

**Universitatea "POLITEHNICA"
Timișoara**

**ISIM
Timișoara**

Teză de doctorat

**Studiul sudabilității oțelurilor aliate cu crom și
molibden destinate
funcționării în condiții de temperatură ridicată și
medii de hidrogen**

Coordonator științific

Doctorand

Prof.dr.ing. Dragoș Cioclov

fiz. Petru Bozu
C.P.I ISIM Timișoara

1997

CUPRINS

INTRODUCERE

- 1 Oțeluri crom molibden 1.**
 - 1.1 Clasificarea aparaturii petroliere 1.
 - a. După procesele fizico-chimice 1. b. După grosimea peretelui 2. c. După gabarit 2.
 - 1.2 Recipiente sub presiune. Concepte de siguranță 2.
 - a. Metoda durabilității garantate 3. b. Metoda degradării controlate 3.
 - 1.3 Bazele noi ale dimensionării recipientelor sub presiune 5.
 - 1.4 Locul oțelurilor Cr-Mo în industria chimică și petrochimică 6.
 - 1.5 Metalurgia oțelurilor Cr-Mo 10.
 - 1.6 Acțiunea mediilor active asupra oțelurilor din structura de rezistență a recipientelor sub presiune 12.
 - a. Atacul prin gaze de sinteză 13. b. Coroziunea prin gaze arse 13. c. Coroziunea prin compuși de sulf și hidrogen sulfurat 13. d. Fragilizarea prin hidrogen 13. Mecanismele acțiunii hidrogenului și utilajele petrochimice 15. e. Fragilizarea la revenire sau la reîncălzire și menținere 15.
 - 1.7 Un concept specific de sudabilitate 18.
 - 1.8 Rolul fisurilor în procesul de rupere 19.
 - a. Fisuri suprasolidus 21. b. Fisuri subsolidus 21.
- 2 Sudabilitatea oțelurilor 23.**
 - 2.1 Conceptul de sudabilitate 23.

Studiul metalului de bază 25. Studiul sudabilității metalurgice 25. Studiul experimental al sudabilității pe îmbinări sudate 26. Studiul comportării îmbinărilor sudate la tratamente termice postsudare 26. Studiul comportării îmbinărilor sudate în medii active 27.
 - 2.2 Criterii de sudabilitate 28.
 - a. Criterii de sudabilitate metalurgică 28. Carbonul echivalent 28. Estimarea durității maxime în zona influențată termic 28. Determinarea teoretică a transformărilor structurale 29. Estimarea volumului de martensită 31. Estimarea susceptibilității la fisurare la rece 32. Factori de influență la fisurarea la rece 33. Influența hidrogenului 33. Estimarea teoretică a factorilor de influență a fisurării la rece 36.
 - b. Criterii de sudabilitate tehnologice 46. Teste tehnologice. Metoda implantului 47. Testul de fisurare la constrângere rigidă RRC 50. Testul LB-TRC 52. Teste cu autoconstrângere. Proba Tekken 53. Proba Lehigh 55. Metoda CTS 55.
 - c. Criterii specializate de sudabilitate 56. Fisurarea la reîncălzire 56. Mecanismul fisurării la reîncălzire. Fisurarea la reîncălzire la temperaturi scăzute 57. Fisurarea la reîncălzire la temperaturi ridicate 58. Factori de influență. Factori de material 60. Tehnologia de sudare 61. Starea de tensiune 63. Fragilizarea prin hidrogen 64. Adsorbția hidrogenului 66. Difuzia hidrogenului 68. Efecte fizice ale hidrogenului la temperaturi joase până la 200°C 71. Efecte chimice ale hidrogenului la temperaturi ridicate mai mari de 200°C 75. Fragilizarea la revenire 82.

BIBLIOTECA CENTRALĂ
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"
TIMIȘOARA

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

3 Strategii de cercetare abordate 93.

3.1 Concepția abordării tematicii **93**. Alegerea materialului de bază **93**. Corelarea datelor proprii cu literatura de specialitate **96**.

3.2 Obiectivele propuse în cadrul domeniilor abordate **97**.

4 Cercetări experimentale 98.

4.1 Materiale utilizate **98**.

4.1.1 Metalul de bază **101**.

Compoziția chimică **102**. Carbonul și riscul de fisurare la rece **105**. Susceptibilitatea la fisurare **108**. Susceptibilitatea la durificare **108**. Probe tehnologice **110**.

Starea incluzionară **113**. Incluziuni nemetalice oxidice **114**. Influența prezenței unei faze gazoase **120**. Incluziuni nemetalice sulfidice **123**.

Caracteristici mecanice **129**. Caracteristicile mecanice ale oțelului RRC în starea de livrare **130**. Fragilizarea prin îmbătrânire artificială **136**.

Analiza metalografică **142**. Cercetarea structurii metalografice la temperaturi ridicate. La încălzire **143**. La răcire **144**.

Testarea capacității de inhibare a propagării fisurilor **145**.

4.1.2 Materiale pentru sudare **147**.

4.2. Cercetări privind fragilizarea la revenire sau la reîncălzire și menținere (îmbătrânire) **152**.

4.2.1 Îmbătrânirea oțelului RRC **154**.

4.2.2 Îmbătrânirea îmbinărilor sudate din oțel RRC **163**.

Procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți **163**. Procedeul de sudare mecanizat sub flux **170**.

4.3. Cercetări privind corозиunea prin compuși de sulf și hidrogen sulfurat **178**.

Domeniul temperaturilor de proces mai mici decât 200°C **180**. Domeniul temperaturilor de proces mai mari decât 200°C **189**.

4.4. Cercetări privind fragilizarea prin hidrogen **191**.

CONCLUZII 198.

BIBLIOGRAFIE 206.

ANEXĂ 230.

Lista figurilor **231**. Diagramele KV-temperatură. Reprezentarea grafică a datelor experimentale pentru variante individuale **238**.

INTRODUCERE

Recipientele sub presiune cu pereți groși sunt componente esențiale în complexele energetice convenționale și nucleare, în instalațiile tehnologice din industria chimică, petrochimică, construcțiile aerospațiale ca și în alte tehnici de vârf. Dezvoltarea în aceste domenii a fost însoțită de cerințe noi în construcția recipientelor sub presiune, parametrii funcționali (presiune, temperatură, activitatea mediilor) au fost extinși până la limitele permise de materialele din generația actuală și de posibilitățile tehnologice de prelucrare. Aceste dezvoltări sunt desigur o urmare a unui imens efort de cercetare efectuat mai ales în ultimele decenii, efort materializat prin contribuții în domenii ca: teoria învelitorilor subțiri sau groase, de consistență elastică, plastică, sau vâscoplastică, mecanica ruperii materialelor, teoria structurală a materialelor tehnica analizei experimentale de prelucrare a materialelor etc.

Esența metodelor de proiectare este cuprinsă astăzi în coduri naționale și transnaționale, care unifică concepția de bază a recipientelor sub presiune. Complexitatea formelor constructive și a sarcinilor operaționale, impune în stadiul de concepție analize care nu se pot limita numai la informațiile cuprinse în coduri, ci necesită analize detaliate bazate pe cele mai noi metode experimentale pornind de la elaborarea oțelurilor și a materialelor necesare execuției recipientului sub presiune, trecând prin diferite faze tehnologice de prelucrare a acestora și ajungând în final la urmărirea în exploatare a acestora.

În acest context, se înscrie prezenta lucrare, care constituie teza de doctorat cu titlul **"Studiul sudabilității oțelurilor aliate cu crom și molibden destinate funcționării în condiții de temperatură ridicată și medii de hidrogen"**.

Industria românească constructoare de recipiente sub presiune a cunoscut un apogeu în dezvoltare în deceniul opt asigurând atât cererea de pe piața internă, cât și pe piețe externe în domeniile: energetic, chimic, petrochimic, transport, fluide de presiune etc. În această perioadă, industria metalurgică românească a asimilat și realizat cu forțe proprii o gamă de cca. 10 oțeluri noi cu performanțe tehnice deosebite cum ar fi: pentru energetica nucleară 22NiMoCr37 (vasul de presiune) SA 516 gr. 70 (generatorul de abur), R 52

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

(anvelopa reactorului CNE) G 52/28 (fabricarea apei grele), SA487grCA6NM (pompe CNE), SA 182RF316, SA182F 304L (reactor CANDU), chimice 10Ni35 (etan-etilenă), energetica clasică TCZ 60/45 (tamburi de cazane), extracție și transport țiței și gaze naturale oțelurile: PPM (picioare platforme marine), T1 (structuri de rezistență platforme marine), X 60 (conducte magistrale) și petrochimice: 5Cr0,5Mo (instalația REISER a reactorului de reformare catalitică) și oțelul RRC (corpul reactorului de reformare catalitică).

Subiectul tezei de doctorat se concentrază în centrul uneia din cele mai laborioase activități de elaborare, prelucrare și uzinare a oțelului RRC (1,25Cr0,5Mo) destinat realizării reactorului de reformare catalitică în noua formulă de proiectare cu trei reactoare suprapuse.

Datorită cerințelor specifice pe piața prelucrării țițeiurilor cu concentrații ridicate în impurități de tipul sulf și hidrogen sulfurat și a semnalelor din rafinăriile de pe mapamond a fenomenelor de fragilizare în timpul exploataării îndelungate a unor recipiente sub presiune executate din oțeluri Cr-Mo, asimilarea oțelului RRC, precum și tehnologiile de punere în fabricația a reactorului de reformare catalitică în varianta modernă a necesitat activități concentrate ale metalurgilor, fabricanților de recipiente sub presiune, a proiectanților, a cercetătorilor din domeniile chimie, petrochimie, sudură, a cadrelor didactice din învățământul superior de specialitate desfășurate pe o perioadă de cinci ani. S-a utilizat experiența acumulată în elaborarea și finalizarea recipientelor sub presiune și a componentelor executate din oțelurile asimilate până la realizarea oțelului RRC, începând cu elaborarea oțelului lichid și finalizând cu instalarea în rafinărie a reactoarelor. În cazul elaborării tehnologiilor de sudare, s-a acceptat ideea să se acționeze încă din faza de proiect pentru elaborarea unui oțel sudabil de înaltă puritate, a unor materiale de sudare adecvate, a unor tehnologii de sudare, tratament termic postsudare și uzinare la nivelul cerințelor de pe plan mondial.

S-au abordat 65 de variante experimentale pe metal de bază, materiale de sudare, îmbinări sudate cu tratamente termice reale și simulate. Pentru elaborarea tezei s-au selectat câteva variante pertinente care au condus la cele mai bune rezultate experimentale utilizând metode moderne și contemporane pentru prelucrarea datelor experimentale. Experimentările s-au desfășurat în cadrul laboratoarelor Institutului de Sudură și Încercări

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

de Materiale Timișoara și în industria pe orizontală executantă de recipiente sub presiune: GRIRO București, materiale de bază și de sudare: Sidex Galați, Ductil Buzău, SCCM Câmpia Turzii, institute de cercetare și proiectare ICEM București, ICITPR Ploiești. S-au consultat cca. 600 de titluri bibliografice în domeniile: metalurgia elaborării oțelului lichid, metalurgia metalelor, metalurgia materialelor de sudare, tratamente termice, studii de fisurare la rece, la cald, la reîncălzire, destrămare lamelară, comportarea materialelor la temperaturi ridicate, la temperaturi criogenice, comportarea materialelor în medii de hidrogen, în medii active de sulf și compuși de sulf, hidrogen sulfurat, încercări de materiale, prelucrare date experimentale pe mini computere tip CORAL și în ultimul an pe computere personale P.C. IBM. În teză s-au concentrat cele mai 65 de variante experimentale abordate constituind o activitate laborioasă selectarea acestora din volumul mare de informații obținut de-a lungul experimentărilor.

Autorul speră că prin rezultatele prezentate în continuare, a participat la elucidarea unor fenomene ce se produc la interfața metal-mediu în reactorul de reformare catalitică, aducându-și contribuția alături de colectivele de specialiști în domeniu, la realizarea unuia din cele mai importante recipiente sub presiune din industria petrochimică realizate în țară. Pe această cale, autorul mulțumește colectivelor de specialiști în domeniu, din institut și firmelor colaboratoare pentru aportul adus la finalizarea rezultatelor, și nu în ultimul rând conducătorului acestei activități profesorul Dragoș Cioclov.

Autorul

1. OȚELURI CROM MOLIBDEN

Dezvoltarea și perfecționarea proceselor tehnologice din rafinării și combinate petrochimice, necesitând diversificarea și creșterea continuă a severității regimurilor de lucru din instalațiile de prelucrare a oțelurilor, au determinat perfecționarea continuă în domeniul tehnologiei de fabricație a aparaturii aferente.

Realizarea la scară industrială a multor procese de prelucrare a țițeiului, a fost posibilă numai după punerea la punct a unor noi metode și procedee tehnologice de elaborare a materialelor, realizare a semifabricatelor și fabricare a aparaturii.

Fabricarea aparaturii pentru realizarea unor procese tehnologice de prelucrare a țițeiului, cum ar fi: cracarea și reformarea catalitică, piroliza, cocsarea etc., ce se desfășoară la presiuni mari și temperaturi ridicate (peste 475°C), a necesitat înlocuirea oțelurilor carbon cu oțeluri aliate (Cr-Mo, Cr-Ni-Mo, etc.) care se comportă corespunzător la fluaj. De asemenea, realizarea instalațiilor în care procesele tehnologice au loc la temperaturi scăzute (prelucrarea uleiurilor, producerea și depozitarea gazelor lichefiate etc) a impus punerea la punct a fabricației oțelurilor criogenice - aliate cu Ni. Necesitatea prelucrării unor țițeiuri ce conțin sulf sau alte impurități, a determinat construirea aparaturii aferente din oțeluri anticorozive sau refractare, iar din considerente economice și de rezistență din bimetale, materiale placate sau materiale din mai multe straturi.

1.1 Clasificarea aparaturii petroliere

a. După procesele fizico-chimice

- aparate de schimb de căldură, în care se realizează transferul de căldură între două medii de lucru separate printr-un perete;

Exemplu:

- schimbătoare de căldură cu fascicul tubular - placă tubulară;
- schimbătoare de căldură "țeavă în țeavă", condensatoare, vaporizatoare, răcitoare etc.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

- aparate cu schimb de masă, în care transferul de căldură între mediile de lucru aflate în contact se realizează simultan cu reacțiile chimice ce au loc între ele;

Exemplu: coloane de rectificare, coloane de extracție, coloane de stabilizare, turnuri de răcire etc.

- aparate de încălzire cu foc;

Exemplu:

- cuptoare tubulare, cazane etc.

- aparate pentru separarea și purificarea proceselor;

Exemplu : separatoare de gaz, decantoare, filtre etc.

- amestecătoare;

- rezervoare de depozitare;

Exemplu: rezervoare cilindrice, rezervoare sferice, rezervoare tip "picătură".

b. După grosimea peretelui:

- aparate cu perete subțire $s \leq 36$ mm

- aparate cu perete gros $s > 36$ mm

c. După gabarit

- utilaje gabaritice, care se execută integral în întreprinderea constructoare și se pot transporta fără restricții pe căi ferate, șosele, căi fluviale.

- utilaje negabaritice care se execută pe tronsoane în întreprinderea constructoare și se montează la fața locului în șantier.

Ca și clasificare a utilajului petrolier poate fi utilizat:

- criteriul condițiilor de lucru: temperatură, presiune, mediu de lucru;

- criteriul condițiilor de proiectare, execuție și control.

1.2 Recipiente sub presiune. Concepte de siguranță

Un recipient sub presiune poate fi considerat că lucrează în condițiile aplicării unei tensiuni mecanice, conjugate cu acțiunea unui mediu activ.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Cel mai periculos fenomen ce poate să apară în exploatarea unui recipient sub presiune este fisurarea.

Conceptele noi de siguranță prevăd ca un material, chiar și în condițiile inițierii unei fisuri, trebuie să aibe o rezistență suficientă la propagarea fisurii (viteză mică de propagare sau de a inhiba o fisură inițiată) până la terminarea sarcinii operaționale sau până la prima inspecție de serviciu.

Practica impune conceperea criteriilor de rezistentă pe baze fenomenologice.

Metodele tradiționale care evaluează pericolul de inițiere a ruperii, deci a fiabilității sau siguranței, la o solicitare singulară, se bazează exclusiv pe compararea rezultatelor încercărilor de încovoiere prin șoc Charpy V (energia de rupere) cu nivele limită admisibile stabilite pe baza corelării empirice cu experiența rezultată în urma analizei construcțiilor din materiale similare.

Dat fiind caracterul convențional al energiei la rupere prin șoc, repetată pe epruvete Charpy V, aceasta nu este corelată funcțional cu caracteristicile fundamentale de rezistență a materialelor, neputând cuprinde influența defectelor.

Pentru obținerea siguranței în exploatare se disting două metode:

a. Metoda durabilității garantate - DG (safe-life)

După această metodă, probabilitatea de cedare acceptată este foarte redusă pe durata prevăzută de serviciu, durată în care nu se tolerează extinderea fisurilor sub acțiunea solicitărilor constante, variabile în timp sau corozive din timpul exploatării [1].

Metoda durabilității garantate - se aplică la conceperea unor elemente portante aeronautice și în proiectarea curentă a organelor de mașini supuse la oboseală

Apare ca o metodă depășită - nu ține seama de garantarea integrității datorită unor surse de degradare care apar cu caracter excepțional:

- impactul în zbor cu corpuri solide, condiții de mediu etc. (se mai aplică construcțiilor care nu implică prin distrugere pierderi de vieți omenești și pagube mari materiale).

b. Metoda degradării controlate DC. (fail-safe)

Prin această metodă se asigură o rezervă de rezistență în cazul unor degradări care pot să apară în circumstanțe excepționale.

După metoda degradării controlate, se admite ca în timpul exploatării, într-o structură poate să apară, cu o probabilitate suficient de scăzută, o degradare parțială - **fisură** -

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

ușor detectabilă, care are o viteză de propagare suficient de mică, pentru ca între două inspecții curente să nu afecteze capacitatea portantă a structurii la solicitări statice și variabile.

După această metodă, un element de structură în care degradarea este controlabilă, își păstrează capacitatea de a rezista în funcționare în prezența degradării pînă la proxima verificare impusă de controlul instalației.

Orice structură DC. trebuie să asigure o durabilitate minimă garantată și numai după epuizarea acesteia să se conteze pe aptitudinea de structură DC.

Avantajul DC față de DG constă în următoarele:

- la DC se poate scurta intervalul controalelor,
 - se pot înlocui unele elemente degradate,
 - se elimină retragerea prematură neeconomicoasă a multor elemente care prezintă siguranța necesară,
- îmbunătățește condițiile de control, impunând o metodologie riguroasă. În consecință, reduce posibilitatea defectării datorită unor suprasolicitări accidentale sau a unor neglijențe de întreținere,
 - se poate conta pe rezistența reziduală a structurii și în cazul avariilor ce nu pot fi prevăzute la proiectare.

Metoda degradării controlate conduce la:

- Selecția materialelor și nivelelor de solicitare pentru asigurarea unei viteze controlabile de propagare a degradării.
- Asigurarea prin concepție, a posibilității de a detecta fisurile chiar și introducerea unor dispozitive automate.
- Asigurarea posibilității de reparații și înlocuire ușoară în poziție, a unor elemente degradate din utilaj.
- Asigurarea posibilității aplicării unui program de control distructiv și nedistructiv în faza de execuție a utilajului.
- Asigurarea posibilității aplicării unui program de control în serviciu, prin probe de control introduse în recipient și scoase din timp în timp.

1.3. Bazele noi ale dimensionării recipientelor sub presiune

Practica de dimensionare și verificare a recipientelor sub presiune se bazează pe analiza stării de tensiune în comparație cu criteriile fenomenologice ale stărilor limită sau criteriilor de rezistență:

- criteriul tensiunii normale maxime,
- criteriul tensiunii tangențiale maxime,
- criteriul Mohr,
- criteriile energetice etc.

O dată cu dezvoltarea noilor construcții tehnice de mare performanță (tehnica aerospațială, navală, nucleară, de extracție a hidrocarburilor, de prelucrare a hidrocarburilor etc), aplicabilitatea acestor criterii apare limitată [14]. Aceste criterii având o bază pur fenomenologică, necesită experimentări laborioase pentru stabilirea cu claritate a domeniilor de validitate sau chiar a formelor analitice concrete pentru fiecare caz în parte.

Criteriile de rupere a materialelor tehnice reale, au fost preluate într-o manieră nouă de studiu în care noțiunea de defect și în particular de fisură este esențială. Noul concept în abordarea lansării de noi metale de bază, de noi materiale de sudare, de noi tehnologii de execuție în variantă sudată, de noi tehnologii de control distructiv și nedistructiv, are la bază conceptul **Mecanicii ruperii materialelor** care presupune existența a unei fisuri dominante care sub sarcină se dezvoltă la nivel macroscopic, putând conduce la ruperea materialului. În această concepție, în construirea criteriilor fenomenologice de rupere, este esențială cunoașterea câmpului de tensiuni și deformații din zonele adiacente frontului fisurii. Din acest punct de vedere, în momentul de față, se evaluează calitatea atât la elaborarea materialelor de bază și de sudare, cât și comportarea acestora la sudare, în faza de fabricație și în exploatare.

În acest context, se înscrie și conceptul prezentei "teze de doctorat", precum și aplicațiile experimentale care se desfășoară de la elaborarea practică a unui oțel de largă răspândire utilizat în industria petrochimică - oțelul 1,25 Cr 0,5 Mo, a materialelor de sudare aferente, a tehnologiilor de sudare și control și până la comportarea în exploatare a utilajului reactor de reformare catalitică în industria românească de profil.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

1.4 Locul oțelurilor Cr-Mo în industria chimică și petrochimică

În ultimii 20 de ani, în tehnica proiectării și execuției recipientelor sub presiune, s-a reconsiderat concepția de alegere și de elaborare a oțelurilor destinate a funcționa în variantă sudată în medii active, temperatură și presiune tot mai diferite. Cauzele care au condus la această reconsiderare sunt multiple. Dintre principalele cauze care au condus la elaborarea de noi oțeluri de granulație fină, sudabile, de înaltă rezistență, cu caracteristici superioare, pot fi următoarele:

- dezvoltarea industriei chimice și petrochimice (care a solicitat un număr tot mai variat și în cantitate tot mai mare de oțeluri de granulație fină).
- dezvoltarea tehnicilor de elaborare a subproduselor chimice și petrochimice (a solicitat oțelurile, la o funcționare în condiții tot mai dificile, care a condus la depășirea capacității de rezistență a acestora).
- dezvoltarea tehnicilor de elaborare a oțelurilor (în cuptoare electrice cu atmosferă controlată, prin turnare în vid, prin barbotare cu gaze inerte pentru degazarea oțelului și eliminarea incluziunilor nemetalice; prin agitare magnetică a băii metalice lichide la elaborare, pentru omogenizarea acesteia, pentru obținerea unor oțeluri cu nivel controlat al unor elemente din compoziția chimică a oțelului considerate ca fragilizante etc.)
 - experiența dobândită în combinatele chimice și rafinării la exploatarea recipientelor sub presiune
 - diversificarea gamei de utilaje solicitate de chimie și petrochimie întreprinderilor producătoare de utilaje chimice
 - necesitatea de asigurare a unei proiectări economicoase
 - execuția de construcții ușoare
 - necesitatea creșterii fiabilității construcțiilor în condițiile funcționării unor utilaje în medii tot mai corosive
 - dezvoltarea tehnicilor de sudare
 - dezvoltarea tehnicilor de obținere a unor produse chimice în domeniul temperaturilor criogenice.

În industria chimică și petrochimică există practic mai multe domenii de temperaturi de funcționare ale recipientelor sub presiune:

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

- a. Domeniul temperaturilor criogenice în jurul temperaturii azotului lichid - 196⁰C, unde se utilizează oțeluri inoxidabile austenitice.
- b. Domeniul temperaturilor criogenice în jurul temperaturii de - 40⁰C și de - 100⁰C (de stocare a propanului, acetilenei, oxidului de carbon) unde se utilizează oțeluri cu Ni 3,5-9%.
- c. Domeniul temperaturilor scăzute între + 0⁰C și - 40⁰C, domeniu în care se utilizează oțeluri de granulație fină de tip R 52 slab aliate cu Mn.
- d. Domeniul temperaturilor pozitive ale atmosferei ambientale până la cca. +350⁰, domeniu în care se utilizează oțeluri carbon și slab aliate cu Mn, Mo etc.
- e. Domeniul temperaturilor pozitive, ridicate până la cca + 800⁰C; - domeniu în care se utilizează oțeluri Cr-Mo, Cr-Mo-V sau oțeluri feritice cu Cr până la cca 12 % Cr.

Se mai utilizează la execuția cuptoarelor tehnologice la temperaturi în jurul valorii de 1000⁰C, oțeluri refractare înalt aliate și aliaje tip Ni, Ni-Cr-Mo.

În tehnica temperaturilor înalte între + 350⁰C și +700⁰C la execuția recipientelor sub presiune care lucrează cu țitei cald sau fracțiuni ale acestuia, se utilizează oțeluri Cr-Mo de mai multe nuanțe, în funcție de temperatura de lucru și de poziția recipientului în fluxul tehnologic chimic.

Din punct de vedere istoric, oțelurile Cr-Mo au apărut ca o necesitate pentru a fi utilizate în locul oțelurilor carbon care au fisurat uneori numai după 80 de ore de funcționare în mediu de hidrogen (exemplu: la punerea în aplicație a sintezei amoniacului în 1910). În consecință, s-au elaborat oțelurile rezistente la hidrogen sub presiune [169].

Tabelul 1.1 prezintă un exemplu de clasificare a oțelurilor utilizate la execuția echipamentelor petrochimice și din rafinării în concepția codului ASTM.

Noile oțeluri, la început tip C-Mo, 0,5Cr - 0,5Mo, 1Cr0,5Mo și mai mai târziu întreaga gamă de oțeluri, prezentată în tabelul 1.1 au început să fie utilizate în industria chimică și petrochimică, în special, în cazul în care acționează hidrogenul, fie singur, fie împreună cu alte substanțe. Un mare număr de sinteze din chimia organică și anorganică este legat de hidrogenarea sau dehidrogenarea cărbunelui, sinteza ureii, cracarea petrolului și a gudronului, polimerizarea etc.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Tabelul 1.1 Oțeluri destinate fabricației de recipiente sub presiune (după ASTM)

Tipul materialului (denumire comercială)	Table laminate	Țevi	Forjate
C-1/2Mo	A 204, A302, A533	A 161, A 209, A 250, A 335	A 182, A 336, A 541
1Cr-1/2Mo	A 387	A 213, A 335, A 369, A 426	A 182, A 336,
1,25Cr-0,5Mo	A 387, A389	A 199, A 200, A 213, A 335	A 182, A 541
2Cr-0,5Mo	–	A 199, A 200, A 213, A 335	–
2,25Cr-1Mo	A 387, A 542	A 199, A 213, A 335, A 369	A 182, A 336, A 357
3Cr-1Mo	A 387	A 199, A 200, A 213, A 335	A 182, A 336
5Cr-0,5Mo	A357	A 199, A 200, A 213, A 335	A 182, A 336
7Cr-0,5Mo	–	A 199, A 200, A 213, A 335	A 182
9Cr-1Mo	–	A 199, A 200, A 213, A 335	A 182

Pentru a cunoaște locul pe care îl ocupă oțelurile Cr-Mo în ierarhia oțelurilor în chimie și petrochimie, este necesar să se cunoască contextul funcțional al utilajelor de proces.

O utilizare abuzivă sau necorespunzătoare prin mărirea concentrațiilor mediilor active de lucru, prin mărirea doar cu câteva grade a temperaturii de proces, a presiunii de lucru, sau a vitezei de vehiculare a subproduselor, în scopul măririi randamentului instalațiilor pentru moment, poate duce la degradarea avansată a utilajelor, putându-se provoca chiar ruperea catastrofală cu consecințe imprevizibile - afectând mediul înconjurător, personalul de deservire, utilajele din imediata vecinătate.

Mediile de lucru pot acționa singure sau în combinație, în funcție de temperatură și presiune. În acest context și oțelurile Cr-Mo, pot fi utilizate ca atare, fie prin aliere cu alte elemente: Al, Si, V, Ni, Cu, Ti fie acoperite prin placare cu oțeluri inoxidabile. Pentru a defini locul oțelului 1,25 Cr 0,5 Mo în ierarhia oțelurilor crom-molibden utilizate în petrochimie, în tabelul 1.2 se prezintă unele caracteristici funcționale care depind de locul utilajului din schema de proces chimic [10].

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Tabelul 1.2 Locul oțelurilor Cr-Mo în petrochimie

Nr crt	Proces chimic	Tip utilaj	Materiale utilizate	Caracteristici funcționale
0	1	2	4	4
1	Distilare la presiune atmosferică a țițeiului	- Desalinator Baterie de schimbătoare alimentare/ evacuare/ - Încălzitoare - Coloane de fracționare - Răcitoare cu vârf	Oțel carbon până la +250°C 5 Cr -0,5 Mo Oțel carbon placat cu 13% Cr	1) La peste 250 °C, atac datorită sulfurului (oțel oxidat cu tunder de sulfură de fier) 2) Până la 120°C coroziune datorită atacului acid (HCl) în condensatoare cu vârf.
2	Distilare în vid	Ca la instalația în atmosfera ambiantă cu excepția desalinatorului	Oțel carbon până la +250°C 5 Cr-0,5 Mo sau peste + 250 °C oțel carbon placat cu 13% Cr	Idem, numai că este mai puțin sever; coroziunea datorită H ₂ S și HCl, eliminată datorită distilării în atmosfera ambiantă
3	Instalație de hidrotratare	Schimbătoare alimentare/evacuare Încălzitor Reactor	Manta Cr-Mo Țevi tip 321 Placaj tip 347 C-0,5 Mo sau 1,25Cr 0,5Mo placat	1) Fragilizare datorită hidrogenului dacă se alege incorect oțelul. Deci oțel C-0,5Mo , oțelul Cr-Mo după curba Nelson 2) Atac H ₂ S peste +250°C
4	Instalație de reformare catalitică	Schimbătoare alimentare/evacuare 3 sau 4 încălzitoare 3 sau 4 reactoare	1,25 Cr - 0,5Mo (pot fi placate) țevi 2,25 Cr -1Mo 1,25 Cr 0,5 Mo	1) Fragilizare datorită hidrogenului dacă se alege incorect oțelul. Deci oțel Cr-Mo, după curba Nelson 2) Atac H ₂ S peste +250°C

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

0	1	2	3	4
5	Hidrodesulfurizor	Schimbătoare alimentare/evacuare Încălzitor Reactor	C-0,5Mo și oțel 347 oțel tip 347 pentru placaje 1,25 Cr - 0,5Mo țevi tip 321 sau 347 C-0,5Mo (sau 1,25 Cr) și placate prin sudare cu sârmă tip 347	Idem cu excepția faptului că este mult mai severă coroziunea datorită H ₂ S la temperaturi ridicate
6	Cracare catalitică în pat fluidizat	Încălzitor Reactor Regenerator Coloană de fracționare cazane CO	5 Cr 0,5 Mo 1,25Cr 0,5Mo + 13Cr placaj Manta oțel carbon. Inel din 5 Cr - 0,5 Mo Oțel carbon sau 0,5 Cr placat cu 13 % Cr. 1,25 Cr 0,5 Mo și căptușeală refractară	1) Problema principală constă în eroziune datorită catalizatorului 2) Oxidarea externă datorită temperaturii ridicate 3) Coroziune datorită H ₂ S fără H ₂
7	Instalație de hidrocracare	Schimbătoare alimentare/evacuare de înaltă presiune Încălzitor Răcitor de efluent	Placaj inox 2,25Cr1Mo Țevi tip 321. Oțel 2,25Cr1Mo placat cu oțel inox C-0,5 Mo și oțel carbon ASTM 516 (oțel carbon)	1) Fragilizare datorită hidrogenului din cauza presiunii/temperaturii înalte. 2) Atac H ₂ S peste +250°C

1.5 Metalurgia oțelurilor Cr-Mo

Recipientele sub presiune din componenta rafinărilor de petrol și din circuitul utilajelor din industria chimică, sunt destinate a funcționa în condiții tot mai severe: fie la temperaturi scăzute de funcționare solicitate în condiții severe dinamice, în medii corosive, în medii letale, toxice, cu pereți de mare grosime, care necesită tehnologii de sudare, de control nedistructiv și de tratament termic. În aceste condiții este necesar ca oțelurile și materialele de sudare special elaborate, să asigure o funcționalitate îndelungată, să prezinte o bună tenacitate la rupere și o bună rezistență la încreștare-fisurare.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Siderurgia modernă asigură oțeluri cu un înalt grad de reproductibilitate a caracteristicilor în timp, la costuri tot mai scăzute acționându-se în trei direcții principale:

- noi tehnici de elaborare a metalului lichid;
- noi tehnici și tehnologii de turnare;
- noi tehnici și tehnologii și tratamente termice.

În ceea ce privește elaborarea metalului lichid, în prezent se acționează încă în faza de pretratament a fontei, urmând așa numita metalurgie în oala de turnare, degazarea sub vid, agitarea magnetică a băii lichide și finalizând cu regimul controlat al laminării tablei: viteza de răcire, tratament termic postlaminare, etc.

Aceste realizări permit creșterea nivelului de puritate a oțelului și reducerea dispersiei analitice. Diminuarea conținuturilor de impurități (sulf, oxigen, fosfor, azot), care rezultă din aceste măsuri tehnologice, asigură ameliorarea caracteristicilor de tenacitate ale îmbinărilor sudate (metal de bază și zonă influențată termic), precum și izotropia caracteristicilor mecanice pe cele trei direcții: longitudinal, transversal și pe direcția grosimii tablei laminate la cald. Pe de altă parte, dezvoltarea metodologiilor de tratament termomecanic în cursul laminării (laminare controlată, răcire accelerată, călire urmată de revenire), permite creșterea reproductibilității caracteristicilor mecanice și metalografice ale tablei în orice punct, puse în evidență de mijloace de control nedistructiv automatizate.

Reducerea conținutului de carbon și a unor elemente de aliere, conduce la o bună sudabilitate, precum și la reducerea riscului de fisurare la rece și reîncălzire.

În ultimul deceniu, s-au dezvoltat noi metode de elaborare de oțeluri "curate" cu caracteristici mecanice, metalografice și compoziționale superioare, care asigură [104], [111], [116]:

- utilizarea barbotării băii metalice cu oxigen, argon și azot, pentru scurtarea duratei de elaborare a oțelului și pentru antrenarea incluziunilor nemetalice în suspensie în baia metalică vehiculându-le în zgură;
- adăugarea în baia lichidă a inhibitorilor de tip zirconiu și silicocalciu pentru fragmentarea, globulizarea și dispersarea incluziunilor nemetalice de sulfură de mangan, a silicațiilor și a aluminatelor, care reduc caracteristicile de izotropie a tablei de oțel pe cele trei direcții de laminare: longitudinal, transversal și pe direcția grosimii tablei;
- agitarea magnetică a băii lichide de oțel pentru omogenizarea compozițională și antrenarea gazelor spre suprafață;

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

- turnarea în vid a oțelului pentru a nu se îmbogății în gaze din atmosfera ambientală la turnare;
- elaborarea oțelurilor din afara cuptorului;
- perfecționarea metodei de elaborare a oțelului în convertizor;
- prerăfinarea fontei lichide, precum și defosforarea și desulfurarea acesteia pentru a se introduce în convertizor deja eliberată de impurități.

1.6 Acțiunea mediilor active asupra oțelurilor din structura de rezistență a recipientelor sub presiune

Manifestările cele mai periculoase care promovează ruperea într-un recipient sub presiune din industria petrochimică sunt cele asociate acțiunii mediilor active. Prin medii active, se înțeleg acele medii care, printr-o reacție superficială, sau de volum, diminuează rezistența mecanică a materialului. Din punct de vedere al comportării oțelurilor Cr-Mo în diverse medii de lucru, se prezintă mai jos principalele fenomene ce se produc în instalațiile chimice și petrochimice la interfața metal-mediu (fără pretenția de ierarhizare a acestora) în funcție de tipul mediului corosiv, temperatură și presiune:

- atacul prin gaze de sinteză
- coroziune prin gaze arse
- coroziune prin compuși de sulf și hidrogen sulfurat
- fragilizarea prin hidrogen
- fragilizarea la revenire (reîncălzire)

Fenomenele de fragilizare prin hidrogen, fragilizarea la revenire și coroziune prin compuși de sulf și hidrogen sulfurat vor fi analizate în capitolele tezei atât din punct de vedere al criteriilor teoretice, cât și al bazei experimentale abordate.

Fenomenele de coroziune prin gaze arse și atacul prin gaze de sinteză nefiind abordate din punct de vedere experimental sunt cuprinse în anexa la prezenta teză constituind numai o bază documentară.

Fenomenele amintite mai sus pot fi caracterizate prin câteva trăsături specifice după cum urmează:

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

a. Atacul prin gaze de sinteză - se manifestă la sinteze sub înaltă presiune, la care are loc reacția între amestecuri de gaze cum ar fi: sinteza amoniacului, hidrogenarea cărbunelui și a țițeiului, etc. În general, se semnalează acțiuni ale CO, O₂, CO₂, sulf, sodiu, pentaoxid de fosfor, constituenți acidici, aer cald, abur sub presiune etc. Ca remedii la oțelul carbon se adaugă Cr și Al pentru formarea unor straturi de oxizi care protejează suprafața metalului împotriva agenților corosivi.

b. Coroziunea prin gaze arse - se manifestă prin acțiunea gazelor de ardere fierbinți fără presiune asupra oțelurilor. Gazele arse, fierbinți, care provin din arderea gazului de sondă, a cărbunelui sau țițeiului, sunt folosite în continuare ca mijloc de încălzire a diferiților parteneri de reacție. Viteza de oxidare a oțelului rezistent la temperaturi înalte, este determinată de conținutul în Cr.

c. Coroziunea prin compuși de sulf și hidrogen sulfurat - Sulful se regăsește în fluidele vehiculate în utilajele rafinăriilor și în general în petrochimie, sub formă de sulf alimentar, hidrogen sulfurat, mercaptane, dioxid de sulf, trioxid de sulf, sulfuri, acid naftenic și alte combinații cromatice. Cel mai activ dintre toți compușii de sulf este hidrogenul sulfurat. În general, cazurile în care este prezent hidrogenul sulfurat, poate fi prezent și hidrogenul, fenomenele pot fi combinate și simultane: corozie datorită hidrogenului sulfurat și atacul hidrogenului. Deși oțelurile Cr-Mo nu sunt utilizate la instalațiile care lucrează cu gaze umede conținând hidrogen sulfurat, totuși se pot forma condensati apoși în instalațiile care lucrează la temperaturi înalte, în timpul scoaterii din funcțiune. Teza analizează amănunțit atât din punct de vedere fenomenologic corelația mediu-metal cât și din punct de vedere experimental, prin experimentările proprii de expunere în mediu caracteristic a îmbinărilor sudate din oțel 1,25 Cr 0,5 Mo.

d. Fragilizarea prin hidrogen - Unul din fenomenele cele mai întâlnite în petrochimie, este fragilizarea materialelor în prezența hidrogenului. Cercetările efectuate de multe laboratoare din lume au stabilit că, fragilizarea prin hidrogen apare la fier și la aliajele sale și în general la metalele cu structuri cubic cu volum centrat. Oțelurile austenitice, având rețea cubică cu fețe centrate, nu sunt în condiții normale susceptibile la fragilizare prin hidrogen. În lucrare se analizează efectele hidrogenului din punct de vedere fenomenologic și experimental prin încercările efectuate pe îmbinări sudate din oțel

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

1,25Cr0,5Mo. Se evidențiază principalele faze: adsorbția, difuzia, recombinația cu urmarea imediată: fenomenul de "blistering", decarburarea, fisurarea sub tensiune, atacul prin hidrogen.

În acest context, se analizează influența hidrogenului asupra oțelurilor, întrucât într-o serie importantă de procese ce au loc în recipientele sub presiune utilizate în industria chimică și petrochimică, se semnalează prezența hidrogenului atomic sau molecular. Aceste circumstanțe apar în sintezele de înaltă presiune: hidrogenarea sub presiune, producerea amoniacului, cracarea catalitică etc. Pe de altă parte, chiar producerea hidrogenului și stocarea acestuia, impune găsirea materialelor adecvate, prelucrarea acestora, sudarea și tratarea postsudare pentru a conferi recipientelor durabilitate în deplină siguranță.

Actualmente, hidrogenul se fabrică prin oxidări parțiale (reformări cu vapori) ale gazului metan sau al fracțiunilor de petrol denumite "naftene", cât și prin gazeificarea cărbunelui. Spre exemplu, hidrogenul este o componentă a gazelor de iluminat și de cocserie care se formează prin încălzirea cărbunelui până la cca 1000 °C în absența aerului. Gazele obținute conțin până la 50% hidrogen. Un procedeu economic utilizat actualmente pe scară largă pentru producerea hidrogenului are loc la cca. 900 °C în prezența unui catalizator de nichel pe suport ceramic. Procesul decurge conform reacției:

$\text{CH}_4 + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{CO} + 2\text{H}_2 + 49,3 \text{ kcal/mol}$ fiind urmată, de conversia oxidului de carbon rezultat:

$\text{CO} + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{CO}_2 + \text{H}_2 - 9,8 \text{ kcal/mol}$

În cazul utilizării reacțiilor biochimice, ciclul de producere al hidrogenului se plasează în jurul temperaturilor de 560 - 600°C.

Datorită fenomenului de fragilizare a oțelurilor în prezența hidrogenului, precum și datorită marilor cantități de hidrogen produs și stocat, se preferă tehnica de stocaj subteran în cavități existente care au straturi impermeabile pentru hidrogen cum sunt straturile argiloase. De asemenea pentru a evita fenomenele de fragilizare în cazul stocării hidrogenului gazos se optează pentru pereți impermeabili de polietilenă de înaltă densitate armată cu fibre de carbon pentru execuția recipientelor sub presiune.

Spre exemplu, în cazul transportului hidrogenului prin conducte într-un studiu recent în SUA s-a avansat ideea că până la presiunea de 70 de atmosfere și la o puritate inferioară lui 99%, nu se pun probleme deosebite privind fragilizarea oțelurilor. În prezent

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

se vehiculează ideea ca presiunea de transport să fie de 140 atmosfere care însă conduce la probleme serioase de fragilizare.

