlaag, waarin de dwarsspanningen grotendeels worden opgevangen. In dit gebied zijn ook geen platgewalste insluitsels aanwezig.

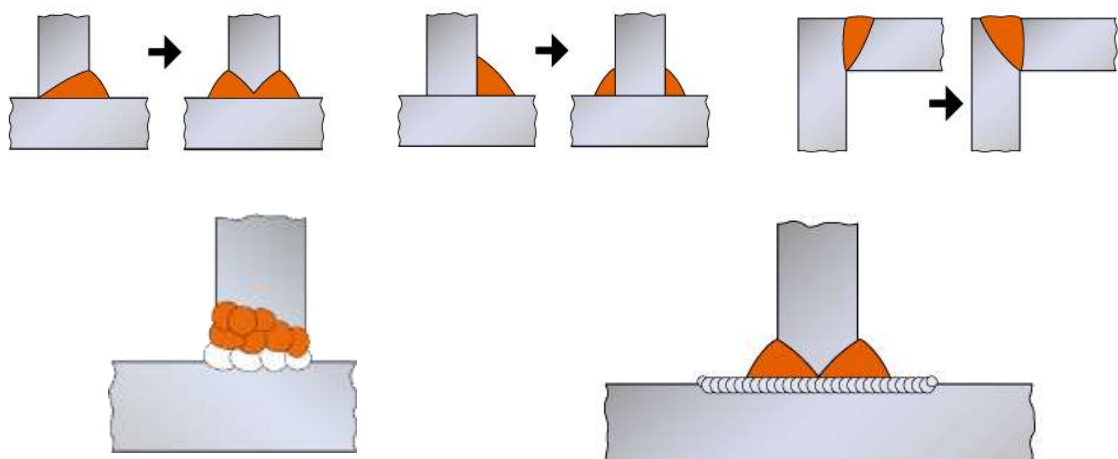
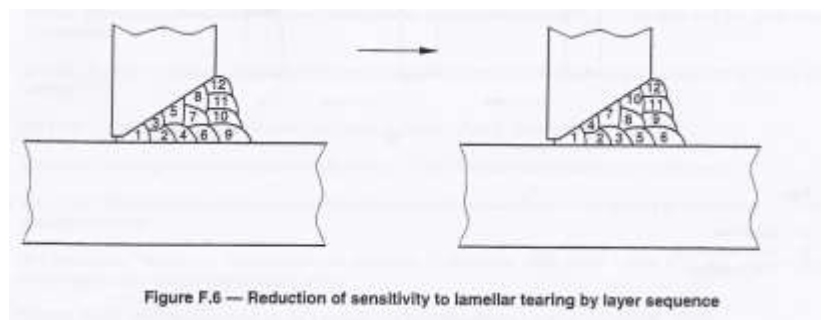
Dikke plaat (25 – 65 mm)

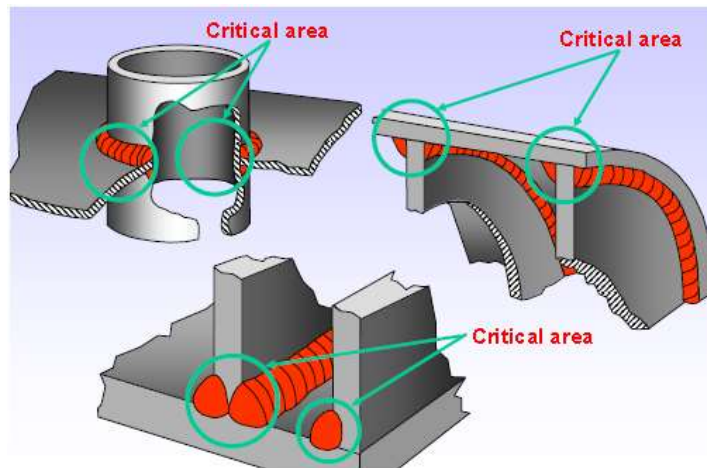
Als plaat van 25-65 mm dikte noodzakelijk is moeten alle hiervoor genoemde maatregelen genomen worden om scheurvorming te vermijden.

Bij zeer grote plaatdikte is het probleem ook weer minder omdat daarin de platgewalste insluitsels niet tot aan het oppervlakte komen. Ook in continu gegoten staalplaat blijven de segregaties meer in het midden van de plaat en kan vlak onder het oppervlak geen initiatie plaatsvinden.

Op grond van bovenstaande zijn er een aantal aanbevelingen te maken om LT te vermijden

- Bij een gegeven spanning, zorg voor een zo groot mogelijk lasoppervlak
- Minimaliseer de slink (volumeverandering bij stollen)
 - Door lasvolume te beperken
 - Door een minimaal aantal lassnoeren
 - Door een juiste lasopbouw (butterlagen)
- De las moet zo mogelijk zodanig worden uitgevoerd dat een zo groot mogelijk contact met de gewalste plaat ontstaat
- De spanningen loodrecht op de gewalste plaat moeten worden geminimaliseerd.
- De las kan worden uitgevoerd door te butteren met een materiaal met lage sterkte





Kritische plaatsen in grote constructies met een hoge mate van restraint

5.4 Warmscheuren

Warmscheuren treden op bij hoge temperatuur als gevolg van een gebrek aan taaigheid bij de heersende (krimp)spanningen en verlopen **interkristallijn**. Ze treden vooral op in legeringen met een KVG rooster, zoals Al-, Ni- en Cu-legeringen en in austenitisch roestvast staal. Ook in ferritisch staal kunnen in bepaalde gevallen warscheuren voorkomen.

