

STAAL ALS CONSTRUCTIEMATERIAAL

Prof.Ir. J.J.W. Nibbering

Voordracht, gehouden voor de
Kon. Mij. voor Natuurkunde,
12 december 1983 - Den Haag.

staal 0,13% C
ondereutectoidisch
ferriet en perliet



ijzer 3,2% C
ondereutectisch
perliet en ledeburiet



Technische Hogeschool Delft
Afdeling der Maritieme Techniek
Laboratorium voor Scheepsconstructies

Rapport Nr.

SSL 268

Inhoud

	blz.
1. IJzer en staal.	2
2. De kristalstructuur en het ijzer-koolstof-diagram.	2
3. De trekkromme van staal; elastisch en plastisch vervormen.	4
4. Methoden om een sterk, kerftaai en lasbaar staal te fabriceren.	6
4.1. Snel afkoelen.	8
4.2. Legeren.	8
4.3. Afschrikken en ontlaten.	8
4.4. Microlegeren en normaalglouen.	10
4.5. Laag afwalsen.	10
5. Gemeenschappelijke aspecten van "legerings"-elementen.	10
6. De fabricage van dikke staalplaat, van hoge kwaliteit (bij lage temperatuur) en goede lasbaarheid.	12
6.1. Overwegingen in verband met offshore-constructies.	12
6.2. De lasproblemen en de staalfabricage.	14
6.3. Koudscheuren.	14
6.4. Warmscheuren en lamellar tears.	16
6.5. Veroudering.	16
7. Slot.	18

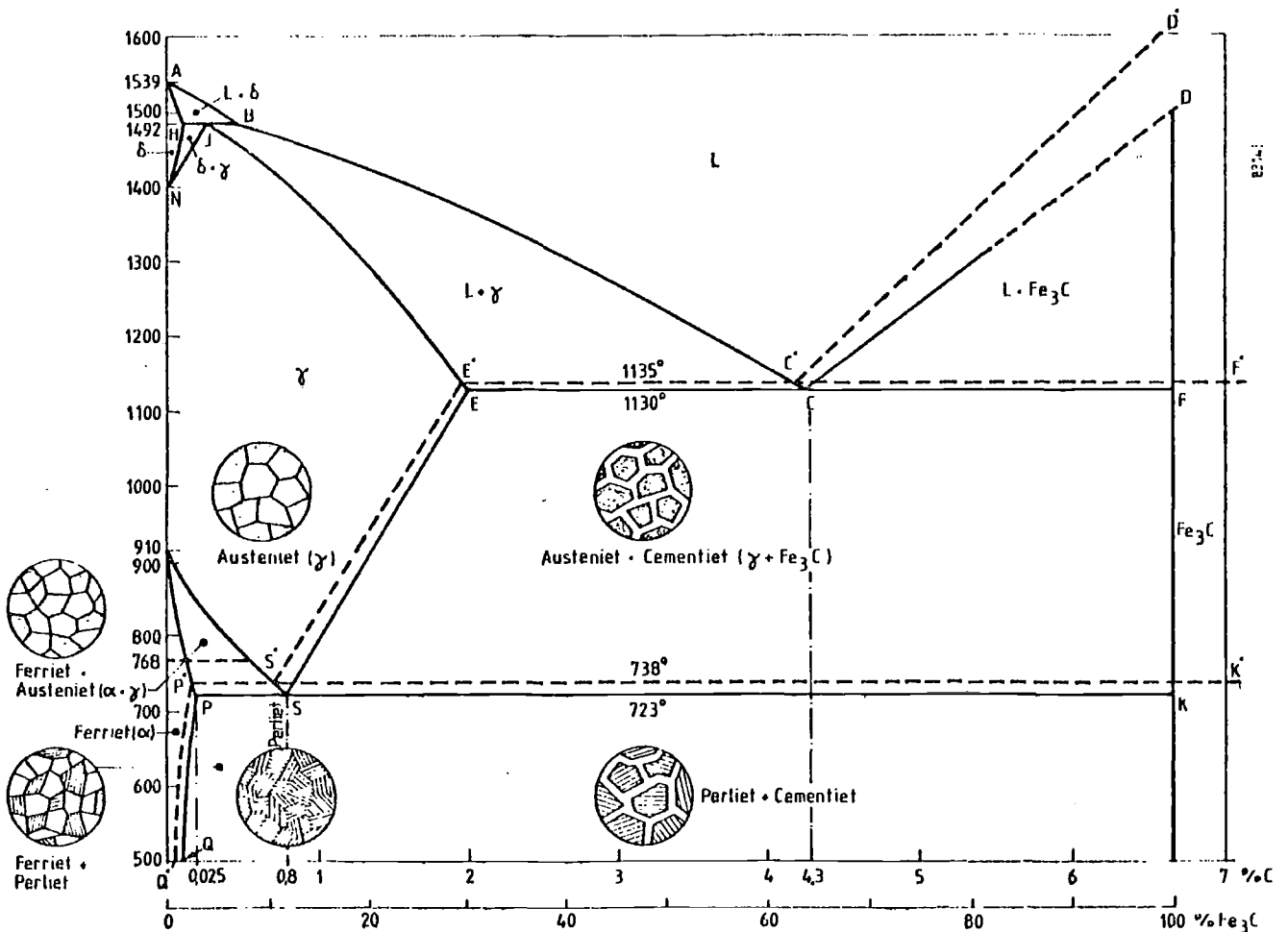


Fig.2 IJzer-koolstof diagram.

1. IJzer en staal

In de techniek verstaat men onder ijzer gietijzer, d.w.z. het produkt van de hoogovens, dat veel koolstof, silicium e.d. bevat. Deze elementen geven het ijzer een laag smeltpunt (ca. 1200°C) en maken het bros. Dit betekent dat het in tegenstelling tot zuiver ijzer al na geringe vervorming breekt. Constructiestaal dat voor schepen, bruggen e.d. wordt gebruikt, bevat maar geringe hoeveelheden niet-ijzer bestanddelen. Dit komt doordat bij de omzetting van gietijzer in staal het grootste deel van de koolstof en silicium is verbrand. Het koolstofpercentage daalt daarbij van ca. 4% naar 0,1 à 0,2%. Daardoor is staal bijna even goed vervormbaar als zuiver "ijzer". Het is wel veel sterker, wat - verrassend genoeg - toch grotendeels te danken is aan dat kleine beetje koolstof. Daarnaast zorgt het veel op ijzer gelijkend element mangaan, dat voor 1 à 1,5% in staal aanwezig is, voor goede mechanische eigenschappen.

Het effect van de koolstof in het staal is sterk afhankelijk van de z.g. warmtebehandeling. Langdurig gloeien kan de koolstof als het ware doen samenballen, waardoor het staal de eigenschappen krijgt van zuiver ijzer. Snel afkoelen maakt dat de koolstof in oververzadigde oplossing blijft, waardoor een keihard en bros materiaal ontstaat, dat voor constructiedoeleinden ongeschikt is (martensiet).

Tussen deze uitersten is van alles mogelijk. Het ijzer-koolstof-diagram is hierbij een onontbeerlijke wegwijzer.

2. De kristalstructuur en het ijzer-koolstof-diagram

Zuiver ijzer kan twee verschillende kristalstructuren hebben. Tussen 910°C en 1400°C heeft het de kubisch vlakkegecentreerde (KVG) structuur (γ -ijzer), (fig. 1a). Daarboven en daaronder heeft het de kubisch ruimtelijk gecentreerde opbouw (KRG: α -ijzer), (fig. 1b).

In de eerste toestand bevat het rooster geschikte holten voor het opnemen van C-atomen. Bij 1100°C kan het vaste staal 2% C op die manier oplossen. Bij 720°C is dat nog maar 0,8%, (fig. 2). Een vaste oplossing van C in γ -ijzer wordt austeniet genoemd. De overgang van γ -ijzer naar α -ijzer is sterk afhankelijk van de hoeveelheid opgeloste koolstof. Beneden 720°C is het echter afgelopen met het γ -ijzer. Er ontstaat dan een eutectoïde genaamd perliet. Dit bestaat uit dunne plaatjes van afwisselend ferriet en cementiet (Fe_3C). Het eutectoïd bestaat dus niet uit ferriet en koolstof, maar uit ferriet en Fe_3C , (fig. 3). Het ferriet kan nog maar ca. 0,025% C oplossen. Het is bijna zuiver ijzer.

Hoe sneller er gekoeld wordt, des te fijner worden de perliet-lamellen. Dit komt doordat de C-atomen dan weinig tijd krijgen om vanuit de plaatsen waar de ferriet-lamellen willen ontstaan naar de plaatsen voor de cementiet-lamellen te vluchten. Zeer fijne perliet wordt wel troostiet genoemd.

Nog sneller afkoelen levert tenslotte de eerdergenoemde martensiet (oververzadigde oplossing van C in ferriet), (fig. 1d). 0,8% C is voor staal een hoog percentage. Constructiestaal heeft als regel minder dan 0,2%. De structuur bestaat na niet te vlug afkoelen uit eerstontstane ferrietkorrels waar tussen zich perliet-eilandjes bevinden die bij 720°C zijn ontstaan (fig. 4). (Vergelijk met een waterige zoutoplossing: vanaf 0°C ontstaan zuivere ijskristallen, die toenemen in grootte met dalende temperatuur. Daardoor stijgt het zoutgehalte van de rest-vloeistof, totdat bij -18°C een ijs-zout-eutecticum ontstaat).