Mecanismele acțiunii hidrogenului în utilajele petrochimice

În practica rafinării țițeiului, în lanțul tehnologic petrochimic, se disting două grupe de fenomene datorate acțiunii hidrogenului:

- efecte fizice ale hidrogenului la temperaturi joase până la cca 200°C care au loc în recipientele sub presiune în timpul regimurilor tranzitorii, la scoaterea din funcțiune a utilajelor (sau în cazul defectării unui utilaj în lanțul procesului petrochimic) când se formează condensări apoși de hidrogen sulfurat umed în prezența căruia se găsesc cu o mare densitate, ioni de hidrogen care la nivelul temperaturii de 150 - 180°C provoacă degradări în matricea oțelului de tip "blistering" [101]. În aceste circumstanțe, principalele efecte fizice ale hidrogenului sunt: adsorbția, absorbția și difuzia care au loc inițial la interfața metal - mediu și apoi în rețeaua cristalină a oțelului. În rețea, hidrogenul difuzează prin salturi dintr-o poziție interstițială în alta sub acțiunea gradientilor compoziționali, de temperatură sau tensiune mecanică [1]. La întâlnirea unor discontinuități în rețeaua cristalină (goluri, fisuri, interfețe sau interfețe matrice - metalică - incluziuni nemetalice) hidrogenul difuzibil atomic se blochează și se recombina în formă moleculară cu mărirea considerabilă a volumului și presiunii. Se generează astfel centre presurizate intens care provoacă decoeziuni în matricea metalică. Ruperea materialului se produce sub acțiunea combinată a hidrogenului și tensiunii mecanice de tracțiune aplicate. Prin coalescența desprinderilor generate la nivel microstructural, generează o fisură macroscopică dominantă care prin propagare conduce la ruperea finală. Experimentările proprii pe îmbinări sudate din oțel 1,25Cr0,5Mo au condus la identificarea fenomenelor de degradare și deformare ale șirurilor de laminare care la suprafața tablei dau impresia unor umflături (blistering). În teză sunt localizate prin fotografiere pe microsonda electronică Jeol pe secțiuni metalografice zone deformate ale șirurilor de laminare, fisuri generate în matricea oțelului, coalescența acestor fisuri precum și apariția fisurii dominante care a provocat ruperea epruvetei.

- efecte chimice ale hidrogenului la temperaturi ridicate, mai mari de 200°C. Efectul principal ce se produce la temperaturi ridicate, este decarburarea, care se mai numește fragilizare chimică, întrucât hidrogenul intră în reacție cu constituenții oțelului conducând

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

la formarea apariția moleculei de metan. Multe procese tehnologice din industria chimică și petrochimică au loc între 200 și 900°C și la presiuni înalte între 50 și 300 bari [117], [118]. Exemplele cele mai caracteristice sunt: sinteza amoniacului, hidrogenarea aldehydelor, reformarea catalitică a hidrocarburilor, dezalchinarea parafinelor, izomerizarea pentanului, obținerea hidrogenului prin descompunerea metanului, obținerea uleiului comestibil, a alcoolilor etc. În aceste procese prin apariția și localizarea metanului la nivelul rețelei cristaline, datorită mărimii moleculei metanul, nu mai poate difuza acumulându-se cantitativ cu exercitarea unor presiuni mari la nivelul limitelor de grăunți, ducând astfel la diminuarea rezistenței mecanice și fisurare intercrystalină. Ca efect al coroziunii prin hidrogen, oțelul își pierde luciul metalic, devine mat, iar acumularea metanului în toată masa oțelului poate conduce la degradări simultane de tip fisură scoțând din uz materialul. În teză se prezintă o macrostructură a unui eșantion prelevat dintr-o conductă tehnologică a unui recipient sub presiune din bucla de sinteză a amoniacului care conține o degradare intrinsecă a unui oțel Cr- Mo, după mecanismul menționat.

Experiența acumulată sugerează că cel mai sigur se comportă în mediu de hidrogen oțelurile cu carbon foarte redus, care au însă dezavantajul că posedă proprietăți de rezistență neconvenabile, iar utilizarea lor este neeconomică. Când conținutul de carbon atinge însă valori întâlnite la oțelurile noi de construcție, efectul decarburant al hidrogenului la presiuni și temperaturi ridicate, devine foarte important. De aceea s-a dezvoltat generația oțelurilor Cr - Mo cunoscute ca "oțeluri rezistente la hidrogen" . Se prezintă o clasificare a acestora din punct de vedere compozițional.

e. Fragilizarea la revenire sau la reîncălzire și menținere (îmbătrânire) - Din cercetările A.P.I (American Petroleum Institute) a rezultat că recipientele sub presiune din oțeluri 2,25Cr-1Mo sau 3Cr-1Mo care funcționează în domeniul temperaturilor 370 °C - 580 °C, sunt susceptibile de a prezenta o fragilizare avansată după un mare număr de ore de funcționare (cca. 30.000 ore), care se manifestă în exploatare prin creșterea substanțială până la valori de 65-100 °C a temperaturii de tranziție ductil-fragil evidențiată prin încercări de încovoire prin șoc pe epruvete cu crestătura în V. Fragilizarea la revenire este asociată cu segregarea unor elemente la limitele grăunților, având ca urmare reducerea coeziunii intergranulare. Fosforul, antimoniu, staniu și arseniu sunt

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

cele mai nocive elemente din acest punct de vedere. Cromul, manganul și siliciul și în mai mică măsură nichelul, măresc tendința de fragilizare la revenire în prezența impurităților specificate mai sus. Adaosuri mici de molibden inhibă tendința la fragilizare, dar creșteri peste 0,5% o măresc. În acest context, se plasează cercetările experimentale expuse în teză, cercetări în care s-au simulat cicluri termice speciale tip "Step cooling" aplicate îmbinărilor sudate prin mai multe procedee de sudare, din oțelul 1,25Cr0,5Mo.

Primele determinări ale nivelului de fragilizare a oțelurilor Cr-Mo, datorită funcționării îndelungate la temperaturi în jurul valorii de 580 °C au fost efectuate prin experimentări de recoacere (fragilizare simulată) pe eșantioane din care s-au prelevat epruvete de încovoiere prin șoc Charpy, ridicându-se diagramele de tenacitate la rupere KV - temperatură de încercare, de la - 60° C la + 60°C. Determinarea temperaturii de tranziție ridică unele probleme datorită lipsei unui criteriu de acceptare unanim recunoscut. În practica experimentală unii cercetători au aplicat : criteriul T^{KV} de 28 j, 54 j sau chiar 81j, criteriul FATT 50% (50% componentă cristalină; 50% componentă fibroasă în evaluarea aspectului suprafeței de rupere) [43]. În teză s-a adoptat criteriul T^{KV} la minim 54 j în vederea alinierii la unele prescripții din industria petrochimică. În conceptul modern al fenomenului se consideră necesar să se asigure unei îmbinări sudate din oțel Cr-Mo, o temperatură minimă garantată de tranziție de la care să nu existe decât componentă ductilă în evaluarea aspectului ruperii. Asemenea constatări nu pot fi obținute și garantate de furnizor pentru oțeluri obișnuite de catalog. Pentru a satisface criteriile moderne de rezistență la rupere este necesar să se formuleze cerințe noi gradului de puritate al oțelurilor. O procedură modernă de evaluare a tranziției ductil-fragil implică următoarele etape:

- Se determină temperatura de tranziție T_1 în starea de livrare a recipientului sub presiune (stare detensionată postsudare).
- Se determină temperatura de tranziție T_2 pe un lot identic de epruvete ca și primul lot, dar supuse unui ciclu de tratamente termice simulate cu răcire controlată în trepte (step cooling) [8]. Se aplică criteriul Clauzer pentru determinarea variației $\Delta T = T_1 - T_2$ pentru criteriul de 81 j, și criteriul Watanabe [10], [43] pentru oțeluri, precum și criteriul Bruscato [24] , [25] pentru materiale de sudare. Aprofundarea studiului experimental pe oțeluri Cr-Mo a condus la concluzia că impuritățile din oțel sau din

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

materialele de sudare, joacă un rol negativ în mecanismul de fragilizare. În același timp s-a dovedit acțiunea sinergică a elementelor de aliere Ni, Mn, Cr și Si care accelerează fenomenul de fragilizare prin revenire în prezența impurităților. De asemenea s-a concluzionat faptul că efectul de fragilizare cel mai accentuat s-a obținut în condițiile unei răcirii continue, lente în trepte. În teză se prezintă pe de o parte exemplificări din cercetările diferitelor echipe de cercetare ale marilor firme producătoare de recipiente sub presiune din oțeluri Cr-Mo, iar pe de altă parte se prezintă rezultatele cercetărilor proprii pe 65 de variante experimentale pe metalul de bază oțel 1,25Cr0,5Mo elaborat în țară sub denumirea de RRC în starea de livrare, tratată termic cu tratamentul termic de detensionare post sudare, în stare îmbătrânită artificial și în stare tratată termic cu răcire controlată în trepte. Cercetarea s-a extins la zona influențată termic a îmbinării sudate sub flux și manual cu electrozi înveliți, zona de trecere și sudura executată cu materiale de sudare produse de firme cu tradiție în Europa și pe materiale de sudare asimilate în țară.

1.7 Un concept specific de sudabilitate

În contextul analizei de la începutul capitolului privind producerea de noi oțeluri și materiale (inclusiv materialele de sudare) cerute de industria pe orizontală, s-a demonstrat practic necesitatea asigurării compatibilității unor oțeluri, precum și compatibilitatea oțelurilor cu materialele de sudare elaborate special aplicației respective. În acest context, a apărut termenul de comportare la sudare a unui oțel: pe scurt "sudabilitatea" unui oțel. Pentru aprecierea modului cum răspunde oțelul analizat 1,25Cr0,5Mo în prezenta lucrare, la ciclurile termice de la sudare, s-a elaborat, un model al aprecierii sudabilității care cuprinde criteriile de bază cum ar fi:

- studiul comportării metalurgice la sudare cu subcapitolele caracteristice studiului metalului de bază (compoziție chimică, stare incluzionară, caracteristici mecanice, caracteristici structurale etc);
- strategia de sudare (stabilirea procedurii de sudare adecvat, alegerea materialelor de sudare, alegerea și stabilirea parametrilor de sudare experimentali);
- efectul factorilor fragilizanți (determinarea gradului de fragilizare și durificare, determinarea temperaturii de preîncălzire utilizând criteriile de bază tip "carbon echivalent" și probe tehnologice utilizând metoda implanturilor, metoda probelor bridate tip Tekken,

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

CTS, RRC, TRC etc., precum și criteriile asociate tip "reheat cracking", - fragilizare la îmbătrânire, etc) [47], [48], [76], [88], [113], [139], [149], [151], [152], [154].

- comportarea îmbinărilor sudate la tratamente termice postsudare și în diferite medii active.

Scopul studiului sudabilității unui oțel este acela de a asigura în îmbinarea sudată caracteristicile de rezistență echivalente sau superioare oțelului sudat, cu garanția unei bune comportări în exploatare de lungă durată. Cum estimarea comportării metalurgice la sudare pe cale teoretică este încă nesigură, se recurge la evaluarea unor mărimi, adică prin caracteristici care se presupun în variante determinate pe cale experimentală, utilizând epruvete convenționale. Atunci când se pornește la studiul sudabilității pe bază de caracteristici, problema ce se pune este de a selecta caracteristicile care au proprietăți de invarianță și completitudine. Invarianța permite stabilirea unor valori limită (critice) univoce ale criteriului utilizat, iar completitudinea asigură cuprinderea tuturor parametrilor care au influență asupra procesului tehnologic la sudare și a caracteristicilor finale de rezistență rezultate. Construirea și selectarea criteriilor de evaluare a sudabilității are ca scop existențial, prevenirea fisurilor și a ruperilor fragile.

1.8 Rolul fisurilor în procesul de rupere

Fisura este o discontinuitate în material, caracterizată din punct de vedere morfologic, prin formă mult alungită, o rază de curbură foarte mică între flancurile sale, iar din punct de vedere al genezei printr-un mecanism de nucleație specific. [1]

Datorită influenței substanțiale pe care fisurile le au asupra valorii de întrebuințare a diferitelor produse, a dificultăților legate de depistarea lor, precum și din alte cauze, ele reprezintă cele mai temute defecte în construcțiile sudate.

Pornind de la constatarea că fisura apare ca urmare a învingerii localizate a unor legături coezionale, fără a exista în prealabil o deformare plastică importantă în zonă, rezultă ca o condiție esențială a fisurării, existența unor tensiuni locale suficiente și o stare locală intrinsec fragilă a materialului. Starea locală a tensiunilor mecanice se evidențiază prin mărimea și caracterul tensiunilor principale, gradul de triaxialitate al acestora (spre exemplu în zona influențată termic a îmbinării sudate) care modifică cinetica transformărilor structurale, precum și prin viteza lor de variație. Făcând distincție între fragilitatea intrinsecă și fragilitatea extrinsecă obținută prin fragilizare impusă, se scot în

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

evidență drept factori care influențează tenacitatea locală a materialului, prezența structurilor fragile intrinsec, prezența unor filme lichide plasate intergranular sau intercelular și prezența hidrogenului dizolvat interstițial. Având în vedere că, în sens strict, este mai corect să se vorbească de stări fragile ale materialului și nu de materiale fragile, în sensul că un același material se poate comporta tenace sau fragil, funcție și de factori independenți de material ca de pildă temperatura, gradul de triaxialitate al tensiunilor mecanice și de viteza de solicitare.

Dat fiind faptul că materialul nu este capabil să discearnă proveniența tensiunilor mecanice, în procesul fisurării sunt esențiale tensiunile totale, care țin seama și de tensiunile proprii.

Clasificarea tehnică a fisurilor se face având în vedere aspecte geometrice și de timp. În funcție de mărimea lor, se deosebesc: macrofisuri sau crăpături, având dimensiuni suficient de mari pentru a fi observate cu ochiul liber, eventual cu lupa; microfisuri, ce pot fi observate numai cu microscopul la mărimi de 10-1500x; fisuri submicroscopice, a căror decelare necesită mărimi ce depășesc cele realizabile la microscopul optic.

Localizarea în raport cu grăunții sau celulele rezultate din cristalizarea primară, permite clasificarea în: fisuri intercristaline sau transcristaline, propagate prin corpul grăunților, fisuri mixte, cu propagare parțial inter, parțial transcristalină.

În funcție de orientarea generală, în raport cu axa cusăturii, se deosebesc fisuri longitudinale și fisuri transversale.

După locul în care este situată fisura, se vorbește despre fisuri în cusătură, în zona de trecere, în zona de influență termică, în metalul de bază și în craterele de sudură.

Fisurile grupate se clasifică în fisuri stelate, fisuri în rețea și fisuri ramificate.

După momentul apariției lor se deosebesc fisuri instantanee, acelea care apar în timpul sudării sau răcirii produsului, până la temperatura mediului ambiant și fisuri întârziate, care apar după aceasta, la un timp ce poate ajunge în unele cazuri la câteva zile sau chiar mai mult.

Principalul criteriu de clasificare îl constituie mecanismul distinct de apariție al diferitelor categorii de fisuri. Astfel, există fisurile care se formează deasupra temperaturii solidus - Fisuri suprasolidus - sau fisuri la cald, respectiv fisuri care se formează deasupra temperaturii de solidificare.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Fisuri subsolidus - sau fisuri la rece (uneori se înțelege prin aceasta fisuri la temperatura normală), fisuri produse la reîncălzire subcritică și fisuri produse prin destrămarea lamelară.

a. Fisuri suprasolidus

Pentru ca să se producă o fisură în timpul unui ciclu termic, la sudare metalul trebuie să prezinte o lipsă de ductilitate, iar tensiunea rezultată în urma contracției trebuie să depășească rezistența la rupere a materialului.

Deci, proprietățile mecanice ale metalului în regiunea solidus sunt importante în relație cu fisurile supersolidus.

La răcirea unui aliaj sub temperatura lichidus cristalele nuclează și cresc până la o anumită temperatură unindu-se și formând o masă coerentă dar nu complet solidificată. La limita cristalelor rămân pelicule lichide de compoziție eutectică cu temperatură scăzută la solidificare. La această temperatură, temperatura de coerență, aliajul obține pentru prima dată rezistență mecanică. La început aliajul, este fragil, dar la răcirea în continuare se ajunge la temperatura (nil-ductility temperature) sub care ductilitatea crește rapid.

Aliajele care au un domeniu de temperatură de fragilitate extins, sunt sensibile la fisurare. Conform acestui mecanism fragilizarea în regiunea solidus este datorată prezenței filmelor lichide eutectice la marginea grăunților. Lichidul eutectic a fost pus în evidență în cazul unor aliaje de aluminiu sensibile la fisurare. În cazul oțelurilor în lichidul eutectic intercrystalin sunt rejectate impuritățile de sulf, fosfor, arsen, stibiu etc. Se va forma un film de impurități intergranular numai dacă acesta este capabil să ude limitele grăunților, adică energia lui superficială este superioară celei a limitei grăunților. Astfel elementul Mn care tinde să globulizeze sulfurile, ajută la inhibarea fisurării datorită prezenței sulfurului în oțeluri.

b. Fisuri subsolidus

Apar de asemenea în cazul combinat al tensiunilor și fragilizării. Fragilizarea în aceste cazuri poate să apară din mai multe cauze.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

În ZIT-ul unor aliaje, se poate produce o topire incipientă în faza de încălzire a ciclului de sudare, astfel că la solidificarea prin răcire a constituenților cu punct scăzut de topire, rezultă o fragilizare locală.

Fragilizarea și fisurarea poate să survină și la tratamente termice post sudare (reheat cracking) sau în serviciu la temperaturi ridicate (în ZIT -ul oțelurilor austenitice Cr-Ni). Experimentările din teză nu se referă la morfologia și prevenirea fisurilor suprasolidus (numite și fisuri la cald - hot cracking) deoarece aceste fisuri au fost studiate cu ocazia elaborării materialelor de sudare destinate sudării oțelului 1,25 Cr 0,5 Mo (oțelul românesc corespunzător a primit numele RRC după principala destinație - execuția reactoarelor de reformare catalitică).

2. SUDABILITATEA OȚELURILOR

2.1 Conceptul de sudabilitate

Sudabilitatea reprezintă aptitudinea unui oțel ca printr-un anumit procedeu de sudare și pentru un anumit scop, să asigure în îmbinările sudate, caracteristicile locale și generale prescrise pentru o structură sudată [6].

Sudabilitatea unui oțel poate fi apreciată prin complexitatea precauțiilor (condiții de mediu) care sunt necesare la realizarea îmbinărilor sudate.

Noțiunea de sudabilitate presupune un spectru larg de viziuni atât în literatura de specialitate străină cât și în concepția de abordare în țară. Din punct de vedere istoric, noțiunea de sudabilitate s-a dezvoltat continuu o dată cu apariția întrebărilor puse cu ocazia accidentelor de rupere fragilă produse în structurile sudate ale navelor, podurilor, recipientelor sub presiune. Întrebările sunt puse atât de elaboratorii de oțel cât și de tehnologii sudori.

Până nu demult, concepția unui elaborator de oțel, era aceea de a elabora un oțel pentru o destinație dată în conformitate cu acele prevederi metalurgice care conduc la obținerea oțelului cu caracteristicile compoziționale și de rezistență prevăzute în momentul respectiv, fără a lua în considerare existența posibilității de a-l suda sau nu. În acest context, tehnologul sudor era în postura de a găsi mijloacele necesare care nu de puține ori erau foarte costisitoare de a asigura sudarea oțelului dat.

În România, în ultimii douăzeci de ani s-au elaborat noi oțeluri pentru structuri sudate, cu destinații diverse: recipiente sub presiune pentru centralele nucleare tip VVER, tip CANDU, generatorul de aburi CNE, fabrica de apă grea, platforme marine, conducte de mare diametru pentru transportul gazelor naturale, și conducte submarine, recipiente sub presiune în industria chimică și petrochimică, etc. La cel puțin zece oțeluri noi elaborate, de importanță majoră în economia românească, a participat și autorul utilizând un principiu care în cele din urmă a fost adoptat și de metalurgii români care au elaborat oțelurile (un rol deosebit de important având colaborarea cu institutul de specialitate în metalurgie). Acest principiu implică elaborarea oțelurilor sudabile cu nivelul incluziunilor nemetalice controlat prin adăugarea de inhibitori de tip zirconiu și calciu, de înaltă puritate, degazare prin mijloace moderne, tratare posts laminare pentru obținerea unei granulații fine omogene, cu caracteristici mecanice

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

izotrope pe cele trei direcții, asigurarea rezistenței la îmbătrânire (fixare a azotului), dezoxidare și desulfurare controlată și un carbon echivalent care să conducă la o reducere substanțială a măsurilor tehnologice speciale la sudare. S-a ajuns astfel ca noțiunea de sudabilitate a unui oțel dat să se bazeze pe relația care există între condițiile metalurgice de fabricație a unui oțel pe de o parte și tehnologia de sudare pe de altă parte. Ca rezultat final s-a urmărit să se obțină un produs sudat cu caracteristici garantate. Oțelurile elaborate în țară la proiectarea cărora a participat și autorul sunt: 22NiMoCr37 pentru vasul de presiune CNE - VVER, [182, [187] SA 516 gr 70 pentru generatorul de abur CNE [191], [223], [282], [292], [293], R 52 pentru anvelopa clădirii reactorului [236], [240] , 10Ni35 pentru instalațiile de piroliză [229], [230], [232], G 52/28 pentru recipiente sub presiune pentru fabricarea apei grele, PPM pentru platforme marine (picioarele) [284], T1 pentru brațul macaralelor auto și platformele marine [211], 5Cr0.5Mo pentru instalația Reiser a reactorului de reformare catalitică, X60 pentru conductele magistrale de transport gaze naturale [293], SA 487 gr CA6NM [226] pentru pompe CNE, SA 351 [231], SA 182R - F 316, și SA 182 R - F 304 L [218] pentru componente CNE precum și oțelul RRC - pentru corpul reactoarelor de reformare catalitică tip 1.25 Cr 0.5 Mo analizat în teză. [241], [3], [247], [248], [249], [250], [259]. În cazul particular al fiecărui oțel cum este oțelul analizat în teză 1.25 Cr 0.5 Mo în formularea condițiilor care definesc sudabilitatea s-a stabilit o legătură permanentă proiectant - metalurg - tehnolog sudor. Aportul tehnologului sudor este mai larg decât strictul sens al cuvântului de sudabilitate, astfel încât prin aplicațiile pe oțelul elaborat să completeze golul, creat între proiect, elaborarea oțelului, sudare și comportare în exploatare (prezumții de comportare în exploatare pe procese accelerate în laborator).

În schema de mai jos se prezintă conceptul de sudabilitate lărgit care urmărește comportarea îmbinării sudate în produs până la punerea în funcție a utilajului și chiar mai departe, urmărește comportarea în exploatare pe seturile de probe introduse în recipient și care sunt scoase din timp în timp și testate distructiv prin încercări specifice etc.

Sudabilitatea oțelului determină aptitudinea la sudare și trebuie ținut seama că nu depinde numai de compoziția chimică a oțelului și de modul de elaborare (privit din punct de vedere metalurgic) ci de o serie de factori cuprinși mai jos:

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Sudabilitatea unui oțel cuprinde:

1. Studiul metalului de bază

1.1. Analiza compoziției chimice prin mai multe metode - pe cale umedă, pe cale spectrometrică și gradul de reproductibilitate a elementelor de bază: carbon, mangan, siliciu, crom, molibden, fosfor, sulf, aluminiu (elementele caracteristice pentru oțelul Cr-Mo analizat).

1.2. Starea incluzionară. Se determină din punct de vedere calitativ tipul incluziunilor nemetalice cu mijloacele moderne de calcul - calculatoare de proces și modul de distribuție al acestora. Se determină din punct de vedere calitativ gradul de impurificare al oțelului raportat la unitatea de volum.

1.3. Caracteristicile mecanice. Se determină pe epruvete specializate - rezistența la rupere, limita de curgere, alungirea la rupere, gătuirea la rupere, pe trei direcții pentru studiul proprietățile izotrope ale oțelului. Se determină pe epruvete specializate de încovoiere prin șoc tenacitatea la rupere - determinându-se pe diagrame complete temperatura de tranziție ductil - fragil (reziliența, energia de rupere, expansiunea laterală, cristalinitatea). Se testează sensibilitatea la îmbătrânire a oțelului pe epruvete specializate.

1.4. Caracteristicile metalografice. Se determină constituenții structurali din punct de vedere calitativ (proporție, repartiție, distribuție)

1.5. Caracteristicile sclerometrice. Se determină nivelul durtății HB, HRC, HV în starea de livrare.

2. Studiul sudabilității metalurgice:

2.1. Efecte ale factorilor fragilizanți

2.1.1. Determinarea teoretică a gradului de fragilizare

2.1.2. Teste de determinare a gradului de durificare

2.1.3. Determinarea teoretică a temperaturii de preîncălzire pe baza noțiunii de carbon echivalent

2.1.4. Determinarea temperaturii de preîncălzire pe probe tehnologice

2.1.5. Estimarea susceptibilității de fisurare la rece

2.2 Caracteristici de comportare a zonei influențate termic datorită energiei de la sudare

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

2.2.1. Simularea ciclurilor termice de la sudare pentru cazul cel mai defavorabil al stratului de rădăcină și pentru depunerile multistrat (ZIT sintetic)

2.2.2. Caracteristici metalografice pe ZIT sintetic

2.2.3. Caracteristici sclerometrice prin determinarea durității prezumtive pe ZIT sintetic.

2.2.4. Caracteristici de tenacitate pe ZIT sintetic. Determinarea temperaturii de tranziție ductil- fragil și studiul comparativ și evolutiv al acesteia de la metalul de bază în starea de livrare și până la ZIT sintetic.

3. Studiul experimental al sudabilității pe îmbinări sudate

3.1. Alegerea rostului de la sudare: tip, geometrie

3.2. Alegerea procedeului de sudare: tipul în funcție de accesibilitate, disponibilitate

3.3. Alegerea materialelor de sudare: electrozi, fluxuri, sârme gaze de protecție

3.4. Alegerea parametrilor de sudare: preîncălzire, curent, tensiune., viteză de sudare

3.5. Execuția îmbinărilor sudate

3.5.1. Verificarea compoziției chimice a sudurii

3.5.2. Determinarea caracteristicilor mecanice ale îmbinării sudate. Se determină rezistența la rupere și se localizează producerea ruperii. Se determină gradul de plasticitate a îmbinării sudate prin îndoirea pe dorn a unor epruvete de formă adecvată cu rădăcina sudurii întinsă și comprimată. Se determină tenacitatea sudurii, zonei influențate termic și temperatura de tranziție ductil - fragil.

3.5.3. Determinarea caracteristicilor sclerometrice. Se determină nivelul durității în sudură. Se ridică diagrama variației durității în sudură (se pornește dintr-un metal de bază MB, se traversează ZIT1, sudură, ZIT2 și sfârșește în metalul de bază MB2).

4. Studiul comportării îmbinărilor sudate la tratamente (cicluri) termice postsudare

4.1. Stabilirea temperaturii de tratament termic postsudare

4.2. Studiul sensibilității teoretice la fisurare datorită tratamentelor termice postsudare

4.3. Determinarea sensibilității la fisurare datorită tratamentelor termice postsudare, pe probe tehnologice (reheat cracking)

4.4. Determinarea influenței tratamentelor termice postsudare repetate asupra caracteristicilor îmbinărilor sudate (metal de bază, sudură, ZIT)

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

4.5. Determinarea comportării îmbinării sudate la ciclurile termice de scobire arc - aer în ZIT și a ciclurilor de sudare repetate în același loc.

5. Studiul comportării îmbinărilor sudate în medii active

5.1. Determinarea acțiunii mediilor active la interfața metal-mediu

5.2. Determinarea acțiunii mediilor active în matricea oțelului (îmbinării sudate).

În contextul celor precizate mai sus se mai desprind următoarele definiții:

Sudabilitatea metalurgică sau comportarea metalurgică la sudare este modul cum reacționează oțelul față de acțiunea unui anumit ciclu termic ce caracterizează un proces de sudare, acțiune localizată în zona de trecere și în zona influențată termic.

Comportarea tehnologică la sudare, este definită ca posibilitatea de a realiza îmbinări sudate printr-un anumit procedeu de sudare, în vederea realizării anumitor cerințe [20], [22].

Comportarea în construcția sudată, este definită de capacitatea oțelului de a prelua încărcări în anumite condiții de exploatare, în cazul unei structuri sudate, fără a greva siguranța construcției.

Aprecierea sudabilității unui oțel se stabilește în baza criteriilor invariante de sudabilitate. În teză sunt abordate următoarele criterii de sudabilitate:

a. Criterii de sudabilitate metalurgică, bazate pe conceptul carbonului echivalent, corelat cu gradul de constrângere al îmbinării și cu conținutul de hidrogen ce evoluează în îmbinarea sudată în timpul formării acesteia (conform enumerației 1 și 2 de la pagina 25 și 26);

b. Criterii de sudabilitate tehnologică bazată pe stabilirea valorilor limită, ale caracteristicilor mecanice și sclerometrice determinate pe îmbinări sudate (conform enumerației 3 de la pagina 26);

c. Criterii specializate pentru oțelul 1,25Cr0,5Mo potrivit destinației acestuia conform enumerației 4 și 5 de la pagina 26);

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

2.2 Criterii de sudabilitate

a. Criterii de sudabilitate metalurgică

Carbonul echivalent

Ca urmare a influenței foarte diversificate a elementelor de aliere s-a încercat o caracterizare a efectelor lor asupra tendinței de formare a constituenților de călire, atribuindu-li-se o pondere echivalentă în conținut carbon adăugându-se conținutul efectiv de carbon în cele din urmă. Astfel, efectul principalelor elemente prezente în oțel poate fi rezumat prin "carbonul echivalent", ca invariant global [20], [21].

Relațiile regresionale propuse de diverși autori sunt de forma:

$$C_c = C + a_2Si + a_3Mn + \dots + a_{11}Ti \quad (2.1)$$

Coefficienții a_i pentru diferite relații ale carbonului echivalent sunt dați în tabelul 2.1

Tabelul 2.1. Formule de determinare a unor carboni echivalenți

Metode de determinare	CE	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	B	Ti
IIW	CE	1		1/6	1/15	1/15	1/5	1/5	1/5			
Ito-Bessyo	Pcm	1	1/30	1/20	1/20	1/60	1/20	1/15	1/15		5	
NSC-Y	CeqI	1	1/24	1/6	1/15	1/40	1/6	1/4	1/5	1/5	10	
NSC-Y	CeqII	1	-1/30	1/5	1/5	1/20	1/4	1/6			10	
BECKERT	CeqB	1	1/11	0,5,9	1/3,9	1/17	1/32	1/3,4				
DUEREN	CEB	1	1/11	1/8	1/9	1/17	1/5	1/6	1/3			
TERASAKI	Pv	1		1/3	1/5	1/8	1/12	0,5				
TERA(JOM-2)	Pv	1		1/3	1/4	1/8	1/10	1/3			5	
TERA (JOM-2)	Pvo	1	0,5				1/7	0,5	1	1	7	
JIS	Ceq	1	1/24	1/6		1/40	1/5	1/4	1/4			

Estimarea durității maxime în zona influențată termic [44], [59], [71], [92], [136], [138], [158]

Formula NSC -SM

$$H_{max}(HV 10) = (189 + 67C + 507 Pcm) - (101 + 711C - 461 Pcm) \arctan X \quad (2.2)$$

unde:

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

$$X = \frac{\log t_{8/5} + (0,501 + 7,90C - 11,01P_{cm})}{0,543 + 0,55C - 0,76P_{cm}} \quad (2.3)$$

și $t_{8/5}$ este timpul de răcire de la 800 °C la 500°C care se poate determina în funcție de compoziția chimică a oțelului:

$$\log t_{8/5} = 3,7(C + \frac{Mn}{13} + \frac{V}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Mo}{10} - 0,31) \quad (2.4)$$

caracteristicile fizice ale oțelului în cazul difuzivității termice tridimensionale:

$$t_{8/5} = \frac{\eta \cdot E}{2\pi\lambda} \cdot \left(\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right) \cdot F \quad (2.5)$$

η = randamentul câmpului termic la sudare

$E = \frac{U}{V}$ - energia liniară de la sudare [$\frac{J}{cm}$]

T_0 = temperatura inițială a plăcii [°C]

F = coeficientul difuzivității termice tridimensionale

λ = coeficientul de conductivitate termică [W/cm C]

O corelație simplă a lui $t_{8/5}$ cu energia liniară este:

$$t_{8/5} = 900 / (600 - \theta_{pr})^{1,2} E (0,94 + 0,0007 \cdot \theta_{pr}) \quad (2.6)$$

θ_{pr} = temperatura de preîncălzire determinată pe probe tehnologice

Determinarea teoretică a transformărilor structurale

Cercetările efectuate de colective de cercetători metalurgi au condus la determinarea unor formule cu analize regresionale multiple cu ajutorul cărora se pot estima pe baza compoziției chimice a oțelului temperaturile caracteristice de transformare și structurile finale rezultate ca urmare a procesului de sudare.

Relații pentru determinarea temperaturilor de transformare:

Temperatura de topire:

$$T_m = 1536 - 90 \cdot C \quad (\text{Herbst FW}) \quad (2.7)$$

$$T_m = 1536 - 78 \cdot C - 7,6 \cdot Si - 4,9 \cdot Mn - 34,4 \cdot P - 38 \cdot S \quad (2.8.)$$

(Uwer D)

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Temperatura A_{c3} :

$$A_{c3} = 902 - 255C + 19Si - 11Mn - 5Cr + 13Mo - 20Ni + 50V. \quad (2.9)$$

(Berkhout C.S., P.H van Lent)

$$A_{c3} = 910 - 203\sqrt{C} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W - 30Mn - 20Cu + 700P + 400Al + 820As + 400Ti$$

$$(Adam C.M.) \quad (2.10)$$

$$A_{c3} = 910 - 416C + 228C^2 - 40Cr - 50Mn - 40Ni + 800 P + 60 V + 130Mo + 50S$$

$$(Kon S.) \quad (2.11)$$

Temperatura A_{c1} :

$$A_{c1} = 739 - 22C + 2Si - 7Mn + 14Cr + 13Mo - 13Ni + 20 V \quad (2.12)$$

(Berkhant C.S)

$$A_{c1} = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290 As + 6,38 W \quad (2.13)$$

(Adams C.M.)

$$A_{c1} = 723 - 30Ni - 25Mn - 5Co + 25Si + 30 Al + 25 Mo + 50V \quad (2.14)$$

(Siegfried. W.,S.Walt)

$$A_{c1} = 739 - 22 C + 2Si - 7Mn + 14Cr + 13Mo - 13 Ni + 20V \quad (2.15)$$

(N. Bhadeshia, E. Svensson, B.)

Temperatura de început de transformare perlitică:

$$P_s = 650 - 11 Mn + 17 Cr + 17 Mo - 1 \quad (2.16)$$

(Adams C.M.)

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Temperatura de început și sfârșit de transformare bainitică:

$$B_s = 830 - 270C - 90 \text{ Mn} - 37 \text{ Ni} - 70 \text{ Cr} - 83 \text{ Mo} \quad (2.17)$$

(Siegfried W, G Walt)

$$B_s = 656 - 58C - 35 \text{ Mn} - 37 \text{ Si} - 15 \text{ Ni} - 34 \text{ Cr} - 41 \text{ Mo} \quad (2.18)$$

(Kon, S., Le Y)

$$B_f = B_s - 120 \quad (2.19)$$

(Siegfried W.,G. Walt)

Temperatura de început și sfârșit de transformare martensitică:

$$M_s = 512 - 453C - 16,9\text{Ni} + 15 \text{ Cr} - 9,5\text{Mo} + 217C^2 - 71,5\text{Mn} - 67,6\text{Cr} \quad (2.20)$$

(Adams C.M)

$$M_s = 561 - 474C - 33\text{Mn} - 17 \text{ Cr} - 17\text{Ni} - 21 \text{ Mo} \quad (2.21)$$

(Adams C.M)

$$M_s = 550 - 350C - 40 \text{ Mn} - 35\text{V} - 20\text{Cr} - 17\text{Ni} - 10\text{Cu} - 10\text{Mo} - 8\text{W} + 5\text{Co} + 30\text{Al}$$

$$\text{(Yaffe L.D., J.H Hollomon)} \quad (2.22)$$

$$M_t = M_s - 193 - 50C - 5\text{Cr} - 13\text{Mo}$$

$$\text{(Kasuya T., N Yurioka)} \quad (2.23)$$

$$M_t = M_s - \left(\frac{\ln \frac{0,929}{0,01}}{0,00976} \right)^{\frac{1}{1,07}}$$

$$\text{(Kon S., K.K.Sun)} \quad (2.24)$$

Estimarea volumului de martensită rezultat în structura sudată.

Datorită faptului că volumul de martensită din structura sudurii este foarte important, acesta a fost estimat de Yurioka prin aproximarea:

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

$$\text{Val \% Martensită} = 0,5 - 0,4555 \arctan(X) \quad (2.25)$$

$$\text{unde: } X(\text{rad}) = 4 \frac{\frac{\log t_{R/5}}{t_M}}{\log\left(\frac{t_M}{t_M}\right)} - 2 \quad (2.26)$$

unde $\log t_{R/5}$ este cel prezentat în formula (2.4)

unde:

$$\log t_R = 3,288 \cdot C - 0,168 \cdot Si + 1,068 \cdot Mn + 1,266 \cdot Cr + 2,087 \cdot Mo + 0,30 \cdot Ni + 0,626 \cdot Cu - 1,93 \quad (2.27)$$

unde:

$$\log t_M = 3,725C + 0,46Si + 0,626Mn + 0,706Cr + 0,52Mo + 0,026Ni + 0,67Cu - 1,18 \quad (2.28)$$

este durata de răcire pentru transformarea integral martensitică.

Acste formule au fost determinate pentru estimarea posibilității apariției în zona influențată termic a sudurii, a structurilor de călire neelastice care pot genera microfisuri și prin dezvoltare, fisuri (cele mai grave defecte ale unei suduri).

Estimarea susceptibilității la fisurare la rece

Fisurile la rece (cold cracking) se produc la temperaturi sub 200°C manifestându-se cel mai sever la temperatura ambiantă. Fisurarea la rece nu are loc la temperaturi sub -100°C. {158}

Acest tip de fisuri nu se produc instantaneu la răcire ci se dezvoltă în timp, de la câteva secunde până la câteva zile de la solidificarea sudurii.

Propagarea fisurilor poate să dureze în timp până la 24 de ore și mai mult.

Inițial fisurile sunt foarte fine și scurte, dar în timp se măresc pe măsură ce se degajă hidrogenul. După apariția germenului de fisură, viteza de creștere a acestuia este relativ mică, astfel încât dacă nu intervin alte fenomene, talia finală a acesteia este atinsă numai după câteva ore. {41}, {42}, {15}, {18}, {23}, {67}, {68}, {75}, {80}, {81}, {95}, {97}, {108}

Fisurile la rece apar de regulă în zona influențată termic ZIT și mai rar în cordonul de sudură. Cel mai des, fără însă ca acest lucru să fie absolut necesar, în zona influențată termic asemenea fisuri apar în prezența martensitei sau a altor structuri de călire și nu apar în structuri integral austenitice.

În sudură locurile de inițiere a fisurilor la rece sunt cu predilecție incluziunile nemetalice sau diferite precipitate. Sub aspect microstructural, în raport cu grăunții inițiali de austenită, pot avea un caracter intergranular sau intragranular, cu schimbări de direcție sau uneori ramificații.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

În raport cu cusătura sudată, fisurile pot să fie orientate longitudinal sau transversal. În zona influențată termic fisurile longitudinale sunt paralele cu zona de trecere sau localizate la nivelul unei discontinuități existente în îmbinare formând fisurile de racordare sau de rădăcină. Unele fisuri din zona influențată termic pot sau nu să se deschidă la suprafața pieselor sudate. Astfel este cazul fisurilor de rădăcină la sudurile de colț sau al fisurilor de racordare apărute după depunerea unui strat acoperit cu altul.

Factorii de influență la fisurarea la rece

Problemele particulare la sudarea oțelurilor de înaltă rezistență cu conținut scăzut în carbon pot fi conectate cu fisurarea la rece. Din cauza prezenței fisurilor în sudură crește posibilitatea de a defecta structurile, adoptarea procedeeleor de sudare nefiind o cauză importantă în fisurarea sudurilor. Fisurarea la rece este cauzată de interacțiunea mai multor factori.

Factorii de influență a fisurării la rece sunt prezentați sintetic în schema de la pagina următoare [158].