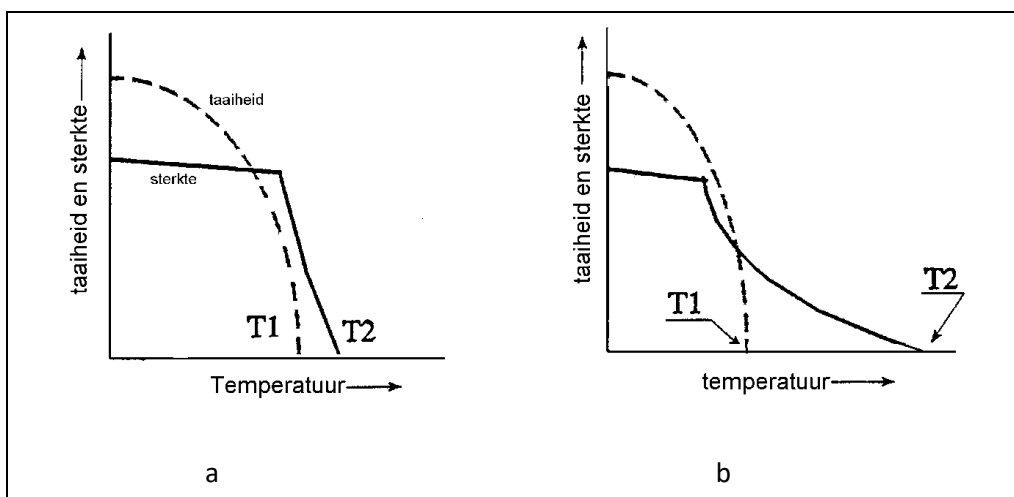
Het is gebruikelijk om drie soorten te onderscheiden, te weten:

1. stolscheuren (solidification cracks)
2. smeltscheuren (liquation cracks)
3. scheuren door verminderde vervormbaarheid (ductility dip cracking)

Stolscheuren **initiëren** in het lasmetaal, smeltscheuren in de WBZ of in lasmetaal na herverhitten; ductility dip cracking treedt vooral op in de WBZ.

5.4.1 Stolscheuren (solidification cracks)

Alle niet-eutectische legeringen vertonen een stoltraject. Bij de afkoeling wordt dit traject doorlopen, waarbij de hoeveelheid vaste stof geleidelijk toeneemt en de hoeveelheid vloeibare fase dienovereenkomstig afneemt. De gestolde kristallen groeien tegen elkaar aan en vormen zo een samenhangende massa.



Figuur.5-13

Mechanische eigenschappen van legeringen als functie van de temperatuur.
Hoe groter het verschil tussen T1 en T2 des te scheurgevoeliger

Bij een zekere temperatuur T2, de z.g. **coherentie temperatuur**, (ook **wel Nil-Strength Temperature NST**) kan de legering voor het eerst enige sterkte opnemen.

Het materiaal gedraagt zich dan nog stroperig, dwz het veert nog niet terug als de spanning afneemt, het is niet taai en breekt met een brok beukvlak.

Bij een zekere temperatuur T1, als alles getold is, gaat het materiaal taaigheid vertonen.

Die temperatuur wordt de **Nil-Ductility Temperatuur (NDT)** genoemd. Bij verder dalende temperatuur neemt de taaigheid snel toe.

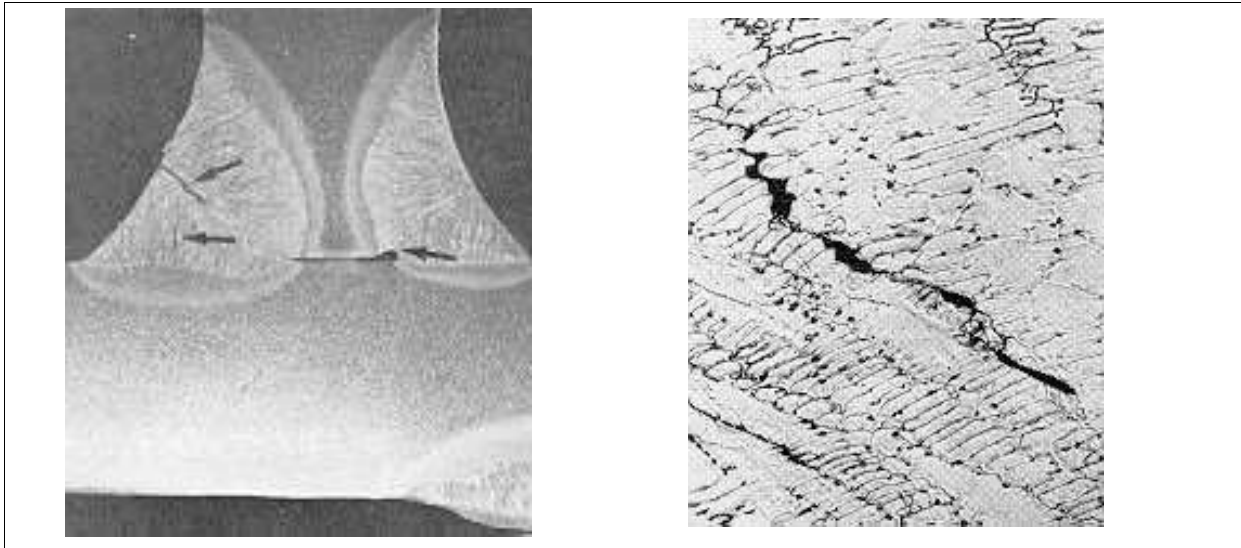
Hoe groter de **brittle temperature range (BTR)** (=verschil tussen T1 en T2) des te scheurgevoeliger de legering is.

Dus:

Hoe groter het stoltraject en hoe lager de temperatuur van de smelt, des te meer kans is er op een groot verschil tussen T1 en T2.

Bepaalde omstandigheden zullen stolscheuren kunnen bevorderen, namelijk:

- de mate van restraint (krimpspanningen)
- de aanwezigheid van laagsmeltende fases (vaak verontreinigingen) in de laatststollende vloeistof.



Figuur 5-14

Voorbeeld van een stolscheur (macro- en microscopisch)

5.4.2 Smeltscheuren (*liquation cracks*)

Net onder de solidustemperatuur van het basismateriaal kunnen bepaalde fases, of insluitels, die zich op de korrelgrens bevinden, reeds tot smelten komen. De vloeibare fase kan, afhankelijk van de grensvlakspanning uitvloeien tot een film die meerdere korrelgrenzen bevochtigt.