Wat is nu het resultaat van sneller afkoelen? In de eerste plaats ontstaan er bijna gelijktijdig veel kiemen, die elk voor zich uitgroeien tot ferrietkorrels. Bij langzaam afkoelen kunnen de eerst ontstane kiemen door hun geringe aantal aanvankelijk ongehinderd groeien en daardoor de groei van eventueel later ontstane kiemen voorkomen. Dit leidt tot een grove korrelstructuur. Dit komt mede doordat de kiemgroeisnelheid hoog is bij hoge tem-

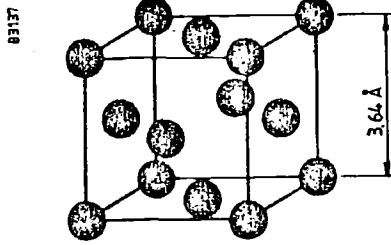


Fig. 1^a Kubisch vlakkegecentreerde cel (γ -structuur)

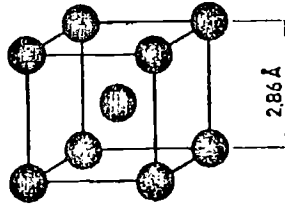


Fig. 1^b Kubisch ruimtelijk gecentreerde cel (α -structuur)

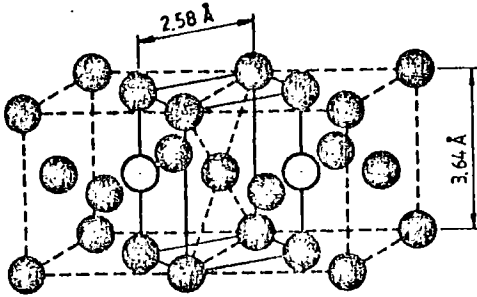


Fig. 1^c Austeniet

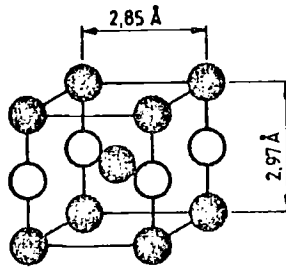
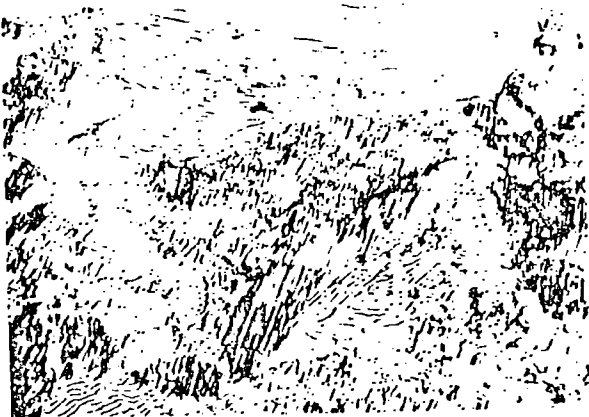


Fig. 1^d Martensiet (in de lengterichting uitgerekte ferrietcel door "ongewenste" C-atomen).

staal 0,8% C
eutectoidisch
perliet



800x

Fig. 3.

staal 0,13% C
ondereutectoidisch
ferriet en perliet



500x

Fig. 4.

peratuur. Een grove korrel gaat altijd gepaard met een lage sterkte en een slechte taaigheid. (Dit komt later aan de orde).

Een tweede gevolg van snel afkoelen is dat de perliet-hoeveelheid toeneemt. Er kan minder primaire ferriet ontstaan (er is minder tijd voor), wat noodzakelijk tot meer perliet leidt. Dit moet dan een hoger ferrietgehalte hebben dan de perliet van langzaam afgekoeld staal. Perliet is harder en brosser dan ferriet, dus het staal gaat een "geharde" indruk maken. (Breuksterkte ferriet: 280 N/mm^2 ; breukrek: 50%; breuksterkte perliet: 800 N/mm^2 ; breukrek: 10%).

Hoe komt het nu dat staal met een fijne structuur minder gemakkelijk vervormt dan staal met een grove structuur, maar toch zeer scheurvast is? Daarvoor is het nodig te weten hoe staal kan vervormen.

3. De trekkromme van staal; elastisch en plastisch vervormen

De eenvoudigste manier van vervormen is elastisch. Onder belasting rekt het materiaal doordat de atoomafstanden vergroot worden zonder dat de structuur, d.w.z. de onderlinge rangschikking verandert. De atoomkrachten zorgen ervoor dat na wegnemen van de belasting de oorspronkelijke toestand terugkeert. Wanneer de belasting erg hoog is, kunnen de cohesiekrachten tekortschieten en splijt het materiaal. Dit gedrag is gelukkig niet normaal voor constructiestaal. Splijten kan alleen gebeuren in uitzonderlijke omstandigheden (zeer lage temperatuur, zeer hoge belastingssnelheid, alzijdige trekspanningstoestand). Het grote gevaar van deze manier van breken is, dat het geschiedt na zeer weinig vervorming (ca. 0,5%). Als gevolg van de fabricagetechnieken (snijbranden, lassen) en de vorm van een constructie zijn er altijd wel plaatsen aanwezig waar hoge rekken voorkomen. De aanwezigheid van een rond gat (fig. 5) bijv. gaat al gepaard met een rekconcentratie van 3. De meeste constructiedetails zijn echter veel "scherper" dan een rond gat (fig. 6). Bovendien ontstaan door het lassen allerlei lasfouten, zoals krimpscheuren, gasholten e.d. Dit alles maakt dat plaatselijk rekconcentraties van bijv. 20 en hoger kunnen voorkomen. Wanneer staal inderdaad alléén elastisch zou kunnen vervormen, zou de breuklast van een constructie dus ongeveer 1/20 van de breuksterkte van het materiaal zijn. In werkelijkheid is het minstens de helft. Dit komt doordat staal ook plastisch kan vervormen en wel zeer veel, zoals blijkt uit de trekkromme (fig. 7).

In fig. 8 wordt het verschil getoond tussen elastisch en plastisch vervormen. Het laatste geschiedt door glijden van kristalvlakken langs elkaar. De atomen blijven in elkaars invloedssfeer, zodat de samenhang van het materiaal niet wordt verbroken.

Figuur 9 toont dat "glijden" binnen een korrel t.p.v. de korrelgrenzen kan worden doorgegeven aan naburige korrels en dat dit proces zich zeer lang kan voortzetten (domino-idee). Dit is des te verbluffender als men beseft dat de kristaloriëntatie per korrel verschilt. De diagonaalvlakken van aangrenzende korrels zullen maar zelden in elkaars verlengde liggen. De "lijnen" in fig. 9 zijn dan ook eigenlijk opgebouwd uit kleine stukjes lijn die tezamen een dunne band vormen onder ongeveer 45° met de trekrichting (Lüders lijnen). Wanneer het glijden in een fijnkorrelstaal ergens begint, zal dat minder gemakkelijk worden overgedragen op aangrenzende korrels, dan in een grofkorrelig staal, juist omdat het maar in een zeer klein gebiedje begint. Hetzelfde geldt voor het ontstaan van breuken. Ieder weet dat "grote" scheuren zich gemakkelijker uitbreiden dan "kleine". Daardoor zijn scheuren in grote korrels gevaarlijker dan in kleine. Figuur 10 toont dat aan de rand van een grote scheur een grotere spanningspiek (eigenlijk rekpiek) heerst dan aan de rand van een kleine scheur (fig. 10b). De piek is evenredig met de wortel uit de scheurgrootte.

De trekkromme van fig. 7 is eigenlijk een "glijkromme". Het materiaal wordt niet gerekt maar afgeschoven in vlakken (fig. 11) die een hoek van 45° maken met de trekrichting. Maar het schuiven veroorzaakt wel verstoringen in de