Influența hidrogenului

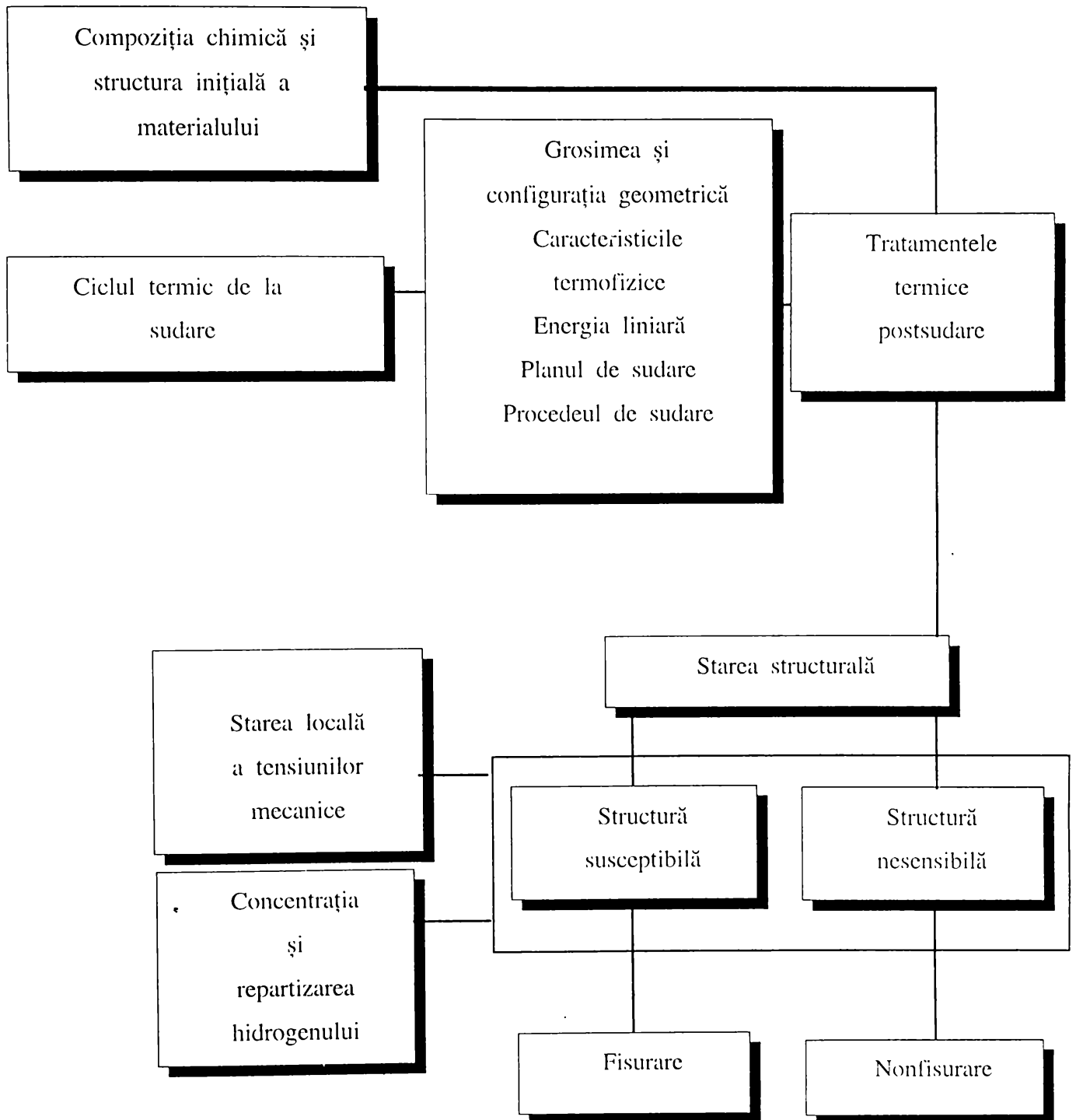
Conținutul în hidrogen este unul din principalii factori care influențează fisurarea la rece în îmbinarea sudată. Este important în investigarea fisurării la rece să se dea atenție conținutului de hidrogen după terminarea ciclului termic la sudare mai degrabă decât conținutului de hidrogen de imediat după solidificare. În Japonia timpul de răcire t_{100} , necesar pentru răcirea la temperatura de solidificare la 100°C în metalul sudat este considerat ca indicație a conținutului de hidrogen după ciclul termic la sudare.

Conținutul de hidrogen necesar pentru a dezvolta fisurarea poate fi foarte mic și descrește cu creșterea rezistenței la tracțiune. Un procent de 0,2% hidrogen provoacă fragilizarea.

Susceptibilitatea la fisurare prin hidrogen este minimă la temperaturi scăzute și înalte, fiind maximă la temperatura ambiantă [106], [110], [114], [130], [131], [159].

Hidrogenul este dizolvat în metalul depus în timpul sudării, iar o parte din gaz difuzează în ZIT. Dacă metalul depus este călit imediat, hidrogenul este degajat la temperatura ambiantă, evoluția fiind completă în 7-20 zile.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.



Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Hidrogenul este produs sub formă de hidrogen difuzibil.

O altă parte poate fi regăsită prin realizarea degazării la temperaturi înalte și este denumită hidrogen rezidual. Distincția dintre hidrogenul difuzibil și hidrogenul rezidual rezultă în primul rând din diferența dintre mijloacele practice de măsurare a conținutului de hidrogen.

Conținutul de hidrogen se măsoară de obicei în ml/100g de metal depus, greutatea metalului topit, fiind diferența între greutatea unei probe după sudare și greutatea ei înainte. De asemenea conținutul de hidrogen poate fi estimat în ml/100g de metal topit, determinat din calculul secțiunii transversale a metalului depus.

Corelația dintre potențialul de hidrogen al diferitelor procedee de sudare numit hidrogen potențial PH și nivelul hidrogenului din sudură NH este reprezentată în figura 2.1.

Nu se poate afirma că prezența hidrogenului este singurul factor care promovează fisurarea la rece dar la sudarea cu electrozi înveliți neândoios este un factor esențial și mijlocul pentru a preveni fisurarea la rece constă în menținerea conținutului de hidrogen la nivele cât mai mici respectiv la eliminarea lui la temperaturi la care nu produce fisurarea.

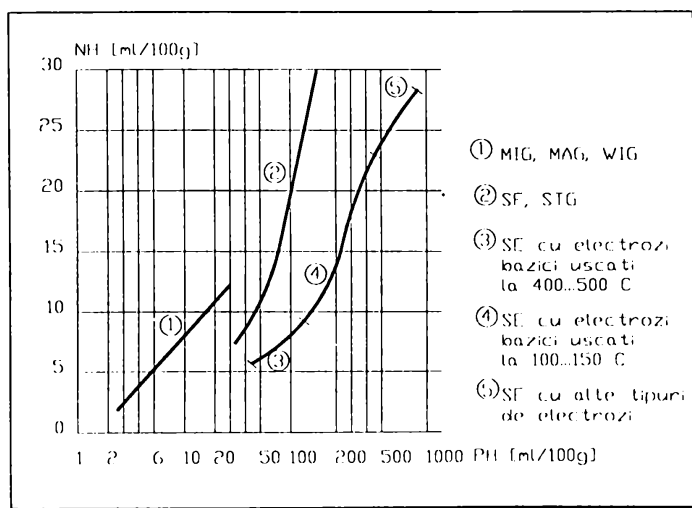


Figura 2.1

Sursele de hidrogen în sudură sunt:

- umezeala de pe componente și de pe materialele de adaos.
- petele de ulei și rugină de pe componentele și materialele de adaos.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Între cantitatea de hidrogen conținută de aceste surse - numită hidrogen PH - nivelul hidrogenului din sudură există o corelație strânsă.

Estimarea teoretică a factorilor de influență a fisurării la rece

Având ca bază multiplele date experimentale acumulate până în prezent și a prelucrările lor statistice, s-au elaborat o serie de relații de calcul în ceea ce privește estimarea teoretică a factorilor de influență a fisurării la rece.

Aceste relații, perfecționate din ce în ce mai mult permit o predicție aproximativă, suficient de bună, a fisurației de hidrogen.

a. Calculul concentrației critice de hidrogen

Valoarea concentrației critice de hidrogen H_c în ZIT este definită ca fiind concentrația locală a hidrogenului la inițierea fisurii după răcirea la 100°C . Hidrogenul care produce fisurarea la rece se acumulează la limitele grăunților din ZIT în mare parte datorită proceselor de transformare dar și datorită condițiilor de șantier.

Valoarea concentrației critice de hidrogen se obține astfel:

$$H_c = 0,6 \text{ NH} \cdot U_b \quad (2.29)$$

NH = nivelul hidrogenului difuzibil din sudură [ml/100g]

$$U_b = f(t_{100}) \quad (2.30)$$

t_{100} - timpul de răcire pentru solidificarea la 100°C

Timpul de răcire t_{100} este calculat relativ la temperatura de preîncălzire T_p , care se determină în formula:

$$T_p = R + (100-R) \exp((8,17 + 700/h)t_{100} \cdot 10^{-5}) - 14180 \frac{Q}{h\sqrt{t_{100}}} \quad (2.31)$$

T_p - temperatura de preîncălzire [$^{\circ}\text{C}$]

R - temperatura ambiantă [$^{\circ}\text{C}$]

h - grosimea tablelor [mm]

Q - căldura introdusă la sudare ca energie a arcului electric [kJ/mm]

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Conținutul de hidrogen H_c poate fi de asemenea estimat pornind de la compoziția chimică a metalului de bază utilizând carbonul echivalent.

Astfel pentru un oțel carbon cu $C < 0,18 \%$ s-a determinat relația:

$$\log H_c = A - BP_{cm} \quad (2.32)$$

$$P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \% \quad (2.33)$$

Mărimile variabilelor utilizate la testul Tekken care a condus la estimarea de mai sus au fost:

$$h - \text{grosimea tablelor} = 16-50 \text{ [mm]} \quad (2.34)$$

$$Rf_y - \text{intensitatea solicitării} = 17640-33220 \text{ [N/mm.mm]}$$

$$Q - \text{căldura introdusă la sudare} = 1,7 \text{ [kJ/mm]}$$

$$R - \text{temperatura ambiantă} = 20 \text{ [}^\circ\text{C]}$$

$$P_{cm} = 0,168-0,327 \text{ [%]} \quad (2.35)$$

$$C - \text{conținutul de carbon} = 0,06-0,18 \text{ [%]}$$

Valorile constantelor A și B din ecuația de regresie pentru determinarea H_c în cazul experimental concret, menționat anterior, sunt prezentate în tabelul 2.2

n = număr de probe utilizate la stabilirea coeficienților de regresie A și B

CR = coeficientul de corelație

O bună măsură a hidrogenului introdus în sudură poate fi dată prin timpul $t_{3/1}$, timpul de răcire pentru solidificare de la 300 la 100 $^\circ\text{C}$.

Tabelul 2.2. Valorile constantelor A și B pentru determinarea H_c

h	Rf _y	C	P _{cm}	A	B	n	CR
50	33220	0,09-0,18	0,19-0,30	1,77	10,05	42	0,901
30	26660	0,06-0,17	0,17-0,30	1,92	10,44	41	0,944
25	23910	0,09-0,18	0,20-0,29	1,63	8,66	24	0,939
20	20480	0,09-0,18	0,19-0,41	1,32	6,86	45	0,907
16	17640	0,13-0,18	0,21-0,27	1,22	6,16	5	0,792

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Creșterea valorii $t_{3/1}$ permite eliminarea mai bună a hidrogenului introdus de electrod având ca urmare firească creșterea proporției de martensită care poate fi acceptată în sudură fără riscul fisurației prin hidrogen.

Pentru un cuplu dat (oțel-electrod) microstructura zonei sudate va depinde de $t_{8/5}$. Dacă valoarea critică a acestui timp de răcire este numită t_{cr} se poate spune că sensibilitatea la hidrogen este exprimată printr-o relație de forma:

$$t_{cr} = f(t_{3/1}); \quad t_{cr} \text{ descrescând cu creșterea } t_{3/1} \quad (2.36)$$

Dacă cantitatea de căldură introdusă în timpul sudării este caracterizată în particular de valorile 8/5 și 3/1 ale lui $t_{8/5}$ și $t_{3/1}$ riscul de a apare fisurarea la rece este eliminat când sunt îndeplinite următoarele condiții:

$$t_{8/5} > t_{cr}$$

cu $t_{cr} = f(t_{3/1})$

Un model de utilizare a lui $t_{3/1}$ este dat în figura 2.2

Pentru a utiliza acest model este necesar:

- să se caracterizeze cuplul oțel-electrod astfel încât să fie stabilită relația $t_{cr} = f(t_{3/1})$.
- să se anticipeze timpii de răcire $t_{8/5}$ și $t_{3/1}$ ai sudurii, pornind de la o temperatură de preîncălzire și o căldură introdusă la sudare cunoscute.

În modelul dat: cuplul oțel-electrod, este definit prin:

$$t_{cr} = f(t_{3/1}) \quad \text{pentru curba notată (a)} \quad (2.37)$$

- pentru asamblarea dată și căldura introdusă la sudare timpii de răcire $t_{8/5}$ și $t_{3/1}$ se calculează în funcție de temperatura de preîncălzire:

$$t_{8/5} = f(T_0) \quad \text{- pentru curba notată (b)} \quad (2.38)$$

$$t_{3/1} = f(T_0) \quad \text{- pentru curba notată (c)}$$

și de aici rezultă $t_{8/5} = f(t_{3/1})$

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

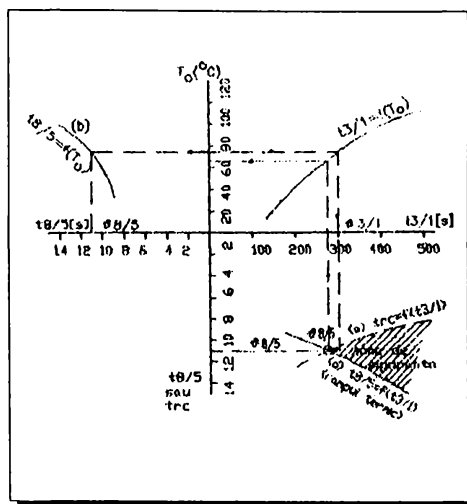


Figura 2.2

Valorile NH caracteristice procedeelor de sudare cu arcul electric au fost estimate după cum urmează:

- MIG, MAG, WIG, cu sârmă curățată special: 5
- MIG, MAG, WIG, cu sârmă curată 7
- SE cu electrozi bazici uscați 400 -500 °C 10
- SE cu electrozi bazici uscați 100 -500 °C 12
- SF cu sârmă curățată special și flux uscat 10
- SF cu sârmă curată și flux uscat 15
- SE cu alți electrozi decât cei bazici 25

-NH este exprimat în ml/100 gr. Valorile lui NH sunt definite și notate conform tabelului 2.3

Tabelul 2.3 Definiția parametrului NH

Conținutul în hidrogen [ml/100g]	NH	Notația NH conform IIS
$H_2 < 5$	foarte scăzut	VL
$5 < H_2 < 10$	scăzut	L
$10 < H_2 < 20$	mediu	M
$20 < H_2$	mare	H

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

fragilitatea ZIT- ului depinde de:

- metalul de bază care se sudează
- procedeul și tehnologia utilizată la sudare

Metalul de bază intervine cu carbonul echivalent, iar procedeul și tehnologia de sudare prin $t_{8/5}$.

Acești factori intervin în relațiile cu care se calculează duritatea maximă HM din ZIT. Estimarea fisurării la rece cu ajutorul carbonului echivalent se aplică mai ales oțelurilor nealiate cu puțin carbon, slab și mediu aliate. Ea se realizează prin trei metode:

Metoda I

Se folosesc mărimile:

$$C_{ey} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + V/10 + 5B \quad (2.39)$$

$$\alpha = NH/60 + \delta/600 \quad (2.40)$$

unde: NH - este cantitatea de hidrogen difuzibil din sudură [ml/100g]

δ - este grosimea componentelor [mm]

Dacă valorile acestor mărimi nu depășesc limitele maxime date în tabelul 2.4, atunci fisurarea la rece nu se produce.

Tabelul 2.4. Valorile limită C_{ey} și α

Rm N/mm ²	C_{ey}	α
450	0,28	0,11
500	0,28	0,11
560	0,30	0,11
630	0,30	0,11
700	0,32	0,10
800	0,24	0,10
900	0,36	0,10

R_m - rezistența la rupere a oțelului [N/mm²]

În cazul când valorile lui C_{ey} și α depășesc valorile din tabelul 2.4, sudarea se va face cu o preîncălzire la temperatura:

$$\theta_{pr} = 1440(C_{ey} + \alpha) - 392 \text{ [}^\circ\text{C]} \quad (2.41)$$

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Metoda II

folosește mărimea:

$$PW = C + (Mn + Cu + Cr)/20 + Si/30 + Ni/60 + (Mo+V)/15 + NH/60 + K/40 \cdot 10^3 \quad (2.42)$$

unde: $P_{cm} = C + (Mn + Cu + Cr)/20 + Si/30 + Ni/60 + (Mo+V)/15$

și K se calculează la sudurile cap la cap cu formula:

$$K = 66 \delta \quad (\delta \text{ fiind grosimea componentelor în mm}). \quad (2.43)$$

Fisurarea la rece se va produce cu o probabilitate cu atât mai mare cu cât PW este mai mare.

Metoda III

folosește mărimea:

$$C_e = C + \phi(C) [5B + (Cr + Mo + V + Nb)/5 + Mn/6 + Cu/15 + Ni/20 + Si/24] \quad (2.44)$$

în care:

$$\phi(C) = 0,75 + 0,25 \operatorname{tgh} [20 \cdot (C - 0,12)] \quad (2.45)$$

Valorile lui $\phi(C)$ pentru conținuturi în carbon până la 0,3 % sunt date în tabelul 2.5.

Probabilitatea apariției fenomenului de fisurare la rece crește cu mărimea lui C_e .

În continuare se analizează modul în care este posibilă obținerea dintr-un șir de date experimentale a unor algoritmi semnificativi și de precizie relativ mare.

Tabelul 2.5. Valorile $\phi(C)$ în funcție de procentul de C

C%	$\phi(C)$	C%	$\phi(C)$
0	0,5041	0,18	0,9584
0,05	0,5287	0,20	0,9804
0,08	0,5840	0,22	0,9910
0,10	0,6550	0,24	0,9959
0,12	0,7500	0,25	0,9973
0,14	0,8450	0,28	0,9992
0,16	0,9160	0,30	0,9996

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Pentru a putea estima efectul mărimilor de influență singulare este necesară în prima etapă planificarea condițiilor la limită și a variațiilor mărimilor de influență pentru seria experimentală. În caz contrar, ca de exemplu la o apreciere globală a datelor de predicție obținute în colectivul de asigurare a calității, nu mai este posibilă obținerea unor relații analitice realiste. Calculul de regresie liniară multiplă efectuat în aceste condiții poate descrie doar global efectul mărimilor de influență. Ca urmare, posibilitatea de utilizare și precizia de producție a modelului sunt limitate. Condiții semnificativ mai favorabile se obțin dacă se studiază individual efectele mărimilor de influență și apoi printr-o relație aditivă se sintetizează efectele corespunzătoare (neliniare) ale diferitelor mărimi de influență. Cu toate că în acest mod de apreciere se acceptă ipoteza însumării simple a efectelor, ceea ce desigur nu este întotdeauna adevărată, totuși această apreciere este de cele mai multe ori sigură și cea mai bună cale de a determina corelații cantitative.

Această metodă a fost utilizată de exemplu și pentru determinarea temperaturii minime de preîncălzire. Ca date inițiale au fost utilizate rezultatele unor încercări Tekken și CTS, variind în mod intenționat compoziția chimică, conținutul de hidrogen al metalului depus și energia introdusă la sudare. Pentru obținerea unei relații de calcul a temperaturii de preîncălzire minime, s-au determinat la început relații convenabile pentru descrierea influenței singulare a diferitelor mărimi de influență. Apoi printr-un calcul de regresie au fost stabiliți parametrii de corelație complexă (cu mai mulți termeni), ca mărimi inițiale: pentru varierea parametrilor s-au ales grosimi de 30 mm, conținut de hidrogen NH 5, energie liniară 1 KJ/mm.

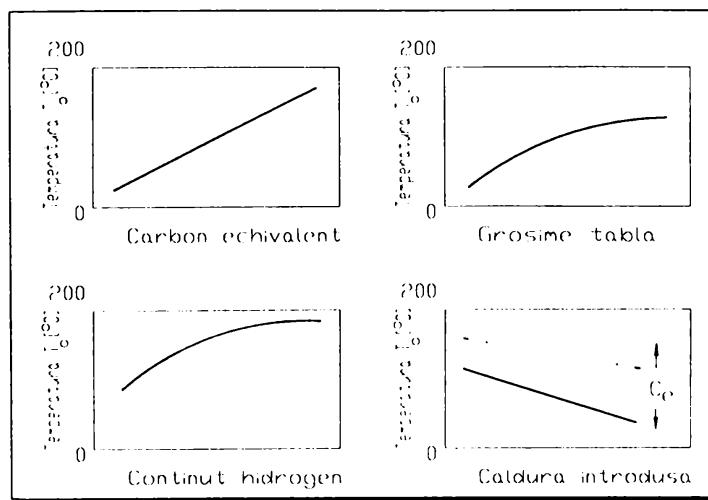


Figura 2.3

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

În figura 2.3 se indică schematic mărimile de influență singulare asupra temperaturii de preîncălzire minime.

Relația globală obținută de Uwer, Hoehne și Degenkolbe este:

$$T_0 = 700 \text{ CET} + 160 \tanh(d/35) + 62 \text{ NH} + (53 \text{ CET} - 32) Q - 330 \quad (2.46)$$

$$\text{unde: CET} = C + (\text{Mn} + \text{Mo}) / 10 + (\text{Cr} + \text{Cu})/20 + \text{Ni}/40 \quad (2.47)$$

d = grosimea tablei [mm]

NH = conținutul de hidrogen difuzibil [ml/100g]

Q = energia introdusă [kJ/mm]

Având în vedere modul de obținere al acestei relații se poate accepta că ea este superioară, din punct de vedere al aplicabilității și preciziei de predicție, celorlalte relații în majoritate liniare.

Trebuie menționat în mod deosebit faptul că pentru o utilizare corectă este necesară indicarea și respectarea limitelor de valabilitate (referitoare la compoziția chimică, parametrii de sudare, etc).

Întrucât pentru determinarea unor astfel de relații este necesar un nivel înalt de cunoaștere și de atenție, devine explicabil faptul că prin diferite relații de apreciere a temperaturii minime de preîncălzire se obțin rezultate diferite. În condițiile unor date inițiale precizate (tipul de oțel, grosimea, conținutul de hidrogen) o comparație a unor relații cunoscute a condus la diferențe între temperaturile de preîncălzire de peste 100°C.

Calculul repartiției hidrogenului într-o îmbinare sudată nu rezolvă prin el însuși problema fisurilor la rece. Se consideră de obicei condiții la limită simple și se obțin doar informații despre zone localizate ale sudurii în care apar concentrații mărite de hidrogen. Se poate efectua mai departe, un calcul al câmpului termic, corelat cu descrierea matematică a proceselor de transformare și a formării structurii în diferite puncte ale sudurii - figura 2.4.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

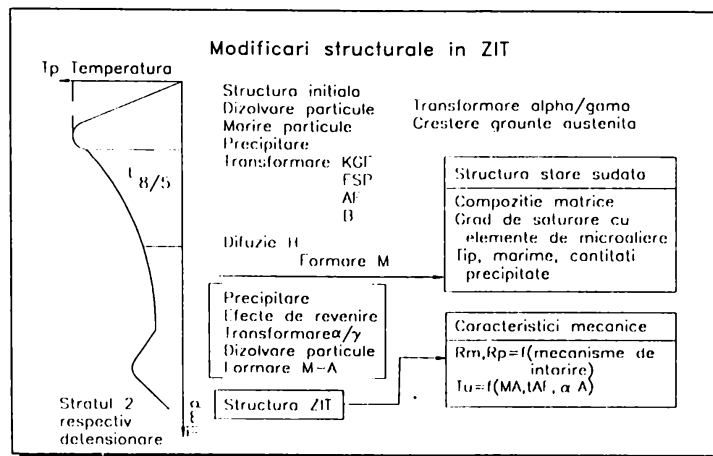


Figura 2.4.

b. Influența transformărilor caracteristice asupra fisurării la rece

Viteza de răcire în partea din ZIT care a fost încălzită peste temperatura de transformare, este similară cu cea obținută la călire în cazul sudării cu electrozi înveliți sau sub flux în mai multe treceri.

Martensita este singura structură susceptibilă la fisurare la rece. Mixturile de martensită și perlită fină sau martensită și bainită sunt mai puțin susceptibile, iar martensita în sine poate să aibe diferite grade de susceptibilitate la fisurare.

Martensita cu conținut scăzut de carbon compusă din formații aciculare, este mai moale și are o ductilitate mai mare. Martensita oțelurilor cu conținut de carbon mediu și ridicat consistă din pachete cu structură fină de maclare, fiind în special dură și fragilă.

Această structură este mai ușor fragilizată prin hidrogen. Rezultă că oțelurile aliate pentru sudare trebuie să aibe un conținut scăzut de carbon pentru a evita formarea martensitei cu conținut ridicat de carbon în ZIT. Preîncălzirea prin reducerea vitezei de răcire conduce la formarea unei structuri mai ductile în ZIT și astfel se evită fisurarea.

c. Influența tensiunilor asupra fisurării la rece

Deoarece fisurile la rece inițiază atunci când frontiera sudurii s-a răcit sub 200°C tensiunile datorate contracției termice au alura din figura 2.5.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

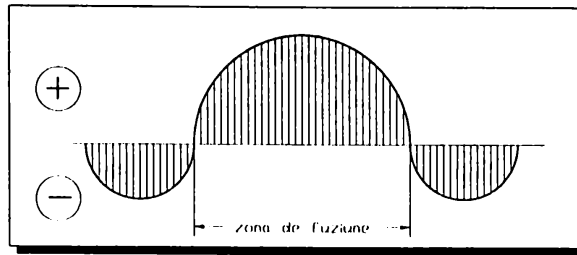


Figura 2.5

Efortul critic la rupere pentru inițierea fisurării la rece se estimează cu formulele:

$$\sigma_{cr} \text{ [kgf/mm}^2\text{]} = 97,8 - 227 P_{cm} - 24,5 \log NH + 0,0097 t_{100} + 1,57 t_{8/5} \quad (2.48)$$

cu coeficient de corelație $R=0,917$

$$\sigma_{cr} \text{ [kgf/mm}^2\text{]} = 67,7 - 54,6 CE - 22,5 \log NH + 0,0095 t_{100} + 1,35 t_{8/5} \quad (2.49)$$

cu coeficient de corelație $R = 0,776$ (Pentru CE tabelul 2.1)

Conceptul de viteză critică de răcire pentru evitarea fisurării este adeseori utilizat.

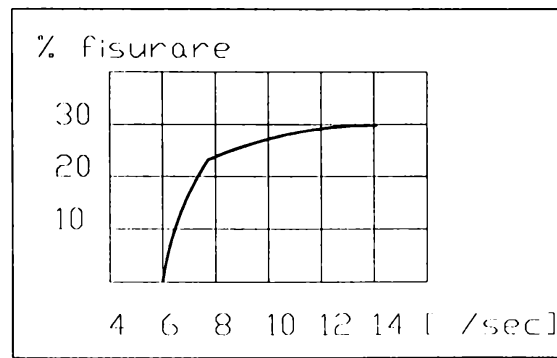


Figura 2.6

În absența preîncălzirii, viteza de răcire este controlată de viteza de sudare și de mărimea băii lichide. Cu cât dimensiunea băii este mai mare, cu atât viteza de răcire este mai mică. Deci este preferabil să se sudeze oțeluri feritice cu dimensiunea maximă admisibilă a electrodului (viteza de sudare nu este esențial influențată de mărimea electrodului).

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Viteza de răcire nu este un factor primar în fisurarea sudurilor, fiind o variabilă de proces care influențează transformarea structurii, distribuția tensiunii și posibil conținutul de hidrogen care la rândul lor generează fisuri.

Fisurarea în metalul de bază poate fi prevenită oprind răcirea aproximativ o oră la o temperatură mult sub M_s (temperatura de început a transformării martensitice). Pentru a evita fisurarea materialului depus a fost necesară o temperatură de oprire a răcirii apropiată de M_s (figura 2.7).

În absența preîncălzirii, viteza de răcire este controlată de viteza de sudare și de mărimea băii lichide.

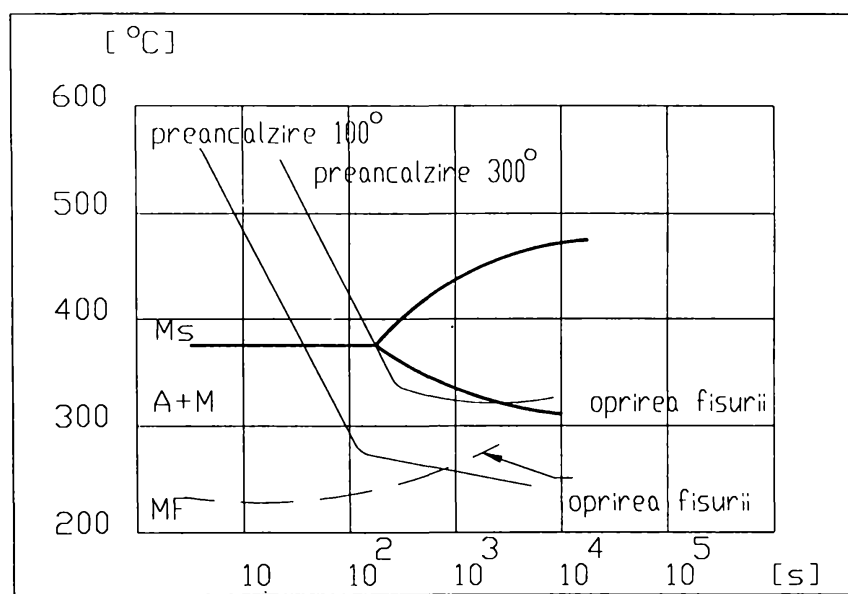


Figura 2.7

Cu cât dimensiunea băii este mai mare cu atât viteza de răcire este mai mică. Deci este preferabil să se sudeze oțeluri feritice cu dimensiunea maximă admisibilă a electrodului (viteza de sudare nu este esențial influențată transformarea structurii, distribuția tensiunii și posibil conținutul de hidrogen, care la rândul lor generează fisuri).

b. Criterii de sudabilitate tehnologice

Teste tehnologice

Importanța deosebită a fisurării la rece a determinat elaborarea a numeroase metode de încercare în vederea studierii factorului de influență și a determinării condițiilor adecvate

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

de sudare pentru prevenirea fisurării. Încercările de fisurare înainte de sudare, au o mare utilitate practică, întrucât fisurile la rece, având dimensiuni reduse, pot scăpa controlului, iar ulterior diminuează rezistența construcției.

În principiu se pot distinge două tipuri de teste:

- a. teste cu aplicarea unor sarcini exterioare
- b. teste de autoconstrângere

a. Teste cu aplicarea unor sarcini exterioare;

Caracteristic pentru testele cu aplicarea unor sarcini exterioare este încărcarea externă aplicată pentru a testa sudura. Încercarea maximă care poate fi aplicată fără a produce fisurarea, caracterizează susceptibilitatea la fisurare la rece.

O mulțime dintre aceste teste s-au dezvoltat datorită faptului că fisurarea la rece se produce predominant în ZIT.

Exemple de teste cunoscute: Metoda implanturilor (în Franța), Testul de fisurare la tensiune de constrângere (TRC) în care îmbinarea sudată este testată la o încărcare constantă, Testul de fisurare la constrângere rigidă (RRC), în care îmbinarea sudată este testată la tensiune constantă/deplasare (în Japonia) sau Testul de fisurare cu creșterea tensiunilor (porțiuni de sudură sunt supuse la rupere sub diferite unghiuri), Testul la fisurare sub constrângere la întindere longitudinală (LBC) etc.

Metoda Implanturilor

Este o metodă în care tensiunile ce se introduc sunt controlabile, iar sudarea pentru depunerea cusăturii de încercare se face în condiții apropiate de realitate [48], [76], [77].

Metoda implanturilor constă din următoarele:

- din oțelul ce se cercetează, se pregătește o placă cu grosimea de cel puțin 10 mm și implanturi conform figurii 2.8.

Implanturile se introduc în placa respectivă în găuri anume practicate avându-se grijă ca ele să fie la distanțe egale între ele, creștătura implanturilor să se situeze în ZIT și partea filetată a lor să fie în afara plăcii astfel încât să se poată aplica forța Q - necesară creării tensiunii din implant.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Implantul se supune încercării statice la tracțiune când temperatura epruvetei este între 100 și 150°C. Sarcina prescrisă trebuie atinsă în mai puțin de un minut și înainte ca temperatura să atingă 100°C. Durata minimă de menținere sub sarcină este de 18 ore.

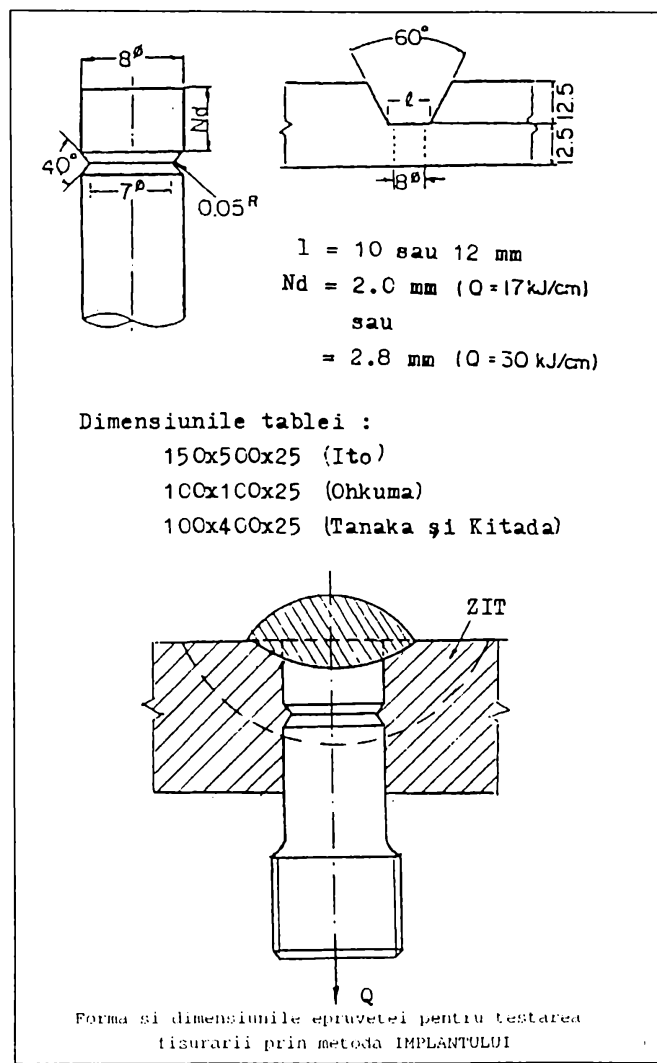


Figura 2.8

În cazul ruperii implantului în timpul încercării la tracțiune se înregistrează durata încercării la tracțiune. În cazul când implantul nu se rupe, se execută o analiză metalografică în secțiune longitudinală, la mărimi de 400...600x, pentru a evidenția eventualele fisuri la nivelul creștăturii.

Încercarea se execută pentru fiecare grupă de valori ale ansamblului condițiilor de încercare (nivelul hidrogenului difuzibil, parametrul de răcire, sarcina aplicată).

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Se notează cu:

t_c - durata între momentul aplicării lui Q la nivelul implantului;

t - durata între momentul aplicării Q și momentul ruperii implantului în cazul în care ruperea are loc.

Estimarea sensibilității la fisurare se poate face în două moduri (fig. 2.9)

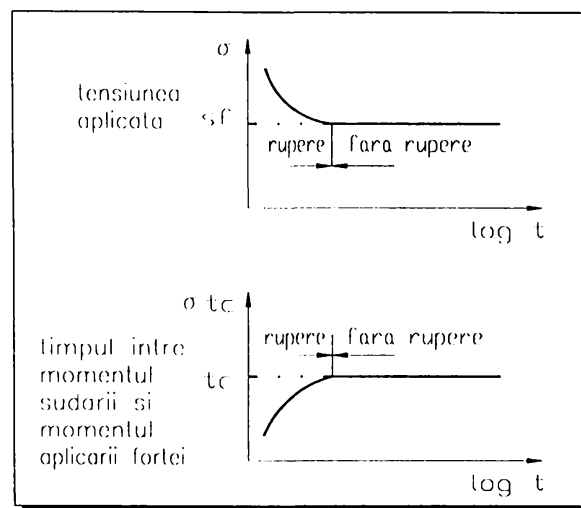


figura 2.9

1. Se menține t_c constant și se aplică forțe Q , respectiv tensiuni s din ce în ce mai mici, determinându-se t corespunzător fiecărui σ . Rezultă o curbă $\sigma = f(t)$ pe care se realizează un palier: tensiunea σ_{sf} la care ruperea nu mai are loc.

Matematic, σ_{sf} este definită relația:

$$\sigma_{sf} = \lim_{t \rightarrow \infty} \sigma \quad (2.50)$$

Se consideră că tendința de fisurare este cu atât mai mică cu cât σ_{sf} este mai apropiată de limita de curgere σ_c a oțelului ce se încarcă.

2. Se menține Q , respectiv s constant și se mărește continuu t_c , determinându-se " t " corespunzător fiecărui " t_c ".

Rezultă $t_c = f(t)$ cu un palier la t_{cr} la care ruperea nu mai are loc. Matematic, t_{cr} este definit ca t_c și s_{sf} prin trecerea la limită:

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

$$t_{cf} = \lim (t \rightarrow t_c) \quad (2.51)$$

Testul de fisurare la constrângere rigidă RRC

Testul este folosit la determinarea corelațiilor între temperatura de fisurare și tensiunea de fisurare prin aplicarea ciclului termic similar sudării reale și a tensiunilor de deformare pentru temperatura din apropierea punctului M_s sub diferite viteze de trecere corespunzând ratei contracției în sudarea reală.

Vârful de temperatură pentru testul de simulare trebuie să fie ales astfel încât să topească marginea grăunților în scopul de a obține în apropiere tensiuni de fisurare asemănătoare, mai mult decât atât, topirea marginii grăunților slăbește tensiunea de fisurare și promovează fisurarea intergranulară.

Forma, mărimea epruvetelor și standul pentru testare sunt date în figura 2.10.

Epruvetele se supun testului de fisurare RRC cu o capacitate de 25 t, fiecare dintre ele fiind prevăzute cu două plăci de capăt și cu o deschidere de 1,6 mm pentru a simula rostul în V [151], [152], [154], [158].

Intensitățile de constrângere folosite sunt pe mai multe nivele (de exemplu la 9,8; 19,6 și 29,4 KN/mm²).

Limitarea intensității R_F se calculează cu relația :

$$R_F = Eh/l \quad (2.52)$$

unde:

E modulul de elasticitate a lui Young [N/m²]

h - grosimea tablelor [m]

l - lungimea de constrângere [m]

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

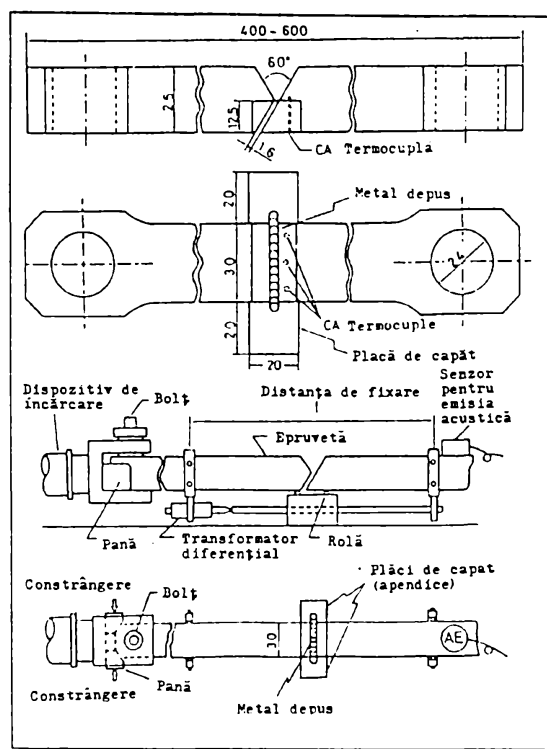


Figura 2.10

Limitarea forței se calculează prin împărțirea forței de reacție la aria secțiunii transversal longitudinale care se evaluează ca produs dintre lungimea cordonului de sudură și mijlocul adâncimii rostului.

Sudarea se realizează în aceleași condiții și cu aceleași materiale ca și în practică.

Schimbările instantanee în selectarea lungimii de constrângere "l" datorate dilatației și contracției, se detectează printr-un transformator diferențial și se suprimă imediat sub măsurătoare cu o acuratețe de +/- 0,002 mm.

Temperatura de răcire a ZIT se măsoară prin trei termocuple CA inserate pentru rădăcină în trei locuri diferite de-a lungul cordonului de sudură. Astfel curba temperaturii de răcire a sudurii se reprezintă cu ajutorul acestora în mijlocul lungimii sudurii.

Se aplică tehnica emisie acustice pentru a determina inițierea fisurii.

Se folosește un traductor diferențial care are frecvența de răspuns plană și sensibilitatea de 84 dB. Mai mult, se poate utiliza un filtru de bandă de la 100 la 350 kHz.

Tensiunile de deformare se îndepărtează la timpi diferiți. Probele se secționează transversal observându-se macro și micro structural și se evaluează corelarea dintre emisia acustică și fisurare obținându-se astfel sarcina de la care se produce fisurarea.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Testul LB-TRC

La bază conține o epruvetă șanfrenată în rostul căreia se depune un cordon de sudură care după aceea este supus la întindere.

Epruveta și metoda de testare sunt prezentate în figura 2.11

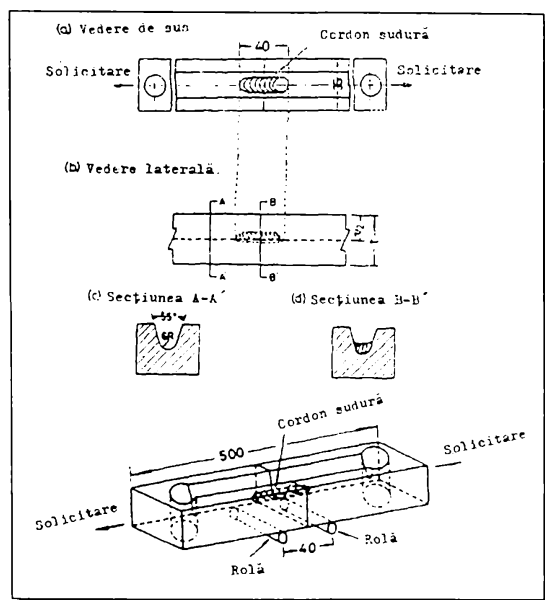


Figura 2.11

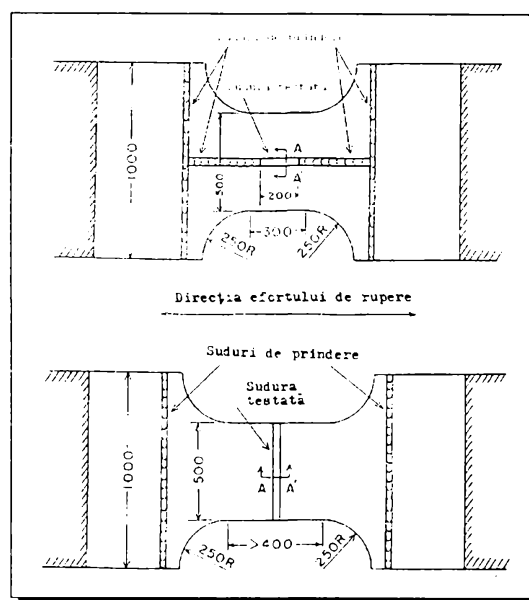


Figura 2.12

Nivelul maxim al tensiunii la care poate fi supusă fără a apare fisura este caracteristic pentru susceptibilitatea la fisurarea de hidrogen pentru metalul depus. Testul LB-TRC poate fi folosit și cu solicitare transversală și atunci se numește TRC. Testul TRC nu este destinat pentru metalul depus ci pentru îmbinarea sudată putând surveni ambele tipuri de fisurare la hidrogen atât în metalul depus cât și în ZIT.