Door de krimp tijdens het afkoelen kunnen de bevochtigde korrels uit elkaar glijden. Enkele fases of insluitels in staal kunnen zijn: sulfiden (FeS en Ni_3S_2), oxiden en sommige carbiden (o.a. NbC).

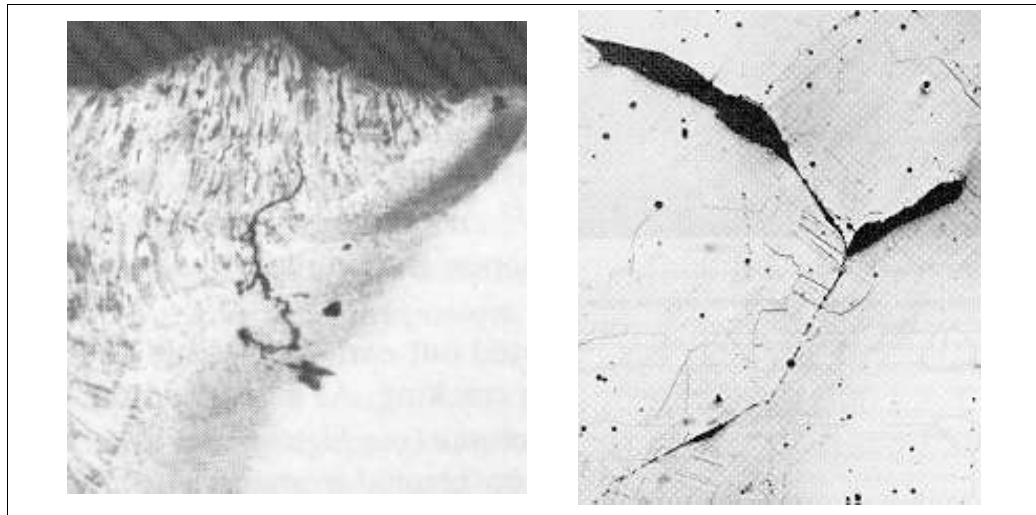
Hoewel een smeltscheur begint in de WBZ kan ze doorlopen in het lasmetaal.

Smeltscheuren kunnen ook in lasmetaal optreden: bij het meerlagenlassen worden in het lasmetaal ook warmtebeïnvloede zones gevormd. Dat er niet eerst stolscheuren optreden komt door de aanvankelijk te lage krimpspanning.

Omdat in dit geval de scheuren ontstaan na herverhitten van lasmetaal worden ze ook wel *reheat cracks*⁹ genoemd.

Karakteristiek aan smeltscheuren zijn de grillige randen van de scheuren: de vloeibare fase ontstaat min of meer willekeurig en is pas later met elkaar in contact gekomen.

⁹ De naam reheat cracking wordt meestal in een ander verband gebruikt, namelijk als scheurfenomeen in kruipvast ferritisch staal. Het is daarom beter om ook hier van liquation cracking te spreken.



Figuur 5-15
Voorbeeld van een smeltscheur (micro- en microscopisch)

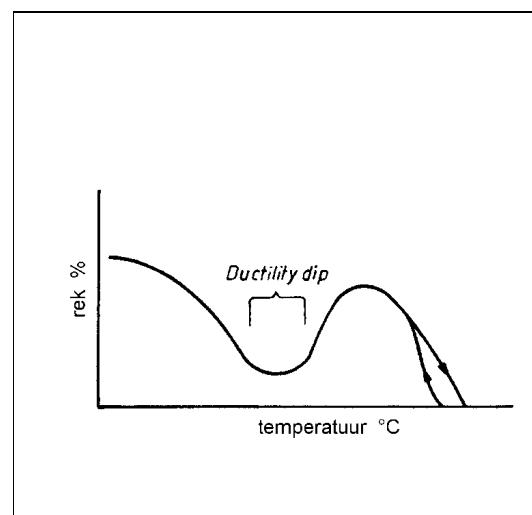
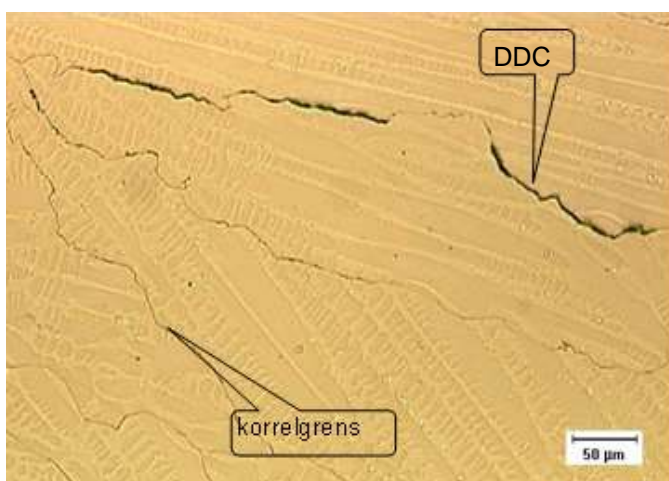
5.4.3 Scheuren door verminderde vervormbaarheid (ductility dip cracking)

Deze scheuren treden op vooral op in de WBZ, als gevolg van een verbrossing op een plaats wat verder van de smeltlijn ongeveer tussen 700 en 1000 °.

Deze scheurvorming komt onder andere voor bij volaustenitische Cr-Ni staalsoorten en nikkellegeringen als gevolg van segregatie van verontreinigingen (van P en S) aan de korrelgrens.

Door simulatieproeven is vrij eenvoudig een eventuele verbrossing als functie van de temperatuur waar te nemen.

Het kenmerk van scheuren door verminderde vervormbaarheid is een schoon scheuroppervlak en gladde, goed gedefinieerde randen, die de korrelgrenzen vormen.



Figuur 5-16
Taaiheid als functie van de temperatuur in een austenitisch roestvast staal (ductility dip).

5.4.4 Warmscheur theorieën

In feite ontstaat er nog steeds onduidelijkheid over het mechanisme van de vorming van warmscheuren. De bestaande theorieën beschrijven vaak slechts een facet van de scheurvorming. Bovendien houden ze zich vooral ook bezig met stolscheuren. De toetsing van de theorie is lastig, omdat snel meten bij hoge temperatuur erg moeilijk is. Van de vele theorieën worden er drie genoemd.