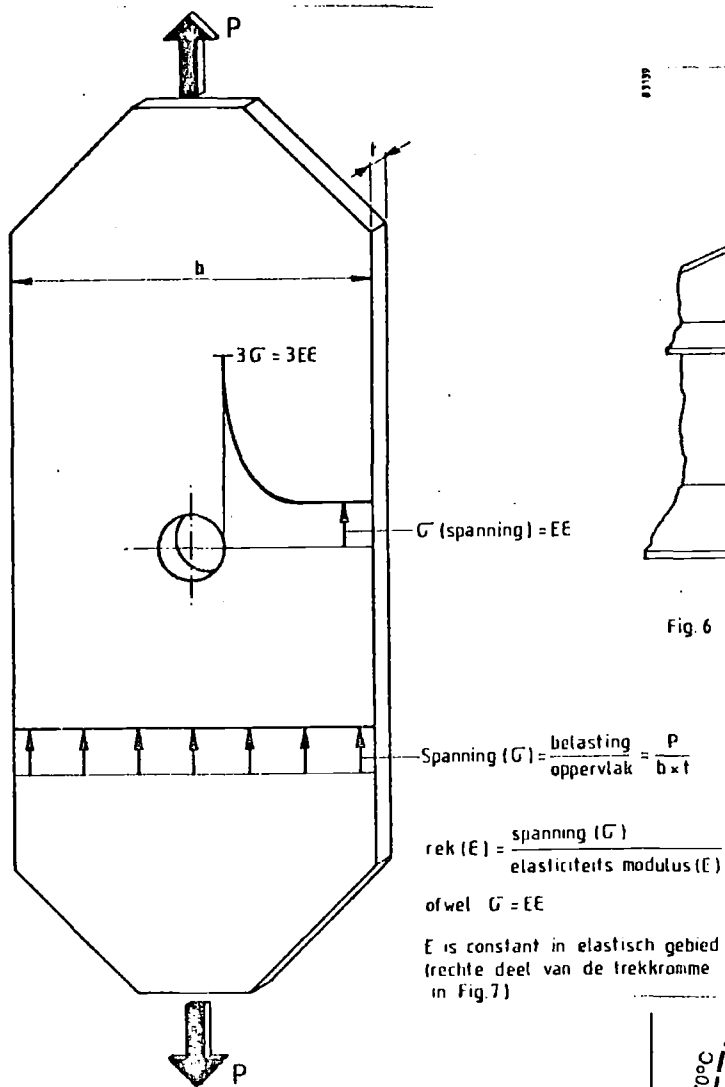


Fig 5 Spanningen en vervormingen t p v een rond gat

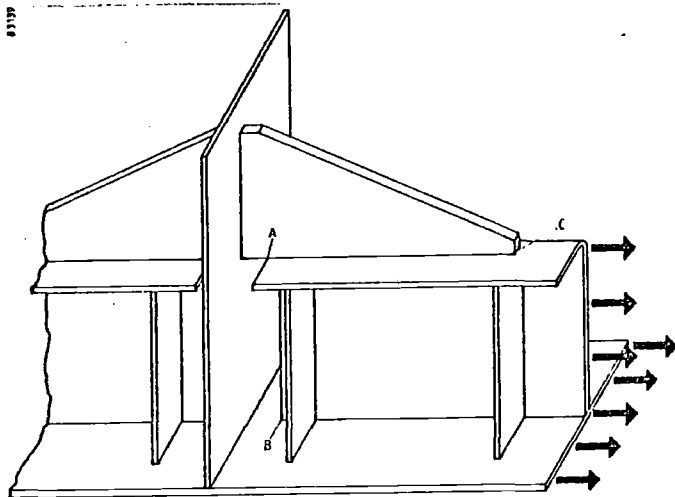


Fig 6 "Slechte" constructie met scherpe overgangen A, B en C

Onder: Fig. 7. In dit diagram zijn de trekkrommen weergegeven, die worden verkregen door gladde staven in een trekbank stuk te trekken. In gebied A is de vervorming evenredig met de belasting en gedraagt de staaf zich elastisch. Daarna treedt (gebied B) zgn. vloeien op en schuiven de kristallen langs elkaar, zonder dat de samenhang wordt verbroken. Bij normaal constructiestaal behoort daarvoor de belasting niet eens te worden verhoogd. Hierna verstevigt het materiaal en is wel een hogere belasting nodig om de staaf verder te kunnen uitrekken (gebied C). In gebied D neemt de belasting af, doordat zich een insnoering vormt waar uiteindelijk de breuk optreedt.

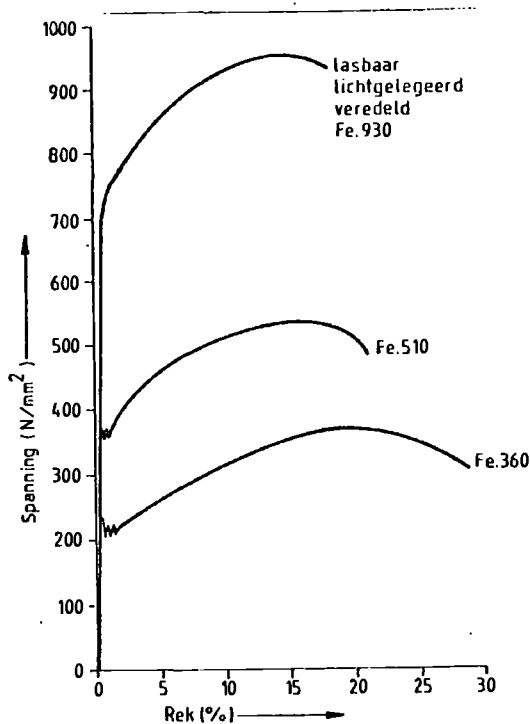
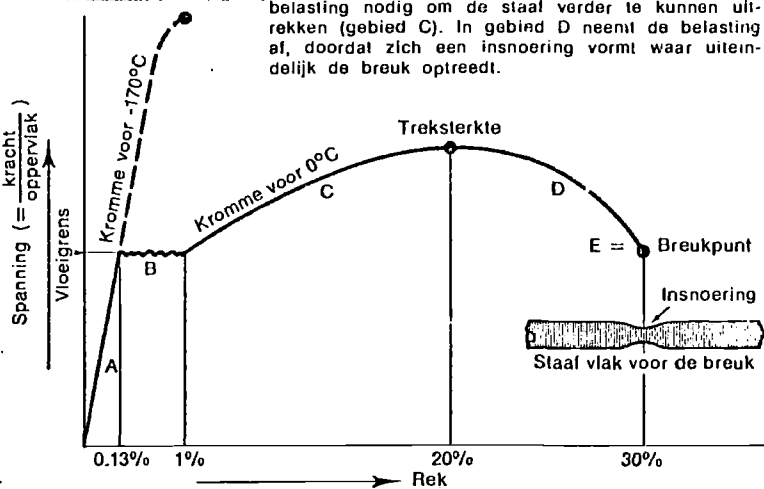
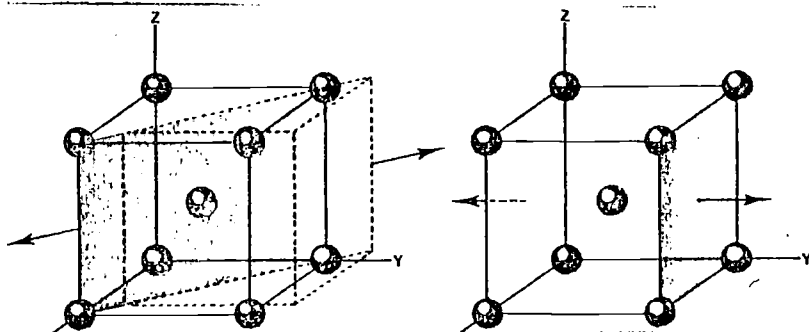


Fig.7 Trekkrommen van enkele staalsoorten.



Boven: Fig. 8 Bij een slijtbreuk worden de ijzerkristallen als het ware van elkaar gesploten. Een schuifbreuk ontstaat doordat kristalvlakken langs elkaar schuiven tot de samenhang wordt verbroken. De grijze vlakken geven in bovenstaande figuren resp. het glijvlak van afschuiving (links) en het slijtvlak (rechts) aan.

kristalroosters, waardoor de weerstand tegen het afschuiven toeneemt. (Het materiaal verstevigt doordat het rooster als het ware verstopt raakt). De verstoringen ontstaan doordat er toch al veel fouten in de structuur voorkomen. De kristalstructuur is letterlijk gestoord. (Dit kan mede een gevolg zijn van de aanwezigheid van vreemde atomen. Een legering kan o.a. hieraan een hoge sterkte ontleen). De meest voorkomende structuurfouten heten dislocaties. Een voorbeeld geeft fig. 12. Plastische vervorming is in feite niets anders dan bewegen van dislocaties. Wanneer de dislocatie door een kristal is gelopen is dat afgeschoven over een atoomafstand.

Wanneer bij een trekproef schuiven in welk diagonaal vlak dan ook niet meer mogelijk is, en dus het materiaal volledig verstevigd is, breekt het. Dit kan op twee manieren gebeuren: door afschuiven of door splijten. Als de cohesiesterkte hoog is, zal het materiaal afschuiven. Is de afschuifsterkte hoog, dan zal het splijten. Mengbreuken komen dikwijls voor (fig. 13).

In de trekkrommen van staal zien we een horizontaal lijntje dat het z.g. vloeigebied bestrijkt. Dit lijntje ligt lager dan de z.g. bovenste vloeigrens. Dit wordt toegelicht in fig. 14. Het vloeigebied bestrijkt vervormingen tot 0,5 à 1%. Pas daarna kan het materiaal verstevigen. Dit is van groot technisch belang. Zodra de vloeigrens in grote delen van een constructie wordt bereikt, neemt de vervorming toe van ca. 0,1% tot de genoemde 0,5 à 1%. Ter plaatse van rekconcentraties kunnen de vervormingen dan van bijv. 1% naar 10% gaan. De kans op breuk stijgt daardoor plotseling met bijv. een factor 100. Deze risicoverhoging is zinloos omdat er vrijwel geen voordelen tegenover staan. Immers, begrenst men de globale spanningen tot op bijv. 95% van de vloeigrens, dan is de constructie zeer veilig. Laat men echter spanningen toe van 1,05 maal de vloeigrens, dan is de constructie zeer onveilig. Hierin zou te voorzien zijn door uiterst zorgvuldig te construeren en te lassen en door het gebruik van duur materiaal. De gewichtswinst van hoogstens 10% zal echter lang niet opwegen tegen de hoge kosten.

(Opm.: Ook voor op druk belaste constructies is niet de druksterkte gevonden bij een drukproef, maar de vloeigrens maatgevend, behalve voor zeer slanke constructies waar slechts de stijfheid - gekarakteriseerd door de elasticiteitsmodulus E - bepalend is voor het bezwijkgedrag).

Wanneer men toch lichte constructies wil maken door toepassing van sterk staal, dan zullen deze, in overeenstemming met het bovenstaande, een hoge vloeigrens moeten hebben, (stalen met hoge rekgrens).

Het is niet moeilijk om H.R.-stalen te maken. De kunst is echter om hen voldoende taaiheid te geven bij lage temperatuur en die te laten behouden in gelaste toestand. De stalen moeten goed lasbaar zijn.

Een sterk en taai staal dat door het lassen die eigenschappen verliest is onbruikbaar. De begrippen sterk en taai slaan hier op toestanden waarbij relatief weinig wisselingen van de belasting voorkomen. Voor constructies die aan vermoeiingsbelastingen worden blootgesteld, wint men door het gebruik van hoge rekgrens stalen maar weinig aan extra levensduur.