Configurația epruvetei pentru testul de fisurare TRC este prezentată în figura 2.12

Teste cu autoconstrângere

În testul de autoconstrângere nu este necesar să se aplice nivele de tensiune exterioară, dar are (nedefinite) nivele de tensiune internă, datorate retasurilor, contracțiilor termice și transformării tensiunilor. În special, transformarea tensiunilor este importantă deoarece nivelul lor depinde de microstructură și de conținutul elementelor de aliere.

Faptul că nivelul de tensiune nu este cunoscut în asemenea teste este uneori considerat ca un avantaj [134], [151], [152], [154], [158], [160].

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Totuși se acceptă că nivelul de tensiune la aceste teste de autoconstrângere reprezintă îndeaproape situațiile practice și de aceea aceste teste dau o predicție mai bună asupra susceptibilității la fisurare la rece datorită hidrogenului decât testele de aplicare tensiunilor de constrângere exterioară.

Cele mai cunoscute teste de autoconstrângere sunt testul CTS și testul Tekken, dar nici unul dintre acestea nu are alcătuirea pentru fisurarea metalului depus.

Testul CTS are tensiuni moderate și s-a arătat că răspunde pentru ZIT mai degrabă decât pentru metalul depus. Această preferință a părții în care inițiază fisurarea la rece datorată hidrogenului a fost raportată în documentele originale (Ito și Bessyo) comparând rezultatele cu tensiunile de constrângere ridicate de proba Tekken (cu rost în Y). Matsuda, a arătat că inițierea fisurării la rece datorată hidrogenului la testele cu aplicarea tensiunilor exterioare (TRC) cu același rost în Y poate surveni de asemenea și în metalul depus. Problema se pune : unde inițiază fisura, funcție de nivelul de tensiune aplicată, de duritate și de conținutul de hidrogen din metalul sudat.

Proba Tekken

Este o încercare specifică îmbinărilor sudate cap la cap la oțelurile nealiate și slab aliate având gradul de bridare determinat prin grosimea probei t , care în funcție de grosimea produsului se alege între 10 și 50 mm Pentru încercare se folosește o placă având dimensiunile $200 \times 150 \times t$ [mm] sudată în pealabil simetric în rost în formă de X, de o parte și de alta pe câte o lungime de câte 60 mm de la mijloc la margini., în scopul rigidizării.

Sudura de încercare se depune în regiunea mijlocie, pregătită în rost în formă de Y - figura 2.13.

Depunerea se realizează continuu dintr-o singură trecere pe o lungime de 75 mm, astfel încât între sudura de încercare și sudurile de rigidizare să rămână un spațiu neumplut de câte 2-3 mm. Cusătura de încercare se depune cu materialul de adaos, care se verifică, folosind parametrii tehnologici și temperatura de preîncălzire ce se testează.

Se recomandă folosirea electrozilor de diametru 4 mm, la sudarea manuală și sârmă de diametru 3,25 mm la sudarea sub flux.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

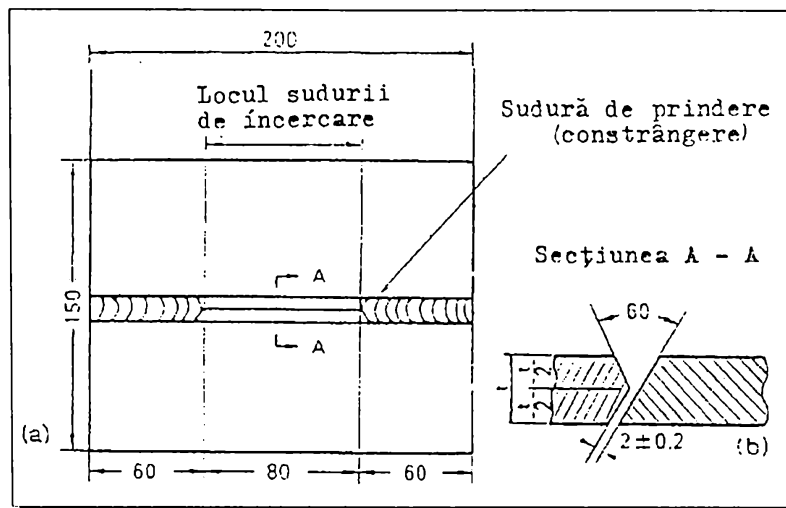


Figura 2.13

Se recomandă folosirea electrozilor de diametru 4 mm, la sudarea manuală și sârmă de diametru 3,25 mm la sudarea sub flux.

După 48 de ore de la răcire, proba se prelucrează astfel încât să descopere zona de rădăcină a cusăturii. Operația este urmată de control cu lichide penetrante, atât la suprafață cât și la rădăcină.

Evidențierea fisurilor interioare din cusătură și ZIT, se urmărește în 3-5 secțiuni transversale, prin examinare macro-microscopică a suprafețelor prelucrate metalografic și atacate cu nital.

Rezultatul încercării se apreciază prin indicii de fisurare la suprafață, la rădăcină, în cusătură și ZIT, definiți prin rapoarte de forma:

$$I_f = \sum_{i=1}^n l_{fi} \cdot 100/l_s [\%] \quad (2.53)$$

unde:

l_{fi} = lungimea fisurii de rang "i" [mm]

l_s = lungimea totală a sudurii [mm]

Se consideră corespunzătoare condițiile în care $I_f = 0$

Compararea rezultatelor se poate face numai pe probe de aceeași grosime.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Proba Lehigh

Este larg folosită la oțelurile slab aliate și constă în depunerea sudurii într-un rost în formă de U unilateral până la grosimi de 25 mm, respectiv bilateral, la grosimi de peste 25 mm.

Dimensiunile probei sunt date în figura 2.14, condițiile de sudare, de identificare a fisurilor și de exprimare a rezultatelor încercării fiind identice cu proba Tekken.

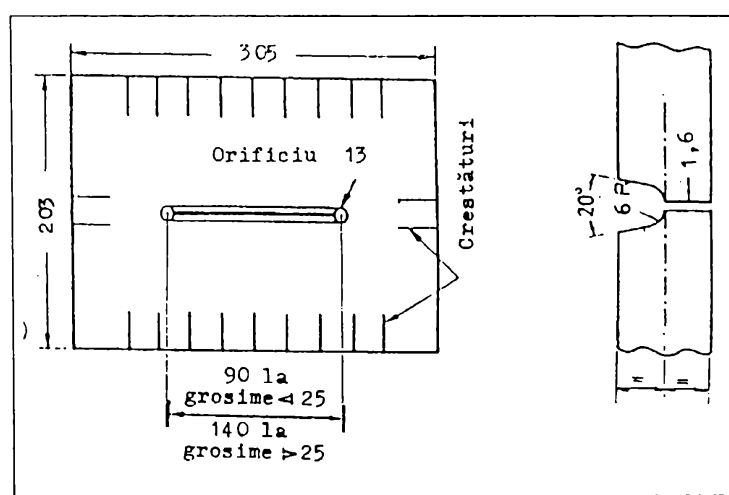


Figura 2.14

Metoda CTS pentru îmbinări sudate în colț cu eclisă

Este o încercare specifică îmbinărilor de colț practicate la oțeluri neliate și slab aliate. Decurge prin depunerea a două suduri de încercare între două plăci suprapuse (fig. 2.15) și fixate în prealabil cu un șurub M 12 x 1,5 și două suduri laterale de rigidizare. Ridigitatea probei depine de grosimea plăcilor care se alege între 10-50 mm, pe cât posibil identică cu a piesei, iar materialul se alege din același sortiment și calitate. Severitatea termică în special din punct de vedere al tendinței de fisurare la rădăcină, poate fi mărită prin asigurarea unui interstițiu de circa 1,5 - 2 mm, între cele două plăci cu ajutorul unor distanțiere.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

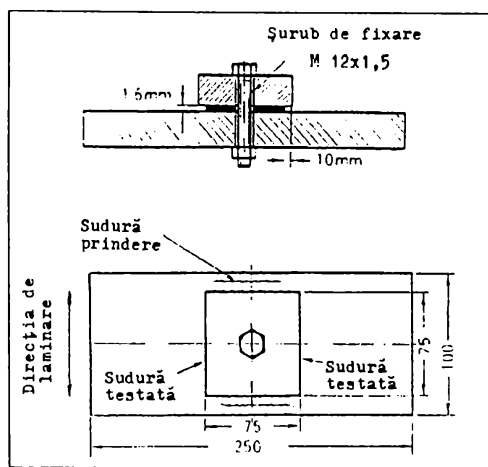


Figura 2.15

Cusăturile de încercare se depun continuu dintr-o singură trecere în ordinea cordon bitermic - cordon tritermic, în condițiile răcirii prealabile a cordonului bitermic. La ambele cusături se folosesc materiale de adaos, parametrii tehnologici și regimul de preîncălzire, care se testează.

După sudare, probele se păstrează cel puțin 72 ore în atmosfera ambiantă. După 72 de ore de la răcirea epruvetei se aplică controlul cu lichide penetrante, în vederea detectării fisurilor deschise la suprafață. Evidențierea fisurilor interioare din cusătură sau din ZIT, se urmărește în câte trei secțiuni transversale pe cusăturile de încercare, după ce au fost în prealabil pregătite metalografic și atacate.

Tendința de fisurare la rece se apreciază prin indicele de fisurare la suprafață, în cusătură, respectiv în ZIT precum și în funcție de diferențierea valorii indicelui de fisurare la cele două tipuri de suduri de încercare. Rezultatele sunt comparabile numai dacă direcția la laminare a plăcilor coincide cu direcția sudurilor de încercare. Rezultatele sunt comparabile numai în cazul $t = \text{constant}$ și sunt concludente pentru ZIT numai dacă direcția de laminare a plăcilor coincide cu direcția sudurilor de încercare.

c. Criterii specializate de sudabilitate

Fisurarea la reîncălzire (FR) după sudare

Postîncălzirea îmbinărilor sudate în vederea tratamentelor termice - de obicei detensionări - sau încălziri repetate în serviciu pot în anumite condiții să provoace fisurarea intergranulară în ZIT în subzona cu granulație mărită. Această manifestare cunoscută sub denumirea de fisurare la reîncălzire (reheat cracking sau stress relief cracking) este tipică

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

pentru construcțiile de performanță executate prin sudare din table de grosime mai mare de 25 mm, fenomenul accentuându-se pe măsură ce crește gradul de aliere al oțelului.

Fisurarea la reîncălzire a apărut la oțelurile slab aliate de tip QT utilizate în construcția recipientelor sub presiune cu pereți groși la oțelurile feritice refractare cu Mo, Cr-Mo și Cr-Mo-V destinate să reziste în condiții de fluaj [88], [91], [137], [139], [141], [143], [149].

Fisurarea la reîncălzire poate să apară în două circumstanțe distincte:

a. La temperaturile relativ scăzute (200-300 °C) datorită încălzirii prea rapide când se induc tensiuni termice importante care se suprapun peste tensiunile reziduale de sudură. Câmpul de tensiuni rezultat poate provoca fisurarea sau poate exclude microfisurile existente din procese anterioare de fisurare.

b. Forma cea mai uzuală de fisurare la reîncălzire apare însă la expunerea îmbinărilor sudate la temperaturi ridicate (peste 500 °C) la care se manifestă fluajul. La aceste temperaturi, prin epuizarea ductilității materialului îmbinării (capacitatea de deformare până la rupere) datorită modificărilor structurale nu mai poate fi tolerată deformația asociată relaxării tensiunilor.

Tot pe seama fenomenelor de fisurare la reîncălzire poate fi pusă și fisurarea oțelurilor slab aliate de înaltă rezistență. Aceste fisuri foarte greu de detectat, sunt de tip intergranular fiind plasate în subzona grosieră a ZIT și urmând limitele anterioare ale grăunților de austenită într-o direcție perpendiculară pe direcția de rupere a stratului. Apariția fisurilor sub stratul de placat este facilitată de tensiunile mecanice suplimentare rezultate din dilatarea termică diferențiată datorită deosebirii între coeficienții de dilatare termică ai oțelului feritic ca material de bază și ai stratului din oțel inoxidabil cu structură austenitică.

Mecanismul fisurării la reîncălzire

a. Fisurarea la reîncălzire la temperaturi scăzute. Are la bază mecanismele tipice rupei fragile rezultând din concurența următorilor factori:

- existența unui nivel înalt al tensiunilor reziduale datorită unui grad mare de constrângere al îmbinării, combinat cu tensiuni termice dintr-o încălzire rapidă (dilatări neuniforme) și accentuate de concentrarea tensiunii în zonele cu secțiune variabilă sau în interiorul îmbinării ca umare a defectelor introduse în timpul sudării (incluziuni, nepătrunderi sau chiar fisuri preexistente).

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

- o fragilizare intrinsecă (de exemplu fragilizare "la albastru").

Pentru evitarea acestui tip de fisurare este esențială menținerea unui nivel scăzut de hidrogen și control riguros al condițiilor de încălzire. În cazul sudării secțiunilor groase s-au utilizat viteze de încălzire de 10-20°C/oră pînă la 200°C. În majoritatea cazurilor vitezele de încălzire de 30-80°C/oră sunt satisfăcătoare pentru componente de o complexitate normală. Controlul vitezei de încălzire în cuptor și limitarea diferenței de temperatură între zonele cu secțiuni diferite este esențială pentru evitarea acestui gen de fisurare. În cazul că se sudează cu preîncălzire, este recomandabil să se mențină temperatura de preîncălzire pînă la introducerea în cuptor pentru detensionare.

b. Fisurarea la reîncălzire la temperaturi ridicate. La temperaturi la care fluajul este manifest, fenomenul FR este determinat de depășirea capacității de deformare a materialului în subzona cu granulație grosieră din ZIT în procesul de relaxare al tensiunilor. Peste tensiunile reziduale se suprapun tensiunile termice, datorită dilatărilor neuniforme precum și tensiunile din solicitările exterioare, sau augmentarea acestora prin efecte de concentrare. Existența unui nivel înalt de solicitare este o condiție determinantă pentru apariția FR. Procesul este de tipul relaxării tensiunilor în timp în condițiile curgerii prin fluaj.

Relaxarea tensiunilor este cu atât mai pregnantă cu cât temperatura este mai ridicată.

Ruperea , apare la temperatura de expunere dacă deformația plastică rezultată prin relaxarea tensiunilor reziduale depășește ductilitatea la rupere la fluaj în timpul de menținere considerat. Rezultă că factorii de influență la fluaj sunt direct implicați în fenomenul FR.

Nucleația ruperii prin fluaj are loc la limita grăunților prin formare și coalescență de cavități. Două tipuri distincte de cavități se pot forma în timpul fluajului.

a. Cavități de tipul W care se formează în punctul triplu al limitei grăunților, rezultând din alunecarea limitei grăunților sub acțiunea câmpului de tensiune (tensiuni reziduale și cele induse de forțele exterioare sau efectele dilatărilor termice) generându-se astfel o puternică concentrare de deformație și tensiune în punctul triplu. Inițierea fisurării survine când în acest punct tensiunea locală depășește rezistența coezivă T_N în planul de alunecare materializat de limita grăunților:

$$T_N = T_i + \sqrt{2G\gamma/d} \quad (2.54)$$

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

În această relație la temperatura la care fluajul este manifest "rezistența de frecare" în mișcarea dislocațiilor este practic nulă datorită activării puternice a mișcării acestora.

Celelalte mărimi care intervin în aceste relație sunt:

γ - energia superficială asociată cu suprafața fisurii nou create (mai mare decât energia superficială a metalului cu cuantumul lucrului mecanic de deformare consumat în stadiul premergător formării fisurii):

d - diametrul mediu al granulației și

G - modulul de elasticitate transversal.

Prezența precipitărilor sau a impurităților, în zona punctului triplu, facilitează formarea cavitațiilor, dacă legătura particulei cu matricea metalică este slabă (γ - mic).

b. Al doilea tip de cavitații - de tip r- se formează la temperaturi mai mari și solicitări relativ scăzute. Cavitațiile de acest tip nuclează la limitele grăunților orientați perpendicular pe direcția de acțiune a tensiunii ca și în punctele triple prin mecanisme de migrare a vacanțelor (fluaj de tip Hering - Nabarro). Cavitațiile tip - r au de regulă formă elipsoidală cu tendința de coalescență. Se consideră că acest tip de cavitații este mai puțin operant în cazul FR la tratamente de detensionare.

S-a constatat că la un oțel tip 2,25Cr1Mo, la aproximativ 370°C precipită carbura FeC, care la 580°C trece în Fe₃C concomitent cu precipitarea carburii Mo₂C.

Precipitățile fiind în interiorul grăunților pe formațiile existente de dislocații are ca efect blocarea acestora, respectiv față de dislocațiile cu posibilități de mișcare constituie obstacole. În acest fel capacitatea de deformare a interiorului grăunților este diminuată și astfel deformarea plastică necesară relaxării tensiunilor este concentrată în principal la limitele grăunților facilitând declanșarea mecanismelor de nucleație a cavitațiilor de tip W sau r și coalescența subsecventă a acestora până în stadiu de fisură.

Factori de influență

Cercetările mecanismelor fizice au relevat că FR la temperaturi înalte este controlată de comportarea de fluaj a îmbinării sudate, în principal a ZIT. Rezultă că factorii majori care controlează fenomenul FR se identifică cu cei care controlează fenomenul de fluaj; acești factori sunt:

- Materialul în zona influențată termic prin intermediul compoziției metalului de bază, structurile ZIT cât și a caracteristicilor de rezistență și deformare ZIT, MB și MD.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

- Factori de solicitare explicitați prin nivelul tensiunilor reziduale, tensiunilor în serviciu, tensiunilor termice induse de diferențele de temperatură și a concentrărilor rezultate din variații de formă geometrică.
- Tratamentul termic al sudurii, în care parametrii determinați sunt: viteza de încălzire, temperatura și timpul de menținere.

Factorii din primele două categorii sunt într-o strânsă interdependență atât cu parametrii tehnologiei de sudare din care, procedeul de sudare, aportul de căldură, eventualele preîncălziri sunt cei mai importanți, cât și factorii constructivi ca geometrie globală, tipul îmbinării și forma cordonului.

a. Factorii de material. În cazul oțelurilor, elementele carburigene care stabilizează ferita Cr, Mo, V, se adaugă pentru mărirea tenacității, călibilității și a rezistenței la fluaj.

Reversul acestui efect benefic îl constituie tendința de formare și precipitare de carburi pe care o promovează aceste elemente mărind susceptibilitatea la FR. Elementele Mo și V reduc ductilitatea în condiții de fluaj favorizând operativ FR. Vanadiul este elementul cu o deosebită potențialitate în promovarea FR. Cromul între 0 și aproximativ 2% mărește, iar peste această limită diminuează FR. Nakamura, luând în considerare influența conjugată a acestor 3 elemente, a propus un criteriu cantitativ de aplicare a tendinței de fisurare la reîncălzire prin calcularea indicelui ΔG :

$$\Delta G = Cr + 3,3 Mo + 8,1 V - 2 \quad (2.55)$$

în care participările elementelor de aliere se exprimă în procente. Dacă $\Delta G > 0$ oțelul este considerat sensibil la FR respectiv dacă $\Delta G < 0$, atunci este considerat insensibil. Acest criteriu a fost dezvoltat de Nakamura pe baza rezultatelor experimentale obținute cu oțeluri slab aliate, aplicabilitatea lui fiind limitată la un conținut de max. 1,5% Cr. Desigur, acest criteriu dă numai o indicație generală, o primă aproximare corelată cu factorul compozițional, fără a putea cuprinde alte influențe cu pondere în FR.

Se remarcă faptul că în criteriul Nakamura nu intervine carbonul ca principal element de aliere în oțeluri. Se consideră că pentru oțelurile slab aliate pentru care este dezvoltat acest criteriu, variațiile în compoziție a carbonului nu se fac între limite așa de mari încât să influențeze pregnant.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Lipsa elementelor carburigene în oțelurile obișnuite cu conținut redus de carbon face ca fenomenul FR să nu apară în condiții obișnuite la aceste oțeluri.

Pe lângă elementele principale de aliere, un rol important îl au și oligoelementele. Astfel, adaosuri de B, S, Nb, Cu precum și P au un efect nefavorabil asupra rezistenței la FR. Același efect îl au și impuritățile de Sb și As.

Asupra urmelor de Sn nu s-au putut degaja concluzii semnificative. Relativ la practica dezoxidării s-a constatat că o creștere a conținutului de Al până la aproximativ 0,035 % accentuează progresiv sensibilitatea la FR, iar dezoxidarea finală cu Ti a relevat un efect contrar. Siliciul poate avea un efect favorabil până la o limită, peste care, influența poate să devină puternic negativă. Ito a propus un criteriu de apreciere a FR similar cu cel propus de Nakamura, dar în care este cuprinsă influența unor oligoelemente. După acest autor se calculează indicele P_{SR} cu relația :

$$P_{SR} = Cr + Cu + 2Mo + 10V + 7Nb + 5Ti - 2 \quad (2.56)$$

în care participările sunt în procente. Dacă $P_{SR} > 0$ atunci oțelul manifestă o sensibilitate intrinsecă la FR, respectiv o insensibilitate când $P_{SR} < 0$. Și acest criteriu obținut prin analiza unui număr mai mare de șarje este pertinentă oțelurilor slab aliate cu conținutul de crom de max 1,5 %.

Din punct de vedere structural, în procesul FR este implicată în primul rând mărimea granulației în ZIT. Fisurarea la reîncălzire este invariabil localizată în subzona cu granulație grosieră din ZIT, corespunzătoare unei temperaturi maxime în procesul de sudare de peste 1100 °C -1200 °C, practic la câțiva grăunți de linia de fuziune. Cu cât granulația în această zonă este mai mare, cu atât crește tendința la FR.

În privința direcționalității, s-a constatat în cazul oțelurilor, că la cordoanele depuse paralel cu direcția de laminare crește susceptibilitatea la FR comparativ cu cordoanele dispuse transversal.

b. Tehnologia de sudare. Procedeele de sudare se diferențiază din punctul de vedere al FR după extinderea zonei cu granulație grosieră din ZIT și a nivelului tensiunilor reziduale induse în această zonă. Procedeele sau regimurile care induc un aport mare de căldură apar ca defavorabile. Această tendință a fost evidențiată clar de rezultate

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

experimentale obținute cu oțeluri slab aliate de tip Cr-Mo. Dacă se analizează o diagramă de variație a ΔG și P_{SR} , în funcție de $t_{8/5}$ - timpul de răcire între 800 și 500°C, se remarcă că o creștere a aportului de căldură, respectiv o scădere a vitezei de răcire evidențiată prin creșterea timpului de răcire $t_{8/5}$ peste 70 de secunde face să apară FR și la ΔG sau $P_{SR} < 0$.

În privința influenței preîncălzirii, în stadiul actual al cercetărilor, nu s-au putut evidenția tendințe bine definite. Unele rezultate cu oțeluri slab aliate par să indice o scădere a tendinței FR, în cazul când se aplică preîncălzire.

Acest efect este explicabil mai mult prin efectul de diminuare al tensiunilor interne prin preîncălzire, decât prin efecte structurale rezultate din variația ciclului de încălzire și răcire la sudare.

Încercările de tracțiune pe epuvete pe care s-au simulat ciclurile termice caracteristice de la sudare la temperaturi cuprinse între 500 și 650 °C, au arătat că ductilitatea la rupere scade pe măsură ce crește temperatura maximă a ciclului simulat (temperatura maximă de austenitizare la oțeluri), efect asociat cu o creștere a granulației primare de austenită. Viteza de răcire în ZIT, $t_{8/5}$ la simularea ciclului de sudare, a fost cuprinsă între 5 și 30°C /sec, iar temperatura de reîncălzire, la care s-a efectuat tracțiunea a fost 600°C.

Desigur reducerea ductilității la rupere indică o susceptibilitate mai mare la FR odată cu sporirea aportului de căldură, deoarece un aport mai mare de căldură face ca o zonă mai extinsă învecinată în care nu apare FR liniei de fuziune să fie expusă temperaturilor mari (gradient de temperatură mai mic).

În scopul evaluării cantitative a tendinței de FR în corelație cu parametrii tehnologici de sudare, s-a ajuns la următoarele relații:

$$(t_{8/5})_{lim} = \frac{3000}{(\Delta G + 2)^{5.7}} \quad (2.57)$$

în cazul corelației ΔG - $t_{8/5}$

respectiv:

$$(t_{(8/5)})_{lim} = \frac{200}{(P_{SR} + 2)^{4.3}} \quad (2.58)$$

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

în cazul corelației $P_{SR} - t_{8/5}$. Timpul $t_{8/5}$ reprezintă pentru un ΔG sau P_{SR} dat, parametrul limită de încălzire, care determină, aportul maxim admisibil de căldură astfel încât să nu apară FR în îmbinările sudate din clasa de oțeluri Cr-Mo.

c. Starea de tensiune. Un rol important în declanșarea FR îl are starea de tensiune respectiv deformația impusă zonei cu granulație grosieră din ZIT. Indiferent de starea metalurgică a ZIT, FR nu poate să apară în absența unui câmp de tensiune suficient de intens. Starea de tensiune în zona unei îmbinări este determinată de nivelul tensiunilor reziduale, de tensiunile induse de sarcinile exterioare și de tensiunile termice provenite din încălziri și răcirii neuniforme. În procesul FR sunt importante următoarele forme de tensiuni reziduale:

- tensiunile reziduale la nivelul structural induse de transformările metalurgice care implică variații de volum cum sunt: transformarea martensitică la oțeluri;
- tensiunile reziduale datorită constrângerii interne care sunt o urmare a solidificării și răcirii în condițiile unui câmp neuniform de temperatură. Aceste tensiuni reziduale au în ZIT o componentă de tracțiune perpendiculară pe cordon;
- tensiunile reziduale care sunt o urmare a constrângerii îmbinării în timpul răcirii sunt determinate în principal de complianța îmbinării. Aceste tensiuni reziduale au o extindere pe domenii mai largi (gradienti mai mici).

Tensiunile reziduale sau cele rezultate din deformații impuse se relaxează în timp la temperatura de tratament termic (tensiunile provocate de sarcini impuse nu se relaxează în timp ce induc fluaj). Cu cât nivelul inițial al tensiunii reziduale este mai mare și gradientul de relaxare în timp al tensiunii este mai mic cu atât ruperea este inițiată mai devreme în procesul de relaxare sporind susceptibilitatea la FR. Diferitele forme ale îmbinărilor cu racordări bruște, ale supraînălțării metalului sudurii pot provoca concentratori de tensiune în ZIT cu structură grosieră fiind locuri cu o accentuată propensiune către FR. O îndepărtare a supraînălțării îmbinărilor cap la cap sau o rotunjire a racordării îmbinărilor de colț, s-a dovedit eficace pentru evitarea apariției FR. S-a observat că în cazurile când supraînălțările au fost îndepărtate locul de nucleație a fost transferat spre zonele mai aprofundate ale ZIT cu granulație grosieră, fiind determinantă în aceste circumstanțe nivelul tensiunilor reziduale sau concentrărilor de tensiune date de incluziuni sau alte defecte structurale.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

d. Tratamentele sau încălzirile post sudură. Condițiile de post încălzire postsudură - tratamente de detensionare sau încălzire în serviciu au un rol determinant în apariția FR. Parametrii de influență specifici tratamentelor postsudură sunt: temperatura de încălzire, viteza de încălzire până la această temperatură și timpul de menținere. Viteza de răcire este determinată numai de răcirea în care se pot induce tensiuni termice de intensități periculoase pentru rezistența îmbinării. La oțeluri, răcirea se face în cuptor până la aproximativ 300 °C după care ușa cuptorului se poate deschide, asigurând o circulație fără curenți puternici de aer [37], [63], [89].

Din evidențele experimentale se poate conchide că o menținere la o temperatură mai scăzută un timp mai îndelungat nu poate evita FR mai ales că nici detensionarea nu se poate face complet. În privința temperaturii maxime admisibile pentru detensionare, o limitare practică este impusă de pericolul de diminuare a rezistenței materialului de bază în zona adiacentă metalului depus prin supraâmbătrânire. Viteza de încălzire la detensionare se impune a fi suficient de mică pentru ca tensiunile termice să nu depășească valori periculoase. La oțeluri valorile limită inferioare ale vitezelor de încălzire pertinente pentru secțiuni groase sunt cuprinse între 30 și 80°C/oră [125], [176].

În unele aplicații s-au dovedit necesare viteze minime de încălzire de 10-20 °C mai ales la începutul încălzirii (până la 200-300 °C).

Fragilizarea prin hidrogen

Unul din fenomenele cel mai des întâlnite în petrochimie este fragilizarea materialelor în prezența hidrogenului. Cercetările efectuate de multe laboratoare din lume au stabilit că, fragilizarea prin hidrogen apare la fier și aliajele sale, și în general la metalele cu structuri cubic cu volum centrat. Oțelurile austenitice, având rețea cubică cu fețe centrate, nu sunt în condiții normale susceptibile la fragilizarea prin hidrogen [101], [117], [183]. La prima vedere, problema se pare că ar fi rezolvată prin executarea tuturor utilajelor din rafinării care intră în contact cu mediul de hidrogen, din oțeluri inoxidabile. Un calcul elementar însă, conduce la costuri exorbitante a acestor utilaje făcându-le nerentabile. Trebuie avut în vedere faptul că execuția în variantă sudată a recipientilor sub presiune din oțeluri austenitice, cere o organizare pe orizontală a atelierelor care execută aceste utilaje deosebită, față de cele care execută recipiente sub presiune din oțeluri slab aliate; costurile de fabricație adăugându-se la ostul materiei prime necesare. De aceea, s-a optat

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

pentru placarea oțelurilor Cr-Mo care vin în contact cu hidrogenul sub presiune sau sisteme de medii de lucru în componența cărora intră hidrogen.

Influența hidrogenului asupra oțelurilor, trebuie luată în considerare într-o serie de sinteze de înaltă presiune cum ar fi: hidrogenarea sub presiune, producerea amoniacului, cracarea catalitică, etc. La contactul cu peretele metalic al recipientelor sub presiune, se produc o serie de fenomene care degradează materialul pe de o parte la interfața metal - mediu, iar pe de altă parte în matricea materialului.

Principalele deteriorări și respectiv avarii, care de obicei se pun pe seama acțiunii distructive a hidrogenului, sunt următoarele:

1. fisurarea și distrugerea fragilă a rezervoarelor, recipientelor și conductelor în care hidrogenul se află sub presiune. (Prin hidrogenare, hidrogenul, pătrunde în metal, generează diminuarea bruscă a rezistenței mecanice și distrugerea fragilă a recipientului).
2. fisurarea corozivă a elementelor și dispozitivelor care vin în contact nemijlocit cu diferite medii tehnologice (lichide sau gazoase) ce conțin și hidrogen sulfurat.
3. așa zisa "boală de hidrogen" care se manifestă și se identifică prin formarea unor umflături - blistering - pe suprafața elementelor de oțel care sunt în contact îndelungat cu soluții acide sau alcaline de hidrogen sulfurat ori cu alte medii tehnologice active (din punct de vedere al hidrogenului).
4. decarburarea oțelurilor, sub acțiunea hidrogenului la temperaturi ridicate.
5. afânarea oțelurilor, datorită metanului care se generează în procesul decarburării
6. fragilizarea cauzată de hidrogen, a componentelor aparatelor de schimb de căldură care se află în contact direct cu apa.

De cele mai multe ori aceste deteriorări se produc datorită combinației acestor acțiuni distructive.

Pentru explicația mecanismului de fragilizare prin hidrogen este necesar să se cunoască câteva date elementare privind starea de existență, de proveniență și de acțiune a hidrogenului în general și apoi în particular, în condițiile concrete de temperatură și presiune ce preexistă în lanțul utilajelor petrochimice din rafinării.

În condiții normale, hidrogenul se găsește sub formă de molecule compuse din doi atomi în care atomii sunt legați covalent între ei prin unirea electronilor într-un înveliș electronic comun.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Se presupune că diametrul moleculei de hidrogen este de $2,12 \cdot 10^{-8}$ cm la $+ 25^{\circ}$ C. În anumite condiții, molecula de hidrogen se disociază în cei doi atomi componenți. Astfel se obține hidrogenul atomic, conform reacției:



Intensitatea cu care această reacție decurge într-un sens sau altul, este o funcție de presiune și temperatură. La presiune constantă, raportul dintre cantitatea de hidrogen molecular și hidrogen atomic are o valoare bine determinată, exprimată prin constanta de echilibru:

$$K_p = \frac{p_{\text{H}}^2}{p_{\text{H}_2}} \quad (2.60)$$

unde:

p_{H}^2 - presiunea parțială a hidrogenului atomic

p_{H_2} - presiunea parțială a hidrogenului molecular, aflat în amestec la temperatura T

K_p - constanta de disociere

Prin grad de disociație se înțelege partea de gaz disociat față de volumul total al gazului.

ADSORBȚIA HIDROGENULUI

Disocierea hidrogenului molecular în atomi, este însoțită de absorbția unei mari cantități de căldură, care este redată în cursul recombinației atomilor în molecule. Hidrogenul are căldura de formare (de disociație) de 103 Kcal / mol. (cca $431 \cdot 10^6$ J/kmol).

Hidrogenul în stare atomică este instabil. Pentru desfășurarea unei recombinații, trebuie să fie prezent un al treilea corp care ia parte la ciocnirea celor doi atomi care formează molecula și care este în măsură să absorבă o parte a căldurii de recombinație. Se observă o creștere deosebit de pronunțată a vitezei de recombinație a atomilor de hidrogen în molecule, atunci când reacția are loc la suprafața anumitor substanțe solide. Suprafața metalică interioară a unui recipient sub presiune în contact cu un mediu gazos, în speță

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

hidrogen, constituie o suprafață de separație între două medii. Fenomenul de variație a concentrației hidrogenului pe această suprafață de separație se numește adsorbție.

Pe suprafața corpurilor solide are loc totdeauna o adsorbție pozitivă a gazelor, adică moleculele acestora se concentrază pe suprafață, unde câmpurile de forță care înconjoară elementele componente ale rețelei sunt generate de forțele Van der Waals. Aceste forțe determină o atracție între moleculele suprafeței și moleculele gazului. În cazul în care interacțiunea dintre moleculele de gaz și moleculele suprafeței metalice nu modifică cu nimic structura internă a moleculelor de gaz, se consideră un efect fizic și se vorbește de adsorbția fizică. Dacă, în schimb, există o modificare a legăturilor de gaz în urma interacțiunii cu suprafața adsorbantului, se vorbește despre adsorbția chimică (chemoadsorbție), sau adsorbție activă.

Pe lângă procesul de adsorbție, are loc și procesul contrar de desorbție. Echilibrul se stabilește când vitezele celor două procese devin egale între ele. Procesul adsorbției fizice decurge cu viteză mare și este perfect reversibil. Cu mărirea presiunii, adsorbția fizică crește apropiindu-se de o anumită valoare, care de obicei corespunde unui strat monomolecular de gaz.

La creșterea temperaturii, adsorbția fizică se micșorează.

Pe măsura creșterii temperaturii începe să se manifeste tot mai accentuat fenomenul adsorbției chimice. În cazul hidrogenului, interacțiunea moleculelor gazului cu moleculele majorității metalelor, este atât de puternică, încât moleculele de hidrogen sunt legate de suprafață după scindarea lor în atomi.

Formele interacțiunii dintre gaze și solide au fost împărțite în următoarele procese: adsorbția fizică, adsorbția chimică, difuzia, dizolvarea și combinația chimică.

În cazul interacțiunii hidrogen-oțel, predominantă este adsorbția chimică care practic se manifestă prin două efecte:

- disocierea moleculelor de hidrogen la suprafața metalului și care creează condiții ca atomii de hidrogen să pătrundă în rețeaua cristalină a oțelului.
- reducerea energiei superficiale a piesei metalice aflate în mediu de hidrogen. Numeroase lucrări experimentale au dovedit că la încercările mecanice efectuate pe oțeluri în atmosferă de hidrogen, se observă o reducere mai mult sau mai puțin accentuată a proprietăților de rezistență și plasticitate în funcție de starea suprafeței și presiunea hidrogenului.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

DIFUZIA HIDROGENULUI

Fenomenul concentrării hidrogenului la suprafața unui corp solid-adsorbția - duce la apariția unui gradient de concentrație a gazului nu numai în sensul îndreptat spre faza gazoasă, ci și spre faza solidă. Se constată practic că la o anumită temperatură, hidrogenul poate pătrunde în masa metalului. Acest proces, în cursul căruia o anumită cantitate de hidrogen pătrunde într-un flux continuu spre interiorul unei mase metalice datorită unui gradient de concentrație, este un proces de difuzie, adică un proces în care o substanță trece dintr-o parte a sistemului în alta ca efect al interacțiunii dintre atomii celor două faze.

Interpretarea difuziei din punct de vedere matematic este dezvoltată de legea întâi și doi a lui Fick. -

Mecanismul difuziei hidrogenului în oțel.

Hidrogenul alcătuiește cu fierul relații de pătrundere, iar mecanismul este de deplasare al atomilor de pătrundere prin diverse trasee interatomice ale rețelei cristaline a oțelului. Deci cu cât diametrul atomului de pătrundere este mai mic, difuzia se desfășoară cu atât mai ușor. În figura 2.16, se prezintă modelul Schumann al mecanismului de difuzie al hidrogenului în rețeaua cristalină a fierului " α ". .

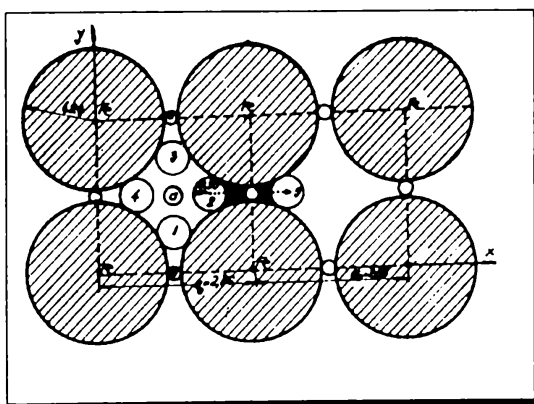


Figura 2.16

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Din figură se desprinde ideea că atomii cu diametrul egal cu $4\mu\text{m}$, ar putea difuza în rețea fără nici-o energie de activitate. Se observă că pe fețele cuburilor sistemului de cristalizare a fierului α , în punctele 1,2, 3, și 4, se găsesc goluri în care se pot amplasa sfere cu diametrul de $6\mu\text{m}$ fără a deforma rețeaua cristalină. Pentru ca un atom să pătrundă dintr-o celulă a rețelei în alta, de exemplu din poziția 2 în poziția 5, aceasta ar trebui să se strecoare printr-un orificiu ce se îngustează pînă la diametrul minim de $3,8\mu\text{m}$ fără nici un fel de energie de activare. Cu cât diametrul atomului care difuzează este mai mare cu atît energia de activare trebuie să fie mai mare pentru a ajuta penetrația atomului de hidrogen în rețeaua cristalină. În practică, diametrul atomului de hidrogen se consideră a fi de ordinul $5,6\mu\text{m}$ considerat comprimat de presiunea gazului electronic, ceea ce din calculele lui Schumann rezultă că este necesară o energie de activare de ordinul a 3kcal/atom gram . După alte calcule, ținându-se seama de învelișul electronic al atomului de hidrogen, diametrul total al atomului atinge valoarea de $17,52\mu\text{m}$. Tot aici este locul de precizat că dimensiunea menționată de $17,52\mu\text{m}$ a atomului neutru de hidrogen, are dimensiuni de 10 000 ori mai mare decît ionul pozitiv (protonul).

Factorii care determină difuzia hidrogenului în oțeluri.

Un rol însemnat în difuzia hidrogenului în oțeluri îl posedă presiunea și temperatura.

O relație empirică între cantitatea de hidrogen difuzată, presiunea și temperatura acestuia în mediul de lucru, a fost stabilită de Smithells:

$$D_H = K \frac{1}{l} \sqrt{p} \cdot \sqrt{T^5} \cdot \exp\left(-\frac{E_p}{2kT}\right) \quad (2.61)$$

unde:

D_H = cantitatea de gaz în cm^3 , difuzată într-o secundă prin suprafața de 1 cm^2 .

l = grosimea peretelui metalic [mm]

E_D = caldura de activare a difuziei, [cal/mol].

E_p = presiunea hidrogenului [mm H_g]

T = temperatura [K]

k = constanta Boltzmann ($1,38 \cdot 10^{-23}\text{ J/K}$)

K = o constantă în funcție de natura oțelului

Pentru coeficientul de difuzie D se acceptă în intervalul 200-900^o C relația :

$$D = (1,4..1,5)10^{-3} \exp\left(-\frac{3200..3300}{RT}\right), \text{cm}^2/\text{s} \quad (2.62)$$

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Un rol important în difuzia hidrogenului în oțeluri, îl au elementele de aliere. Sub acțiunea elementelor de aliere se modifică starea energetică a atomilor din rețeaua metalică, ceea ce conduce la o acțiune corespunzătoare asupra mobilității atomilor de hidrogen. Aceasta este determinată de modificarea interacțiunii dintre particule, de deformarea rețelei cristaline, de modificarea periodicității câmpului energetic și a spectrului energetic al electronilor.

Dacă se privești figura 2.16, se poate presupune ce se întâmplă dacă undeva în elementul de rețea este intercalat un atom străin. Conform acestei interpretări fizice simpliste, rezultă că toate elementele de aliere trebuie să reducă viteza de difuzie a hidrogenului față de cea măsurată în fier pur.