De krimpbroosheidstheorie van Pumphrey

Pumphrey stelt:

Gedurende de stolling raken de dendrieten met elkaar verstrengeld, om aldus een samenhangend netwerk te vormen.

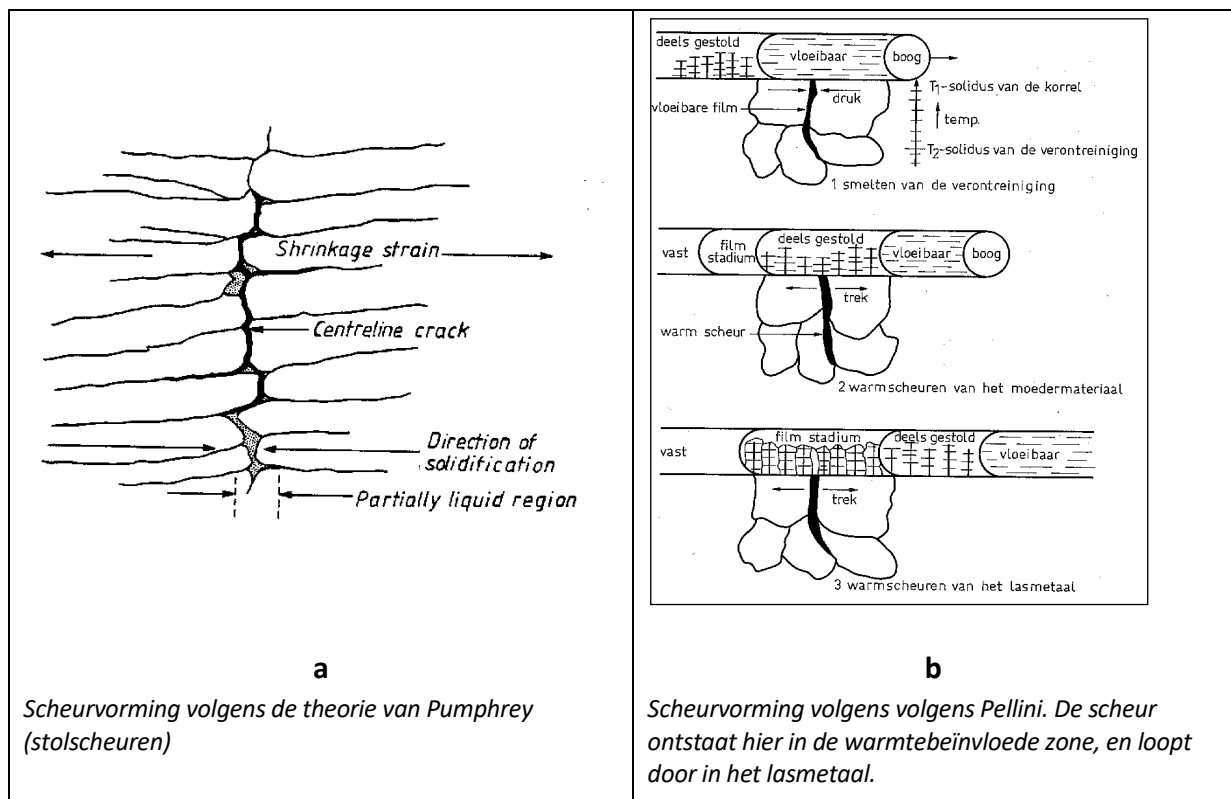
Tijdens verdere afkoeling zal dit netwerk krimpen, waardoor hoge spanningen kunnen optreden. De dendrieten breken af en scheuren ontstaan. Indien er voldoende (eutectische) vloeistof aanwezig is, kan de scheurvorming nog worden hersteld (**eutectic healing**).

Uit bovenstaande volgt dat legeringen met een hoog percentage eutecticum ongevoeliger zijn voor scheurvorming, dan die met weinig eutecticum. Bovendien kunnen legeringen die een **lang stoltraject** hebben, scheurgevoeliger zijn.

De theorie van Pellini

Pellini gaat ervan uit dat warmscheuren worden veroorzaakt doordat plaatselijk optredende afkoelspanningen zó hoog worden dat de korrels, die door een vloeibare film van elkaar gescheiden zijn, van elkaar worden getrokken.

Een in de WBZ ontstane scheur kan doorlopen in het lasmetaal (zie figuur 5.18).



Figuur5-17 Vorming van stolscheuren, resp. smeltscheuren volgens de theorieën.

Warmscheurtheorie van Borland

Borland vond, naast vloeibare fasen en krimpspanningen ook de grensvlakspanning van belang:

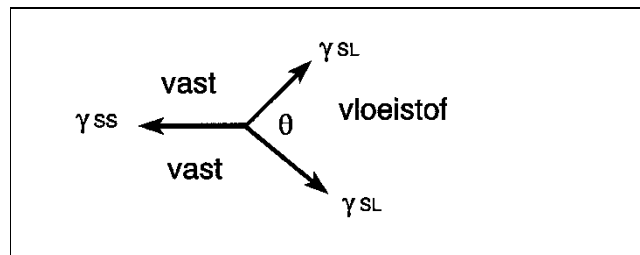
Scheuren treden op in gebieden met hoge krimpspanningen.

Wanneer de laatste vloeistof die bij stolling nog aanwezig is, de vaste stof gemakkelijk bevochtigt dan bestaan er relatief weinig contactgebieden tussen de vast geworden korrels. Het materiaal is dan warmscheurgevoelig.

Bij een slechte bevochtiging is het contact tussen de korrels goed en is er geen gevaar voor warmscheuren (zie figuur 5.19)

Figuur.5-18

Bij een kleine bevochtigingshoek θ is de penetratie van de vloeistof tussen de korrels gemakkelijk. Als een vloeistof lage oppervlaktespanning (grensvlakspanning) heeft is θ klein.