4. Methoden om een sterk, kerftaai en lasbaar staal te fabriceren

We hebben gezien dat een kristalrooster dat zó verstoord is, dat het glijden wordt bemoeilijkt, tot een sterk staal leidt. Men dient daartoe de dislocatiebewegingen te bemoeilijken. Het gemakkelijkst lopen zij voort in weinig gestoorde, min of meer ideale, roosters. Men dient dus te zorgen voor roosterverstoringen. Dit zijn bijv. vacatures, stapelfouten, korrelgrenzen en dislocaties zelf*.

De beste verstoringen zijn diegenen die de kristalstructuur qua rangschikking

* Wanneer dislocaties een onoverkoombare hindernis ontmoeten kan de vervorming toch toenemen door dislocatievermenigvuldiging. Dislocaties kunnen worden vastgelegd door precipitaten als fijnverdeelde carbiden en nitriden. Koolstof nestelt zich graag in dislocaties. Korrelgrenzen zijn sterke barrières.

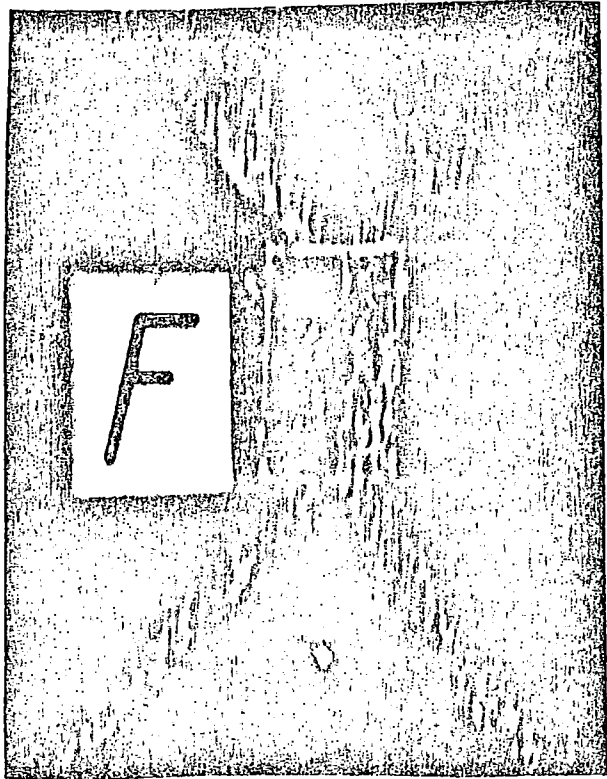
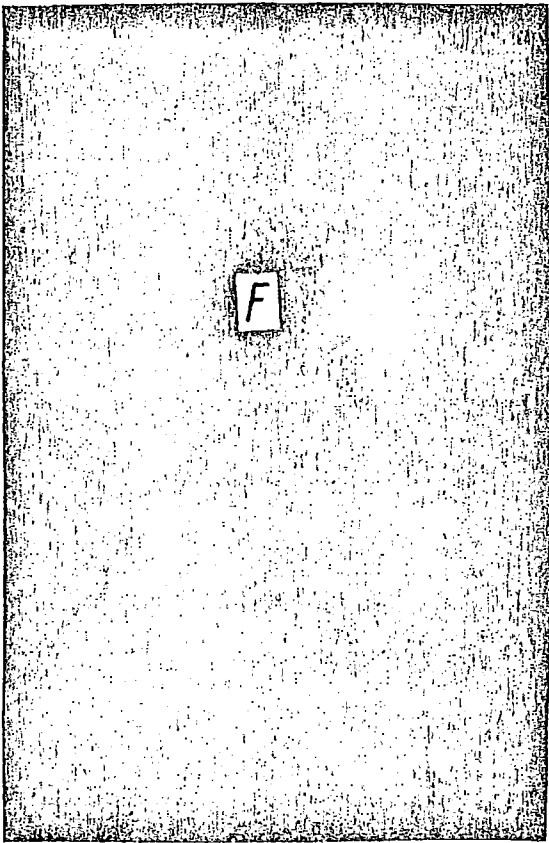


Fig. 9. In brosselak die op een staalplaat is gespoten ontstaan Lüders lijnen, wanneer de plaat op trek wordt belast (horizontaal). F is een kerf.

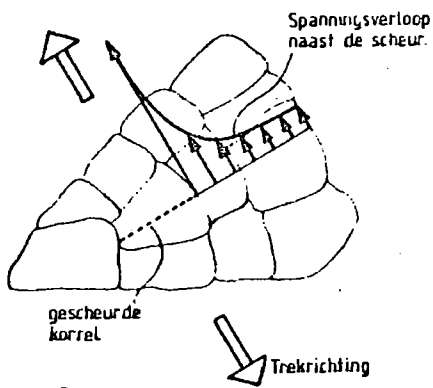


Fig. 10^a

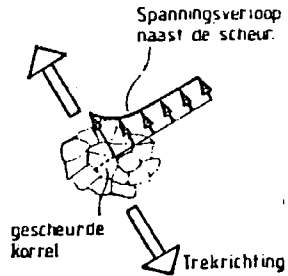


Fig. 10^b

83168

Fig. 10 Verschil in de grootte van de inwendige spanningen in grofkorrelig en fijnkorrelig materiaal.

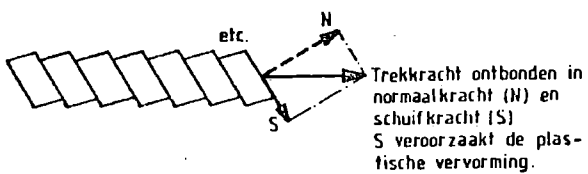


Fig. 11

van de atomen intact laten, maar de roostervlakken doen buigen of welfen, (fig. 16). De "hobbeligheid" maakt dat voor het verschuiven van de atomen in een laag ten opzichte van een aangrenzende laag grote krachten nodig zijn.

4.1. Snel afkoelen

Het mooiste voorbeeld is martensiet. Het kubisch vlakken-gecentreerde rooster van austeniet waarin C-atomen interstitieel zijn opgelost (tussen de Fe-atomen) wil bij 720°C omklappen naar de kubisch ruimtelijk gecentreerde structuur, waarin nauwelijks plaats is voor C-atomen. Kunnen zij er door de snelle afkoeling niet uit, dan staat het rooster onder hoge spanning en is het sterk vervormd, (sterk betekent hier enkele procenten!), (fig. 1d).

Maar, zoals eerder opgemerkt werd, is martensitisch staal ongeschikt voor constructies. Het kan maar weinig plastisch vervormen. Bovendien kan de KRG-structuur gemakkelijk splijten door de grote roosterspanningen. Wanneer martensiet ontlaten wordt, worden deze sterk verlaagd en kan het martensiet overgaan in ferriet dat zeer fijnverdeeld cementiet bevat. Soortgelijke structuren ontstaan wanneer wordt gekoeld tot hogere temperaturen (200 à 500°C). Er ontstaat dan bainiet (fig. 15: TTT-diagram).

4.2. Legeren

Roosterwelfingen ontstaan ook door oplossen van elementen. Koolstof, dat interstitieel oplost, doet dit enigszins (ferriet), maar silicium dat substitutioneel oplost (mengkristal) geeft een grotere versterking van de zachte ferriet. Toch is het een onaantrekkelijk legeringselement omdat het het staal verbrost. 0,5% Si is maximaal toelaatbaar.

Mangaan en nikkel vormen gemakkelijker mengkristallen met staal. Vooral het Ni-atoom lijkt zo sterk op het Fe-atoom, dat het rooster weinig verandert wanneer een Ni-atoom op de plaats van een Fe-atoom komt. Vandaar dat Ni de sterkte weinig verbetert. Het heeft echter andere aantrekkelijke aspecten, waarvan vooral de gunstige invloed op de taaiheid bij lage temperatuur genoemd moet worden. Dit komt doordat nikkel de omzettingstemperaturen van austeniet naar ferriet verlaagt. In het ijzer-koolstof-diagram komen dus de lijnen GS en ES lager te liggen naarmate het Ni-gehalte toeneemt. Een verlaging van slechts 200 graden Celsius kan een met Ni gelegeerd staal geschikt maken voor toepassingen in de cryogene techniek (LNG-tanks: -170°C). 9% Ni-staal is bij die temperatuur nog belangrijk austenitisch! Hoe kan dat?

Wel, een betrekkelijk geringe verlaging van de omzettingstemperatuur van austeniet naar ferriet heeft als begeleidend verschijnsel dat de omzetsnelheden enorm afnemen. De austenitische structuur wordt door snel afkoelen als het ware vastgevroren en blijft gehandhaafd. (Dit is dus iets anders dan in het geval van martensiet. Martensiet heeft de ferriet-structuur, zij het sterk vervormd. Het is een oververzadigde oplossing van koolstof in ferriet).

De verklaring voor het stabiliserend effect van Ni op de austeniet is, dat de Ni moeilijk in cementiet en gemakkelijk in ferriet oplost. Het moet dus wegdiffunderen van de plaatsen waar Fe_3C ontstaat. Anderzijds moet de koolstof daar juist naartoe. Een interstitieel opgelost atoom (C) diffundeert veel gemakkelijker dan een substitutioneel geplaatst atoom (Ni). Ni belemmert dan ook de ontbinding van austeniet.

4.3. Afschrikken en ontlaten

De meest voor de hand liggende warmtebehandeling is het afschrikken en ontlaten. Dit wordt al zeer lang toegepast op stalen gereedschappen en wapens, (z.g. Q- en T-steels = Quenched and Tempered). Men kan er diverse sterkten en taaiheden mee bereiken, mede dankzij de fijne korrel. Door lassen verliest men plaatselijk wat aan sterkte. Dit hoeft niet bezwaarlijk te zijn. Wel ongunstig is het onvermijdelijke verlies aan taaiheid in de overgangszone van basismateriaal naar las. Dit is alleen te beperken door snel te lassen met lage warmtetoevoer, wat echter weer kan leiden tot scheuren in de las en aan de smeltlijn.