În figura 2.17, se prezintă variația coeficientului de difuzie a hidrogenului în oțel slab aliat cu mangan iar în figura 2.18, aceeași variație în oțel slab aliat cu crom. Se observă că la temperaturi peste 350°C nici unul din elementele de aliere nu influențează sensibil viteza de difuzie a hidrogenului în oțel.

O altă caracteristică importantă de material care influențează difuzia hidrogenului în oțel, este structura acestuia.

În studiul factorilor care determină difuzia hidrogenului în oțeluri, s-au luat în considerare și defectele rețelei cristaline.

Defectele rețelei cristaline de tipul dislocațiilor și vacanțelor, influențează esențial procesele de difuzie.

Cert este faptul că difuzia hidrogenului în metale nu poate să se supună legilor lui Fick care au fost elaborate pentru un corp izotrop și omogen. Abaterile de la legile teoretice, se datoresc defectelor rețelei cristaline, care, în ultima analiză, modifică starea energetică a rețelelor în microvolum.

Hidrogenul poate exista în masa oțelului sub patru forme:

- protoni foarte mobili (gazul protonic), cu energie de activare a difuziei foarte mică.
- protoni puțin mobili, care au modificat structura nivelelor adânci ale învelișului electronic.
- hidrogenul molecular "segregat" în "colectorii".
- hidrogen, de natură necunoscută care, uneori se elimină doar la 1500 - 1600°C.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

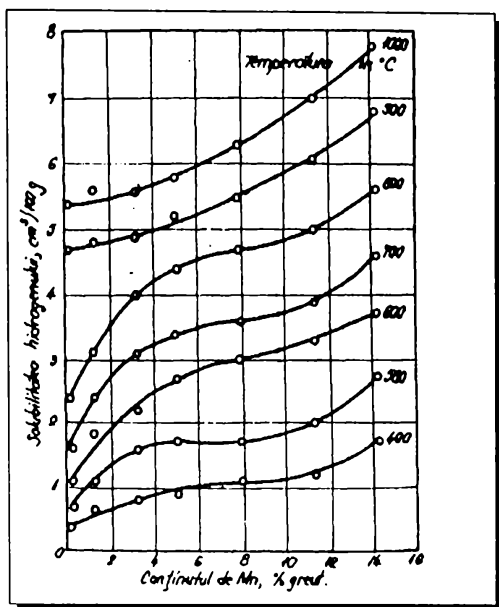


Figura 2.17

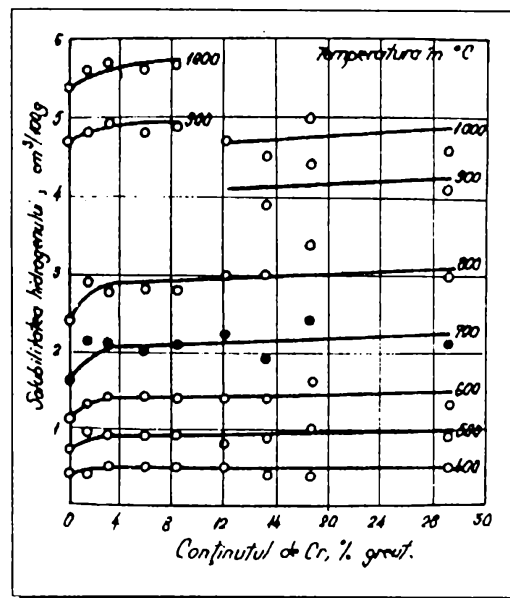


Figura 2.18

Ținând seama de cele patru forme de existență a hidrogenului în masa oțelului din componența utilajelor care lucrează în medii bogate în hidrogen, precum și de principalele tipuri de degradări enunțate la începutul acestui capitol produse de hidrogen, este interesant de stabilit mecanismele posibile și verificarea acestor mecanisme prin încercări proprii pe epruvete în medii apropiate celor din practica rafinării.

În practica rafinării țițeiului în lanțul tehnologic petrochimic, se disting două grupe de fenomene datorate acțiunii hidrogenului:

1. efecte fizice ale hidrogenului la temperaturi joase până la cca. 200°C. În acest domeniu se utilizează cu rezultate bune oțelurile slab aliate carbon-mangan de granulație fină, livrate în stare normalizată și revenită cu o bună comportare la sudare. S-a arătat că există condiții ca în timpul regimurilor tranzistorii, la scoaterea din funcțiune a utilajelor executate din oțeluri Cr-Mo, să se formeze condensăți apoși de hidrogen sulfurat umed în prezența căruia se găsesc cu o mare densitate ioni de hidrogen care la nivelul temperaturii de 150-180 °C provoacă același efect ca și în cazul oțelurilor slab aliate C-Mn. În acest caz, degradarea produsă de hidrogen în matricea oțelului, a primit denumirea fragilizare fizică

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Interacțiunile caracteristice efectelor fizice ale hidrogenului sunt: adsorbția, absorbția și difuzia.

Din reacțiile de ionizare în anumite condiții, se identifică prezența abundentă a ionului de hidrogen H^+ la interfața metal-mediu care prin procesul de adsorbție și difuzie, pătrunde în rețeaua cristalină a oțelului. În rețea, hidrogenul difuzează prin salturi dintr-o poziție interstițială într-alta sub acțiunea gradientilor compoziționali, de temperatură sau tensiune mecanică (figura 2.19).

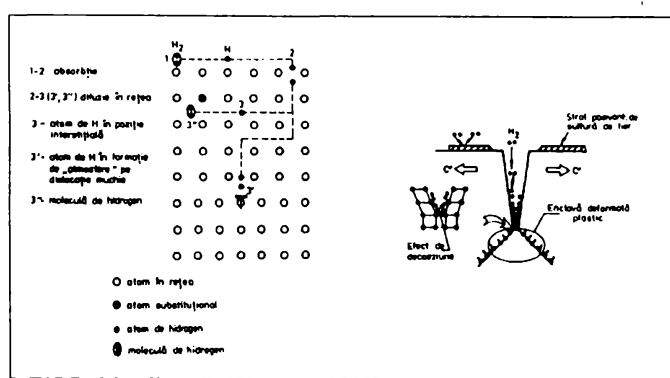


Figura 2.19

La întâlnirea unor discontinuități în rețeaua cristalină (goluri, fisuri, interfețe fizice sau interfețe matrice metalică-incluziuni, spre exemplu interfața ferită-perlită) hidrogenul difuzibil atomic, se recombina în formă moleculară după reacția $H + H \rightarrow H_2$, cu mărirea considerabilă a volumului și presiunii.

În acest mod se generează centre presurizate intens, care provoacă decoeziuni în matricea metalică. Ruperea materialului se produce sub acțiunea combinată a hidrogenului și tensiunii mecanice de tracțiune aplicate, prin coalescența desprinderilor generate la nivel microstructural, într-o fisură macroscopică dominantă care prin propagare, conduce la ruperea finală. Propagarea fisurii dominante este însă discontinuă. Secvențele caracteristice propagării, pot fi rezumate după cum urmează:

Fisura dominantă nuclează de regulă la suprafață în locurile de concentrare a tensiunilor de tracțiune în jurul discontinuității geometrice ale elementelor de rezistență aflate sub acțiunea conjugată a hidrogenului și sarcinilor mecanice. Pe elementele netede, craterile de

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

coroziune superficială constituie centrele de nucleație a fisurilor. În același timp, hidrogenul interstițial, va difuza în rețea, blocându-se în acumulatori și provocând decoeziuni în fața frontului fisurii. Ligamentele de material rămase între desprinderile de la vârful fisurii cedează sub acțiunea solicitării de tracțiune aplicate, căreia în zona vârfului fisurii îi corespunde o concentrare importantă a tensiunii. O dată discontinuitățile în material generate, sub acțiunea presiunii hidrogenului, acestea se extind prin propagare discontinuă, deoarece viteza de propagare a fisurii este mai mare decât viteza de difuzie a atomilor de hidrogen.

Deci pe măsură ce fisura se propagă, presiunea P a hidrogenului recombinaț în interiorul fisurii scade și atinge o valoare limită inferioară la care propagarea fisurii încetează. Valoarea inferioară se estimează pe baza principiului Griffith:

$$P_{lim} = \sqrt{2E\gamma_s/\pi a} \quad (2.63)$$

$$\gamma_s = \gamma_e = \gamma_p$$

unde:

E = modulul de elasticitate longitudinal

γ_s = energia superficială care în cazul oțelului cu capacitate mare de deformare, se compune din energie " γ_e " necesară formării noilor suprafețe de rupere și " γ_p " de deformare plastică în stadiul premergător ruperii.

a = semilungimea fisurii

Odată fisura oprită, trebuie să treacă un timp pentru ca hidrogenul să difuzeze, să se recombine molecular în spațiul nou creat, astfel ca presiunea să crească peste valoarea presiunii P . În cazul în care peste acțiunea hidrogenului menționat mai sus, se mai aplică și o tensiune " T " exterioară și dacă mai este orientată și favorabil (perpendicular pe planul fisurii), apare o propagare a fisurii la presiuni mai mici ale hidrogenului decât în cazul menționat mai sus.

$$P_{lim} = T + P'_{lim} = \sqrt{2E\gamma_s/\pi a} \quad (2.64)$$

Aici P_{lim} este mai mică decât P'_{lim} . Propagarea intermitentă se menține și în cazul aplicării unei tensiuni exterioare. În general, în mod simultan, pot apărea cavități sau fisuri la diferite niveluri pe grosimea tablei din oțel.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Dacă blocarea și recombinația hidrogenului atomic în hidrogen molecular, are loc în straturile superficiale ale materialului, apar degradări și deformări ale șirurilor de laminare care la suprafața tablei dau impresia unor umflături (blistering). Într-o astfel de cavitate apar presiuni de ordinul miilor de atmosfere care pot conduce la astfel de defomări ale matricii metalului. Una din măsurile eficace pentru prelungirea vieții utilajului, este perforarea prin mijloace mecanice a crustei metalice deformate pentru eliberarea hidrogenului acumulat.

De observat este faptul că odată hidrogenul atomic recombinat în molecule la nivelul matricii oțelului, nu mai poate părăsi metalul fără a deforma rețeaua cristalină, dat fiind dimensiunea mare a moleculei de H_2 nou formată. (diametrul unei molecule de hidrogen este de ordinul $2,12 \cdot 10^{-8}$ cm la $+ 25^\circ C$ în timp ce dimensiunea orificiului de trecere între două celule ale rețelei, cristaline a fierului " α ", este de cca $0,38 \cdot 10^{-8}$ cm, fără atomii interstițiali ai elementelor de aliere în cazul oțelului).

Prin coalescența unor astfel de cavități, prin ruperea punților de legătură între cavități, și prin unirea cu formațiunile de degradare de la suprafața metalului în contact cu mediul de lucru, în cele din urmă conduc la ruperea materialului.

În concluzie, schema de bilanț a hidrogenului generat în condițiile apariției ionilor H^+ la suprafața interioară tehnologică a peretelui de oțel, are o configurație de forma celei prezentate în figura 2.20.

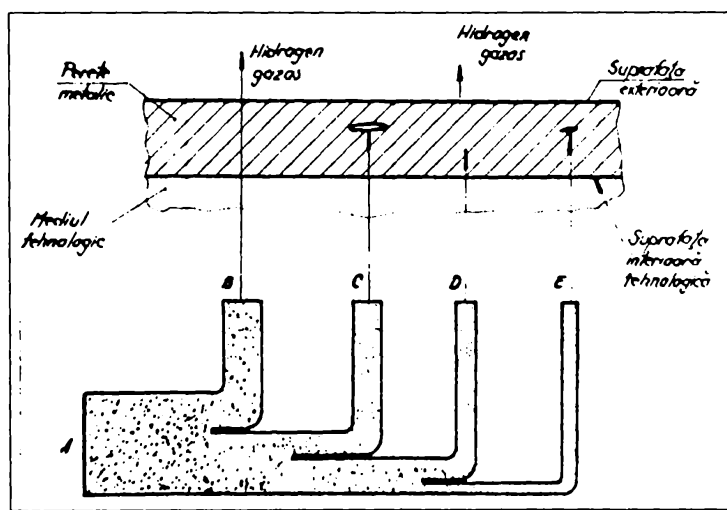


Figura 2.20

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

- A Fluxul total de hidrogen
- B Fluxul de hidrogen care difuzează
- C Fluxul de hidrogen care se blochează pe discontinuitățile mediului - sulfuri, incluziuni nemetalice, macro și micropori, segregări, slaba coeziune a fibrajului de laminare. Penetrarea hidrogenului în oțel se face sub formă atomică (protonică).
- D Fluxul de hidrogen dizolvat în rețeaua cristalină a metalului.
- E Fluxul de hidrogen se blochează și se acumulează în golurile rețelei cristaline.

2. Efecte chimice ale hidrogenului la temperaturi ridicate mai mari ca 200 °C.

Efectul principal ce se produce la temperaturi ridicate este decarburarea. În literatura de specialitate se mai întâlnește termenul de fragilizare chimică la care este necesar să se țină seama de procesele chimice prin care hidrogenul însuși intră în reacție cu constituenții oțelului.

Spre exemplu, la temperaturi ridicate cuprinse între 220-320°C, reacția chimică dintre hidrogen și cementită se derulează conform procesului:



În industria chimică și petrochimică, - o amplă dezvoltare au primit-o procesele industriale de sinteză a amoniacului, hidrogenare a aldehidelor, reformare catalitică a hidrocarburilor, dezalchinare a parafinelor, izomerizare a pentanului, obținere a hidrogenului prin descompunerea metanului, obținere a uleiului comestibil, a alcoolilor, etc. Toate aceste procese tehnologice prezintă existența tehnologică a hidrogenului la temperaturi ridicate (200-900°C) și presiuni înalte (50-300) (bar).

În aceste condiții, oțelurile pure, sub sarcină, se hidrogenează rapid ceea ce conduce la pierderea rapidă a caracteristicilor inițiale ale metalului. Prin localizarea metanului la nivelul rețelei cristaline și cum dimensiunea moleculei este mare, ea nu mai poate difuza în metal acumulându-se cantitativ, exercitând presiuni mari la nivelul marginii grăuntelui, ducând astfel la diminuarea rezistenței mecanice, afânarea metalului și fisurarea intercristalină. Fenomenul de numește impropriu coroziune datorită hidrogenului sau decarburare a oțelului însoțită de fisurare intercristalină.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Decarburarea de acest fel care se manifestă începând de la marginea grăunților, modifică nu numai caracteristicile de rezistență, plasticitate și fluaj, ci afectează și rezistența la coroziune. Totodată, se produce fragilizarea rețelei metalice, devenind sensibilă la procesele de rupere lentă, încetinită.

Ca efect al coroziunii prin hidrogen, oțelul își pierde luciul metalic, devine mat, iar acumularea de metan în straturile superficiale, poate genera formarea de "umflături" (blistering) ca și cele prezentate anterior.

Aceste fenomene distructive care ating valoarea rezistenței limită a rețelei cristaline formează fisuri în întreaga masă a metalului scoțându-l din uz, nu se manifestă imediat, ci numai după o menținere determinată, la temperaturi și presiuni ridicate, într-o atmosferă de hidrogen gazos.

În figura 2.21, se observă o degradare intrinsecă a oțelului în toată masa acestuia, scoțându-l complet din uz, orice remaniere fiind imposibilă. (Eșantionul a fost extras dintr-un recipient din bucla de sinteză a amoniacului). Aici un tip de tratament termic, ulterior depistării efectelor coroziunii prin hidrogen nu s-a dovedit eficient pentru refacerea caracteristicilor mecanice inițiale ale oțelurilor afectate.

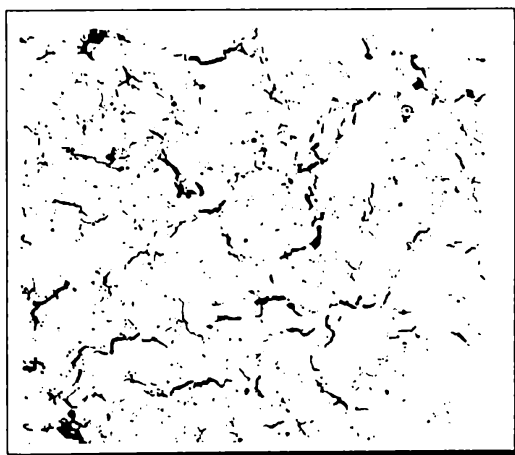


Figura 2.21

În acest caz, intervalul de timp T_0 în decursul căruia nu se produc modificări sesizabile ale microstructurii caracteristicilor fizico-mecanice ale metalului într-un mediu de hidrogen la temperaturii ridicate și presiuni înalte, se numește perioadă sau durată de inducție în

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatura ridicată și medii de hidrogen.

procesul decarburării oțelului. Cunoașterea dependenței acestei durate de presiunea "p" (în MPa) a hidrogenului și de temperatura T, (în K) a peretelui metalic, are o mare însemnătate practică, deoarece în funcție de T_0 se va putea aprecia corect mărimea nepericuloasă a duratei de serviciu $T \leq T_0$ a componentelor instalațiilor tehnologice petrochimice. De exemplu pentru un oțel slab aliat cu crom, se recomandă următoarea relație:

$$T_0 = 1,49 \cdot 10^{-5} p^{3,08} \exp(11\ 800/T) \quad (2.66)$$

unde:

$t \in (250, 600^\circ\text{C})$ și $p \in (100, 500)$ bar.

Pentru ameliorarea rezistenței la fragilizare prin hidrogen sub presiune a oțelurilor, se iau măsuri încă de la elaborarea acestora prin compoziția chimică: este necesar să fie stabilizate carburile din oțel prin adaosul de elemente de aliere, cu afinitate mai pronunțată față de carbon decât a fierului, pentru a se evita o compunere a carbonului cu hidrogenul.

Elementul în discuție este cromul care asigură o bună rezistență la fragilizare prin hidrogen. În afară de Cr și alte elemente formează carburi cum ar fi Ti, V, Zr, Nb. Acestea prezintă o solubilitate mai redusă în Fe_3C , W și Mo acționează mai puternic decât cromul și prezintă o dată cu creșterea conținutului și o creștere a rezistenței mecanice.

În acest context, la presiuni și temperaturi ridicate, este necesar un conținut de crom de minim 10% pentru a garanta rezistența oțelului la acțiunea decarburantă a hidrogenului, aproape independent de conținutul de carbon (între 0,1 și 0,7 %). La depășirea acestor valori, rezistența oțelului la decarburare datorită hidrogenului, crește brusc. S-a constatat pe baza experiențelor de laborator că, factorul hotărâtor care asigură rezistența oțelului la acțiunea hidrogenului este natura fazei de carburi. Se consideră că numai carbura $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$ este absolut rezistentă la acțiunea hidrogenului, restul carburilor urmând în ordine descrescătoare astfel:

$(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6 + (\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$; $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$; $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3 + (\text{Cr}, \text{Fe})_3\text{C}$; $(\text{Cr}, \text{Fe})_3\text{C}; \text{Fe}_3\text{C}$. Până la concentrații de 0,15% C, decarburarea încetează să se mai producă abia peste 8,50 % Cr,

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

iar la oțelul cu 0,40 % C peste 10 Cr, adică atunci când tot carbonul este legat în carburi de tipul $(Cr, Fe)_{23}C_6$. La 600 °C și 800 atm. s-au decarburat complet oțelurile cu 0,2 % C și 3 % Cr, chiar atunci când au avut adaosuri de 0,48 % V, până la 1,5 % Mo și până la 1,5 % W. În schimb nu s-au decarburat oțelurile cu 0,2% C, 0,98 % Ti, și 1,97%V cât și cele cu 0,2 % C, 3 % Cr, 1,5 % V, 2% Nb, și 2 % Ti. de asemenea, tot experimental s-a stabilit că oțelurile devin rezistente la acțiunea hidrogenului când carbonul este legat în carburi de tipul "fazelor de pătrundere" (TiC, și VC) sau în carburi cubice de crom $(Cr, Fe)_{23}C_6$. La presiuni normale, în jurul celei atmosferice, hidrogenul atacă oțelurile aliate și slab aliate, abia începând cu temperatura de 600°C. La presiuni mai ridicate, până la 100 atm, decarburarea oțelurilor de către hidrogen, apare numai când temperatura crește peste 400°C. Peste 100 atm limita de temperatură scade considerabil și depinde de starea structurală a oțelului. Astfel, pentru materialele recoapte lipsite de tensiuni, ea se găsește în jur de 280°C: pentru cele nerecoapte, ecruisate și pentru îmbinări sudate în jur de 220°C.

Cel mai sigur se comportă în mediu de hidrogen, oțelurile cu carbon foarte redus. Acestea au însă dezavantajul că au proprietăți de rezistență neconvenabile și utilizarea lor este de obicei neeconomică. Când conținutul de carbon atinge însă valori întâlnite la oțelurile noi de construcție, cele mai uzuale, efectul decarburant al hidrogenului la presiuni și la temperaturi ridicate, devine, foarte important.

S-au dezvoltat oțeluri aliate cunoscute ca "oțeluri rezistente la hidrogen" împărțite în general în patru grupe:

1. oțeluri refractare, de înaltă presiune, cu rezistență limitată la hidrogen cu o compoziție chimică de forma:

0,1 - 0,17 % C; 1,0 - 1,8 % Cr; 0,0 - 0,25 % Mo; 0,15 - 0,35 %V, 0,0 - 0,6 %Ti.

2. oțeluri de înaltă presiune, rezistente la hidrogen, pentru piese forjate grele și corpul interior al rezervoarelor din straturi multiple cu o compoziție chimică de forma:

0,08 - 0,3 %C; 2,0 - 3,0 % Cr, 0,0 - 0,1 %Ni, 0,0 - 0,4 % Mo; 0,0 - 0,15 %V.

3. oțeluri de înaltă presiune, rezistente la hidrogen, fără solicitări termice deosebite au o compoziție chimică de forma:

0,07 - 0,20 % C; 2,5 -3,0 %Cr; 0,0- 0,41 % Mo; 0,0 -0,20 %V.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

4. oțeluri refractare de înaltă presiune, rezistente la hidrogen au o compoziție aproximativă: 0,08-0,25 % C; 2,0 -7,0 % Cr, 0,0-1,13 % Mo, 0,0-0,85 % V, 0,0-1,0 %W.

În figura 2.22 este redată dependența dintre presiune și temperatură la care începe acțiunea decarburantă a hidrogenului unui oțel moale nealiat. Dezvoltând anterior diagrama, Nelson o completează și crează diagrama care-i poartă numele (figura 2.23). În figura 2.23 se prezintă diagrama definitivă a comportării oțelurilor Cr-Mo în condițiile exploatarei în atmosferă de hidrogen în funcție de temperatura de proces. Linia punctată semnifică zona de carburare superficială, iar liniile continue semnifică coroziunea prin hidrogen.

În figura 2.23 se observă că un adaos doar de 0,5% molibden conduce la mărirea domeniului limită a temperaturii de funcționare a unui oțel în prezența hidrogenului. La temperaturi înalte, creșterea rezistenței mecanice a oțelului este asigurată de crom. În figura 2.24 se observă comparativ efectul unor elemente de aliere asupra rezistenței la atacul hidrogenului.

Experimentările pe baza cărora s-au stabilit aceste influențe, s-au efectuat cu un oțel cu 0,1 % C la o presiune a hidrogenului de 300 kgf/cm², după o expunere de 100 ore.

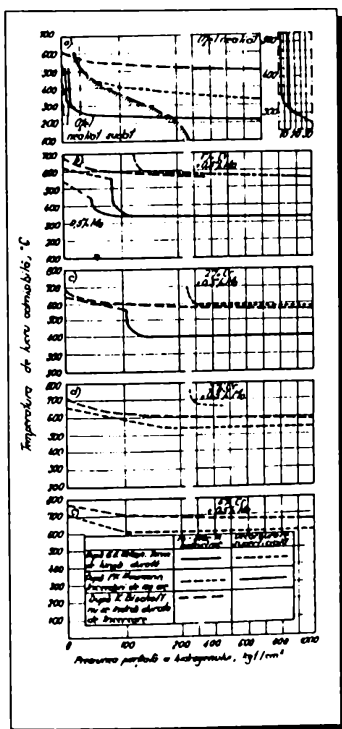


Figura 2.22

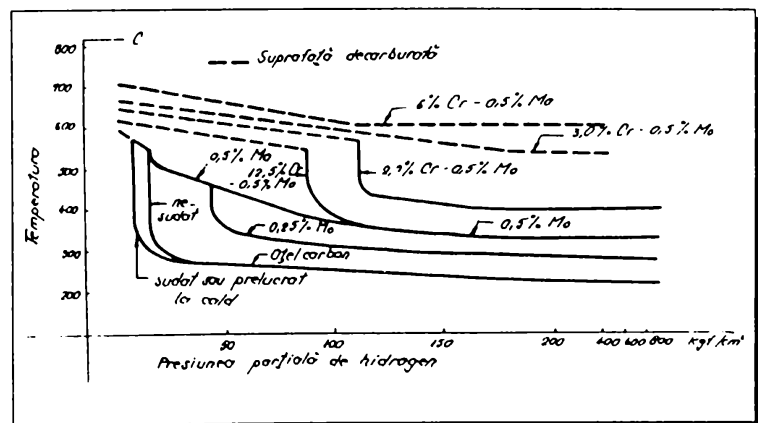


Figura 2.23

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Se remarcă în mod deosebit influența molibdenului și a cromului asupra rezistenței oțelului în mediu de hidrogen.

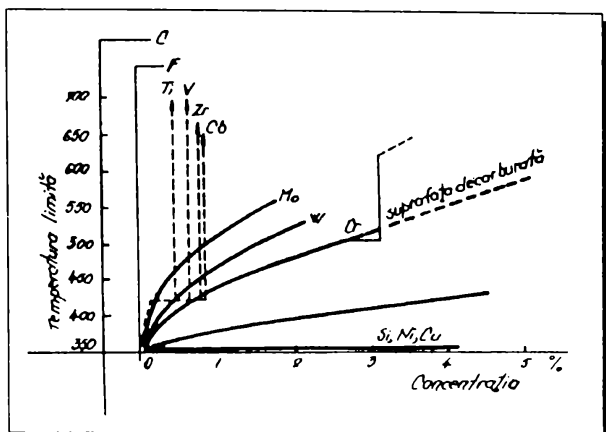


Figura 2.24

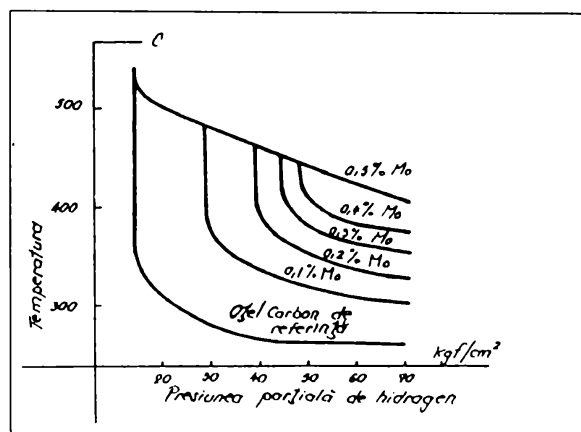


Figura 2.25

În figura 2.25 se prezintă influența unui adaos crescător de molibden între 0,1 și 0,5 % asupra rezistenței unui oțel carbon cu 0,1 % C la atacul prin hidrogen. Se observă că 0,5% Mo este o limită eficientă a adaosului de molibden la un oțel carbon pentru îmbunătățirea comportării în mediu de hidrogen al acestuia la temperaturi între 400 și 500°C.

În figura 2.26 se analizează comportarea unui oțel C-Mo cu 0,5% molibden în exploatare în mediu de hidrogen la temperaturi ridicate între 350 și 550°C, comparativ (figura 2.26 a) cu comportarea unui oțel carbon.

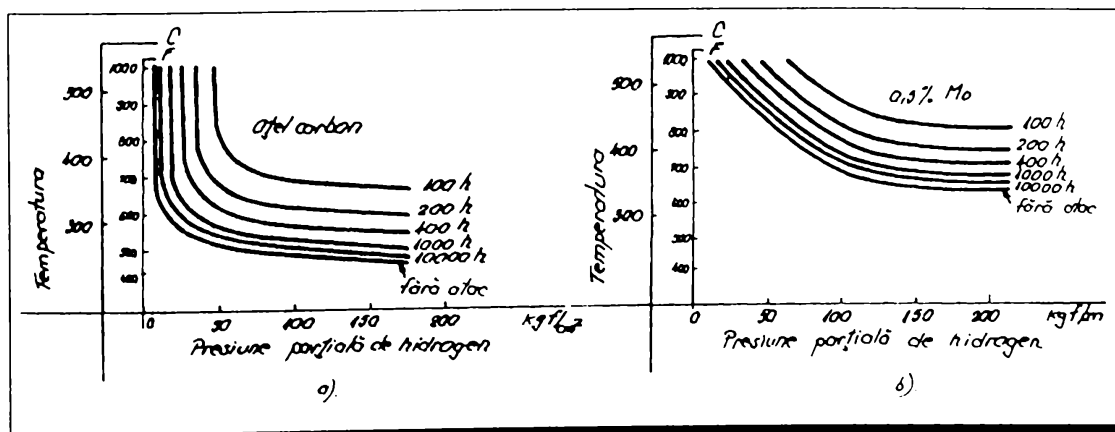


Figura 2.26

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Se observă influența categorică a adaosului de molibden referitor la creșterea rezistenței la atacul hidrogenului. Cu ajutorul acestor diagrame se poate stabili momentul de control în serviciu și de execuție a unor reparații necesare echipamentelor.

Fenomenele ce apar la reformarea catalitică a gazolinei în rafinării, au condus la studiul coroziunii hidrogenului sulfurat în prezența hidrogenului de înaltă presiune. Domeniul de temperatură interesant este peste 315°C. La astfel de temperaturi nu este avantajos să se utilizeze oțeluri cu conținuturi în crom sub 5%. În aceste condiții, rezistența la coroziune în domeniul temperaturilor ridicate este asigurată doar dacă se utilizează oțelurile 12% Cr sau cele inoxidabile austenitice. Pentru ieftinirea utilajului, care lucrează în astfel de condiții, se utilizează oțelurile placate; ca metal de bază se utilizează oțeluri Cr-Mo tip 1,25Cr 0,5Mo și 2,25 Cr 1 Mo.

În figura 2.27, se prezintă comparativ rezistența a trei oțeluri la coroziune conjungată a hidrogenului sulfurat în prezența hidrogenului presurizat.

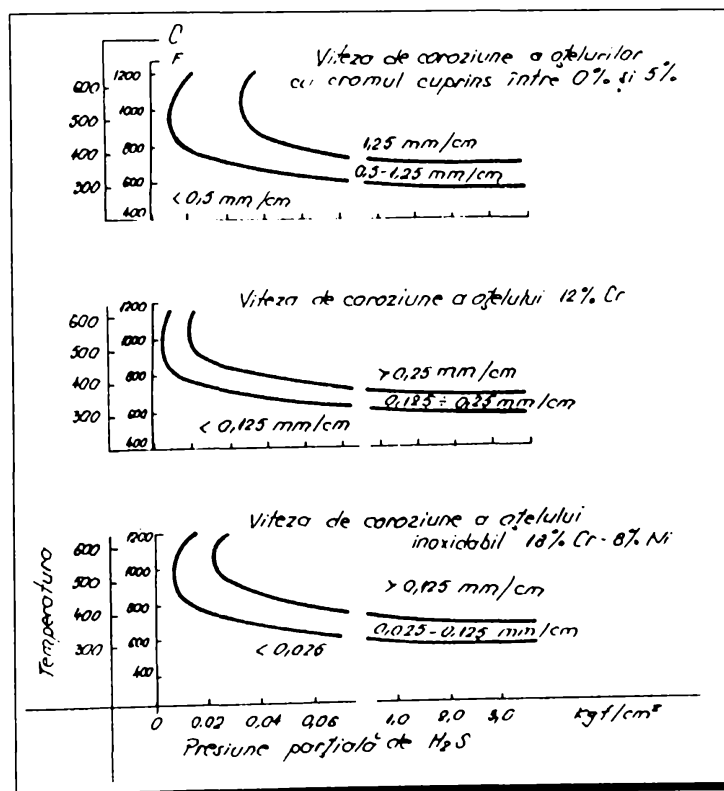


Figura 2.27

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Se observă avantajul oțelului placat cu oțel inoxidabil austenitic, care prezintă o viteză maximă de coroziune de 5 mm/an comparativ cu 50 mm/an în cazul oțelurilor 0-5%Cr.

Problema elaborării și alegerii oțelurilor rezistente la hidrogen se complică și prin aceea că ele trebuie să se deosebească prin proprietățile bune la temperaturi ridicate. Afară de aceasta, oțelul utilizat trebuie să posede un complex de proprietăți din punct de vedere al tehnologiei de execuție a utilajelor.

Pe baza celor relatate până aici, se poate trage o concluzie cu privire la terminologia adoptată în literatura de specialitate:

- Fisurare sub tensiune datorită hidrogenului pentru domeniul de temperaturi și presiuni la care hidrogenul interacționează cu metalul numai prin procese fizice.
- Atacul prin hidrogen pentru domeniul de temperaturi și presiuni la care se desfășoară decarburarea oțelului de către hidrogen prin procese chimice.

Fragilizare la revenire

Cercetările A.P.I. (American Petroleum Institute) au condus la concluzia că recipientele sub presiune cu pereți groși executate din oțeluri 2,25Cr1Mo sau 3Cr1Mo, care funcționează în domeniul temperaturilor 370°C- 580°C, sunt susceptibile de a prezenta o fragilizare avansată după un mare număr de ore de funcționare (cca 30 000), care se manifestă în exploatare prin creșterea substanțială a temperaturii de tranziție ductil-fragil pe epruvete de încovoiere prin șoc cu creșterea în V până la valori de 65-150 °C [15], [43], [54], [64], [69], [73], [98]

Primele experimentări de determinare a nivelului de fragilizare a oțelurilor Cr-Mo, datorită funcționării îndelungate la temperaturi în domeniul 370-580 °C au fost efectuate prin experimentări de recoacere de fragilizare simulată pe eșantioane din care s-au prelevat epruvete de încovoiere prin șoc Charpy, ridicându-se diagramele de tenacitate la rupere KV - temperatură de încercare, de la -60 °C la + 60°C. Determinarea temperaturii de tranziție a ridicat unele probleme deosebite datorită lipsei unui criteriu de acceptare convențional stabilit. Unele firme au aplicat criteriul FATT 50% (50 % componentă cristalină; 50 % componentă fibroasă). Alte firme au determinat temperatura de tranziție T^{KV} utilizând ca și criteriu 28j, 47j, 54j, sau chiar 81j. Cum nu a existat un criteriu univoc de determinare, s-a hotărât stabilirea definitivă a criteriului 54j, care se aplică astfel:

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Se determină temperatura de tranziție T_1 în starea de livrare a recipientului sub presiune (stare detensionată postsudare). Se determină temperatura de tranziție T_2 pe un lot identic de epruvete ca și primul lot , dar supuse unui ciclu de tratamente termice simulate cu răcire controlată în trepte- step cooling.

Se determină temperatura de tranziție T_1 în starea de livrare a recipientului sub presiune (stare detensionată postsudare). Se determină temperatura de tranziție T_2 pe un lot identic de epruvete ca și primul lot , dar supuse unui ciclu de tratamente termice simulate cu răcire controlată în trepte- step cooling.

Diferența ΔT , nu trebuie să depășească $30\text{ }^{\circ}\text{C}$, adică $\Delta T = (T_1 - T_2) \leq 30\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Au existat și alte criterii prin stabilirea unor formule empirice:

$$T_a \leq 0,66(38 - T_1) \quad (2.67\text{ a})$$

$$T_b \leq 0,40(38 - T_1) \quad (2.67\text{ b})$$

Spre exemplu dacă:

$$T_1^a = -16^{\circ}\text{C}; \quad \Delta T_a = 36^{\circ}\text{C} \quad \text{după (2.67a)}$$

și

$$T_1^b = -16^{\circ}\text{C}; \quad \Delta T_b = 22^{\circ}\text{C} \quad \text{după (2.67b)}$$

atunci:

$$T_2 = \Delta T_a + T_1$$

și respectiv:

$$T_2^a = 36 - 16 = 20^{\circ}\text{C}$$

și

$$T_2^b = 22 - 16 = 6^{\circ}\text{C}$$

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Acesta înseamnă că pentru cazul a) materialul are temperatura de tranziție ductil -fragil de $+20^{\circ}\text{C}$ iar pentru cazul b) materialul are temperatura de tranziție $+6^{\circ}\text{C}$.

În cazul în care se efectuează proba de presiune hidraulică a unui recipient sub presiune cu apă la temperatura de $+20^{\circ}\text{C}$ în cazul a) există pericolul real de rupere fragilă, dat fiind faptul că materialul este în stare fragilă chiar la temperatura de încercare.

În cazul în care se efectuează proba hidraulică a unui recipient sub presiune cu apă la temperatura de $+20^{\circ}\text{C}$ în cazul b), există o rezervă de tenacitate față de temperatura de $+20^{\circ}\text{C}$, materialul fiind în stare ductilă la temperatura de încercare la proba hidraulică.

În conceptul modern al fenomenului, se consideră necesar să se asigure unei îmbinări sudate din oțeluri Cr-Mo, o temperatură minimă garantată de tranziție de la care să nu existe decât faza ductilă a unei eventuale ruperi. Mai jos sunt prezentate câteva energii de rupere KV recomandate de unele specificații de material:

- a) 27 j la $+20^{\circ}\text{C}$ pentru îmbinarea sudată
- b) 47 j la $+20^{\circ}\text{C}$ pentru îmbinarea sudată
- c) 54 j la -20°C pentru îmbinarea sudată
- d) 54 j la -20°C pentru metalul de bază
- 54 j la -7°C pentru sudură și zona influențată termic
- e) 54 j la -30°C pentru îmbinarea sudată
- f) 54 j la -40°C pentru metalul de bază
- 54 j la -15°C pentru sudură și zona influențată termic
- g) 81 j la -18°C pentru îmbinarea sudată

Asemenea caracteristici nu pot fi obținute și garantate de furnizor pentru oțeluri obișnuite de catalog. Este necesar să se formuleze cerințele noi gradului de puritate al oțelului.

Se utilizează formula empirică Clauzer, pentru determinarea variației $\Delta T = T_1 - T_2$ pentru criteriul de 81j:

$$\Delta T^{81} = 99((\text{Si}) \cdot (\ln X)) + 263(\text{Mo}) - 240,3 \quad (2.68)$$

unde:

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

ΔT^{81} este diferența dintre temperaturile de tranziție cu și fără tratamentul simulat de fragilizare izotermă pentru 5000 ore de menținere.

Si, și Mo - elemente chimice cu conținuturi în procente

X - coeficientul Bruscato

$$X = \frac{10P+5Sb+4Sn+As}{100} \quad (2.69)$$

P, Sb, Sn și As se introduc în ppm.

Se utilizează de asemenea și coeficientul de fragilizare propus de Watanabe:

$$J = (Si + Mn) \cdot (P + Sn) \cdot 10^4 \quad (2.70)$$

Si, Mn, P și Sn se consideră în procente

Bruscato a dezvoltat coeficientul "X" pentru materiale de sudare luând în considerație efectul sinergic pe care îl au elementele considerate impurități P și Sn în prezența elementelor de aliere Mn și Si asupra susceptibilității la fragilizare la revenire.

Manganul ca element de aliere, se utilizează în procent de minim 0,5 % pentru a asigura caracteristici de tenacitate ridicate.

Siliciul ca element de aliere se utilizează în procent de minim 0,3% pentru a asigura electrozilor înveliși o bună comportare la sudate.

Watanabe a dezvoltat factorul "J" pentru producerea metalelor de bază din oțeluri Cr-Mo japoneze, cu un conținut de Si scăzut.

În cadrul experimentărilor pe oțeluri Cr-Mo s-a relevat faptul că sunt sensibile la fragilizare de revenire și anume chiar la modul de răcire de la temperatura de revenire. Acest fapt este ilustrat în figura 2.28 în care se observă că temperatura de tranziție cea mai scăzută s-a obținut în cazul răcirii rapide în apă și că la o răcire lentă, temperatura de tranziție se deplasează spre valori pozitive.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

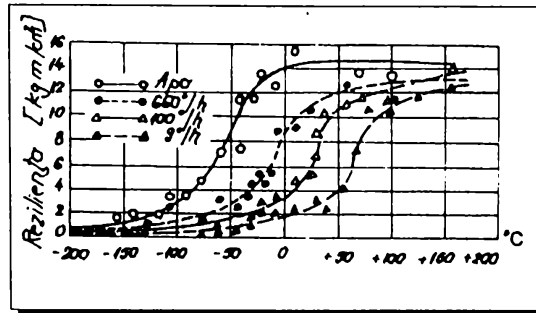


Figura 2.28

Aprofundarea studiului experimental pe oțeluri Cr-Mo a condus la concluzia că impuritățile din oțel sau din materialele de sudare: Sb, P, Sn, As, Bi, joacă un rol negativ în mecanismul de fragilizare.

În același timp s-a dovedit că, acțiunea sinergică a elementelor de aliere Ni, Mn, Cr și Si, accelerează fenomenul de fragilizare prin revenire în prezența impurităților enumerate mai sus. Figura 2.29, prezintă cinetica de fragilizare în funcție de temperatura simulată și de timpul de menținere utilizând curbele în forma literei C.

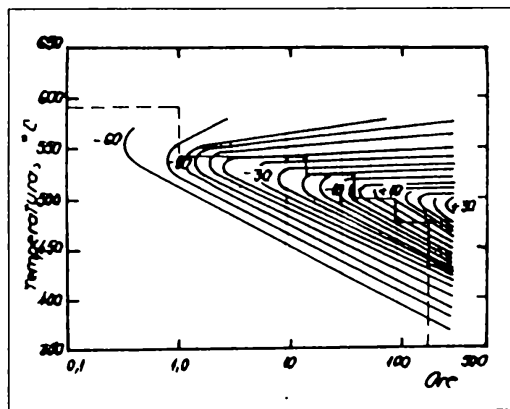


Figura 2.29

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

S-a ajuns la concluzia că efectul de fragilizare cel mai accentuat, s-a obținut în condițiile unei răcirii continue, lente. Răcirea lentă, în trepte, ilustrată în figura 2.31, a primit denumirea de step-cooling, aplicată pentru prima dată de A.E.Powers de la General Electric și are următorii parametrii (în versiunea originală):

încălzire la 593⁰C (1100⁰F) cu timp de menținere 1 h.