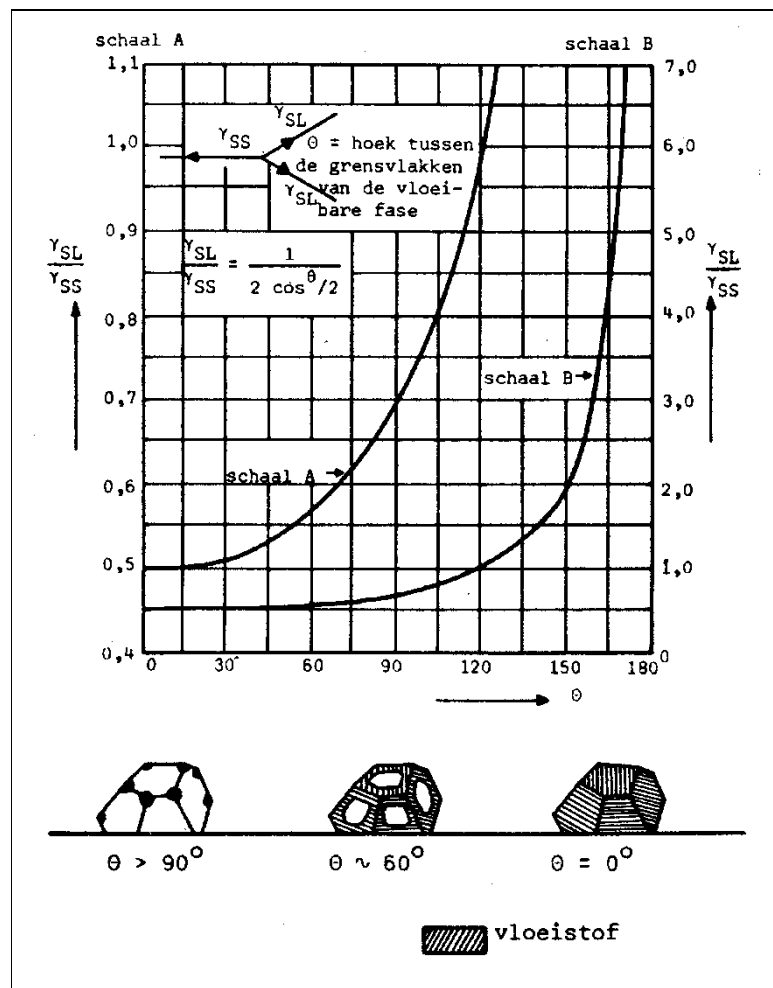


Figuur.5-19

Invloed van de grensvlakenergie γ op de bevochtiging van de korrelgrenzen volgens de theorie van Borland.

De lijn volgens schaal A (links) is het uitgerekte deel van het onderste stuk van lijn B (rechts).

Als θ groot is ($>90^\circ$) is er een goede hechting tussen de korrels, die bij lager wordende θ snel minder wordt.



Als een vloeibare fase in contact komt met reeds gestolde kristallieten, zal zich ter plaatse van de korrelgrens een evenwicht instellen. de evenwichtsvoorwaarde is:

$$\gamma_{SS} = 2\gamma_{SL} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \quad \{5.5\}$$

De hoek θ wordt dus bepaald door de verhouding van de grensvlakspanningen $\gamma_{SS} / \gamma_{SL}$. Bij kleine waarden van θ is de penetratie van de vloeistof tussen de kristallen dus groot, zoals in figuur 5.20 is weergegeven.

Als $\gamma_{SS} > 2\gamma_{SL}$ dan is er geen waarde van θ die voldoet en zal de vloeistof zich bij voldoende beweeglijkheid langs de korrelgrens verdelen.

Actieve elementen die de grensvlakspanning verlagen, zoals S, zijn schadelijk als ze zich in de vloeistof ophopen.

[De theorie van Borland wordt thans als meest acceptabele beschouwd.](#)

Opdracht: Austenitisch RVS is warmscheurgevoelig. Als er geen maatregelen genomen worden, is de kans op de vorming van warmscheuren in het lasmetaal zeer groot. Hoe komt dat en wat is er tegen te doen?

Samenvattend kan gesteld worden dat het ontstaan van warmscheuren vooral een materiaalprobleem is, waar de lasser vaak niets aan kan doen. Beïnvloeding van de krimpspanningen is nauwelijks reëel, dus blijft het gebruik van warmscheur-ongevoelige (toevoeg)materialen als enige over.

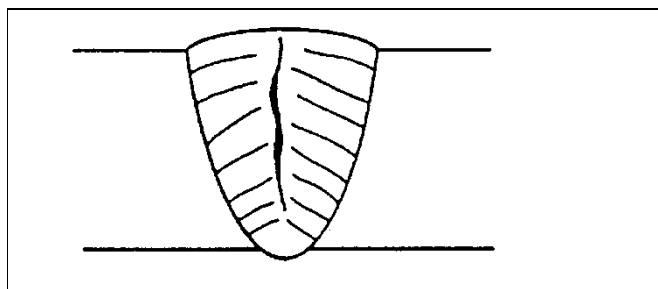
Daarnaast is het van belang te voorkomen dat oppervlaktelagen op staal, zoals primers, warmscheuren veroorzaken. Denk hierbij aan zinkprimer op bevestigingsconstructies die aan roestvast staal verbonden moeten worden. Deze vorm van warmscheuren wordt ook wel *Liquid Metal Embrittlement (LME)* genoemd, vanwege de scheurvorming door laagsmeltende eutectica.

5.4.5 HB scheuren

Een speciale stolscheur is de z.g. **HB scheur**, die kan optreden in onderpoeder lassen van **ongelegeerd en laaggelegeerd constructiestaal** bij een te grote hoogte (diepte) van de las tenopzichte van de breedte (afhankelijk van de samenstelling).

Meestal geldt HB scheuren als : **hoogte van de las > de lasbreedte**. Er ontstaat dan gemakkelijk een scheur precies in het midden van het lasbad, waar de dendriten elkaar treffen (figuur 5.14). Dergelijke scheuren komen vooral voor als er een *gebrek* is aan navoeding van vloeistof om de slink te compenseren. Dit verschijnsel komt ook voor in de krater van een las (**kraterscheur**).