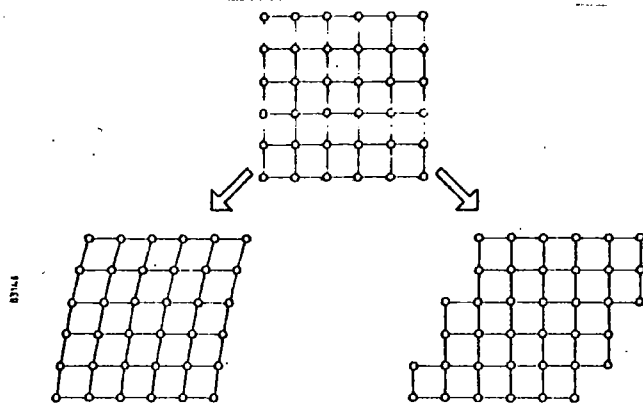


Fig. 12^a "Elastische" afschuiving.

Fig. 12^b "Moettijke" afschuiving door verplaatsing van complete roostervlakken tov. elkaar.

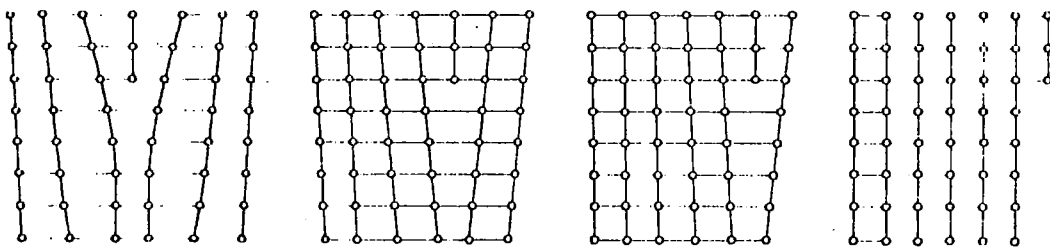


Fig. 12^c "Gemakkelijke" afschuiving door het stapsgewijs bewegen van dislocaties door een rooster.

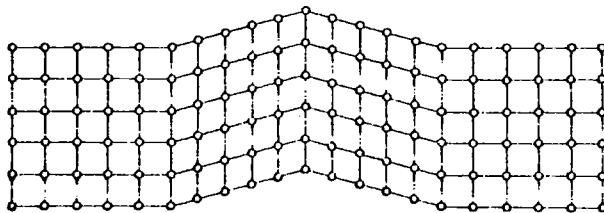


Fig. 12^d Trekkingvorming



Schuifbreuk (dof, vezelig)

Splijtbreuk (glinsterend, kristallijn)

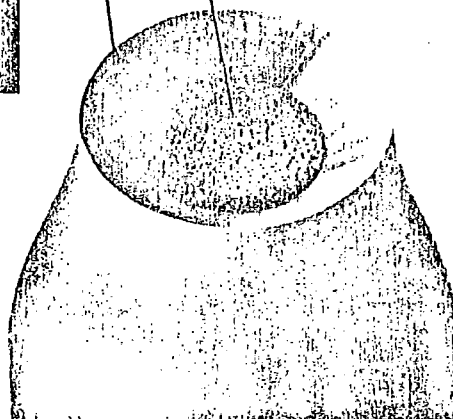


Fig. 13 Boven een tweetal foto's en rechts een toelichtende tekening van het breukvlak van een trekstaaf zoals dat dikwijls te zien is. Het breukvlak kan ook geheel kristallijn of geheel vezelig zijn. De temperatuur speelt hierbij een grote rol.

4.4. Microlegeren en normaal gloeien

Normaal gloeien is opwarmen tot in het austenietgebied (ca. 950°C) en vervolgens afkoelen in lucht. De bedoeling is dat tijdens het verblijf in het austenietgebied geen korrelgroei optreedt. Bij het afkoelen ontstaan dan nieuwe kiemen binnen de austenietkorrels, die zich tot nieuwe ferriet-perlietkorrels ontwikkelen.

Korrelgroei is echter tijdens het opwarmen van 720°C naar 950°C en het afkoelen tot 850°C een normaal verschijnsel. Men kan het tegenhouden door in het materiaal als het ware een netwerk aan te brengen rondom en dwars door de korrels, waardoor barrières tegen het verschuiven van de korrelgrenzen ontstaan. Dit netwerk werd vroeger vooral gevormd door Al-nitriden, maar dit was een nogal grof precipitaat, dat bovendien moeilijk te doseren was, omdat de aluminium eigenlijk als zuurstofbinder moest fungeren.

Tegenwoordig worden vooral niobium en vanadium als microlegeringselementen gebruikt. Zij hebben een minder sterke neiging tot zuurstof dan Al. Zij hebben een grotere affiniteit tot koolstof dan ijzer. Het harde en brosse netwerk van Nb-carbiden en Va-nitriden blijft tot 1050°C stabiel. Dit betekent een ruime marge t.o.v. de gloeitemperatuur van 950°C . Het netwerk versterkt het staal door vastleggen van dislocaties, maar maakt het tevens bros.

Dit laatste wordt gelukkig volledig gecompenseerd door de zeer goede korrelverfijning als gevolg van het gloeien.

Jammer is wel, dat het lassen van deze staalsoorten weer met een geringe warmtetoevoer moet gebeuren omdat in het deel van de overgangszone dat boven 1050°C is verhit, een bijna explosieve korrelgroei plaatsvindt (fig. 17).

De kerftaaiheid is daar zeer slecht en moeilijk te verbeteren door plaatse-lijk gloeien.

Kleine constructies zoals drukvaten worden daarom na het lassen in hun geheel gegloeid.

In Japan past men naast Nb wel Titaan toe, omdat het Ti-N-precipitaat tot ca. 1300°C kan blijven bestaan.

4.5. Laag afwalsen

Hoe lager de temperatuur is tijdens de laatste walssteek, des te fijner wordt de korrel. Door het vervormen ontstaan nieuwe kiemen, die weer uitgroeien tot korrels, (rekristallisatie). Men noemt dit ook wel gecontroleerd afwalsen omdat de combinatie van vervorming en temperatuur bij de laatste walssteek optimaal moet zijn. Een grote vervorming betekent veel kiemen; een lage temperatuur voorkomt dat de gevormde korrels "elkaar opeten".

In Japan past men nog ingewikkelder thermo-mechanische recepten toe, die tot zeer goed lasbare en taaiere staalsoorten leiden voor extreem lage temperatuurtoepassingen en tamelijk grote plaatdikten (tot 50 mm).

5. Gemeenschappelijke aspecten van "legerings"-elementen

a. Austenietvormers (fig. 18a)

Ni en Mn hebben bij hoge temperatuur de KVG-structuur. Zij vormen daardoor gemakkelijk mengkristallen (substitutioneel) met Fe en stabiliseren daardoor de austeniet. C en N zijn echter ook austenietvormers. Immers, zij zijn de oorzaak van het grote austenietgebied in het FeC- en FeN-diagram. Door de gemakkelijke diffusie van de interstationeel opgeloste C- en N-atomen in het rooster is de austeniet beneden 720°C resp. 590°C niet stabiel.

Ni en Mn vormen een z.g. ononderbroken reeks mengkristallen met Fe (volledig oplosbaar).

b. Ferrietvormers (fig. 18b)

Al, Si, Ti, Va, Cr en Nb zijn ferrietvormers. Zij vormen (behalve Nb) een ononderbroken reeks mengkristallen met ferriet (KRG). Nb is beperkt oplosbaar.

Dislocatiebewegingen worden belemmerd door precipitaten. Bij een bepaalde belasting schieten zij los en veroorzaken nieuwe dislocaties. Het materiaal kan dan vervormen onder een iets lagere belasting. Er ontstaat een Lüders-band. Na versterking herhaalt zich dit proces op andere plaatsen in de trekstaaf. De nieuwe dislocaties zijn niet "gepind" door precipitaten. Vandaar dat na het vloeien de trekkromme een continu beeld vertoont.

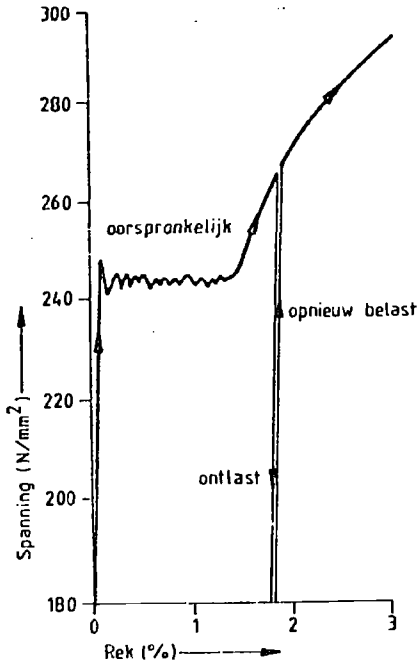


Fig. 14 Het vloeigebied van de trekkromme verdwijnt door overbelasten.

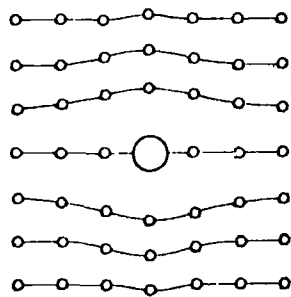


Fig. 16 Gewelfde roostervlakken.