în continuare:

538 ⁰C (1000 ⁰F) cu timp de menținere 15h

524 ⁰C (975⁰F) cu timp de menținere 24h

496 ⁰C (925 ⁰F) cu timp de menținere 48h

469 ⁰C (875 ⁰F) cu timp de menținere 72h

Timpul total de tratament termic simulat cu răcire controlată în trepte este 200-300 ore.

Acest tip de tratament termic are același efect ca și în cazul recoacerii izoterme de 2000-5000 h.

S-a creat astfel cadrul studiului comportării la fragilizare a oțelurilor termorezistente Cr-Mo nu numai în timpul tratamentului de revenire ci și în timpul funcționării de lungă durată la temperaturi ridicate.

Efectul fragilizării s-a pus în evidență cel mai pregnant la temperaturi de funcționare cuprinse în intervalul 325⁰C - 575 ⁰C. Încălziri repetate la temperaturi peste 600 ⁰C nu au pus în evidență fenomene de fragilizare și s-a concluzionat faptul că încălzirile la 600⁰C anulează toate procesele de fragilizare desfășurate în timpul răcirii lente precedente.

Reversibilitatea este caracteristică fragilizării de revenire. Spre exemplu, în practica construcției de recipiente sub presiune de mare grosime din oțeluri termorezistente Cr-Mo în special varianta 2,25Cr1Mo, în timpul răcirii după tratamentul termic final de detensionare postsudare domeniul de temperaturi 575⁰C-325 ⁰C poate fi parcurs în durate diferite, deoarece de cele mai multe ori răcirea are loc în cuptor. În acest timp, pot începe procese de fragilizare, ceea ce conduce la concluzia că, intervalul de temperatură 575⁰C - 325⁰C este bine să se parcurgă cât mai rapid cu putință (totuși în limitele prescrise de tratamentul termic postsudare).

În literatura de specialitate se cunosc o serie de termeni care caracterizează același fenomen sau fenomene similare de fragilizare:

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

- fragilitate de revenire (temper-brittleness, fragilité de revenu) proprietatea anumitor oțeluri de a reduce reversibil tenacitatea la rupere datorită menținerii îndelungate la o anumită temperatură, sau datorită răcirii lente într-un interval de temperatură [54]
- fragilizare de revenire (temper embrittlement, fragilization de revenu): proces care duce la reducerea reversibilă a tenacității anumitor oțeluri prin menținerea sau răcirea lentă în domeniul temperaturilor caracteristice tratamentului termic de revenire [54], [69], [73], [124], [144-148].
- fragilizare de lungă durată (service-embrittlement, fragilization en exploitation): proces care duce la reducerea reversibilă a tenacității anumitor oțeluri ca urmare a menținerii timp îndelungat în exploatare la temperatura procesului [54]
- recoacerea în trepte (step cool embrittling treatment, step cooling) tratamente de recoacere izotermă la temperaturi succesive tot mai scăzute în trepte pentru simularea fragilizării de lungă durată în condițiile de încercare [64]

În literatura de specialitate se cunoaște un exemplu devenit de referință: un reactor de desulfurare scos din serviciu după 30 000 ore de funcționare la temperaturi cuprinse în domeniul 330-430°C.

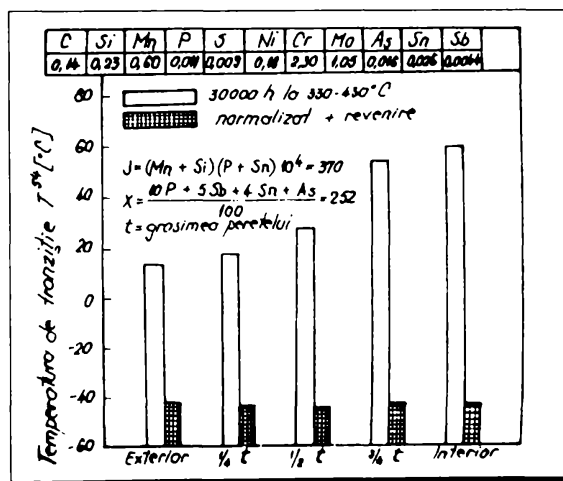


Figura 2.30

În figura 2.30 se prezintă gradul de fragilizare pe grosimea tablei al eșantionului extras din reactor în creșterea temperaturii de tranziție T^{54} utilizând criteriul $KV = 54$ J, pentru oțelul 12CrMo9.10 (2.25Cr1Mo) de 186 mm grosime.

Se observă că cu cât locul de prelevare al epruvetelor de încovoiere prin șoc s-a apropiat de interiorul reactorului, gradul de fragilizare a crescut.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Oțelului deja fragilizat i s-a mai aplicat un tratament termic simulat de 454°C cu timp de menținere de 10 000 h și s-a constatat o fragilizare mai accentuată prin deplasarea temperaturii de tranziție spre valori pozitive cu încă $30\text{-}35^{\circ}\text{C}$.

Totodată s-a mai constatat că la această temperatură s-a atins cea mai puternică fragilizare.

În practica execuției recipientelor sub presiune destinate a lucra în condiții de fragilizare avansată cum ar fi:

- fragilizarea prin bombardament neutronic în cazul recipientelor sub presiune pentru centrale nucleare electrice;
- fragilizarea în mediu de hidrogen în instalațiile de hidrocracare
- fragilizare în diferite medii corosive, combinate cu temperatură și presiune ridicată, etc.

S-a obișnuit ca, odată cu construcția recipientului, să se asigure și îmbinări sudate executate cu aceleași materiale și în aceleași condiții cu acestea, care se introduc în recipient și care suportă toate transformările impuse de exploatarea acestuia. Din timp în timp se scoate câte un eșantion prestabilit, care în urma încercării să furnizeze informații cu privire la evoluția caracteristicilor mecanice ale mantalei recipientului după un număr de ore de funcționare. Paralel cu acest program s-au mai impus și două metode de laborator pentru investigarea evoluției caracteristicilor de comportare în mediu, în condiții de exploatare a metalului de bază și îmbinărilor sudate ale recipientului:

- testare în laborator prin expunerea îmbinării sudate cercetate la tratamente termice îndelungate de 3000 - 5000 ore.
- testare în laborator prin expunerea îmbinării sudate cercetate la regimuri de tratament termic cu caracteristici mai ridicate care scurtează timpul de investigație cu aceleași efecte.

Au apărut în acest fel mai multe tipuri de diagrame de tratamente termice simulate cu răcire controlată în trepte după cum rezultă din figura 2.31.

Din cercetările efectuate pe oțeluri 2,25Cr1Mo s-a constatat că de la 233 ore cât este timpul total de tratament termic simulat cu răcire în trepte pentru cazul A din figura 2.31, începe să se manifeste fenomenul de fragilizare la revenire [8], [43].

Utilizând criteriul FATT 50% (50 % componentă cristalină, 50% componentă fibroasă măsurate în secțiunea de rupere a epruvetelor de încovoiere prin șoc), pentru oțeluri 12 Cr Mo 9.10, s-au trasat diagramele temperatură de tranziție FATT 50% în funcție de factorul J, obținându-se diagramele din figura 2.32 și figura 2.33.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

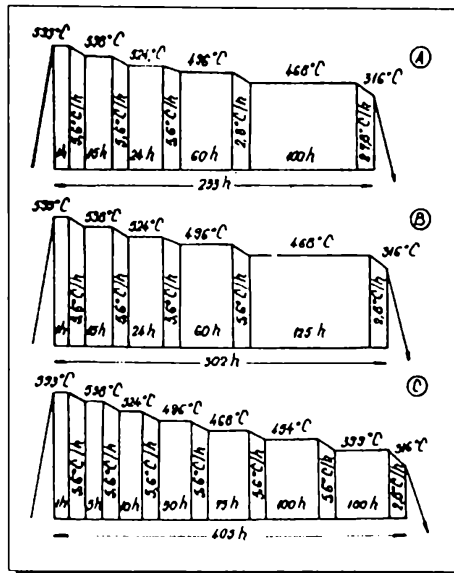


Figura 2.31

În figura 2.33 se prezintă rezultatele experimentale pentru trei niveluri de temperaturi de tratament termic simulat: 427°C , 454°C și 482°C , cu timp de menținere pentru fiecare de 10 000 ore efectuate asupra oțelului 12 Cr Mo 9.10, extras din recipientul avariât descris mai sus. În figura 2.33, se observă evoluția spre valori pozitive ale temperaturii de tranziție în momentul în care crește valoarea factorului J. De asemenea se observă că temperatura critică este cea de 454°C care conduce la efecte de fragilizare mai pregnante în același interval de timp.

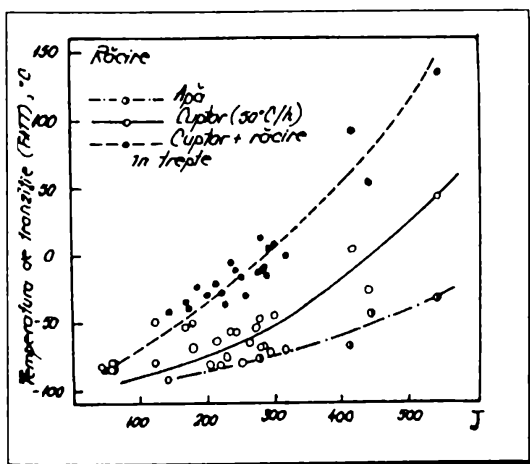


Figura 2.32

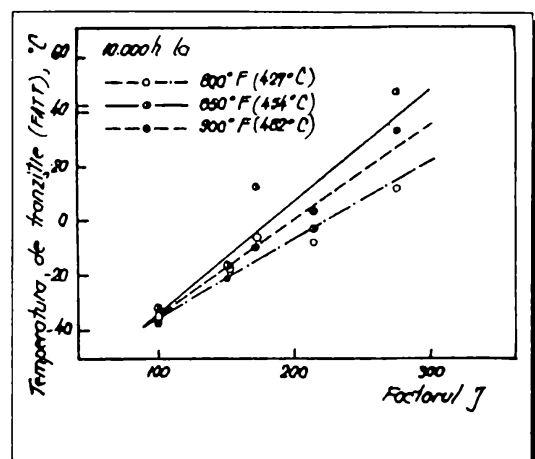


Figura 2.33

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

În figura 2.32, se observă că tratamentul rezultat cu răcire controlată în trepte tip A din figura 2.31, produce o fragilizare accentuată acoperitoare cazurilor întâlnite în practică respectiv răcire în apă sau în cuptor cu viteza de $50^{\circ}\text{C}/\text{h}$, care este viteza prescrisă de tratamentul termic de detensionare postsudare.

Factorul J caracterizează nivelul de puritate al oțelului. Din diagrama din figura 2.33 se observă că la valoarea $J=100$ temperatura de tranziție FATT 50 este de -40°C pentru toate cele trei temperaturi de tratament termic, în timp ce la valori ale lui J apropiate de valoarea 300, temperatura de tranziție depinde de temperatura de tratament termic cu precizarea că temperatura de 454°C a condus la o temperatură de tranziție de cca 45°C , inacceptabilă pentru un oțel 12CrMo9.10, indicând un înalt grad de fragilizare.

În figura 2.34 se prezintă un recipient sub presiune-convertizor de amoniac din oțel 2,25Cr1Mo, avariat în timpul unei probe hidraulice efectuate la o oprire de control datorită fragilizării materialului de bază. În literatura de specialitate se mai cunosc două astfel de cazuri: un reactor de desulfurare și un stocator [10].

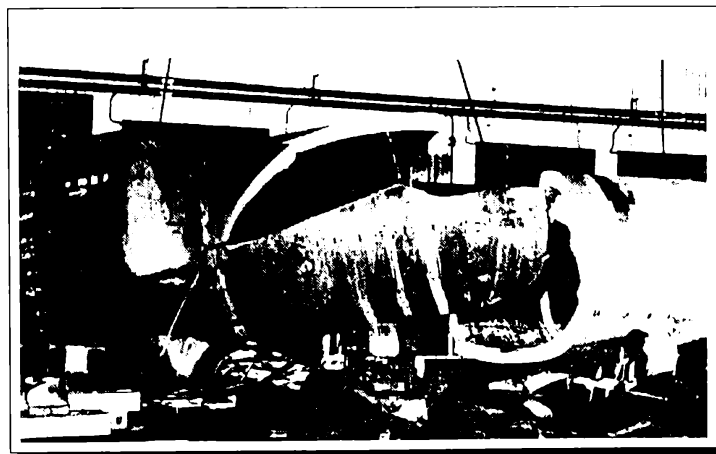


Figura 2.34

În concluzie, oțelurile care lucrează în exploatare în condițiile menținerii timp îndelungat de mii de ore la temperaturi în jurul valorilor de $420-460^{\circ}\text{C}$ trebuie să fie elaborate în condiții speciale, cu un nivel cât mai scăzut al impurităților de Sn, Sb, P și As. În acest

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

caz, nici tratamentul termic simulat cu răcire controlată în trepte nu mai influențează semnificativ caracteristicile de tenacitate ale materialului.

În ceea ce privește materialele de sudare - necesare pentru a suda un oțel cu nivel foarte scăzut de impurități au urmat aceeași cale de cercetare, fiind necesar să se reducă la valori foarte scăzute concentrațiile de P, Sn, Sb, As, concomitent cu o scădere accentuată a manganului și în special a siliciului.

Cercetătorii japonezi tind să reducă nivelul siliciului sub 0,05% în materialele de sudare.

În urma cercetărilor efectuate cu privire la mecanismul de producere al fragilizării la revenire a oțelurilor refractare termorezistente Cr-Mo, [10], [12], [15], [24], [25], [43], [144], [148], se pot concluziona următoarele:

1. Fragilizarea la revenire afectează caracteristicile de tenacitate ale oțelurilor Cr-Mo dacă sunt menținute sau răcite lent în intervalul de temperaturi 370°C-580°C.
2. Tenacitatea la rupere poate fi restabilită prin reîncălzirea metalului la o temperatură mai mare de 600 °C, urmată de o răcire rapidă.
3. Multe oțeluri au aceeași gamă de temperaturi de fragilizare 370-580°C, iar izofragilizarea se poate reprezenta prin curbele CCC pe diagrama temperatură - timp de răcire.
4. Fragilizarea de revenire se manifestă prin deplasarea temperaturii de tranziție spre valori pozitive ale temperaturii de încercare a epruvetelor de încovoiere prin șoc fără a avea vreun efect asupra zonei superioare de racord a diagramei KV - temperatura de încercare.
5. Modul de rupere în și sub zona de tranziție se modifică de la transcristalin la intercristalin în timpul dezvoltării fragilizării, iar ruperea urmează limitele grăunților austenitici.
6. Fragilizarea la revenire apare la oțeluri aliate în prezența unor impurități cum ar fi: arsen, staniu, stibiu, fosfor.
7. Fragilizarea la revenire nu apare în absența impurităților enumerate mai sus.
8. Fragilizarea la revenire nu apare la oțeluri carbon (nealiate), nici în prezența impurităților.
9. Nivelul de fragilizare la revenire depinde și de participarea elementelor de aliere specifice: crom, mangan, siliciu, nichel.
10. Structurile metalurgice cel mai puțin susceptibile la fragilizare, sunt structurile perlitice.
11. Structurile metalurgice cele mai susceptibile la fragilizare, sunt structurile martensitice.

3. STRATEGII DE CERCETARE ABORDATE

3.1. Concepția abordării tematicii

Alegerea materialului de bază.

Abordarea prezentei teme are la bază lansarea fabricării în România a unui nou oțel cu caracteristici deosebite, tip Cr-Mo și anume nuanța S.A.387 gr.11 cl.2 cu denumire comercială 1,25Cr0,5Mo pentru construcția unor noi reactoare de reformare catalitică în varianta suprapusă (trei reactoare suprapuse pentru eficientizarea procesului de rafinare a benzinelor). Marca de oțel existentă la nivelul anului 1985 utilizată în industria petrochimică pentru astfel de procese era 14CrMo4, oțel inferior clasei 1Cr0,5Mo. Condițiile de funcționare ale reactorului de reformare catalitică: $p_{\text{calcul}}=18,6$ bar, $t_{\text{calcul}}=543^{\circ}\text{C}$ în mediu de hidrogen cu presiunea parțială de 16,5 bar, transpuse în curbele Nelson de stabilitate la decarburare a claselor de oțeluri (figura 2.23), reproduse în publicații API nr. 941, se plasează deasupra curbei corespunzătoare clasei 1,0Cr0,5Mo. A rezultat că pentru parametrii de lucru ai reactorului a necesitat alegerea unui oțel din clasa 1,25Cr0,5Mo. În același timp din studiile efectuate pe plan mondial, precum și din experiența firmei licențiatore de proces U.O.P. din S.U.A. s-a concluzionat că este necesar să se elaboreze un oțel de tipul 1,25Cr0,5Mo care a primit numele de marcă RRC. Din experiența în exploatare a unor reactoare de reformare catalitică s-a concluzionat faptul că la execuția reactoarelor noi să se țină seama de o serie de factori de proces cum ar fi:

- posibilitatea de depășire accidentală a temperaturii peste temperatura de proiectare de 543°C (care în rafinării poate să ajungă până la 900°C)
- posibilitatea de depășire a conținutului în sulf și hidrogen sulfurat peste limita maximă de 100 ppm (în exploatare în regimurile tranzitorii de pornire- oprire pentru o perioadă de 2-3 zile pot apărea concentrații de hidrogen sulfurat de până la 400 ppm). Este cazul unor accidente de natura neatenșității schimbătoarelor de căldură din instalația de hidrofinisare a benzinei, când în benzina hidrofină pătrunde benzina brută de alimentare.
- posibilitatea pătrunderii cu fluxul de benzină a unor particule fine de rugină din rezervoare, conducte etc, care cu timpul se aglomerează și crează zone în care nu mai poate avea loc o circulație normală a efluentului și pe durata funcționării până la oprire pentru regenerare devin zone blocate, în care cantitatea de cocs depusă pe catalizator este

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

mare. În timpul regenerării în prezența unei cantități de oxigen, zonele respective se supraîncălzesc, iar cocsul se poate aprinde.

- vehicularea produselor de proces în prezența hidrogenului atomic și molecular sub presiune.

În lume existau la nivelul anului 1990, circa 85 de reactoare în funcțiune din care peste 25 pe sistemul prin licența UOP de regenerare continuă [32], [112], [168], [169].

Din literatura de specialitate și din experiența proprie în institut, se continuă ideea că un astfel de oțel este greu sudabil pentru care erau necesare măsuri deosebite pentru finalizarea tehnologiilor de sudare corespunzătoare. Aceste măsuri trebuiau luate încă din faza de elaborare a oțelului, autorul participând efectiv la întocmirea documentației primare în faza de proiect a caietelor de sarcini a oțelului, la omologarea oțelului, la asimilarea materialelor de sudare, la elaborarea tehnologiilor de sudare și control, la calificarea procedurilor de sudare, până la livrarea către beneficiar a primului reactor de reformare catalitică tip R 123.

În contextul celor precizate mai sus a existat o strategie de abordare a temei la care fiecare opțiune a fost certificată prin experimentări pe epruvete clasice și speciale prelevate din:

1. metalul de bază sub formă de table laminate la cald în stare de livrare, în stare tratată termic cu tratamentul termic postsudare prescris de tehnologie, în stare tratată termic prin simulare a trei cicluri de tratamente termice consecutive (pentru acoperirea domeniului reparațiilor în timpul fabricației), în stare tratată termic cu răcire controlată în trepte - step cooling, în stare de îmbătrânire artificială cu un nivel al deformației controlate de 3% și 5% (pentru simularea comportării oțelului la deformare pe valț cu fibra întinsă la formarea virolelor). Epruvetele au fost prelevate longitudinal, transversal și pe direcția grosimii.
2. probe de metal depus în starea de tratament termic ca și a metalului de bază specificat mai sus, punctul 1), în cazul recepției materialelor de sudare din import: electrozi înveliți pentru procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți, cupluri sârmă-flux pentru procedeul mecanizat sub flux, sârme și argon pentru procedeul de sudare în mediul de gaz protector inert, cu și fără sâtmă de adaos.
3. probe de metal depus în condițiile de la punctul 2) de mai sus în cazul asimilării în țară a materialelor de sudare.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

4. îmbinări sudate cap la cap de 20 mm și 60 mm grosime prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți în condițiile de tratamente termice postsudare menționate, cu materiale de sudare din import și asimilate în țară.

5. îmbinări sudate cap la cap de 20 mm grosime și 60 mm grosime prin procedeul de sudare mecanizat sub flux în aceleași condiții de tratament termic, cu materiale de sudare din import și asimilate în țară.

6. îmbinări sudate în colț tip ștuț - virolă din forjate RRC prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți în condițiile de tratamente termice enunțate.

7. îmbinări sudate pentru calificarea tehnologiilor de sudare și apoi pe îmbinări sudate din produs.

Utilizarea proceselor catalitice de prelucrare în rafinării, la temperaturi și presiuni ridicate, în prezența hidrogenului, și în special la instalațiile de reformare catalitică în care din reacție, rezultă hidrogen atomic, a avut o dezvoltare considerabilă, efectuându-se ample cercetări cu scopul de creștere a fiabilității și asigurarea condițiilor pentru funcționarea în siguranță a utilajelor. Principala măsură pentru preîntâmpinarea fragilizării oțelurilor Cr-Mo în condițiile utilizării îndelungate în mediu cu hidrogen la temperaturi înalte, este realizarea unei purități deosebite a materialului, obținută prin:

- dezoxidarea și desulfurarea înaintată a oțelului
- eliminarea hidrogenului din oțel (hidrogen remanent 2...4 ppm)
- controlul asupra formei incluziunilor nemetalice
- reducerea la minim a mărimii, frecvenței și repartiției incluziunilor, care pot constitui "capcane" pentru hidrogen.

- limitări privind compoziția chimică: $Ni < 0,3 \%$; $Sb, As, V \leq 0,02 \%$ fiecare,
 $Ni + Cu + V \leq 0,5\%$, $(Si + Mn) \cdot (P + Sn) \cdot 10^4 \leq 200$ (Si, Mn, P, Sn, în procente), factorul Bruscato $X \leq 25$. (vezi paragraful)

Satisfacerea unor asemenea condiții, presupune a fi realizată printr-o selecționare riguroasă a materiilor prime, tratarea în vid a oțelului, aplicarea unor tratamente metalurgice la elaborare în faza lichidă a oțelului și adoptarea unor regimuri speciale de laminare.

Alte măsuri propuse a fi luate în seamă au fost:

- aplicarea unor tratamente termice diferențiate post deformare a oțelului la prelucrarea la rece pentru eliminarea tensiunilor reziduale la nivelul rețelei cristaline
- aplicarea unor tratamente termice de detensionare la sudare și după separare prin sudare a defectelor

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

- aplicarea unor tratamente termice speciale cu răcire controlată în trepte pentru determinarea susceptibilității îmbinărilor sudate la fragilizare de revenire
- aplicarea unui control ultrasonic a tuturor tablelor livrate de producători după clasa M 2S2 și de la caz la caz M1S1
- aplicarea unui control marginilor tablelor cu pulberi magnetice înainte de prelucrările mecanice în vederea sudării
- aplicarea unui control al comportării îmbinărilor sudate la coroziune fisurantă sub tensiune în mediu de H_2S pe epruvete specializate tip NACE conform testului dedicat oțelurilor Cr-Mo MR -01-75(revizia 80) și TM -01-77.

Corelarea datelor proprii cu literatura de specialitate

România fiind integrată în circuitul mondial al subproduselor petroliere, face parte și din circuitul informațional privind comportarea în exploatare a utilajelor din rafinării, în mod deosebit a utilajelor care lucrează în condiții dificile de mediu, presiune și temperatură ridicată. În acest context, se înscriu utilajele executate din oțeluri Cr-Mo care lucrează în atmosferă de hidrogen, hidrogen sulfurat, radicali naftenici etc. În aceeași perioadă în care reactoarele de reformare catalitică din țară prezentau fisuri în zonele adiacente îmbinărilor sudate și când s-a luat decizia schimbării acestora cu alte reactoare construite din oțel 1,25Cr 0,5 Mo, în literatura de specialitate străină a apărut un pachet de articole care tratează aceleași subiecte la zi, privind alegerea materialelor și în special a oțelurilor Cr-Mo în funcție de poziția fiecărui utilaj din lanțul tehnologic, comportarea în exploatare -rolul elementelor Cr și Mo adăugate oțelului carbon, atacul hidrogenului, coroziunea datorită H_2S la temperaturi scăzute și ridicate, acțiunea H_2S umed, oxidare la temperaturi înalte, fragilizarea la revenire, citându-se oțelurile 1,25Cr0,5Mo, 2,25Cr1Mo (tabelul 1-2) [A.J. Breen- Low alloy steels in oil refinery service -1. Materials selection - Metal Construction november 1984].

În partea doua a lucrării cu titlul : Low alloy steels in oil refinery service. 2. Design against failure. - I.S. Glendinning, J.R. Vincent -Metal Construction, January 1985, autorii prezintă principalele caracteristici de proiectare, ținând seama de tipul tensiunilor ce apar în timpul exploatării recipientelor sub presiune, intensitatea acestor tensiuni, rolul vârful tensiunii și localizarea preferențială, rolul zonei eterogene din vecinătatea îmbinării sudate, factorii care influențează ruperea fragilă, considerații de proiectare etc. În continuare se

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

tratează în partea treia a lucrării, rolul condițiilor asigurate în timpul fabricației, respectarea tehnologiei de execuție: debitarea tablelor, roluirea la rece pentru formarea virolelor, tehnologia de sudare, tehnologia de control nedistructiv, tehnologia de tratament termic intermediar și final postsudare. Se mai analizează procesele de călire și durificare, efectele vitezei de răcire etc. [A,J Turnell, P.G. Marsh - Low alloy steels in oil refinery service 3a General effects of fabrication, 3b. Effects of fabrication- welding. - Metal construction april, may 1985]

3.2 Obiectivele propuse în cadrul domeniilor abordate:

1. Studiul metalului de bază oțel 1,25Cr0,5Mo tip RRC în starea de livrare pentru proiectare tehnologiilor de sudare adecvate.

1.1 Determinarea caracteristicilor de rezistență la +20°C prin încercarea la tracțiune pe două direcții (longitudinală și transversală) la doua niveluri din grosimea tablei - la suprafață și la mijloc. Se determină pe epruvete de tracțiune rezistența la rupere R_m , limita de curgere $R_{P_{0.2}}$, alungirea lor rupere A_5 , și gătuirea la rupere Z . Se analizează caracterul ruperii - ductil sau fragil.

1.2. Determinarea caracteristicilor de rezistență la cald începând cu temperatura de 200°C și din 50 în 50 °C până la + 550°C inclusiv. Se studiază evoluția caracteristicilor enunțate anterior.

1.3. Determinarea caracteristicilor de izotropie pe grosimea tablelor prin încercarea unor epruvete de tracțiune prelevate pe grosimea tablei.

1.4. Determinarea caracteristicilor de ductilitate a oțelului prin încercarea la îndoire pe dorn pe epruvete caracteristice, urmărindu-se apariția sau nonaparitia fisurilor pînă la îndoiri de 180 grade.

1.5. Determinarea caracteristicilor de tenacitate la rupere pe epruvete de încovoiere prin șoc cu creștătura în V tip Charpy prelevate pe două direcții, longitudinal și transversal la două niveluri pe grosimea tablelor: suprafață și mijloc (pentru cazul tablelor cu grosimi de peste 25 mm. Se determină: energia de rupere KV [j], expansiunea laterală EL [mm],

crystalinitatea CR [%], pe epruvete încercate la temperaturi cuprinse între -80°C și +80°C (câte trei de fiecare temperatură). Se ridică diagramele KV, E_1 , Cr funcție de temperatura de încercare. Se determină temperatura de tranziție T_1^{KV} , T_1^{EL} , T_1^{CR} , prin intersecția ordonatei la origine a criteriului de acceptare respectiv cu alura curbelor determinate.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

1.6. Determinarea sensibilității la îmbătrânire a oțelului pe epruvete specializate, îmbătrânite artificial prin întindere la trei niveluri ale alungirii remanente 3%, 5%. Se procedează la încercarea de încovoiere prin șoc ca și la punctul 1.5 . Se analizează evoluția temperaturii de tranziție corespunzătoare.

1.7. Determinarea caracteristicilor structurale prin analiza microstructurală. Se determină tipul constituenților și se măsoară raportul procentual al acestora. Se investighează posibilitatea existenței structurilor de călire.

1.8. Determinarea din punct de vedere cantitativ a gradului de impurificare al oțelului pe analizorul de faze Epiquant.

1.9. Determinarea din punct de vedere calitativ a tipului incluziunilor nemetalice localizarea acestora precum și morfologia acestora pe microsonda electronică Jeol.

1.10. Determinarea compoziției chimice în procente prin analiza pe cale umedă și/sau utilizând spectrometria de emisie cu spectrometrul tip Quantovac (sau în spectrul de raze X) a elementelor C, Mn, Si, Ni, Cr, Cu, Mo, V, Ti Al, P, S, Sb, Sn, As.

2. Elaborarea și verificarea materialelor de sudare destinate sudării oțelului 1,25Cr0,5Mo tip RRC.

2.1. Determinarea pe probe de metal depus a caracteristicilor de rezistență pe epruvete de tracțiune la temperatura ambientală. (R_m , $R_{P_{0,2}}$, A5, Z).

2.2. Determinarea pe probe de metal depus a caracteristicilor de rezistență pe epruvete de tracțiune la temperaturi de 20°C și 550°C.

2.3. Determinarea pe probe de metal depus a caracteristicilor de tenacitate pe epruvete de încovoiere prin șoc, cu creștătura în V tip Charpy. Se determină energia de rupere, expansiunea laterală, cristalinitatea, pe epruvete încercate la temperaturi cuprinse între - 80° și + 80°C (câte trei epruvete de fiecare temperatură). Se ridică diagramele corespunzătoare KV, funcție de temperatura de încercare. Se determină temperatura de tranziție T_1^{KV} .

3. Studiul sudabilității oțelului 1,25Cr0,5Mo (RRC) utilizând formulele teoretice empirice pe baza compoziției chimice în starea de livrare: calculul carbonului echivalent, valorii durtății maxime, valoarea timpului $t_{w/5}$, estimarea teoretică a punctelor Ac_3 , Ac_1 , Ms pentru determinarea vitezei de răcire, de nonfisurare, calculul temperaturii de preîncălzire etc.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatura ridicată și medii de hidrogen.

Verificarea temperaturii de preîncălzire se efectuează pe probe tehnologice tip Tekken și CTS. Se studiază susceptibilitatea oțelului la fisurare la rece.

Studiul factorilor asociați: -

- susceptibilitatea oțelului RRC la fisurare la reîncălzire și măsurile ce trebuie luate pentru preîntâmpinarea apariției fisurilor la reîncălzire. Stabilirea parametrilor de tratament termic postsudare, pentru asigurarea reducerii la minim a vârfurilor tensiunilor reziduale de la nivelul îmbinării sudate: viteza de încălzire până la temperatura de tratament termic, valoarea palierului de menținere la temperatura de tratament termic postsudare, viteza de răcire de la palier la o temperatură nonpericuloasă care nu mai poate produce transformări structurale în îmbinarea sudată, determinarea numărului de cicluri de tratament termic postsudare.

- studiul susceptibilității la fragilizare prin hidrogen a îmbinărilor sudate ale oțelului RRC (metal de bază, sudură, zonă influențată termic) prin încercarea unor epruvete specializate în stare tensionată la diferite niveluri de tensiune (fracțiuni din limita de curgere a oțelului: $0,3 R_{P0,2}$, $0,4 R_{P0,2}$, $0,5 R_{P0,2}$, $0,6 R_{P0,2}$, $0,7 R_{P0,2}$). Determinarea efectelor structurale produse de hidrogenul difuzibil la nivelul rețelei cristaline. Vizualizarea prin fotografiere a procesului de degradare accelerată a matricii metalului prin mărirea tensiunii mecanice.

- studiul susceptibilității îmbinărilor sudate (metalul de bază, sudura, zona influențată termic) la fragilizare de revenire. Utilizarea criteriilor Watanabe și Bruscato (vezi paragrafele) pentru aprecierea sensibilității oțelului la fragilizare de revenire. Determinarea temperaturii de tranziție T_2^{KV} , T_2^{EL} , T_2^{CR} pentru metalul de bază, sudură și zona influențată termic urmat de răcire controlată, în trepte (step cooling) aplicat tuturor îmbinărilor sudate experimentate.

Ciclul de elaborare a unui oțel cu caracteristici deosebite din punct de vedere mecanic și din punct de vedere al comportării în medii de lucru active este foarte lung. În afară de partea metalurgică de elaborare efectivă a noului oțel în stare lichidă, fiecare etapă următoare este deosebit de importantă. Dacă oțelul laminat la cald satisface caracteristicile cerute urmează etapa de control la rece a tablei și livrarea către beneficiari. Aici începe testarea din punct de vedere al posibilităților de integrare în fluxul tehnologic uzinal: prelucrare la rece prin formarea virolelor, fundurilor, capacelor etc., calificarea și aplicarea procedurilor de sudare scara 1:1 prin execuția reactorului de reformare catalitică, tratamentele termice postsudare și verificările controalelor finale de livrare a utilajelor.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

4. CERCETĂRI EXPERIMENTALE

4.1. Materiale utilizate

Oțelul RRC face parte din clasa oțelurilor slab aliate cu 1,25%Cr și 0,5 %Mo, cunoscut sub denumirea de SA-387/gr. 11, care se utilizează în industria chimică și petrochimică la execuția recipientelor sub presiune care lucrează la temperaturi până la +540°C. În general, la temperaturi ridicate, se utilizează oțeluri Cr-Mo care lucrează în medii conținând sulf sau fracțiunile sale. Astfel, cromul adăugat oțelului îmbunătățește rezistența oțelului slab aliat la atacul sulfurilor din țiteiul cald, mărește rezistența oțelului la oxidare în aer, la atacul hidrogenului. Pentru exploatare în rafinărie la temperaturi înalte se adaugă molibden din două considerente:

- îmbunătățește rezistența la avarie datorită hidrogenului din fluidele de proces bogate în hidrogen;
- îmbunătățește rezistența la fluaj a oțelurilor carbon.

Din studiile efectuate pe diferite oțeluri Cr-Mo cel mai des utilizate oțeluri la execuția recipientelor sub presiune pentru vehicularea diferitelor fracțiuni de țitei cald sunt oțelurile 1,25Cr0,5Mo și 2,25Cr1Mo. În cazul în care se lucrează cu componente în care s-a eliminat sulful din țitei spre exemplu la reformare catalitică se alege un oțel 1,25Cr0,5Mo de tipul celui analizat în prezenta lucrare. În ultimii ani prin cercetările efectuate de firme producătoare de recipiente sub presiune din oțel 1,25Cr0,5Mo și din urmărirea în exploatare a acestora, s-au concluzionat o serie de condiții practice pe care trebuie să le îndeplinescă un astfel de oțel ce se va utiliza la construirea unui reactor de reformare catalitică:

- granulație fină
- conținut controlat în oxigen
- normalizare și revenire sau călire și revenire
- degazare în vid
- desulfurare
- controlul impurităților
- rezistența la fragilizare de revenire

Astfel, din experiența unor rafinării s-a constatat că oțelul 2,25Cr1Mo suferă fragilizare după exploatare de lungă durată (câțiva ani) la temperaturi de funcționare de peste +350°C.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Fragilizarea la revenire nu se limitează doar la oțelul 2,25Cr1Mo deși acesta este aliajul cel mai susceptibil. În acest sens și oțelul 1,25Cr0,5Mo (RRC) a fost studiat din punctul de vedere al susceptibilității de fragilizare la revenire.

Pe de altă parte, există conceptul modern de siguranță în exploatare după care un material chiar și în condițiile inițierii unei fisuri, trebuie să aibă o rezistență suficientă la propagarea fisurii (viteză mică de propagare) până la terminarea sarcinii operaționale, sau până la prima inspecție de serviciu (metoda fail-safe). În astfel de evaluări de fiabilitate, se utilizează metodele mecanicii ruperii materialelor care se bazează pe verificarea prin încercări mecanice a caracteristicilor de tenacitate (K_{Ic} , J_c etc.) în toate fazele de fabricație (laminare, forjare, sudare etc).

4.1.1. Metalul de bază

Oțelul RRC elaborat la SIDEX Galați are la bază un oțel tip SA 387 gr. 11 care printr-un program suplimentar de încercări atașat caietului de sarcini devine un oțel destinat execuției de reactoare de reformare catalitică. Este un oțel aliat cu 1,25% crom și 0,5% molibden cu granulație fină, destinat a funcționa la temperaturi până la + 540°C cu subproduse petroliere. Oțelul se livrează în stare normalizată și revenită. Parametrii de normalizare: temperatura 940°C ±10°C cu timp de menținere 2 minute/milimetru din grosimea tablei, iar parametrii de revenire: temperatura de 680°C cu timp de menținere 4 minute/milimetru din grosimea tablei. În experiment, oțelul s-a prezentat sub formă de tablă laminată de două grosime 60 mm și 20 mm. În general, oțelurile reacționează față de acțiunea procesului de sudare prin modificarea caracteristicilor de comportare ca urmare a transformărilor structurale din zona influențată termic și zona de trecere în funcție de personalitatea fiecăruia și de procedeul de sudare aplicat. Aceste modificări sunt prezentate îndeosebi din punct de vedere metalurgic la nivelul metalului de bază, puse în evidență cu ajutorul unui ansamblu de încercări care urmează în general trei direcții distincte: grupa încercărilor destinate însușirilor de personalitate și a caracteristicilor mecanice ce se efectuează pe oțelul nesudat; grupa încercărilor destinate cercetării transformărilor din zona influențată termic și grupa încercărilor destinate aprecierii efectelor factorilor fragilizanți asupra caracteristicilor de izotropie pe grosimea tablei prin estimarea apariției fenomenului de destrămare lamelară ce apare frecvent la îmbinările sudate de colț tip racord sau ștuț - virolă.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Compoziția chimică prescrisă prin caietul de sarcini cea efectuată de producător și compoziția chimică efectuată pe table din oțel RRC de 60 mm grosime și de 20 mm grosime la ISIM Timișoara este prezentată în tabelul 4.1

Din literatura de specialitate , se cunoaște că în funcție de compoziția chimică a unui oțel, acesta se definește ca fiind sudabil, greu sudabil sau nesudabil prin procedeele de sudare cu arcul electric. Ponderea cea mai mare o are însă concentrația carbonului mult discutată și disputată între producătorii de oțel la nivel mondial.

În plus încă față de alte oțeluri experiența dobândită în practica exploatarea în rafinării a recipientelor sub presiune din oțeluri Cr-Mo a condus la concluzia că în timpul funcționării îndelungate la temperaturi cuprinse între 300^o și 500^oC survine o fragilizare de revenire. Cercetările lui Bruscato au condus la concluzia că fragilizarea de revenire este o funcție de impuritățile din oțel P, Sn, As, Sb care prin depunerea acestora la limita grăunților conduce la micșorarea tenacității la rupere și deplasarea temperaturii de tranziție spre valori pozitive. Deși inițial formula Bruscato a fost destinată mai mult pentru materiale de sudare, în ultimii ani aceasta se utilizează ca un argument în plus pentru puritate, și de către elaboratorii de oțel. Prin compoziția chimică a unui oțel, trebuie să se înțeleagă altceva decât ceea ce rezultă din analizele chimice normale. Este necesar a se cunoaște conținutul în toate elementele de aliere din oțel, forma sub care fiecare element de aliere se află acolo: în soluție, legat în compuși chimici, în faze intermetalice etc. precum și gradul de stabilitate a elementelor în cursul fabricației oțelului.

În ceea ce privește stabilitatea elementelor de aliere din oțel în cursul fabricației sale, se poate estima prin urmărirea statistică a concentrației chimice pe o perioadă de timp. Având în vedere că s-a primit tablă dintr-o singură șarjă pentru fiecare grosime de tablă nu s-a efectuat o analiză statistică de amplasare. S-au efectuat mai multe analize chimice din diferite locuri ale tablelor astfel: 30 analize pentru fiecare element în parte din tabla de 60 mm grosime și respectiv din tabla de 20 mm grosime. (Pentru Sb, Sn, As, Al, S, P s-au efectuat determinări normale).

În tabelul 4.1 se prezintă compoziția chimică a tablelor de 60 mm grosime și respectiv 20 mm grosime.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Tabelul 4.1 Compoziția chimică a tablei de 60 mm grosime și de 20 mm grosime

Nr. crt	Elementul chimic	Documentul de atestare a compoziției chimice			Observații	
		Caiet de sarcini	Certificat de calitate	Buletin de analiza ISIM		
0	1	2	3	4	5	6
1	C	0,09-0,17	0,15* 0,15	0,15* 0,15	Valoarea cea mai frecventă	0,15 0,15
2	Mn	0,35-0,73	0,59* 0,49	0,58* 0,54	Valoarea cea mai frecventă	0,58 0,54
3	Si	0,44-0,86	0,60* 0,56	0,58* 0,55	Valoarea cea mai frecventă	0,58 0,55
4	S	max 0,010	0,006* 0,010	0,005* 0,005	-	
5	P	max 0,012	0,009* 0,010	0,005* 0,008	-	
6	Al	max 0,045	0,034* 0,034	0,030* 0,029	-	
7	As	max 0,015	0,006* 0,006	0,005* 0,005	-	
8	Cr	0,94-1,56	1,47* 1,32	1,43* 1,35	Valoarea cea mai frecventă	1,43 1,55
9	Ni	max 0,28	urme urme	0,04* 0,02	-	
10	Cu	max 0,23	urme urme	0,03* 0,03	-	
11	Mo	0,40-0,70	0,50* 0,46	0,47* 0,47	Valoarea cea mai frecventă	0,47 0,47
12	Sb	max 0,004	0,005* 0,005	0,004* 0,004	-	
13	Sn	max 0,015	0,012* 0,014	0,010* 0,012	-	
14	Ce _{IIW}	max 0,74	0,64* 0,59	0,63* 0,60	Ce = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15	
15	P _{w(Japan)}	max 0,62	0,58* 0,49	0,57* 0,50	P _w = C + (Mn+Cu+Cr)/20 + Si/30 + Ni/60 + (Mo+V) 15	
16	J	max 200	249,9* 252	174* 218	J = (Si+Mn)(P+Sn) 10 ⁴	
17	X	max 20 _(ppm)	16,9* 18,7	11,5* 15,3	X = (10P + 5Sb + 4Sn + As)/100 < 20	

* valori pentru tabla cu δ=60 mm grosime. Restul sunt valori pentru tabla cu δ=20 mm grosime

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Observație La calculul P_w , valoarea $NH = 10$ ml/100 g conform tabel 2.3 ceea ce semnifică un nivel scăzut al hidrogenului difuzibil în îmbinarea sudată corespunzător notației L după IIW.