*Figuur 5-20
Schematische voorstelling van een H/B scheur.*



Er is een empirische formule voor de scheurgevoeligheid:

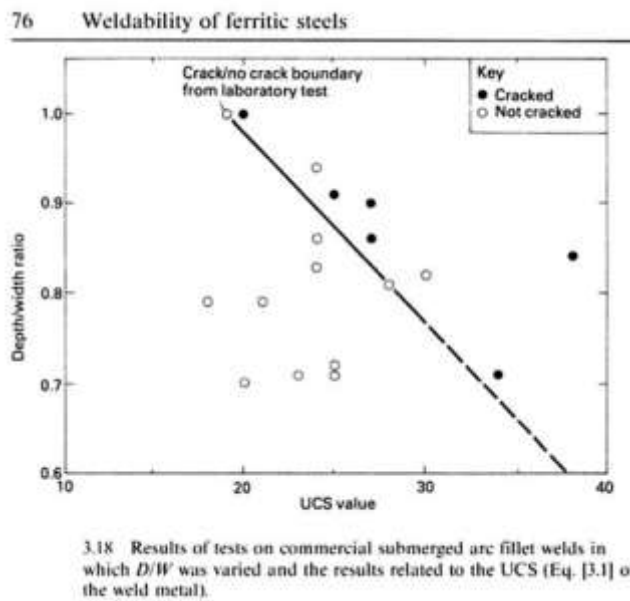
De Units of Crack Susceptibility (UCS) is gerelateerd aan de samenstelling in gew%

$$UCS = 230 C + 190 S + 75 P + 45 Nb - 12,3 Si - 5,4 Mn - 1$$

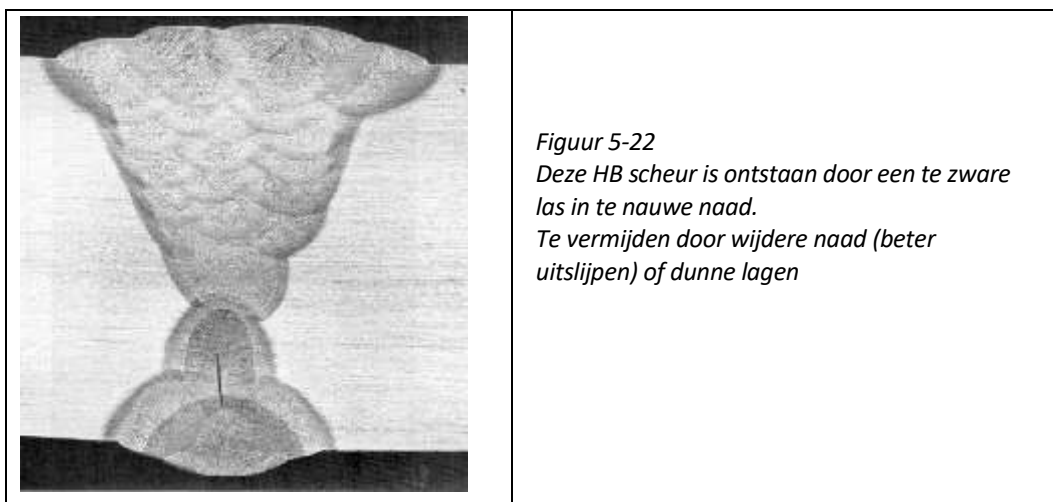
Als UCS < 10 dan is er een hoge weerstand tegen scheuren

Als UCS > 30 dan is het risico op scheuren groot

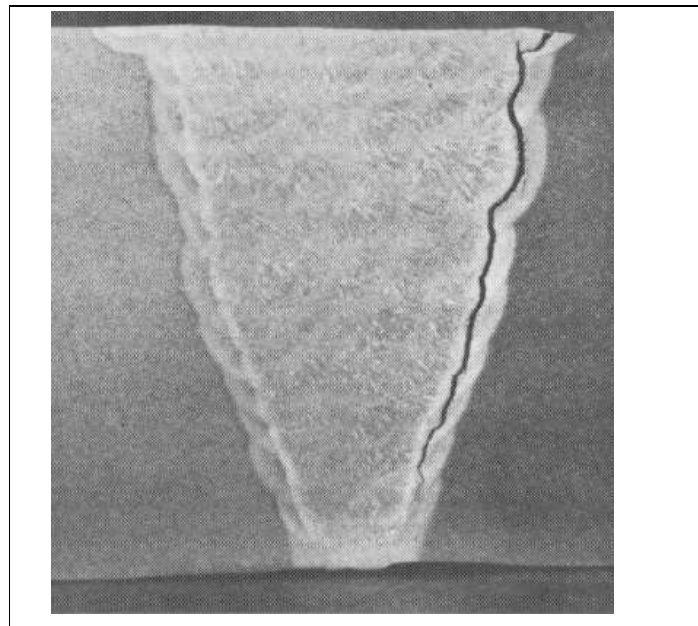
Tussen 10 en 30 neemt risico op scheuren toe als de HB verhouding toeneemt en/of de lassnelheid.



Figuur 5-21



Figuur 5-23
Reheat crack in laaggelegeerd kruipvast staal



5.5 Reheat cracking

Reheat cracking is een **interkristallijne scheurvorming**, die kan optreden in een lasverbinding tengevolge van een warmtebehandeling tussen 400 en 700 °C. Het komt vooral voor in **ferritisch kruipvast staal**, maar wordt ook aangetroffen in austenitisch roestvast staal.

Scheurvorming treedt vooral op in de WBZ (Figuur 5-23), maar ook in lasmetaal dat een warmtebehandeling heeft ondergaan of in meerdere lagen is gelegd.

Factoren die bijdragen tot het ontstaan van reheat cracking zijn:

- Een scheurgevoelige legering (dit betreft vooral de samenstelling)
- Grofkorreligheid (lage taatheid)
- Veel restspanningen (vooral in 3-assige spanningstoestand)
- De temperatuur in het relaxatiegebied (kruip).