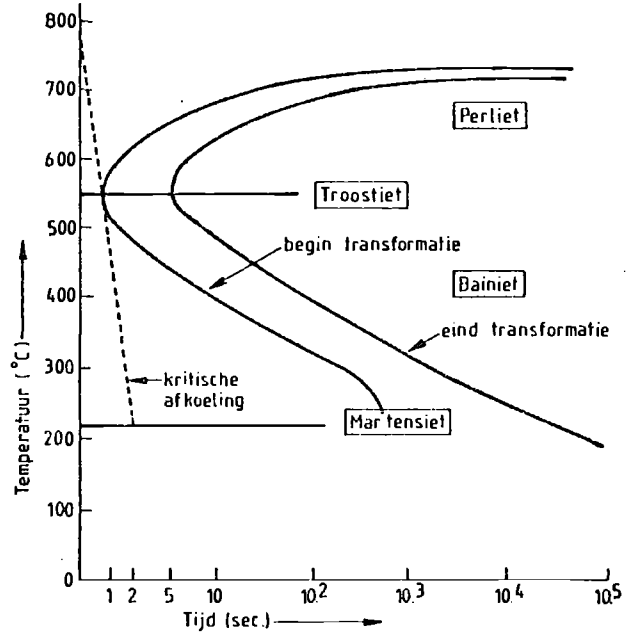


Fig. 15 Temperatuur - Tijd - Transformatie (T.T.T.) diagram voor staal met 0,8% C. Na snel afkoelen links van de stippellijn tot een gekozen temperatuur, begint en eindigt de omzetting van austeniet in de aangegeven structuren op tijdstippen liggend op de gebogen lijnen.

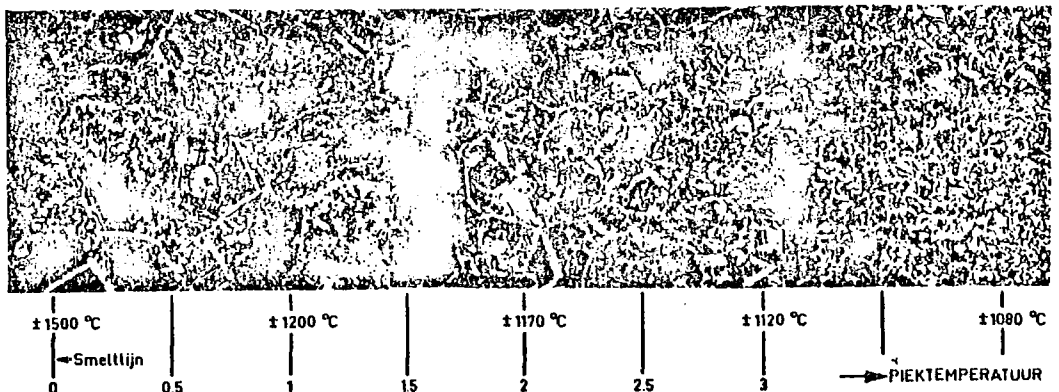


Fig. 17. Warmte-beïnvloede zone van electrogas-gelast St. 52-Nb.

→ AFSTAND TOT DE SMELTLIJN (mm)

c. Carbidevormers hebben een grotere affiniteit tot C dan Fe. Het zijn meestal tevens ferrietvormers*, (behalve Mn). Daardoor hebben zij een dubbel negatieve invloed op de grootte van het austeniet-gebied (fig. 18c).

6. De fabricage van dikke staalplaat, van hoge kwaliteit (bij lage temperatuur) en goede lasbaarheid

6.1. Overwegingen in verband met offshore-constructies

De kop van deze paragraaf geeft de huidige problematiek voor de staalfabrikanten aan (voor wat betreft de techniek van de vervaardiging!). De offshore-constructies die nodig zijn voor het noorden van de Noordzee zijn zo groot, dat staalplaten tot 100 mm dikte nodig zijn om de vereiste sterkte te verkrijgen. Het alternatief, staalsoorten van hoge sterkte gebruiken, is niet geschikt om de volgende redenen:

- 1e. Bij gebruik van dünnere plaat neemt de kans op plaatselijk uitknikken toe. Dergelijke verschijnselen zijn voor de druksterkte van constructie-elementen even gevaarlijk als scheuren voor de treksterkte.
- 2e. Offshore-constructies worden door de zeegång wisselend belast. De vermoeiingssterkte van gelaste constructies gemaakt van staal van hoge sterkte, is niet beter dan die van constructies gemaakt van normaal staal (Fe 410; Fe 510).
- 3e. Het lassen van staal van hoge sterkte is moeilijk. Bovendien is haast niet te vermijden dat in de warmtebeïnvloede zone de taaiheid en de sterkte aanzienlijk achteruitgaan. De lasprocessen waarvoor dit minder geldt, zijn ongeschikt voor de offshore praktijk en/of te duur. (Electronenstraallassen, laserlassen, lassen onder edelgasbescherming).

Ongelukken met offshore-constructies hebben vrijwel altijd als oorzaken de aanwezigheid van vermoeiingsscheuren of het ontstaan van brosse breuken.

De laatste kunnen een gevolg zijn van de eerste.

Het onderscheid in de termen "aanwezigheid" en "ontstaan" is met opzet gemaakt. Vermoeiingsscheuren ontwikkelen zich zeer langzaam. Zij zijn als het ware doorlopend aanwezig. Zij leiden tot breuk, wanneer hun lengte te groot wordt, of wanneer de tip van de scheur een plaats van dusdanig lage materiaalkwaliteit (las!) bereikt, dat een brosse breuk ontstaat. Voor het laatste is een hoge belasting en een lage temperatuur nodig.

De eisen, die aan het materiaal en de laskwaliteit m.b.t. offshore-constructies worden gesteld, zijn aanzienlijk verzaamd na de ramp met de Alexander Kielland. Toch was de oorzaak in de eerste plaats een grove constructiefout, die echter wel verergerd werd door het slechte laswerk. De veiligheid van dergelijke constructies uit een oogpunt van vermoeiing is vooral afhankelijk van de materiaalverdeling en de geometrie van de constructie.

Het eerste, d.w.z. de hoeveelheid materiaal, bepaalt het globale spanningsniveau. De geometrie is verantwoordelijk voor de hoogte van de z.g. spanningsconcentraties ter plaatse van hoeken, openingen, knooppunten e.d. Deze worden weer vergroot door de spanningsconcentraties ter plaatse van lasfouten, als inkartelingen, onvoldoende doorlassingen, warm- en koud-scheuren etc.

De veiligheid in verband met brosse breuk moet vooral worden gewaarborgd door een hoge breuktaaiheid van het materiaal bij lage temperatuur. Er zijn hierbij twee verschillende benaderingen mogelijk. Bij de eerste tracht men het ontstaan van brosse breuken te voorkomen. Bij de tweede is de gedachtengang dat in grote constructies altijd wel zwakke plekken aanwezig zijn, waar een brosse breuk kan ontstaan. Deze moet dan in het omringende, gezonde, materiaal tot stilstand kunnen komen.

In beide gevallen dient het uitgangsmateriaal van hoge kwaliteit te zijn. In het eerste geval moet immers na het lassen nog voldoende breuktaaiheid over zijn en mag men geen last hebben van koud-scheuren. De lasbaarheid staat hier voorop.

* Maar ferrietvormers zijn niet altijd carbidevormers (Si).

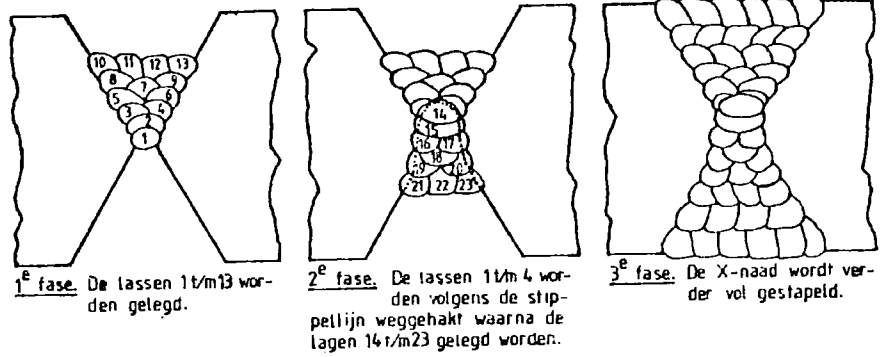


Fig. 21 Las in 90 mm plaat

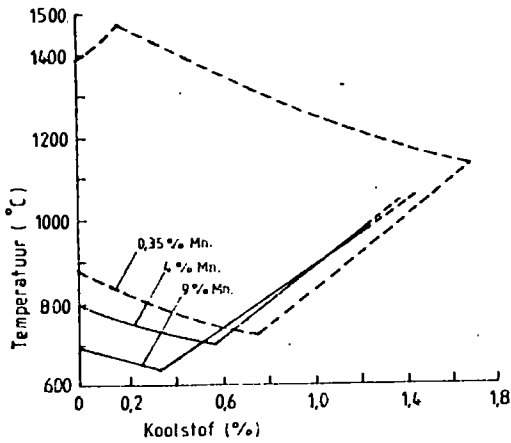


Fig. 18^a Stelsel Fe.-Mn.-C.
Mn. is austeniet vormer (en zwakke Karbide vormer).

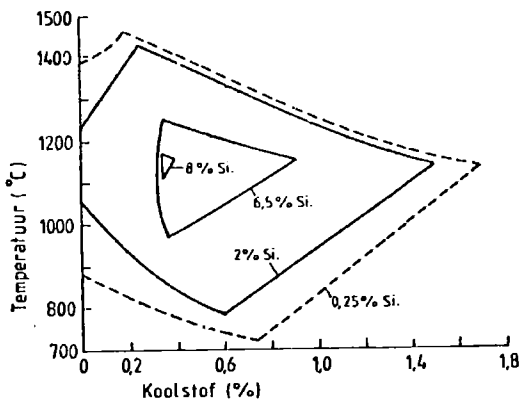


Fig. 18^b Stelsel Fe.-Si.-C.
Si is ferriet vormer en geen karbide vormer.