Pentru elementele C, Mn, Cr, și Mo adică elementele principale de aliere a oțelului RRC, se remarcă o constanță mare cu conținuturi strâns grupate în jurul unei valori astfel:

Pentru tabla de 60 mm grosime:

- la carbon valoarea cea mai frecventă este 0,15% aproape de limita superioară a intervalului prescris;
- la mangan valoarea cea mai frecventă este 0,58 % poziționată la mijlocul intervalului prescris;
- la siliciu valoarea cea mai frecventă este 0,58% poziționată spre mijlocul intervalului prescris;
- la crom valoarea cea mai frecventă este 1,43% poziționată spre mijlocul intervalului prescris
- la molibden cea mai frecventă valoare este 0,47%, poziționată spre limita inferioară a intervalului prescris.

Sulful și fosforul nu depășesc 0,005%.

Pentru tabla de 20 mm grosime:

- la carbon valoarea cea mai frecventă este 0,15 % aproape de limita superioară a intervalului prescris;
- la mangan valoarea cea mai frecventă este 0,54% poziționată spre mijlocul intervalului prescris;
- la crom valoarea cea mai frecventă este 1,35% poziționată spre mijlocul intervalului prescris;
- la molibden valoarea cea mai frecventă este 0,47% poziționată spre limita inferioară a intervalului prescris;
- sulful nu depășește valoarea 0,005%;
- fosforul cu valoarea de 0,008 % se poziționează spre valoarea maximă admisă de prescripția caietului de sarcini.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Carbonul și riscul la fisurare "la rece" Acțiunea conjugată a tuturor elementelor chimice în concentrațiile respective, grosimea oțelului de sudat, gradul de rigidizare al îmbinărilor sudate, aportul gazelor din oțel și în special al hidrogenului ce apare ca urmare a procesului de sudare, se concretizează în formulele de carbon echivalent, care încearcă să estimeze riscul la fisurare de toate tipurile, ce poate să apară în procesul de sudare, după sudare, sau în exploatare, la nivelul îmbinărilor sudate.

Estimarea pericolului de fisurare la rece (vezi paragraful) se apreciază cu formulele 2.39 - 2.45, interpretarea rezultatelor efectuându-se utilizând criteriile din tabelele 2.1, 2.3, 2.4, 2,5:

a) Utilizând formula carbonului echivalent conform I.I.W. (Institutul Internațional de Sudură) din tabelul 2.1 , aplicată valorilor maxime ale caietului de sarcini: $CE = 0,78$.

Criteriul de acceptare este:

Nu sunt necesare precauții la sudare dacă $C \leq 0,22 \%$, $CE \leq 0,41$ și $\delta \leq 37$ mm unde δ = grosimea tablei.

În condițiile sudării oțelului RRC de 60 mm grosime și de 20 mm grosime cu un carbon echivalent real:

$$CE^{60} = 0,63 \quad (4.1)$$

$$CE^{20} = 0,61$$

apare riscul fisurării la rece dacă nu se utilizează precauții speciale: preîncălzirea rostului pentru sudare și menținerea preîncălzirii în timpul procesului de sudare.

b) Utilizând formula 2.39 și 2.40 pentru compoziția chimică din tabelul 4.1. determinată în laboratoarele ISIM.

$$C_{\gamma}^{60} = 0,272$$
$$\alpha^{60} = 0,27 \quad (4.2.)$$

$$C_{\gamma}^{20} = 0,265$$

$$\alpha^{20} = 0,20$$

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Criteriul de acceptare este C_{cy} să fie maxim 0,28 și α maxim 0.11 (conform prevederilor din tabelul 2.4). În cazul în care C_{cy} și α depășesc valorile din tabelul 2.4, sudarea se va face cu o preîncălzire la temperatura:

$$\begin{aligned}\theta_{pr}^{60} &= 388^{\circ} \text{ C} \\ \theta_{pr}^{20} &= 278^{\circ} \text{ C}\end{aligned}\tag{4.3}$$

calculată cu formula 2.41. Temperaturile de preîncălzire calculate se referă la cazul cel mai defavorabil, al stratului de rădăcină.

c. Utilizând formulele 2.42 și 2.43 se obține:

$PW^{60} = 0,57$ pentru tabla din oțel RRC de 60 mm grosime, unde $NH = 10$ și $\delta = 60$;

$PW^{20} = 0,50$ pentru tabla din oțel RRC de 20 mm grosime, unde $NH = 10$ și $\delta = 20$;

Criteriul de acceptare este că fisurarea la rece se va produce cu o probabilitate cu atât mai mare, cu cât PW este mai mare.

În acest caz temperatura de preîncălzire prezumtivă pentru stratul de rădăcină se calculează formula 2.41 modificată:

$P_w = 1.440 \cdot P_w - 392^{\circ}$ și rezultă:

$$\theta_{pr}^{60} = 429^{\circ} \text{ C}$$

$$\theta_{pr}^{20} = 328^{\circ} \text{ C}$$

d. Utilizând formulele 2.44 și 2.45 și tabelul 2.5 rezultă:

$$\begin{aligned}\Phi_{(C)}^{60} &= 0,8805 \\ Ce^{60} &= 0,595 \\ \Phi_{(C)}^{20} &= 0,8805 \\ Ce^{20} &= 0,573\end{aligned}\tag{4.4}$$

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Probabilitatea apariției fenomenului de fisurare la rece crește cu mărimea lui Ce.

Rezultă că oțelul are înclinația spre fisurare datorită prezenței hidrogenului, iar sudarea se va face cu preîncălzire.

Se calculează temperatura începutului transformării martensitice M_s cu formulele 2.20-2.22

$$\begin{aligned} M_{s_1}^{60} &= 449, & M_{s_1}^{20} &= 448 & (\text{conform 2.20}) \\ M_{s_2}^{60} &= 436, & M_{s_1}^{20} &= 439 & (\text{conform 2.21}) \\ M_{s_3}^{60} &= 441, & M_{s_1}^{20} &= 444 & (\text{conform 2.22}) \end{aligned} \quad (4.5)$$

Se calculează temperatura sfârșitului transformării martensitice M_f cu formula 2.22.

$$\begin{aligned} M_{t_1}^{60} &= 235 & M_{t_1}^{20} &= 234 \\ M_{t_1}^{60} &= 222 & M_{t_1}^{20} &= 226 \\ M_{t_1}^{60} &= 227 & M_{t_1}^{20} &= 231 \end{aligned} \quad (4.6)$$

Dacă $\theta_{pr} > M_s$ atunci este pericol ca la răcirea după sudare să apară martensită în îmbinarea sudată. Pentru a nu apare un astfel de pericol, se dirijează răcirea astfel ca drumul ei să nu intersecteze linia de transformare M_s . Astfel de măsuri sunt răciri lente după sudare, prin acoperirea sudurii cu covoare izolatoare, îngrădirea locurilor unde se execută sudurile cu paravane împotriva curenților de aer, aplicarea unei încălziri după sudare pentru eliberarea hidrogenului remanent de la nivelul îmbinării sudate, sau chiar introducerea în cuptorul de tratamente termice postsudare în starea de preîncălzire. Se practică și tratamente intermediare pe parcursul execuției sudării.

Comparând temperaturile de preîncălzire determinate mai sus la punctul b) cu valorile M_{s_1} , M_{s_2} , M_{s_3} se observă că $\theta_{pr} < M_s$ adică nu pot apare structuri de tip martensită.

Prezența unor elemente chimice în oțel, cum ar fi carbonul, manganul, cromul, molibdenul, conduc la posibilitatea apariției unor durificări locale, sau în întreaga masă a oțelului. În cazul nerespectării unor viteze de încălzire răcire, limitate în funcție de grosimea tablei pot apare structuri de călire. Aceste structuri apar în general în zona influențată termic a sudurii și pot duce chiar la apariția fisurilor în prezența unor concentrații de tensiune. În orice structură sudată, fisura este defectul cel mai grav întrucât se poate dezvolta sub acțiunea unor factori adesea aleatorii. La creșterea sarcinilor peste o anumită limită survine ruperea materialului. În acest sens în contextul concepțiilor noi de siguranță un material

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

trebuie să aibă o rezistență suficientă pentru propagarea unei fisuri în condițiile inițierii acesteia, deci o rezistență suficientă la propagarea fisurii (viteză mică de propagare) până la terminarea sarcinii operaționale sau până la prima inspecție de serviciu (metoda fail-safe).

Cum îmbinarea sudată este sediul formării unor concentrații de tensiune, a căror nivel nu se poate calcula cu suficientă exactitate, prevenirea generării fisurilor se poate face numai prin evitarea pierderii plasticității materialului (fragilizarea). În cele ce urmează se estimează acțiunea efectelor factorilor fragilizanți prin analiza acestora în condițiile concrete ale oțelului RRC, precum și verificarea unora prin probe tehnologice supuse experimentărilor de sudare.

Susceptibilitatea la fisurare. Anterior, s-a prezentat rolul compoziției chimice a oțelului la formarea structurilor de călire, respectiv susceptibilitatea de a apare fisuri în zonele adiacente îmbinării sudate la care participă metalul de bază. Se continuă investigarea factorilor fragilizanți datorati și altor criterii de apariție a efectului fragilizării. În principiu, factorii care provoacă fisurarea la rece sunt cunoscuți și citați în literatura de specialitate:

- structura metalurgică (existența constituenților duri și fragili)
- tensiunile induse la sudare
- concentrația hidrogenului

În general, durificarea datorită structurii metalurgice se produce în zona influențată termic datorită naturii oțelului și proceselor de încălzire și răcire a sudurii și se determină din diagramele de răcire continue întocmite de elaboratorul de oțel. Procesul de răcire al sudurii depinde de procesul de sudare, de energia liniară de la sudare, temperatura de preîncălzire, temperatura mediului ambiant, dimensiunile pieselor de sudat, tipul îmbinării sudate.

Susceptibilitatea la durificare. Pentru evaluarea factorilor care provoacă fisurarea la rece, se utilizează de mult timp o metodă larg răspândită - încercările sclerometrice. Valoarea critică aferentă acestei metode este duritatea de 350 HV5. Concomitent, pentru recipientele sub presiune se limitează diferența de duritate între metalul de bază și orice zonă a îmbinării sudate la maxim 100 HV5. Deci dacă duritatea maximă în ZIT nu îndeplinește criteriile de mai sus, se apreciază că fragilizarea zonei este inacceptabilă.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Din punct de vedere fenomenologic, un estimator al tendinței de fisurare este HM care detectează apariției structurilor fragile în ZIT. Criteriul de acceptare este $HM < 350 \text{ HV5}$. Pentru oțelul RRC se calculează:

$$HM = 666 \times \left(C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} \right) + 40 \quad (4.7)$$

$$HM_{60}^{(1)} = 490 \text{ HV5 pentru tabla de grosime 60 mm} \quad (4.8)$$

$$HM_{20}^{(1)} = 473 \text{ HV5 pentru tabla de grosime 20 mm} \quad (4.9)$$

Deci pericol de fisurare. Aici ponderea mare o are concentrație în carbon, crom și molibden. Dintre formulele utilizate de către cercetătorii japonezi pentru oțelurile de înaltă rezistență se numără: formula NSC -Y; formula Ito-Bessyo; formula NSC-SM (SUZUKI), iar dintre formulele utilizate în Europa, formula Dueren.

Aceste formule sunt stabilite pentru domeniul energiilor liniare 8-45kJ/cm, temperaturi de preîncălzire + 20°C, 100°C și 200°C, timp de răcire $t_{8/5}$ de la 3 la 60 secunde și carbonul cuprins între 0,03 și 0,25%. Cea mai precisă formulă este cea prezentată la capitolul 2 formula NSC -SM (formula 2.2).

În tabelul 4.2 se prezintă valorile obținute pentru tabla de 20 mm grosime care furnizează valori HM_{max} în funcție de $t_{8/5}$.

Tabelul 4.2 Valori ale estimatorului H_{max} în funcție de $t_{8/5}$

Formula	$t_{8/5}$							
	10	20	22	24	27	30	33	38
NSC-y	425	386	380	376	368	264	356	347
DUEREN	440	395	384	378	366	359	349	338
NSC-S (1)	420	388	382	378	370	366	358	349
NSC-SM	420	386	381	378	372	368	361	353

Timpii $t_{8/5}$ s-au calculat utilizându-se temperatura de preîncălzire + 160, +220, +280°C la energii liniare de 10 000 J/cm caracteristică procedeului de sudare manual cu electrozi înveliți și 22 000 J/cm caracteristică procedeului de sudare mecanizat sub flux.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Se observă că toate formulele conduc la apariția unor niveluri de durități mari în ZIT, caracteristice unor structuri de călire, fragile. Deci nu există altă posibilitate decât de a lua măsuri suplimentare pentru prevenirea apariției acestora în îmbinarea sudată. Prima măsură utilizată în practica sudării este preîncălzirea pieselor înainte de sudare.

Probe tehnologice. Durificarea structurală la sudare este localizată în zona influențată termic (ZIT) a metalului de bază, durificare, care în conjuncție cu tensiunile de contracție care se dezvoltă la răcire și la acțiunea fragilizantă a hidrogenului difuzibil (la temperaturi sub 300°C) poate conduce la apariția fisurilor în ZIT.

Durificarea ZIT apare deci ca un răspuns specific materialului, la ciclurile termice implicate în procesul de sudare. Pe aceste considerente este posibilă cuantificarea sudabilității in vitro prin intermediul durității maxime repetată în ZIT. S-a adaptat testul durității prin depunerea unui cordon pe placă cu varierea ciclurilor de răcire prin varierea energiei (E.S) la depunere.

În încercările efectuate, s-a utilizat o placă din oțel RRC de dimensiuni 300x300x50 mm, depunerile făcându-se în sensul de laminare pe o lungime de cca 200 mm. Depunerile s-au făcut prin procedeul de sudare mecanizat sub flux investindându-se nivelele de energie: E=10, 22, 25, 50 și 80 kJ/cm. S-a prelevat din fiecare sudură depusă perpendicular pe aceasta, o epruvetă care s-a examinat macrostructural pentru vizualizarea eventualelor fisuri, și s-a efectuat încercarea de duritate HV5 sub cordonul depus. Cu rezultatele încercării s-a trasat diagrama din figura 4.1. S-au executat două seturi de câte cinci suduri depuse: fără preîncălzire și cu preîncălzire la + 220°C.

În figura 4.2 se prezintă modul de poziționare a urmelor de duritate, precum și pasul de poziționare a acestora de 0,75 mm. Diagramele din figura 4.1 arată că în condițiile sudurii depuse fără preîncălzire, nivelul durității maxime se plasează peste valoarea limită convențională de maxim 350 HV5. Aplicarea temperaturii de preîncălzire reduce nivelul durității maxime cu circa 50-60 unități HV5 plasând-o sub valoarea limită de max.

350 HV5. Se mai observă o influență sensibilă a energiei liniare la sudare, a cărei creștere conduce la diminuarea nivelului maxim al durității HV5 în zona influențată termic.

Diagramele de variație a durității HV5 prezentate în figura 4.1, mai conțin ca referință și valoarea de 270 HV5 obținută prin însumarea valorii durității maxime în metalul de bază de 170 HV5 cu 100 HV5, care este criteriul de admisibilitate cerut de unele coduri

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

pentru recipiente sub presiune. Din diagramele prezentate în figura 4.1, se remarcă faptul că pentru toate energiile liniare de la sudare utilizate, în condițiile depunerii cordonului pe placă cu preîncălzire, nivelul durității maxime depășește valoarea de 270 HV5. Se conchide astfel că la execuția îmbinărilor sudate sunt necesare și alte măsuri tehnologice ca sudură multistrat, aplicarea unor tratamente termice postsudare etc [13], [241].

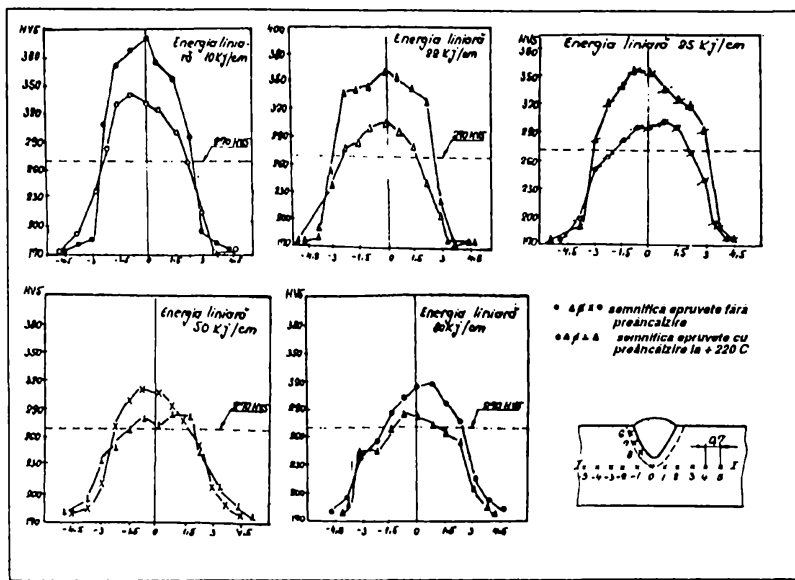


Figura 4.1

Figura 4.2

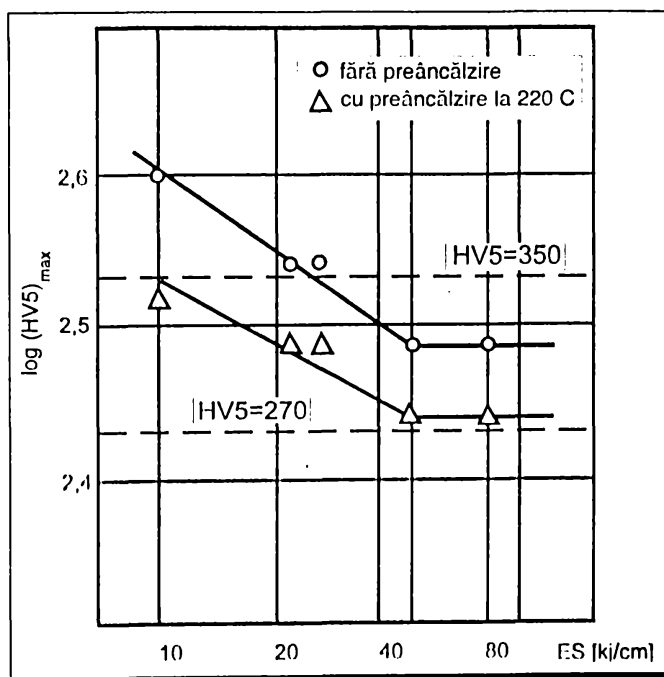


Figura 4.3

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Analizând dependența durității maxime în ZIT, de energia liniară la depunerea cordonului se remarcă potrivit reprezentării în coordonate logaritmice $(HV5)_{max}$ vs E.S. (figura 4.3) două domenii distincte.

Pentru energii liniare la depunerea cordonului cu energii $8 \text{ kJ/cm} < E < 70 \text{ kJ/cm}$, $(HV5)_{max}$ scade odată cu creșterea lui E potrivit unei dependențe de tipul:

$$(HV5)_{max} (E.S.)^m = C (E.S. \leq 70 \text{ kJ/cm}) \quad (4.10)$$

unde m și C sunt constante dependente de materialul de bază și de temperatura de preîncălzire. Pentru $E.S. > 70 \text{ kJ/cm}$ scăderea durității maxime se stabilizează la un nivel constant dependent numai de metalul de bază și de temperatura de preîncălzire. Analiza completă a rezultatelor a relevat următoarele relații:

$$(HV5)_{max} = (302 - 0,10_{pr}) (70/E.S.)^{0,2-0,364*0,001} \theta_{pr} \quad (4.11)$$

pentru $8 \text{ kJ/cm} < E.S. \leq 70 \text{ kJ/cm}$

$$\text{și } (HV5)_{max} = (302 - 0,10_{pr}) \quad (4.12)$$

pentru $E.S. > 70 \text{ kJ/cm}$

Pe baza relațiilor (4.9) și (4.10) se poate cuantifica alegerea parametrilor primari (curentul I, tensiunea U_s , viteza de sudare v) la sudare prin intermediul parametrului $E.S. = UI/v$ și a temperaturii de preîncălzire θ_{pr} prin prestabilirea valorii limite a durității maxime în ZIT în testul depunerii unui cordon pe placă. Această procedură apare ca acoperitoare față de situația reală a depunerii succesive a cordoanelor de sudură într-o îmbinare sudată, datorită ciclului termic mai sever în depunerea singulară a unui cordon și lipsei efectului tratamentelor termice localizate la depunerea succesivă a straturilor.

Pe baza relațiilor 4.9 și 4.10 sunt posibile predicții ale durității maxime care poate să apară în ZIT în condițiile unor parametri tehnologici dați.

Determinările efectuate mai sus, conduc la concluzia că se poate adopta temperatura de preîncălzire de $+ 220^\circ\text{C}$ precum și energia liniară de la sudare în domeniul $22000 - 25000 \text{ J/cm}$ în cazul procedurii de sudare mecanizat sub flux. Acești parametri de sudare

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

recomandați pentru execuția recipientelor sub presiune din industria petrochimică (de exemplu reactoare de reformare catalitică) vor conduce la obținerea unor structuri fine în zona influențată termic precum, și la posibilitatea înlăturării pericolului de formare a structurilor de călire.

În cazul procedurii de sudare manual cu electrozi înveliți, se poate alege o energie liniară la sudare de cel puțin 10 000 J/cm, utilizând o temperatură de preîncălzire de minim 220°C, cu condiția utilizării sudurilor multistrat și a altor măsuri tehnologice în special în zona de închidere a rostului de sudare.

Starea incluzionară. Printre cerințele deosebite impuse oțelurilor slab aliate și în particular oțelurilor refractare Cr-Mo, este și puritatea mare în incluziuni nemetalice, adică în substanțe nemetalice străine de structura oțelului prinse în acesta la solidificare sub formă de particule fără legătura cu masa metalică de bază, care în faza de laminare, unele se alungesc în lungul direcției de laminare. Puritatea oțelului în incluziuni nemetalice depinde de geneza (originea, sursa, formarea și momentul apariției) și de morfologia incluziunilor (tip, structură, compoziție chimică).

Din punct de vedere al genezei, incluziunile nemetalice se clasifică în endogene și exogene. Incluziunile endogene provin din procesele care au loc în baia metalică, iar incluziunile exogene provin din afara băii metalice. Cunoașterea originii incluziunilor nemetalice și cunoașterea comportării acestora începând de la apariția și până la localizarea finală în tabla laminată, ajută la stăpânirea complexului de procese fizico-chimice privind istoria acestora, precum și luarea măsurilor corespunzătoare pentru evitarea impurificării oțelului de către sursele externe.

Gradul de puritate a unui oțel, depinde de incluziunile nemetalice rămase în oțel: cantitate, dimensiuni, mărime, distribuție, tip, formă.

În prezent, multe laboratoare metalurgice studiază posibilitățile de reducere la zero a incluziunilor nemetalice în oțeluri precum și impactul acestora cu condițiile de exploatare a utilajelor chimice și petrochimice [50], [60], [70], [74], [83], [93], [94], [96], [104], [111], [150], [156].

În aceste condiții, Institutul de Sudură și Încercări de Materiale Timișoara fiind implicat în execuția în variantă sudată a unor utilaje de mare performanță: recipiente sub presiune pentru industria nucleară, chimică și petrochimică, platforme marine, ecluze, poduri, material rulant, aeronautică, energetică etc., a participat la elaborarea caietelor de sarcini ale oțelurilor nou asimilate și la omologarea acestora. Condițiile impuse metalurgilor au fost:

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

eliminarea la maxim a gazelor, limitarea la maxim a incluziunilor nemetalice, utilizându-se inhibitori de tip Zr și Ca și reducerea conținutului de carbon pentru obținerea unui carbon echivalent care să asigure o bună sudabilitate. Singurul control al izotropiei caracteristicilor mecanice pe cele trei direcții de laminare longitudinal, transversal, pe grosimea tablei, a fost tracțiunea pe grosimea tablei cu o valoare impusă de minim Z25 (adică gătuirea la rupere să nu fie mai mică decât 25% pentru structurile performante.)

Din experimentările efectuate în ISIM, se prezintă mai jos, tipurile de incluziuni nemetalice identificate, modul de dispunere a acestora în matricea metalului, metodologia de investigare și măsurile luate pentru îndepărtarea efectelor negative asupra sudurilor efectuate cu astfel de oțeluri. Până la elaborarea oțelurilor 1,25Cr0,5Mo, 2,25Cr1Mo, 5Cr0,5Mo; care au fost elaborate la cel mai înalt grad de puritate solicitat, au existat etape experimentale cu prezențe de incluziuni nemetalice cu dimensiuni mari vizibile și cu ochiul liber, care vor fi vizualizate mai jos.

Tipurile de incluziuni nemetalice endogene cel mai des întâlnite în metalul solicitat, sunt incluziunile oxidice și sulfidice, iar dintre incluziunile exogene, se pot întâlni incluziuni de zgură și de materiale refractare.

Incluziuni nemetalice oxidice

Incluziunile nemetalice oxidice sunt formate din compuși chimici rezultați din reacții între unele elemente și oxigenul aflat în soluție în oțelul lichid sub formă de anioni O^{2-} , cele mai importante reacții având loc în procesul de dezoxidare. Pe principiile de bază ale dezoxidării, trebuie deci să se fundamenteze procesele de formare și îndepărtare a produșilor care dau naștere incluziunilor nemetalice. Componentul principal al oțelului, fierul, dizolvă oxigen în funcție de temperatură, corespunzător diagramei de echilibru a sistemului Fe-O. În oțel, oxigenul se găsește în soluție cu fierul și cu alte elemente (Me). Între acestea și oxigen, au loc reacții de următoarea formă generală:



Reacțiile sunt determinate de scăderea solubilității oxigenului ca urmare a măririi conținutului de (Me) sau a scăderii temperaturii. Oxizii Me_mO_n rezultați, sunt în general insolubili sau sunt foarte puțin solubili în oțel lichid deci trebuie să iasă din soluție.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Acești oxizi liberi sau asociați (combinații) între ei, au compuși ai fierului cu oxigenul și cu alți metaloizi și formează " faza nemetalică".

Dezoxidarea oțelului este un proces complex, dependent de un stadiu chimic și unul fizic, acesta cuprinzând formarea particulelor de produși de dezoxidare, creșterea și îndepărtarea lor din oțel. Ambele stadii depind de variații de concentrație dar și de variații energetice.

Acestea au o importanță deosebită mai ales pentru precipitarea din soluție și îndepărtarea din oțel a produșilor de dezoxidare, deci pentru gradul de puritate al oțelului în incluziuni nemetalice. Trebuie deci ca în cadrul mecanismului complex de formare și îndepărtare a produșilor nemetalici oxidici endogeni, să se acorde o atenție deosebită proprietăților fizice ale fazelor prezente.

Vâscozitatea " τ_{ox} " a produșilor care formează "faza nemetalică", este funcție de compoziția lor chimică și de temperatura de topire, dar și de temperatura fazei în care se află în suspensie.

Vâscozitatea fazei metalice este funcție de structura în stare lichidă. Pentru fier se admite că la temperatura de topire și apoi pe măsură descrescătoare peste aceasta, structura nu diferă esențial de temperatură, adică atomii de fier, sub acțiunea forțelor de atracție dintre ei, oscilează în jurul unor poziții de echilibru, situate la distanțe de același ordin de mărime ca și în stare solidă, însă este mai scurt timpul de staționare în pozițiile de echilibru. În aceste condiții, se admite că **hidrogenul** se află sub formă de protoni; **carbonul** sub formă de particule de grafit sau ca și grupări de Fe_3C ; **sulful** și **fosforul** se admit ca atomi sau grupări tip FeS respectiv Fe_2P ; **manganul** ca atomi distribuiți arbitrar iar alte elemente care formează carburi mai stabile decât cementita au tendința de a forma grupări atomice preferențiale de tip compus chimic. Deci vâscozitatea fierului pur lichid " τ_{Fe} ", depinde numai de temperatură, scăzând cu creșterea ei. Dacă faza metalică conține oxigen sau Mn, vâscozitatea este mărită.

Atomii de la suprafața unei topituri se supun legilor tensiunii superficiale și a teoriei stratului superficial. Rezultanta dintre tensiunile superficiale a celor două faze în contact (spre exemplu faza metalică și faza gazoasă de deasupra), reprezintă tensiunea interfazică.

Cantitatea de **Al** sau de **Si** adăugat la dezoxidare, se apreciază după capacitatea de umectare a produșilor oxidici de către faza metalică.

În funcție de cantitatea de Al sau Si introdusă în baia metalică în procesul de elaborare a oțelului, se formează produși oxidici care pot deveni incluziuni nemetalice de tip Al_2O_3 și silicați de fier.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Precipitarea produșilor de oxidare, din soluție, începe cu formarea de germeni, care apoi cresc ca particule de mărimi diferite în funcție de mai mulți factori. Particulele rezultate părăsesc baia metalică: factorii de care depinde îndepărtarea, trebuie să asigure oțelului un mare grad de puritate.

La adăugarea dezoxidanților, baia metalică se suprasaturează repede cu produși de dezoxidare, pentru care are solubilitate foarte mică. Atomii acestor produși formați datorită fluctuațiilor mari de concentrație a reactanților (dezoxidant și oxigen) ies din soluție, ating un volum critic, devin spontan germeni sau centre (nucleee) de cristalizare. Din punct de vedere termodinamic pentru apariția unei faze distincte de produși de dezoxidare sub formă de germeni activi, rezultați prin germinare omogenă din faza metalică, adică pentru formarea de suprafețe de separare între faze, se consumă lucrul mecanic, prin transformarea unei părți a energiei rezultate sub formă de căldură din reacția de dezoxidare. Utilizându-se metode moderne de analiză microscopică, prin utilizarea microsondei electronice, s-a descoperit din punct de vedere cantitativ, mecanismul germinării omogene.

Spre exemplu, Al poate determina germinare omogenă - dovedită de faptul că s-au identificat incluziuni nemetalice sub formă de particule foarte mici în oțel dezoxidat cu dezoxidanți puternici. De asemenea pentru prezenta teză, este important faptul că și Zr în cantități mici produce o germinare omogenă mult mai ușor decât Al dacă este utilizat ca dezoxidant. Important este faptul că gradul de saturație este maxim la adăugarea dezoxidantului (la contactul acestuia cu oțelul) și scade în timp, în funcție de nivelul de agitație al băii metalice - deci în funcție de viteza de germinare. Manganul în alte condiții facilitează formarea unor germeni Al_2O_3 , ce se pot forma și la o suprasaturație mai mică.

Dacă în baia metalică există o fază nemetalică sub formă de particule fine în suspensie (produse de reacție, zgură, resturi de materiale refractare), poate avea loc germinarea eterogenă, produsele de dezoxidare precipitând pe suprafețe preexistente. În acest caz, agitarea puternică a băii metalice este favorizantă precipitării eterogene, datorită uniformizării repartiției suspensiilor preexistente în baia metalică, accelerează difuzia acestuia și deci depunerea de produși de reacție. De asemenea, germinarea eterogenă și precipitarea pe germeni astfel formați este favorizată de impuritățile solubile din faza metalică (oxigen, sulf) și de elemente însoțitoare și de aliere (Mn, Si).

Supraîncălzirea puternică a băii metalice defavorizează germinarea eterogenă deoarece suspensiile preexistente pot fi dizolvate. De asemenea, germinarea eterogenă este frântă de

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

procese care influențează nefavorabil energia interfațială, cum ar fi barbotarea cu gaze inerte a băii metalice.

Germeii de produși nemetalici, cresc în continuare ca particule. Creșterea diferă în funcție de produșii care iau naștere și de starea lor, deci în funcție de condițiile de dezoxidare și de germinare. După adăugarea dezoxidanților, mecanismul creșterii particulelor, include mai multe moduri de creștere, importanța fiecărui mod diferind în principal în funcție de factori preponderent fizici cum sunt: difuzia și ciocnirile.

Difuzia este un factor prioritar în primul stadiu prin transferul de atomi de reactanți (dezoxidant și oxigen) din oțel până la germeni existenți în care și pe care au loc reacții cu formarea de noi produși. Determinant de viteză în acest proces este transferul de oxigen, a cărui concentrație este mult mai mică decât a dezoxidantului.

Ciocniri. Între particulele nemetalice pot avea loc ciocniri datorate mișcării browniene, mișcării laminare Stokes și agitației oțelului lichid. Ciocnirile au o importanță mare pentru creșterea particulelor de produși nemetalici, prin coalescență sau prin aglomerare.

Ciocniri datorate mișcării browniene. Sistemul format din oțel lichid faza metalică și faza nemetalică aflată în suspensie în oțel sub formă de germeni și particule aproximativ de aceeași mărime, poate fi considerat ca un sistem coloidal în care suspensiile au o mișcare haotică, browniană. Pe baza teoriei soluțiilor coloidale, se poate admite că, creșterea particulelor este funcție de numărul de ciocniri care au loc în unitatea de timp.

Ciocniri datorate mișcării de laminare (Stokes). Într-o baie metalică liniștită, particulele nemetalice mai ușoare decât oțelul lichid și având raza destul de mare, se consideră că se deplasează ascensional (decantează), mișcarea fiind laminară (oțelul se prelinge pe suprafața particulei), fiind calm pe o rază de 50 mm în jurul particulei, al cărui diametru este mai mic.

Particulele mai mari, au viteze de ascensiune mai mari, deci energii cinetice mai mari și ciocnesc particulele mai mici (ciocniri Stocks).

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Ciocniri datorate agitației băii metalice. Oțelul lichid nu este în general liniștit în volumul ocupat de el producându-se mișcări (agitație) de natură diferită:

- termică, sub formă de curenți de convecție, determinați de gradienti de temperatură (pe înălțimea băii).
- mecanică, prin fierberea băii metalice prin barbotare, prin amestecare la evacuare din agregatul de elaborare și la turnare în lingotiere.
- electromagnetică, produsă prin curenți de inducție (în cuptoare cu inducție sau în cuptoare electrice cu arc prevăzute cu bobină de agitație).

Datorită agitației, rezultă gradienti de viteză cu creșterea cărora crește intensitatea și numărul ciocnirilor, particulele nemetalice urmând mișcările oțelului lichid.

Creșterea particulelor de produși oxidici endogeni. Toți factorii descriși mai sus acționează concomitent. Creșterea particulelor de produși oxidici endogeni, se produce prin ciocniri datorate mai ales agitației, ciocniri care dau naștere la asocieri între particule prin coalescență sau prin aglomerare.

Particulele tind să ia forma sferică. Creșterea prin coalescență are loc prin alăturarea și unirea de particule mici sau prin formarea de către acestea a unui înveliș pe particule mai mari.

Produșii oxidici greu fuzibili, solizi la temperatura oțelului lichid, se pot asocia cu produși lichizi prin aderare sau prin dizolvare treptată. De asemenea se aglomerează între ei, ajutați de ciocniri. Mecanismul aglomerării se bazează pe următoarele fenomene:

- micșorarea ariei interfețelor umectate de oțel, prin expulzarea acestuia de la punctele de contact.
- creșterea forței de adeziune dintre particulele ajunse în contact devenind preponderente forțele interfazice.

Dacă particulele ajunse în contact prin ciocniri sunt mici și sferice, suprafața A de contact este foarte mică dacă umectarea este slab (unghiul de racordare este mare ca în cazul particulelor de Al_2O_3) intervin fenomene capilare. Astfel, sub acțiunea forțelor interfazice, oțelul se retrage din interstițiu, formează un menisc și în zona de contact apare un spațiu în care se crează vid în care pătrund gaze din oțel (1 din figura 4.4)

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Îndepărtarea produsilor oxidici endogeni. Concomitent cu creșterea particulelor, are loc și îndepărtarea unei părți a acestora. Pentru a asigura un conținut mic de incluziuni nemetalice oxidice endogene, trebuie să se acționeze asupra factorilor fizico-chimici care contribuie la mărirea vitezei de germinare și de creștere a particulelor care sunt: tipul, cantitatea și difuzia dezoxidanților. De asemenea, trebuie acționat asupra factorilor care contribuie la mărirea vitezei de ascensiune v_a a produsilor oxidici în oțelul lichid, în care plutesc ca suspensii disperse de particule solide sau ca emulsii lichide.

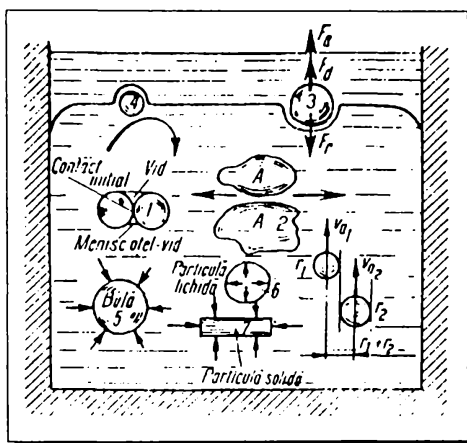


Figura 4.4

Particulele aflate în suspensie, tind să iasă la suprafața oțelului prin decantare. Fiind mai ușoare decât oțelul (figura 4.4) asupra lor acționează o forță ascensională F_a și o forță rezistentă F_r ca răspuns al oțelului:

$$F_a = \frac{4}{3}\pi r^3 t(\rho_0 - \rho_{0x}) g \quad (4.14)$$

$$F_r = 6\pi r_1 v_a \eta_0 \quad (4.15)$$

La echilibru $F_a = F_r$ și se regăsește relația Stokes funcție de proprietățile fizice ale particulelor în suspensie (r_1 și ρ_{0x}) și ale oțelului (ρ_0 și η_0). Se concluzionează de aici că v_a este mare deci îndepărtarea suspensiilor este avansată, dacă particulele ating raza " r_1 " destul de mare. Referitor la mărirea particulelor din relația Stokes, rezultă că produșii oxidici trebuie să fie lichizi sau cu vâscozitate mică, pentru că în timpul ascensiunii particulele să crească prin coalescență. Deci particulele sferice de silicați lichizi se mișcă

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

laminar, cu viteză mai mare, deoarece ciocnându-se pe drum cu altele cresc mai mult până părăsesc oțelul.

În realitate, oțelul nu este o soluție ideală și omogenă, particulele nemetalice nu sunt întotdeauna sferice iar mișcarea nu este laminară, intervenind agitația oțelului. În relația Stokes nu este cuprinsă agitația oțelului, fapt deosebit de important la eliminarea produșilor oxidici.

În concluzie, îndepărtarea produșilor nemetalici, este determinată de rezultanta efectelor următorilor factori:

- factori ascensionali corespunzătoare relației Stokes, completată cu efectul asocierii prin coalescența sau aglomerare.
- antrenarea de către curenții ascensionali (cei descendenți, în centrul lingoului, defavorizează îndepărtarea produșilor nemetalici);
- proprietățile suprafețelor fazelor în contact, respectiv adeziunea dintre oțel și produșii oxidici .

Factorii de influență hotărâtoare pentru îndepărtarea produșilor nemetalici din oțel sunt:

- zgura folosită la elaborarea oțelului;
- faza gazoasă deasupra oțelului sau în acesta;
- agitația oțelului lichid

Oxigenul influențează trecerea particulelor nemetalice din oțel în zgură (din poziția 4 în 3 din figura 4.4). Din datele deținute la ora actuală, pentru particulele de oxizi ajunse în zgura lichidă, umectarea zgurei este mare și zgura acoperă particulele de exemplu de Al_2O_3 (aceasta datorită faptului că faza metalică se desprinde de suprafața particulei nemetalice și spontan, zgura pătrunde între particulă și baia metalică cum se observă în poziția 3 din figura 4.4)

Influența prezentei unei faze gazoase. Dacă în oțelul lichid se găsesc în mișcare bule de gaze (CO , rezultat la afânare, argon folosit la barbotare), acestea ușurează întâlnirea și asocierea particulelor de suspensii iar la interfețele bulă-oțel și suspensie-oțel, au loc fenomene de adsorbție (pozițiile 5,6,7, din figura 4.4.).

De asemenea are loc adeziunea între bulele de gaze și particulele nemetalice dacă acestea nu sunt umectate de către oțel și are loc o eliminare spontană.

În realitate, datorită agitației băii metalice, viteza ascensională este mărită, ceea ce conduce la eliminarea mai rapidă a majorității particulelor în suspensie în baia lichidă. De aici

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

rezidă necesitatea agitării artificiale a băii metalice, procedeu combinat cu celelalte mijloace tehnice pentru obținerea unui oțel curat.

Proprietățile fizico-chimice ale produșilor oxidici primari și secundari, deci comportarea acestora, depind în mare măsură de dezoxidanți (caracterizați prin puterea de dezoxidare) și de timpul acordat pentru desfășurarea procesului, timpul limită fiind cel al stabilirii echilibrului între oxigen și dezoxidant în soluție în oțel.

Manganul (Mn) este un dezoxidant slab care formează MnO. Nu poate produce germinare omogenă reacționând doar cu FeO_4 creind fază nemetalică cu FeO în centrul particulei și MnO în exterior, particulele rămânând globulare și cresc până ce exteriorul devine vâcos. Pot rămâne particule în suspensie cu contur neregulat, produși de tipul $mMnO.nFeO$ sub forme dendritice și poligoane ovalizate.

Siliciul (Si) are putere de dezoxidare mai mare. Nu poate să producă germinare omogenă și împreună cu oxigenul difuzează în "faza nemetalică" preexistentă formată din FeO. Cea mai importantă fază ce apare este SiO_2 (cristobalită) a cărei decantare este nesatisfăcătoare și poate rămâne solidificată în masa metalică (figura 4.5).