De meeste laaggelegeerde staalsoorten hebben last van een zekere mate van verbrossing in de grofkorrelige zone van de WBZ bij verwarming tot ca. 600 °C. Sommige elementen bevorderen deze brosheid die kan leiden tot scheurvorming, met name Cr, Mo, B, V, Nb en Ti.

Vooraf Mo-V staalsoorten zijn scheurgevoelig, zeker als het V groter is dan 0,1%.

5.5.1 Mechanisme van de scheurvorming.

De kruipvastheid van deze staalsoorten wordt gerealiseerd door toevoeging van carbide en nitridevormende elementen (precipitatie!), door het versterken van de matrix, of door beide.

Wanneer de kruipvastheid van een staal wordt verhoogd, introduceert men daarmee

gelijk een probleem: bij een warmtebehandeling, zoals het spanningsarm gloeien, is een zekere mate van kruip nodig om elastische spanningen om te zetten in een plastische deformatie. Er vindt bij "normale" spanningsrelaxatie zowel deformatie van de korrel als afschuiving langs de korrelgrens plaats.

Bij kruipvaste staalsoorten wordt de deformatie van de korrel belemmerd door uitscheiding van zeer fijne precipitaten in de matrix. Tijdens het lassen lossen bepaalde structuurbestanddelen op, welke bij hernieuwd opwarmen (zoals bij spanningsarm gloeien) weer precipiteren of incoherent uitscheiden langs de korrelgrens. De korrelgrens wordt hierdoor verzwakt, vooral in de grofkorrelige WBZ, waardoor de plastische deformatie zich langs de korrelgrenzen concentreert. Dit kan leiden tot interkristallijne scheurvorming.

Er zijn twee breukvormen waargenomen:

- interkristallijne breuk (scheuruitbreiding) tengevolge van te lage taaigheid;
- interkristallijne breuk door samenkomen van microholtes.

Het breukuiterslijk is in het tweede geval veel fijner dan in het eerste geval.

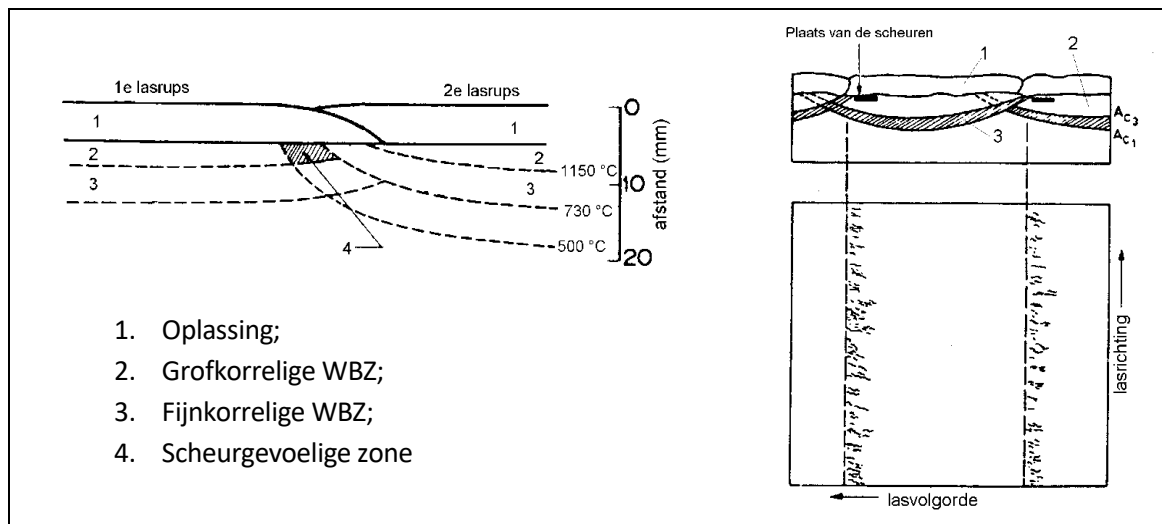
Reheat cracking wordt vooral waargenomen in de WBZ als na het lassen van kruipvaste Cr-Mo of Cr-Mo-V staalsoorten spanningsarm gegloeid moet worden. Het achterwege late van deze warmtebehandeling is zelden een serieuze oplossing omdat de genoemde materialen toegepast worden onder verhoogde druk. In dat geval zijn onvoorspelbare inwendige trekspanningen ontoelaatbaar.

Ook in lasmetaal kan het probleem zich voordoen: bij het meerlagenlassen veroorzaakt iedere volgende rups een warmtebeïnvloede zone in de voorgaande laag.

5.5.2 Invloed van de samenstelling

Er zijn veel empirische formules opgesteld, geschikt voor bepaalde materialen, toepassingen en lasprocessen. Ze hebben slechts een indicatie waarde,

- $P = Cr + 3,3Mo + 8,1V - 2$ (Nakamuro, 1965)
Als $P > 0$ dan is het staal gevoelig voor reheat cracking
- Deze formule is gemodificeerd:
 $\Delta G1 = 10 C + Cr + 3,3 Mo + 8,1V - 2$ (Lundin, Kahn, 1996)
Als $\Delta G1 > 2$ staal is gevoelig voor reheat cracking
- $P_{SR} = Cr + Cu + 2Mo + 10V + 7Nb + 5Ti - 2$ (Ito, Nakanishi, 1972)
Als $P_{SR} > 0$, dan is het staal gevoelig voor reheat cracking.
- De volgende relatie geeft de invloed van onzuiverheden weer:
 $R_s = 0.12Cu + 0.19S + 0.10As + P + 1.18Sn + 1.49Sb$
Als $R_s > 0,03$ dan is het staal gevoelig voor reheat cracking.
- Om de invloed van verontreinigingen te bepalen kan **bovendien** gebruik gemaakt worden van de formules voor de ontlaatsbroosheid (de J en X factor, zie volgende hoofdstuk), dan wel van de Metal Composition Factor volgens Boniszewski,
 $MCF = Si + 2Cu + 2P + 10As + 15Sn + 20Sb$



Figuur.5-24

Underclad cracking; dwarsdoorsnede en bovenaanzicht van de scheurtjes.