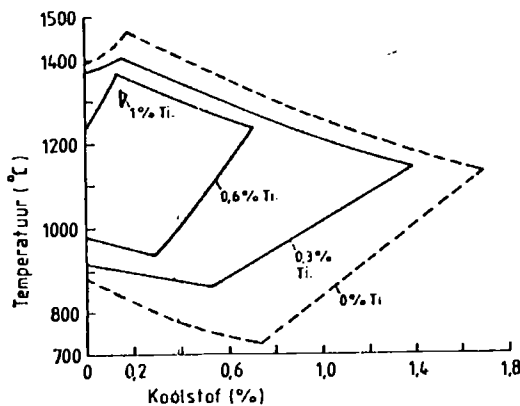


Fig. 18^c Stelsel Fe.-Ti.-C.
Titaan is ferriet vormer en karbide vormer.

Fig. 18 Invloed van legeringselementen op de oplosbaarheid van koolstof in austeniet. (E.C. Bain; H.W. Paxton 1961).

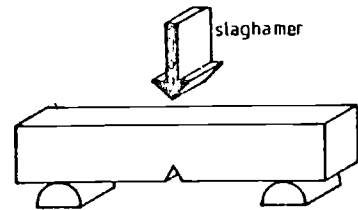


Fig. 19 Charpy-V staafje.

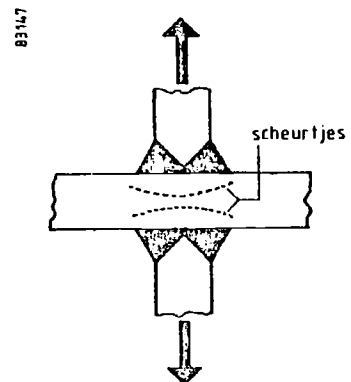


Fig. 20 Lamellar tears.

In het tweede geval moet het materiaal een hoge scheurtaaiheid hebben onder schokbelasting. Dit hangt samen met het feit dat een brose breuk zich voortplant met hoge snelheid (1 à 2 km/sec.). Het materiaal wordt daardoor in zeer korte tijd uiteengerukt. Nu is de taaiheid van staal onder langzame en matig snelle belasting een orde groter dan onder schokbelasting. Dit gevoegd bij het feit dat scheuren in dikke plaat veel moeilijker stoppen dan in dunne plaat van dezelfde kwaliteit, maakt dat men de lasbaarheid meestal centraal stelt. Dit geldt vooral voor Europa. In de V.S. legt men het accent wat meer op het scheurstoppen. Gelukkig voor de staalfabrikant geldt dat veel van de maatregelen nodig voor het verkrijgen van een goede lasbaarheid, ook het scheurstopvermogen bij lage temperatuur ten goede komen, en omgekeerd. Maar in principe is het zeer wel mogelijk dat een goed lasbaar staal een slechte kerftaaiheid bezit. Eigenlijk heeft de keuringspraktijk in de scheepsbouw- en offshore-wereld ervoor gezorgd dat lasbaarheid en kerfslagtaaiheid dikwijls hand in hand gaan. De belangrijkste keuringsmethode is nog altijd de Charpy-V-kerfslagproef, (fig. 19). De staalfabrikanten hebben de kwaliteit van hun producten in ongelaste en gelaste toestand hierop moeten richten.

6.2. De lasproblemen en de staalfabricage

Bij de staalfabricage is het eerste doel het bijna geheel verwijderen van koolstof, silicium, zwavel en fosfor. Dit was al zo in de klinktijd en het had derhalve niets met lassen te maken. Het staal moest goed warm- en vooral koudvervormbaar zijn en een zekere taaiheid bezitten bij lage temperatuur en onder schokbelasting.

De samenstelling van dat staal was ongeveer:

0,23 C; 0,7 Mn; 0,1 Si; 0,04 P; 0,05 S.

Het lage gehalte aan zwavel (dat niettemin tegenwoordig hoog geacht wordt) is mede te danken aan de omstandigheid dat bij de ruwijzerfabricage in de hoogovens gestookt wordt met cokes in plaats van met steenkool dat veel zwavel kan bevatten. De invloed van P op de kerftaaiheid bij lage temperatuur is vergelijkbaar met die van C, maar is wel veel sterker. Men streeft naar waarden, lager dan 0,02%. Het koolgehalte ligt meestal in de buurt van 0,15%, maar waarden lager dan 0,10% komen voor. Dit wordt gecompenseerd door mangaan (tot 1,5%) en silicium (tot 0,3%). De benodigde hoeveelheid mangaan is af te lezen uit formules voor het z.g. koolstofequivalent. Een veel toegepaste is die van Dearden en O'Neill:

$$KE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni + Cn}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5}$$

De waarde ervan is zeer betrekkelijk omdat de lasbaarheid, die ermede beoordeeld zou moeten worden, vele aspecten heeft (gevoeligheid voor warmscheuren, koudscheuren, veroudering). Zoals uit §6.3 zal blijken, zijn de formules nog het meest relevant i.v.m. koudscheuren. Een KE van 0,41 wordt voldoende laag geacht om zonder speciale voorzorgen te kunnen lassen. Daar is men met 0,15% C, 1,5% Mn en 0,2% Si al aan toe: Hiermee haalt men met moeite een vloeigrens van 240 N/mm² (vloeistaal Fe 410). Voor Fe 510 moet men of microlegeren of speciale walsprocedures toepassen. Het microlegeren levert Nb-carbiden, Va-nitriden en/of Ti-nitriden als fijn maar bros netwerk (precipitaat). Door normaal gloeien (950°C) ontstaat korrelverfijning, wat de taaiheid verbetert. In geval van intensief, gecontroleerd walsen, gepaard gaande met geforceerd koelen, is Fe 510 te maken met een KE van slechts 0,36. Het is zeer fijnkorrelig door de herhaalde rekristallisaties. Het lage KE maakt het uitstekend lasbaar.

6.3. Koudscheuren

Koudscheuren kunnen ontstaan in de overgangszone van gelaste verbindingen wanneer materiaal met een te hoog KE snel afkoelt. Er ontstaan dan harde structuren die een hoge vloeigrens hebben. De krimpspanningen die zich in de las en de overgangszone tijdens het afkoelen ontwikkelen, zijn daardoor hoog. Tijdens het lassen lost waterstof in het lasbad op. Deze is afkomstig uit de lucht (waterdamp), het plaatoppervlak (vochtige roest) en soms het bekledings-

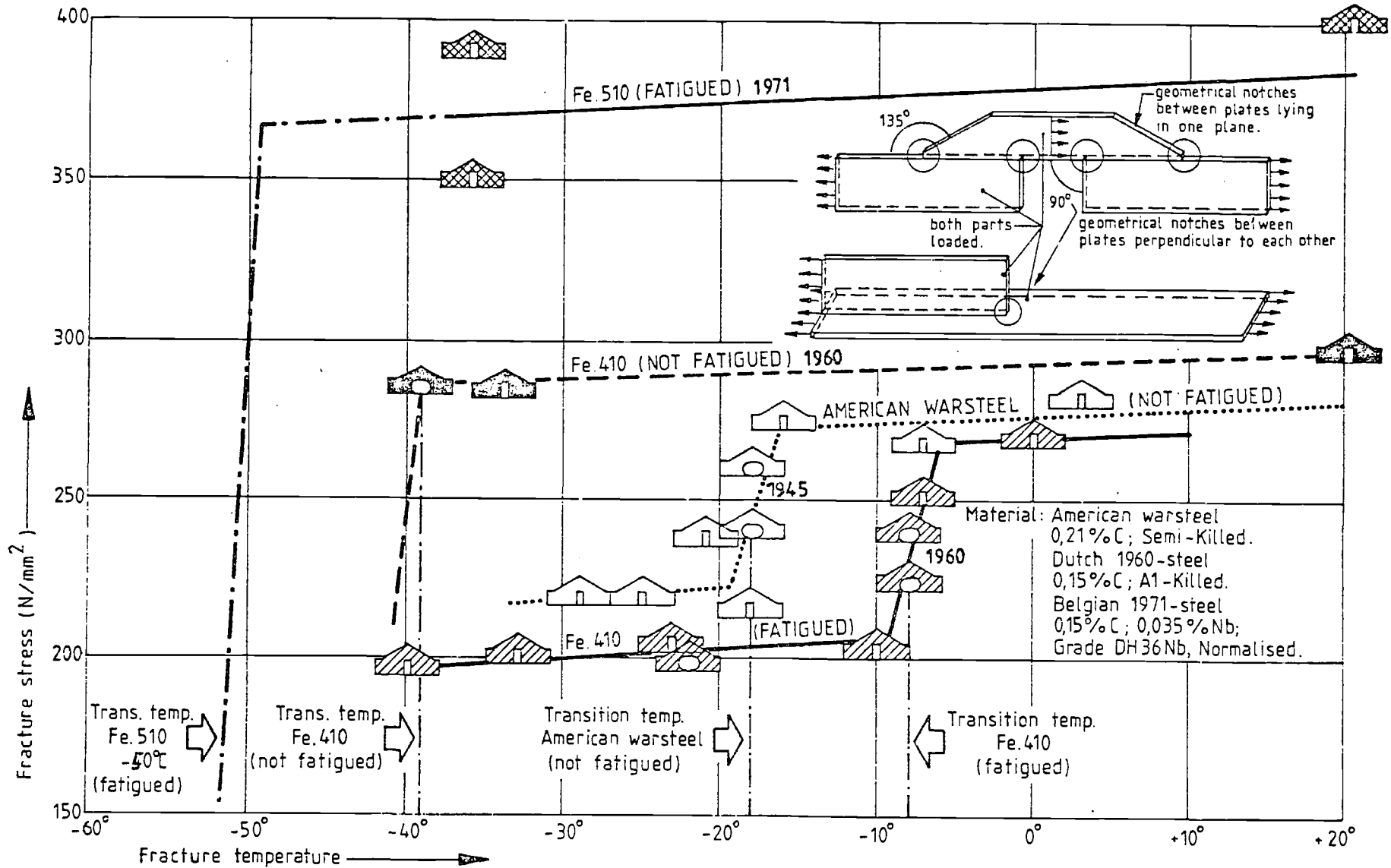


Fig. 22. Invloed van verhoging van de staal-kwaliteit op de breukveiligheid van schepen.

materiaal van de laselectroden. Bij het stollen en afkoelen moet het grootste deel van de waterstof het materiaal weer uit. Doordat het waterstofatoom zeer klein is en daardoor zelfs bij kamertemperatuur nog goed kan diffunderen door het kristalrooster van staal, lukt dit wel. Na verloop van uren of dagen is de meeste waterstof uit het materiaal ontsnapt. Maar het kwaad is dan dikwijls al geschied. De waterstof beweegt zich namelijk altijd in de richting van gebieden met een hoge temperatuur en hoge spanningen. Dit is juist de overgangszone van de las. Deze bevat dislocaties, caviteiten e.d. die nog eens spanningsverhogend werken en daardoor de waterstofatomen aantrekken. Zodra deze in de holten terecht zijn gekomen, vormen zij moleculen en is de terugweg afgesloten. Dit "fuik"proces leidt ertoe, dat in de holten de gasdruk kan stijgen tot duizenden atmosferen. Het geharde metaal, dat toch al onder de lasspanningen zucht, kan dit niet meer hebben en vormt micro- en macroscheurtjes (micro-void-coalescence).

De problemen kunnen worden voorkomen door voorwarmen op ca. 150°C (niet plezierig voor de lasser!) en lassen onder argon-bescherming (duur).

6.4. Warmzscheuren en lamellar tears

Warmzscheuren zijn eigenlijk krimpscheuren, die ontstaan tijdens het stollen. Ze komen vooral voor in de las, maar ook in de warmtebeïnvloede zone. Dit laatste geschiedt wanneer bij de staalfabricage de zwavel niet voldoende verwijderd is door binden aan calcium en mangaan. Er zijn dan ijzersulfiden aanwezig, die zich vooral aan de korrelgrenzen ophouden. Deze hebben een laag smeltpunt (840°C). Door het lassen gaan die sulfiden smelten. Bij het latere afkoelen kunnen de krimpspanningen in de laszone de dunne vloeistoffilmpjes uit elkaar trekken en aldus microscheurtjes veroorzaken. Warmzscheuren wordt bevorderd door het, uit economisch oogpunt, aantrekkelijke lassen met grote warmte-inbreng. (Koudscheuren ontstaan juist bij lassen met geringe warmtetoevoer).

Het zwavelgehalte van moderne, hoogwaardige staalsoorten wordt mede laag gehouden om goede mechanische eigenschappen te verkrijgen in de dikterichting van dikke plaat, (fig. 20). Deze eigenschappen zijn afhankelijk van vorm, grootte en aantal van niet-metallische insluitels als sulfiden, silicaten en oxyden. Het probleem is door het moderne proces van continu-gieten versterkt. Hierbij worden geen afzonderlijke staalblokken gegoten - die elders worden uitgewalst - maar staan de staalwalsen als het ware in lijn met de staafovsn. Dit leidt ertoe dat laagsmeltende sulfiden (FeS) zich in het laatst stollende staal, d.w.z. op de halve plaatdikte, zullen verzamelen. Bij het walsen kunnen zich banen van deze sulfiden ontwikkelen met zeer nadelige gevolgen voor de sterkte in dikterichting. Een hoog mangaangehalte helpt dit euvel te voorkomen. Mangaan is meer geneigd tot zwavel dan ijzer en het sulfide heeft een hoog smeltpunt. Daardoor is het bij de staalfabricage grotendeels te verwijderen (slak), en segregereert de rest niet tijdens de stolling. In Japan slaagt men erin staal te maken dat nog maar 0,003% S bevat. Met een weinig cerium en calcium slaagt men er bovendien in het restant aan insluitels een geschikte vorm te geven (meer bol dan plat).

6.5. Veroudering

Verouderen is het achteruitgaan van de taaiheid met de levensduur. De veroudering kan worden versneld door "mishandeling" in de vorm van plastische vervorming of gloeien op bijv. 200°C. Een combinatie van beide kan zeer ongunstig zijn. Het verouderen bij staal gebeurt in de vorm van uitscheiden van verbindingen van stikstof en koolstof. Een deel hiervan is altijd wel in oververzadigde oplossing gebleven en kan brosse ijzercarbiden en nitriden vormen. Deze beperken de dislocatiebewegingen.

Bij het lassen van dikke plaat is veroudering de oorzaak van grote moeilijkheden. Een plaat van 90 mm dikte wordt gelast in ca. 100 laagjes om een redelijk taaie las en overgangszone te krijgen zonder lasfouten (fig. 21).

De lassen die op de kruising van de X als eerste worden gelegd, worden door

de warmteafgifte van de later gelegde lagen en de door de krimp van die lassen veroorzaakte plastische vervormingen zodanig verouderd, dat er van hun taaiheid weinig overblijft.

De structuur kan verbeterd worden door spanningsarm gloeien op 650°C . Dit is kostbaar en vaak onuitvoerbaar. Wat men ook wel doet, is na het lassen van enkele lagen aan één kant (nrs. 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8) de eerste lagen (1, 2, 3, 4) weghakken en opnieuw lassen. De niet weggehaalde lassen maken de verbinding zo star, dat bij het opnieuw lassen van 1 en 2 slechts kleine vervormingen kunnen optreden.

Een andere mogelijkheid is het gebruik van elektroden die 0,5 - 1,5% Ni bevatten.

De bijdragen van de staalfabrikant in het verhelpen van deze moeilijkheden zijn gericht op het verlagen van de opgeloste hoeveelheid stikstof in het staal. Tegenwoordig wordt in de staalkonverter zuurstof i.p.v. lucht geblazen (oxystaalproces). Er wordt ontgast in vacuum dat gestimuleerd kan worden door argon-"borrelen" en electromagnetisch roeren. Uiteraard worden ook stikstofbinders als Al, Ti, Va toegevoegd. De dosering hiervan is zeer kritisch.

7. Slot

In het begin heeft de lezer wellicht de indruk gekregen dat staal een "gemakkelijk" materiaal is. Dit beeld kan in de loop van het verhaal zijn verbleekt. Men moet echter bedenken dat veel problemen ontstaan vanuit de behoefte om economisch te produceren, zonder aan de betrouwbaarheid (veiligheid) van de constructies tekort te doen. Eén ding moet worden toegegeven en dat is, dat het wel erg ongelukkig is dat de neiging van staal tot bros breken juist bestaat bij temperaturen waarin maritieme constructies, bruggen, kranen e.d. verkeren. Waarom is bijv. de structuur niet austenitisch tot 0°C ? Waarom wordt staal bros bij temperaturen die ca. 700°C onder de austeniet-ferriet/perliet-transformatie liggen en niet 800°C ? Aluminium kent het probleem van brosse breuk niet (ongevoelig voor lage temperatuur en schokbelasting). Maar het is wel veel duurder dan staal en is zeer moeilijk te lassen.

Het aparte, of zo men wil wonderbaarlijke van ijzer is, dat het op aarde als het ware voor het opscheppen ligt, dat het met een brandstof waar hetzelfde voor geldt gereduceerd kan worden, en dat het teveel aan koolstof er gemakkelijk uit te krijgen is door eenvoudig verbranden, zonder dat het ijzer daarbij zelf verbrandt. Een gelukkig toeval is dat koolstof het meest karakteristieke legeringselement van ijzer is. Stel dat bijv. zwavel in plaats van steenkool de meest voorkomende brandstof op aarde zou zijn. Dan was de ijzer- en staalbereiding bijna niet mogelijk geweest. Een ander wondertje is het lassen van staal. Ieder weet dat staal kan verbranden, zelfs als het object in het water ligt. In zuurstof kan men een stuk staaldraad als een kaars laten branden. Toch kunnen we snijden en lassen bij lichtboogtemperaturen van 6000°C onder doorlopende warmtetoever. Bij lichtmetaal lukt dit alleen onder edelgasbescherming. Maar dan is het nog moeilijk. Het smeltpunt is te laag en de warmtegeleidingscoëfficiënt te hoog. Dit maakt dat de warmtetoever zeer kritisch is: een beetje teveel en het materiaal smelt weg. Dit wordt nog in de hand gewerkt door het feit dat de harde, stevige oxydehuid, die het bestaan van aluminium mogelijk maakt, een zeer hoog smeltpunt heeft. Voordat die laag is doorbroken, kan het materiaal eronder al weg zijn.

Bij staal liggen de problemen een orde vriendelijker en vindt men zelfs oplossingen als men het bijna onmogelijke verlangt. Men kan hierbij denken aan opslagtanks voor vloeibaar aardgas, kernreactoren, deeltjesversnellers en de ruimtevaart.

Voor het domein van de "gewone" constructiestalen toont tenslotte fig. 22 hoezeer de breukveiligheid van maritieme constructies in de loop van de jaren is toegenomen dankzij de inspanningen van de staalfabrikanten.