Een bijzonder geval doet zich voor bij het oplassen met strip van sommige soorten kruipvast staal (bijvoorbeeld met roestvast staal-band). De scheuren ontstaan dan in dat gedeelte van de WBZ, dat door de tweede rups weer warmtebehandeld wordt, waar een temperatuur van ca 600 °C wordt gehaald. De scheuren blijven onder het oppervlak en bevinden zich in het grofkorrelige gedeelte. Deze vorm van scheuren wordt ook wel *underclad cracking* genoemd. Een en ander is in figuur 5.24 verduidelijkt.

5.5.3 Enkele aanbevelingen om reheat cracking te vermijden zijn:

- Materiaalkeuze: voor dikke constructieonderdelen moet de samenstelling voldoen aan die bovengenoemde formules van Nakamura of Ito; met name het V gehalte moet laag zijn, maar ook vele andere verontreinigingen moeten zo min mogelijk aanwezig zijn.
- Probeer zodanig te ontwerpen dat er een minimale restraint is.
- Vermijdt een grote grofkorrelige WBZ, dus lassen met lage warmte-inbreng.
- Las, indien mogelijk zodanig dat iedere volgende laag de vorige zoveel mogelijk direct uitgloeit ("temperbead").
- Lassen met een hogere voorwarmtemperatuur kan ook gunstig zijn: de rest-trekspanningen worden lager, echter de WBZ wordt erdoor groter.

5.6 Ontlaatbrosheid (temper embrittlement)

Als een (ferritisch, kruipvast) gelegeerd staal enig tijd gegloeid of toegepast wordt bij temperaturen van ca. 375-575 °C, of als de legering langzaam wordt afgekoeld in dit temperatuurtraject, kan een aanzienlijke verbrossing ontstaan. Dit is te merken aan een verschuiving van de overgangstemperatuur tot enkele tientallen °C. Deze verbrossing wordt meestal aangeduid met de Engelse term **temper embrittlement**.

Zuivere Cr stalen zijn zeer gevoelig voor deze ontlaatbrosheid; toevoeging van een klein beetje Mo (0,5%) verlaagt de gevoeligheid aanmerkelijk.

Elementen die de ontlaatbrosheid sterk negatief beïnvloeden zijn Sb, P, Sn en As.

Elementen die een beetje negatieve invloed hebben zijn Mn, Si, V en B.

Het vervelende is dat de elementen elkaars invloed versterken.

Om de invloed van dit soort elementen te beschrijven worden empirische formules gebruikt.

- J-factor voor basismateriaal
- X-factor voor lasmetaal

Voor basismateriaal wordt de J-factor van Watanabe gebruikt:

$$J = (Mn + Si) \times (P + Sn) \times 10^4$$

Bovendien moet gelden:

Cu < 0,2%;

Ni < 0.3%

Mn + Si < 1,1 %.

Om temper embrittlement te minimaliseren geldt nu: J < 100 ppm. (Dit was oorspronkelijk J < 150.)

Het blijkt moeilijk om voor lasmetaal met de restrictie Mn + Si < 1,1 % voldoende taaiheid te behalen.

Verlaging van P, As, Sb en Sn is dan noodzakelijk; Dit levert de X-factor van Bruscato:

$$X = \frac{10P + 5Sb + 4Sn + as}{100}$$

Nu geldt: X < 15 ppm. (Dit was aanvankelijk X < 20.)

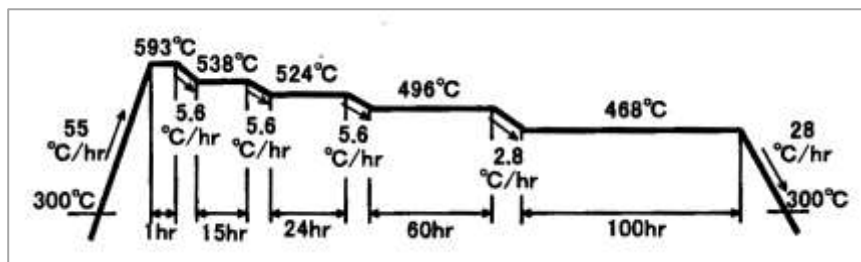
De gevoeligheid van temper embrittlement voor lasmetaal kan worden bepaald door de overgangstemperatuur te bepalen voor en na een speciale gloeibehandeling, zoals een **step cool treatment** of **step ageing**, zie figuur 5.25).

Een voorbeeld van deze gloeibehandeling is die, zoals voorgeschreven door General Electric:

593 °C/1 uur + 538 °C/15 uur + 523 °C/24 uur + 495 °C/48 uur + 468 °C/72 uur + 415°C + afkoelen in lucht.

De overgang van de ene temperatuur naar de andere vindt plaats met langzame ovenafkoeling. Het criterium is dan de verschuiving te meten van de overgangstemperatuur bij een kerfslagenergie van 54J.

Deze mag bijvoorbeeld niet meer dan 5 °C toenemen.



Figuur 5-25 Typisch voorbeeld van een stepcool treatment, met een totale tijdsduur van meer ca 240 uur

Ontlaatbrosheid is vooral een probleem in dikwandige drukvaten, die langdurig in het genoemde temperatuurgebied worden toegepast.

6. Literatuur

Norman Bailey: Weldability of ferritic steels

Abington Publishing, Cambridge England, 1994

J Kapteijn: Warmtscheuren.

Lastechniek jaargang 49 / maart 1983 / p. 43-49

K Ostyn en A Vinckier: Warmtscheuren in lasmetaal

Revue de la Soudure 1 -1986 / p. 5-22

anoniem: Underclad cracking

Sandvik welding reporter /1981 p 1-7

K Easterling: Introduction to the physical metallurgy of welding

Butterworth Heine mann, Oxford 1992 (2e druk)

J.F. Lancaster: Metallurgy of welding

Allen & Unwin, Londen 1987 (4^e druk)

Chapman & Hall, Londen 1993 (5^e druk).

EN 1011-2 (2001)