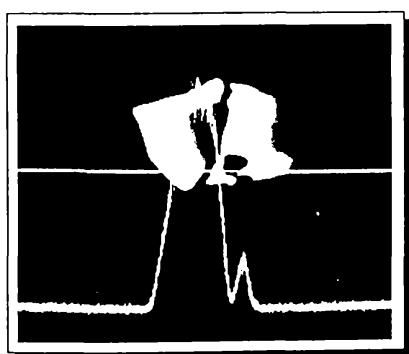


Figura 4.5

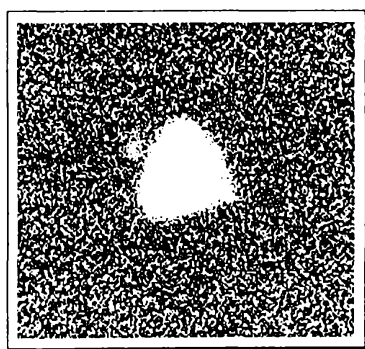


Figura 4.6

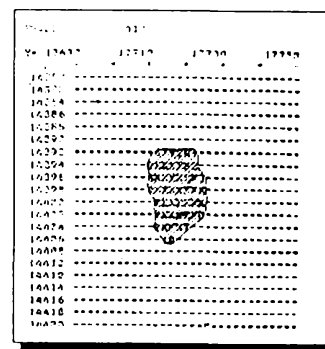


Figura 4.7

În figurile 4.5 și 4.6. se prezintă vizualizarea unei incluziuni nemetalice de tip silicat cu ajutorul microsondei electronice Jeol JCXA -50A. Pentru identificarea elementelor chimice prezente în incluziune, s-a efectuat analiza chimică calitativă utilizând programul CCS-APC la calculatorului PDP 8/M, racordat la microsondă. În figura 4.5, se prezintă imaginea de tip compo cu suprapunerea variației conținutului de siliciu. Se observă că spotul electronic

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

care balează pe suprafața epruvetei supusă analizei, indică un maxim de Si când întâlnește incluziunea. Figura 4.6 prezintă o imagine a distribuției siliciului (linia K_{α}) în matricea oțelului cu o aglomerație centrală de tip silicat (restul suprafeței marcate reprezintă siliciul dizolvat în matricea oțelului). Pentru vizualizarea dimensiunilor geometrice ale incluziunii, s-a ridicat harta de numărare cu ajutorul programului CCS - CTM pe calculatorul PDP 8/M, prezentată în figura 4.7 în sistemul On-line. (Dimensiunile sunt în μm)

Aluminiul (Al) este puternic dezoxidant. Se formează germeni omogeni de Al_2O_3 . Forma incluziunilor nemetalice de tip Al_2O_3 este sferică ceea ce conduce la ideea că s-au separat din produșii lichizi. Există metode metalurgice care conduc la o eliminare aproape completă a incluziunilor nemetalice tip Al_2O_3 .

Zirconiul (Zr) este un dezoxidant puternic care produce suprasaturații mari și produce germinare omogenă. Produșii cu ZrO_2 ce se formează, au tendința puternică spre aglomerare. Datorită aglomerării ajung să decanteze avansat și în particule foarte fine cu o viteză de ascensiune de 4 ori mai mare decât Al_2O_3 . Observație de bază: circa 70 % din ZrO_2 , rezultat, se regăsește în incluziunile nemetalice, din care cauză nu se folosesc adaosuri mari de zirconiu astfel oțelul apare impurificat.

Mai pot apare și incluziuni complexe de forma $\text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{TiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3$, dacă se adaugă pentru dezoxidare titan **Ti**, etc.

Se mai utilizează și **Ca** în aliere cu siliciu și aluminiu, (SiCa , AlCa , SiAlCa). **Calciul** este solubil în "faza nemetalică" în care reacționează cu FeO și determină difuzia oxigenului din faza metalică, prin consumarea acestuia rezultând CaO .

Capacitatea de dezoxidare a calciului este puțin mai mare decât a aluminiului deci se utilizează silicocalciu, acesta adaugându-se după Al.

Important pentru eliminarea incluziunilor nemetalice din oțelul lichid este următoarea proprietate a Si Ca:

-la dezoxidarea cu SiCa , se formează silicați de fier și calciu, lichizi, ale căror particule cresc puternic prin coalescența și prin captarea de particule mici solide de produși umectați puternic de silicații lichizi (de exemplu Al_2O_3).

Creșterea particulelor are loc cu viteză aproape de două ori mai mare decât la dezoxidarea numai cu siliciu. În aceste condiții, viteza de decantare este mare, îndepărtarea produșilor

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

oxidici este avansată, iar cei care nu ajung să părăsească baia metalică sunt reduși pînă la forme CaO , SiO_2 . Se mai formează silicați complecși (de Ca, Al, Fe), care decantează intens. Pușinii produși de dezoxidare care rămân ca incluziuni nemetalice constau în principal din Al_2O_3 și puține particule globulare de aluminați de calciu, care nu au putut decanta. La microscop, incluziunile oxidice formate din silicați și aluminați se găsesc ca particule sferice, mici și uniform repartizate, particulele mari fiind rare (în cazul dezoxidării cu aliaje care conțin calciu).

Dezoxidarea se mai efectuează în condiții speciale și cu elemente de pămînturi rare - lantanide, cum sunt **ceriu** și **lantani**, care au o mare afinitate pentru oxigen.

Incluziuni nemetalice sulfidice. În fierul lichid, sulful este solubil în orice proporție. Sulfura de fier FeS nu este plastică în domeniul $800-988^\circ\text{C}$, și face oțelul fragil la roșu. Pentru preîntâmpinarea ruperii lingourilor, pe lângă limitarea conținutului de sulf și a segregăției acestuia, este necesară prezența manganului la elaborarea oțelului. În cazul prezenței manganului în oțel, la solidificarea acestuia, sulful nu se mai depune ca FeS și se formează intens MnS cu temperatura de topire 1620°C , cu greutate specifică mică și deci ar trebui să părăsească oțelul relativ repede. Cea mai mare parte rămâne însă ca incluziuni sub formă de particule solide în grăunții primari de oțel, cărora le servește drept centre de cristalizare.

Produșii sulfidici apar sub formă de particule fine, neregulate, formate din FeS și MnS , ca soluție ($m\text{MnS}.n\text{FeS}$) în care raportul nu va depinde de conținutul în mangan al oțelului. Această soluție are temperatura de topire cu atât mai înaltă, cu cât proporția de MnS este mai mare și este în oarecare măsură solubilă în oțelul lichid la temperaturi înalte, ceea ce explică apariția uneori a unor schelete de cristale de MnS care se solidifică înaintea masei metalice înconjurătoare.

Dimensiunile particulelor de produși sulfidici, sunt determinate de caracterul cristalizării dendritice, factorul principal fiind ramificațiile dendritelor de oțel și conținutul de sulf, dimensiunile crescând cu $\sqrt[3]{S}$. Gradul de dezoxidare schimbă mult forma de existență a incluziunilor sulfidice și la același conținut de sulf pot lua naștere produși sulfidici foarte diferiți. Acești produși, al căror conținut reprezintă 50-60 % și chiar 2/3 din conținutul total de incluziuni nemetalice, chiar la conținuturi mici de sulf (ceea ce pledează pentru desulfurare avansată) apar cu precădere în anumite momente ale solidificării. Un rol important îl au gradul de dezoxidare și conținutul de oxigen și aluminiu. O dată cu

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

creșterea gradului de dezoxidare, scade solubilitatea sulfurului în baia metalică, Prin aceasta, dezoxidanții, pe lângă faptul că leagă și ei sulf, influențează compoziția chimică a produșilor sulfidici ajutând precipitarea de sulfuri greu fuzibile, în interiorul cristalelor primare sau oxisulfuri ușor fuzibile ca particule sau pelicule la granițele dintre cristale.

În funcție de conținutul de oxigen și aluminiu apar trei tipuri de sulfuri notate I,II,și III. Sulfurile de tip I sunt sulfurile de mangan (MnS) și $(Mn,Fe)S$ în cristalele de oțel care iau naștere la răcirea oțelului când manganul din matricea oțelului devine activ, iar solubilitatea sulfurului scade. Particulele de sulfuri suferă o alungire la laminare la cald luând forma unor plachete. Dacă nu s-a executat o eliminare corespunzătoare în procesul elaborării oțelului, pot apare incluziuni nemetalice de sulfură de mangan macroscopice ca și cele vizualizate în figurile 4.8, 4.9 și 4.10.

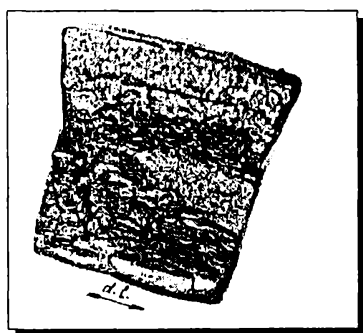


Figura 4.8.



Figura 4.9.

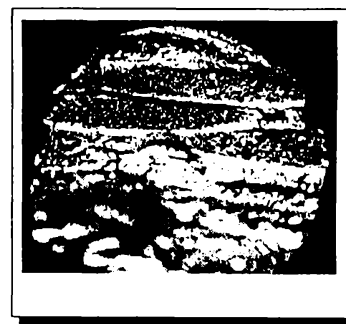


Figura 4.10

În figura 4.8, se prezintă în secțiunea de rupere a unei epruvete de încovoiere prin șoc prelevată pe grosimea tablei unui oțel slab aliat cu Mn și Cr, macroincluziuni de MnS sub formă de plachete alungite pe direcția de laminare (d.l). În figura 4.9, se prezintă o imagine mărită a acestor plachete. Caracteristicile de tenacitate sunt total afectate, ruperea efectuându-se fragil la valori mici ale energiei de rupere KV. Pentru o structură de performanță, un astfel de oțel este total neindicat a fi introdus în manoperă.

În figura 4.10, se prezintă de asemenea poziționarea unor plachete de sulfură de mangan macroscopice. Fotografia s-a obținut în secțiunea unei epruvete de tracțiune prelevată pe direcția grosimii unei table de oțel de înaltă rezistență slab aliat tip T1(cu Mn, Cr, Ni, Mo).

Se observă că ruperea s-a produs fragil fără producerea unei gătuiri caracteristice cu $Z=0\%$.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Un astfel de oțel poate conduce la ruperi catastrofale în exploatare chiar dacă arcul electric de la sudare nu a atins o astfel de zonă impurificată a oțelului.

Figurile 4.11 și 4.12 vizualizează incluziuni microscopice la mărimi de 800 x decelate cu microsonda electronică în matricea unui oțel slab aliat cu Mn, Cr și Mo. Se observă în figura 4.12, suprapunerea semnelor de decelare a manganului și sulfului, indicând prezența sulfurii de mangan alungite.

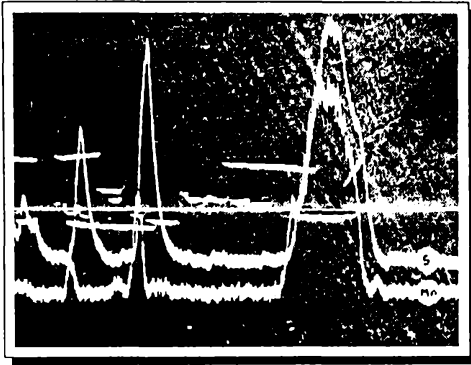


Figura 4.11



Figura 4.12

Figurile 4.13 și 4.14 vizualizează harta de numărare cu ajutorul calculatorului, stabilind dimensiunile incluziunilor din figura 4.11 respectiv 4.12 într-unul din planele de analiză.

Dacă se mărește conținutul de Al într-un domeniu critic de 0,03 - 0,07% apare sulfura Al_2S_3 , în proporții crescătoare și proporția FeS scade, respectiv scade proporția FeS în soluția (Fe.Mn)S. Sulfur are deci o altă repartitie în sulfuri și ca urmare se schimbă temperatura de topire, ceea ce determină tipul II de incluziuni sulfidice ca șiruri de particule mici globulare.

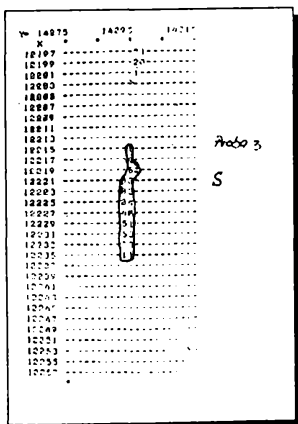


Figura 4.13

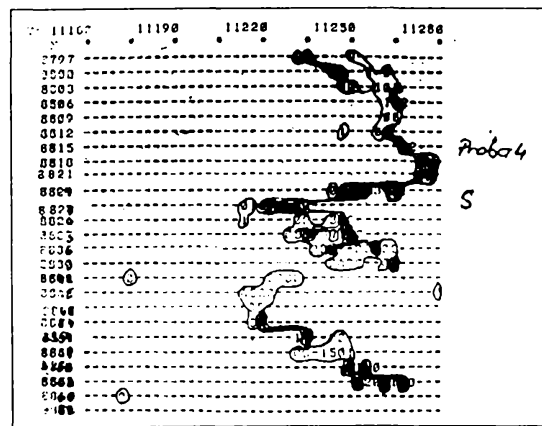


Figura 4.14

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Mărind conținutul de aluminiu în baia metalică peste cel al domeniului critic II (peste 0,07%), apar produși sulfidici de tipul III, care conțin pe lângă MnS și (Mn, Fe) S, o proporție apreciabilă de Al_2S_3 în particule mici pe care se depun celelalte sulfuri.

Incluziunile astfel rezultate sunt eterogene având miez de Al_2O_3 în particule mici pe care se depun celelalte sulfuri.

Incluziunile astfel rezultate sunt eterogene având miez de Al_2S_3 de culoare deschisă după atacare cu acizi. Având temperatura de topire înaltă, se separă la începutul solidificării oțelului, ca particule de forme neregulate, poliedrice sau ca lentile, grăunții primari de oțel sau la îmbinarea de 3-4 grăunți. În figura 4.1, se prezintă o astfel de incluziune nemetalică complexă la mărituri de 800 x într-un oțel Cr-Mo.

Se observă adăugarea de silicocalciu prezent prin elementul calciu, pentru fragmentarea și globulizarea incluziunilor alungite de MnS. În figura 4.16, se prezintă un detaliu la mărituri de 2000 ori al aceleiași incluziuni prezentate în figura 4.15.

Imaginile au fost obținute cu microsonda electronică în fascicol de electroni secundari. În figura 4.17, se prezintă distribuția manganului la aceeași incluziune la o mărire de 2000X.

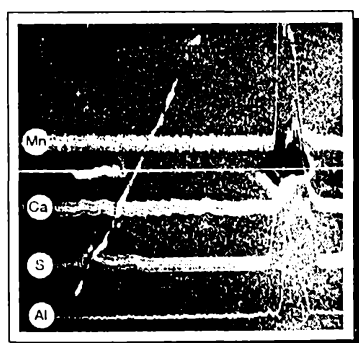


Figura 4.15



Figura 4.16

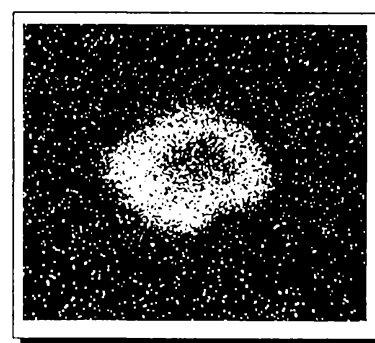


Figura 4.17

Pentru a obține incluziuni nemetalice sulfidice de tipul III, pe lângă un mare adaos de aluminiu, este necesar și de un adaos de aliaje complexe. De exemplu, folosind Zr, SiCa, SiCaBa, SiCaZr, se asigură un mare grad de desulfurare, fragmentarea incluziunilor sulfidice alungite mari, globulizarea și dispersarea în întreaga masă a oțelului lichid și antrenarea cu viteză mărită spre suprafața metalului.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

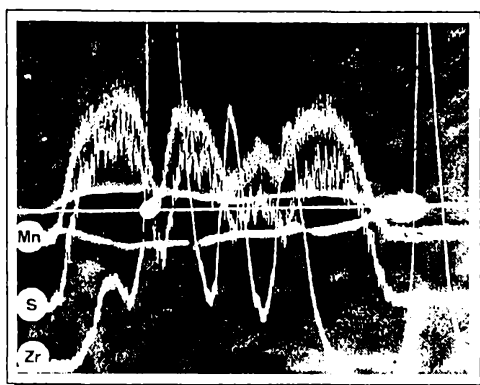


Figura 4.18

În figura 4.18 se prezintă imaginea compo analizată în fascicul de electroni secundari cu microsonda electronică a unei incluziuni alungite de MnS. Din figură se observă că peste semnalele identificate de Mn și S se suprapune semnalul altui element-Zr introdus în oțelului lichid pentru accelerarea desulfurării. Imaginea cuprinde încercarea de fragmentare a incluziunii de sulfură de mangan de către zirconiu. Imaginile s-au obținut la mărimi de 2000 ori cu suprapunerea elementelor Mn; S; Zr.

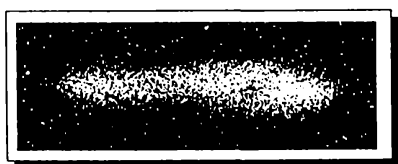


Figura 4.19

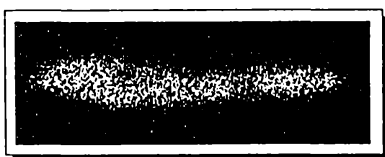


Figura 4.20

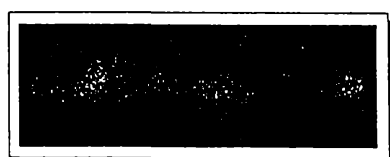


Figura 4.21

În figurile 4.19, 4.20, 4.21 se prezintă imaginile obținute cu microsonda electronică, utilizând distribuția elementelor Mn, S și Zr la mărimi de 2000 ori în liniile spectrelor nucleare K_{α} , pentru incluziunea nemetalică din figura 4.18.

În cazul în care arcul electric de la sudare surprinde în metalul de bază incluziuni nemetalice, în zona influențată termic apar ruperi la îndoirea epruvetelor prelevate din îmbinarea sudată. În secțiunea de rupere se identifică microcavități în mijlocul cărora sunt localizate incluziunile nemetalice care au inițiat microfisuri, dezvoltate apoi în ruperi fragile. În figurile 4.22, 4.23, 4.24, 4.25 se prezintă astfel de incluziuni nemetalice zona influențată termic a unei îmbinări sudate din oțel slab aliat Cr-Mo (RRC) la mărimi de

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

5000 X . Se pot observa și zonele în care au emigrat în jurul incluziunilor, gaze din matricea oțelului.

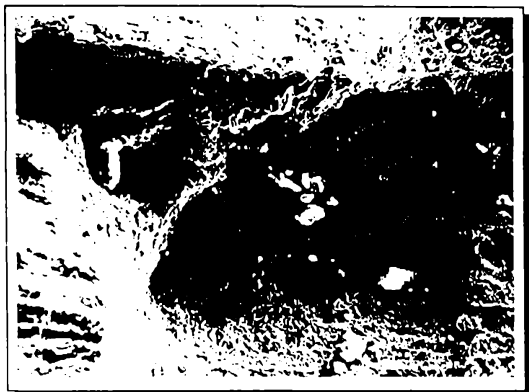


Figura 4.22



Figura 4.23

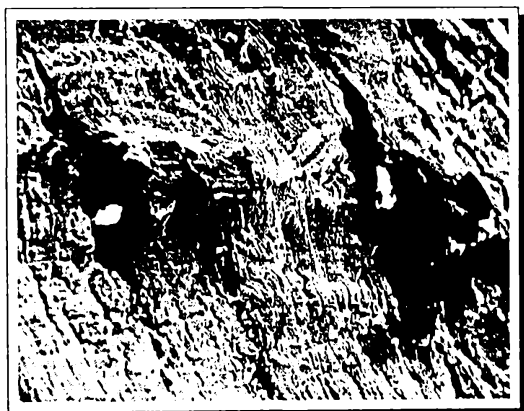


Figura 4.24

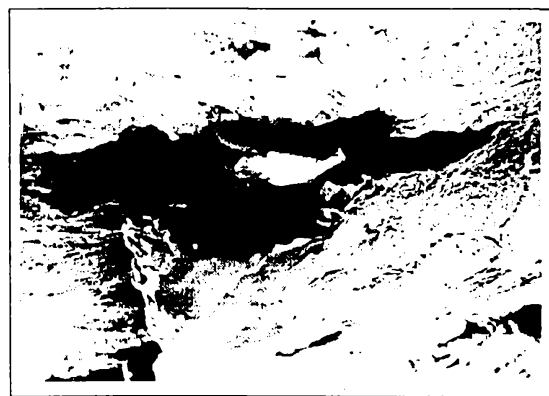


Figura 4.25

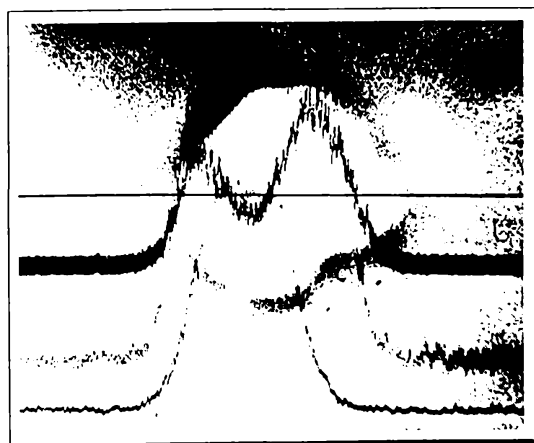


Figura 4.26

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Figura 4.26 prezintă o incluziune de sulfură de mangan globulizată datorită acțiunii zirconiului. Astfel de incluziuni sferoidale, dispersate în matricea materialului reduc probabilitatea blocării hidrogenului atomic din procesele ce au loc în reactoarele de reformare catalitică.

Pe lângă analiza calitativă s-a mai efectuat analiza cantitativă a incluziunilor nemetalice în oțelul 1,25Cr0,5Mo cu analizorul automat de fază Epiquant. Rezultatele experimentale au fost prelucrate cu calculatorul Amic utilizat cu programul de calcul EPI CO15. S-a determinat conținutul global de incluziuni nemetalice și dimensiunile medii ale particulelor. Rezultatele sunt prezentate în tabelul 4.3.

Tabelul 4.3 Conținutul global de incluziuni nemetalice

Marcajul probei mm	Conținutul global de incluziuni nemetalice în procente				Dimensiunea particulelor de incluziuni nemetalice μm				Nr. de particule pe unitatea de volum (mm^{-3})
	Val max	Val min	Val medie	T*	Val max	Val min	Val medie	T*	
60	0,17	0,07	0,14	0,02	2,16	0,94	1,53	0,45	746,948
20	0,34	0,03	0,20	0,08	3,77	1,22	2,03	0,78	406,050

T* - abaterea medie pătratică

Caracteristici mecanice

Oțelul RRC este un oțel de granulație fină, slab aliat cu Cr și Mo, livrat în stare normalizată și revenită.

Oțelul RRC este utilizat la execuția unuia din cele mai importante recipiente sub presiune din complexul de utilaje de prelucrare a țițeiului - reactorul de reformare catalitică. Acest reactor lucrează în condiții deosebite, în atmosferă cu hidrogen atomic la temperaturi ridicate.

În urma experienței obținute în exploatarea recipientelor sub presiune cu pereți groși, s-a observat că oțelurile Cr-Mo suferă o fragilizare după exploatare îndelungată (câțiva ani) la 350°C.

Oțelul RRC se îmbină prin sudare atât cap la cap pentru formarea virolelor prin sudare pe generatoare, fie cap la cap virolă-virolă cât și de colț tip racord.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Ținând seama de cele de mai sus, în teză se analizează caracteristicile mecanice în următoarele variante:

- starea de livrare: normalizare și revenire;
- stare de îmbătrânire artificială;
- stare de livrare + tratament termic postsudare la $670^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ cu timp de menținere 8ore;
- stare de livrare + tratament termic postsudare+tratament termic cu răcire controlată în trepte (step cooling).

Primele trei variante sunt analizate mai jos în prezentul capitol, iar ultima variantă va fi analizată în capitolul 4.2.

Caracteristicile mecanice ale oțelului RRC în starea de livrare. Metalul de bază în starea de livrare s-a prezentat sub formă de tablă laminată la cald (normalizată și revenită) de două grosimi: 60 mm și 20 mm.

Din metalul de bază în starea de livrare s-au prelevat epruvete de tracțiune longitudinale și transversale din cele două grosimi de tablă prezentate în tabelul 4.4.

S-au mai prelevat trei epruvete de tracțiune pe grosimea tablei. Criteriul de acceptare pentru table mai groase de 25 mm: valoarea minimă admisă pentru gătuirea la rupere este de 25 % ca medie a trei încercări, valoarea minimă individuală fiind de 15 %.

Rezultatele celor trei încercări sunt: $Z_1 = 69 \%$, $Z_2 = 52 \%$, $Z_3 = 46 \%$. Din examinarea acestora se observă o încadrare bună în limitele impuse, conferind oțelului caracteristici izotrope pe grosimea tablei.

Din tablele de 60 mm grosime și 20 mm grosime s-au mai prelevat epruvete de tracțiune la cald la temperaturi cuprinse între $+ 200^{\circ}\text{C}$ și 550°C . Rezultatele sunt prezentate în tabelul 4.5.

Din metalul de bază în starea de livrare, din grosimile de 60 mm și 20 mm s-au prelevat epruvete de încovoiere prin șoc cu creștătura în V, atât pe direcția longitudinală cât și transversală. Valorile medii ale energiei de rupere și ale expansiunii laterale, obținute pe câte trei epruvete la fiecare temperatură, au fost ajustate după o curbă care exprimă legătura funcțională energie de rupere-temperatură respectiv expansiune - laterală , temperatură, printr-o funcție de forma [248], [261-264], [289], [290].

$$KV = A + B \cdot \tanh [C \cdot (T - D)] \quad (4.16)$$

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

unde A,B,C și D sunt constante empirice.

Tabelul 4.4 Caracteristicile de rezistență ale oțelului RRC la temperatura ambiantă

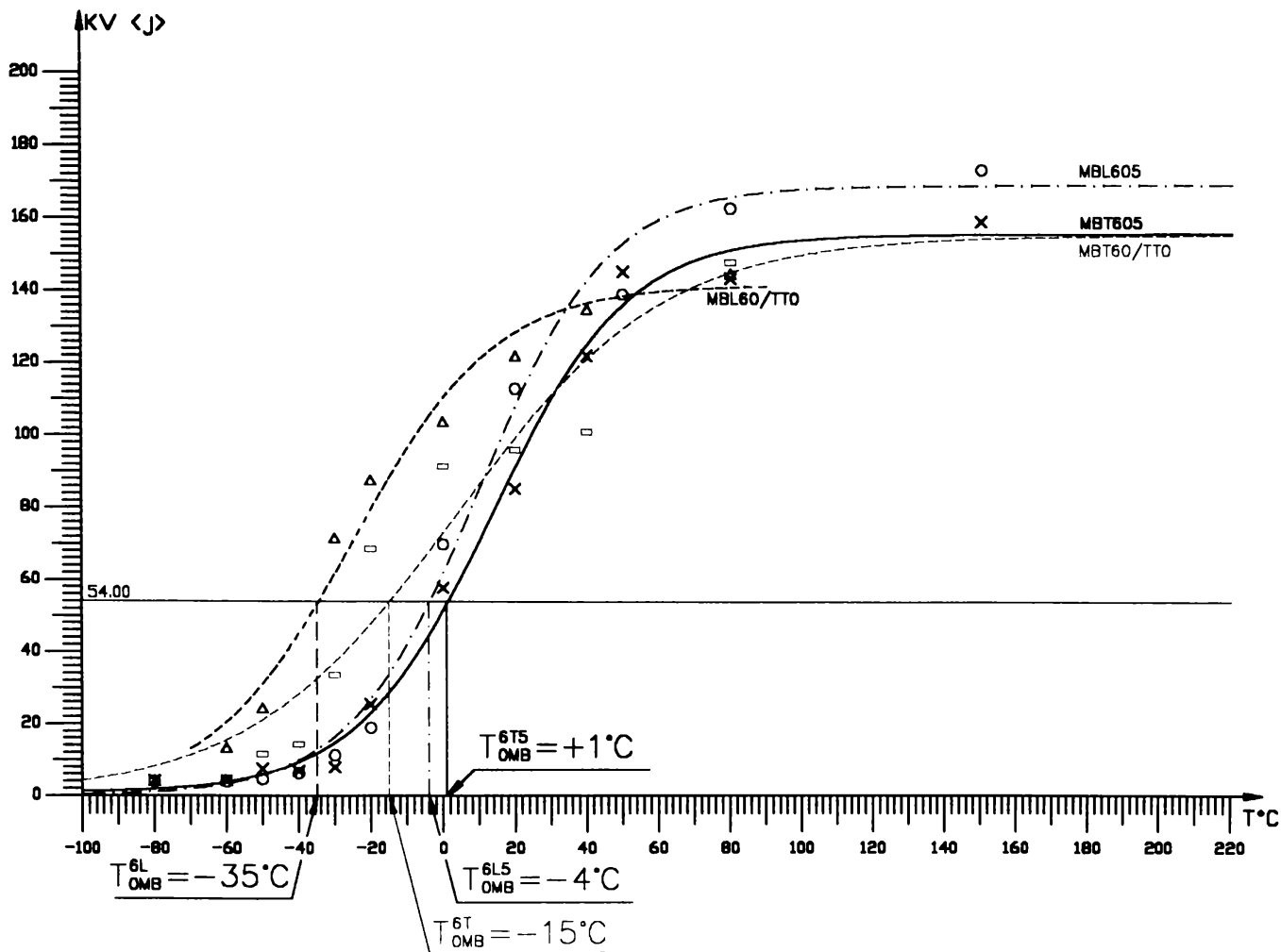
Nr.crt	Varianta de tratament termic	Direcția de prelevare	Rm N/mm ²	R _{p0,2} N/mm ²	A5 %	Z %
0	1	2	3	4	5	6
Tabla de 60 mm grosime						
1	Starea de livrare	longitudinal	544 535	386 353	29 31	71 71
		transversal	539 535	325 329	29 28	71 71
2	Tratament termic de detensionare postsudare 670±10 ⁰ C, timp de menținere 8 ore.	longitudinal	530 528	326 327	28 30	75 75
		transversal	525 526	328 323	26 28	76 73
3	Criteriul de acceptare conform tratamentului la 670 ± 10 ⁰ C, timp de menținere 8 ore.	longitudinal și transversal	515 -	310 -	min 22	-
4	Certificat de calitate starea de livrare	transversal	551	358	26	-
			543	344	30	-
Tabla de 20 mm grosime						
5	Starea de livrare	longitudinal	620 626	450 460	24 25	65 63
		transversal	617 617	447 452	26 25	68 71
6	Tratament termic de detensionare postsudare	longitudinal	553 551	354 375	27 27	72 75
		transversal	550 548	351 351	28 26	69 67
7	Certificat de calitate starea de livrare	transversal	596	442	25	-
			573	422	25	-

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Tabel 4.5. Caracteristicile de rezistență la cald ale oțelului RRC

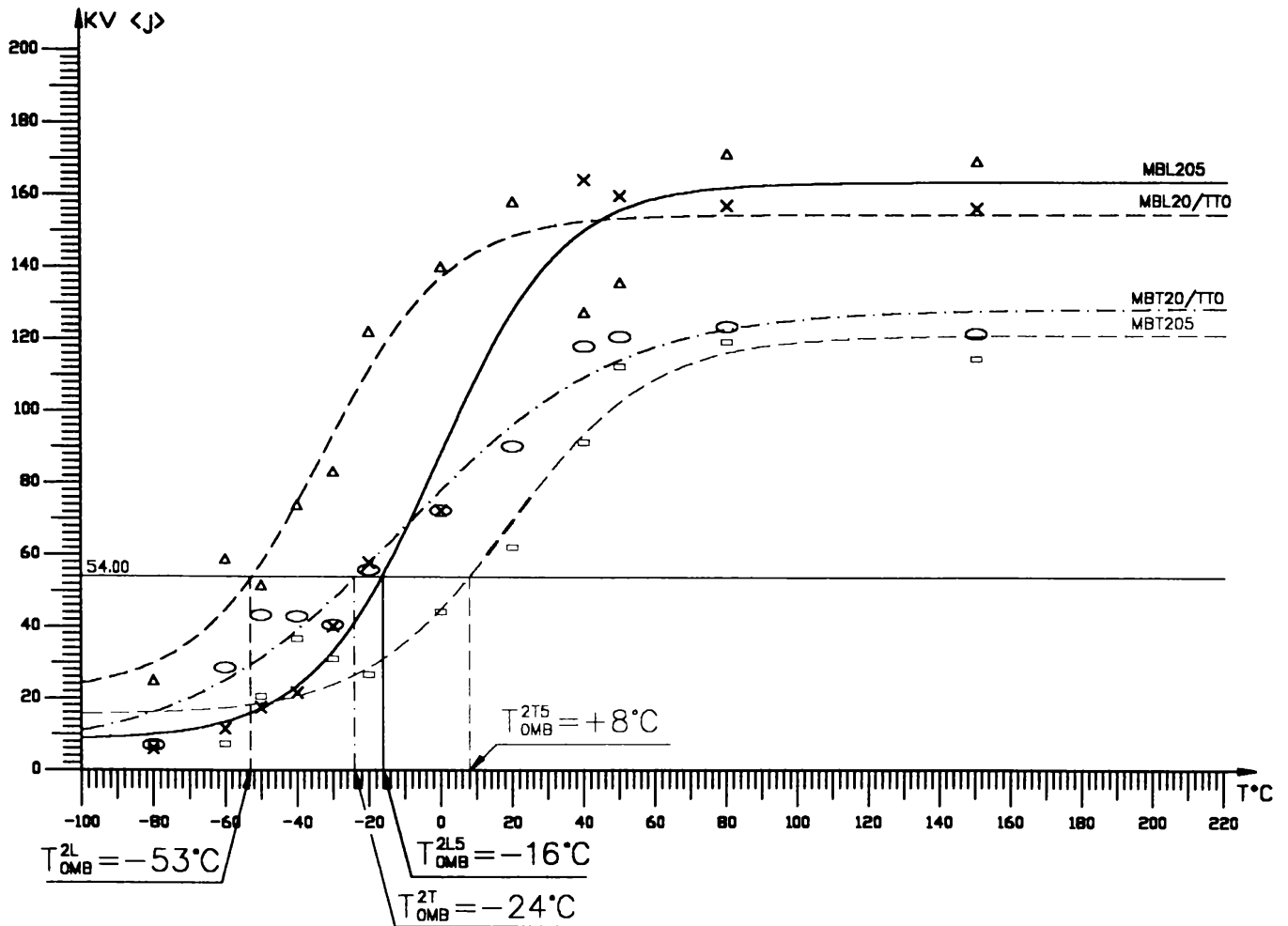
Nr. crt	Caracteristici mecanice	Direcția de prelevare	Temperatura °C						
			+ 200	+ 300	+ 350	+ 400	+ 450	+ 500	+ 550
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
1	Limita de curgere $R_{p0,2}$ N/mm ² (valori minime)	transversal	262	227	215	209	201	194	187
2	Certificat de calitate N/mm ²	transversal	-	-	-	-	-	-	191
Tabla 60 mm									
3	Limita de curgere $R_{p0,2}$ N/mm ²	longitudinal	306	265	250	246	219	206	200
		transversal	297	250	200	231	217	198	195
4	Rezistența la rupere R_m N/mm ²	longitudinal	490	491	482	470	443	396	314
		transversal	480	475	471	460	448	378	334
5	Alungirea la rupere A5%	longitudinal	26	24	25	27	28	30	38
		transversal	24	23	25	27	28	30	37
6	Gâtuirea la rupere Z %	longitudinal	69	68	71	77	80	84	87
		transversal	70	66	70	73	80	82	87
Tabla de 20 mm									
7	Limita de curgere $R_{p0,2}$ N/mm ²	longitudinal	396	355	361	346	327	309	303
		transversal	379	350	361	344	319	309	305
8	Rezistența la rupere R_m N/mm ²	longitudinal	558	580	581	567	555	486	420
		transversal	553	569	580	567	540	483	427
9	Alungirea la rupere A 5%	longitudinal	24	23	23	23	22	23	32
		transversal	22	22	23	23	26	30	32
10	Gâtuirea la rupere Z %	longitudinal	67	64	75	76	77	82	87
		transversal	62	61	64	65	67	75	82
11	Certificat de calitate $R_{p0,2}$ N/mm ²	transversal	Tabla de 20 mm						
			-	-	-	-	-	-	265

La curbele ajustate ca în figurile 4.27 pentru tabla de 60 mm grosime și 4.28 pentru tabla de 20mm grosime în coordonate energie de rupere-temperatură de încercare și în figurile 4.29 pentru tabla de 60 mm grosime și 4.30 pentru tabla de 20 mm grosime expansiune



- MBL60/TT0 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal.
- MBT60/TT0 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate transversal.
- MBL605 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate longitudinal.
- MBT605 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate transversal.

Figura 4.27



- MBL20/TT0** – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal.
- MBT20/TT0** – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate transversal.
- MBL205** – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate longitudinal.
- MBT205** – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate transversal.

Figura 4.28

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

laterală - temperatură de încercare s-au determinat temperaturile de tranziție T_0 definite prin următoarele criterii:

- Criteriul de acceptare pentru energia de rupere pe epruvete cu creștătura în V este de 54 j ca medie a trei epruvete la 0°C. Se admite ca energia de rupere pe o singură epruvetă din set să fie sub valoarea medie, dar cel puțin 48 J.

- Documentele de livrare ale oțelului prevăd să se consemneze valorile expansiunii laterale, fără a preciza criteriul de acceptare. În literatura de specialitate s-a obișnuit ca și criteriu de acceptare pentru măsurătorile de expansiune laterală să fie 35 MILS adică 0,889mm.

S-au mai efectuat măsurători ale suprafeței de rupere ale epruvetelor de încovoiere prin șoc pentru a identifica mărimea zonelor cristaline comparativ cu zonele fibroase ale secțiunii de rupere. Criterul de acceptare pentru măsurătorile de cristalinitate este FATT 50, adică se acceptă o valoare maximă de 50 %, zonă cristalină în secțiunea de rupere.

În figura 4.31 se prezintă diagramele măsurătorilor de cristalinitate-temperatură de încercare pentru tabla de 60 mm grosime, iar în figura 4.32 diagramele măsurătorilor de cristalinitate-temperatură de încercare pentru tabla de 20 mm grosime.

În tabelul 4.6 se prezintă valorile temperaturilor de tranziție determinate prin intersecția criteriului de acceptare cu alura curbei. Se observă că oțelul RRC în starea de livrare satisface criteriul exprimat de 54j la 0°C.

Tabel 4.6 Temperaturile de tranziție determinate pe epruvete de încovoiere prin șoc

Nr. crt	Oțel RRC - Tablă laminată		Temperatura de tranziție T_1 °C		
			KV	EL	CR
1	60 mm grosime	longitudinal	-35	-17	+27
2		transversal	-15	-15	+33
3		longitudinal 5 %	-4	-11	+25
4		transversal 5 %	+1	-13	+31
5	20 mm grosime	longitudinal	-53	-33	-11
6		transversal	-24	-15	+13
7		longitudinal 5 %	-16	-19	+10
8		transversal 5 %	+8	+22	+8

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Fragilizarea prin îmbătrânire artificială. Îmbătrânirea oțelului este un fenomen prin care acesta își pierde plasticitatea în decursul timpului. Îmbătrânirea se datorește mai ales gazelor din oțel, ce rămân în soluție suprasaturată și care în decursul timpului se dispersează submicroscopic căutând mai ales defecțiunile rețelei cristaline. Prezența atomilor de gaze în rețelele cristaline blochează dislocațiile și crează tensiuni la nivelul rețelei. Blocarea dislocațiilor, împreună cu tensiunile din rețea, produc fragilizarea oțelului. La aceste fenomene submicroscopice se adaugă oxidările vacanțelor, coroziunile dacă acționează un mediu chimic activ, deformările plastice la rece, roluirea pe valț etc.

Este deci necesar a se studia sensibilitatea la îmbătrânire a oțelului RRC. S-a procedat la accelerarea fenomenelor prin îmbătrânire tenso-termică.

Îmbătrânirea artificială s-a efectuat prin deformarea la rece a oțelului, creându-se defecte de rețea și încălzirea sa în vederea măririi vitezei de precipitare submicroscopică a gazelor din oțel. Din tabla RRC s-au prelevat probe de 250x12x12 mm, longitudinale și transversale din tablele de 60 mm și 20 mm grosime, care au fost supuse la tracțiune pînă la apariția unei deformări plastice de 5% . Probele s-au menținut o oră la +250°C. Din aceste probe s-au prelevat câte trei epruvete de încovoiere prin șoc care s-au încercat la temperaturi cuprinse între -80°C și +150°C. Epruvetele aveau creștături în V pentru a putea fi comparate cu epruvetele de încovoiere prin șoc prelevate din metalul de bază în starea de livrare.

În ceea ce privește sensibilitatea la îmbătrânire, se observă din tabelul 4.7 că oțelul RRC la + 20°C este sensibil la îmbătrânire artificială dar acceptabil fiind îndeplinit criteriul limită : estimatorul $C < 0,5$ [214], [220], [230], [238], [240], [246], [258].

Tabelul 4.7. Rezultatele încercărilor de încovoiere prin soc pe epruvete îmbătrânite artificial

Nr. crt	Energia de rupere KV (J) la + 20°C				Grosimea tablei mm	Direcția de prelevare	Valoarea C a estimatorului
	Starea de livrare		Starea de îmbătrânire artificială				
	Valori individuale	Valori medii	Valori individuale	Valori medii			
1	95, 105, 96	98	98, 75, 84	86	60	transversal	$C_{60}^T=0,12$
2	106, 131, 122	119	112, 128, 100	113		longitudinal	$C_{60}^L=0,05$
3	90, 104, 160	90	55, 72, 60	62	20	transversal	$C_{20}^T=0,30$
4	145, 160, 163	158	141, 118, 127	128		longitudinal	$C_{20}^L=0,19$

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Formula de calcul a sensibilității la îmbătrânire artificială, pe epruvete cu o deformare plastică de 5% este :

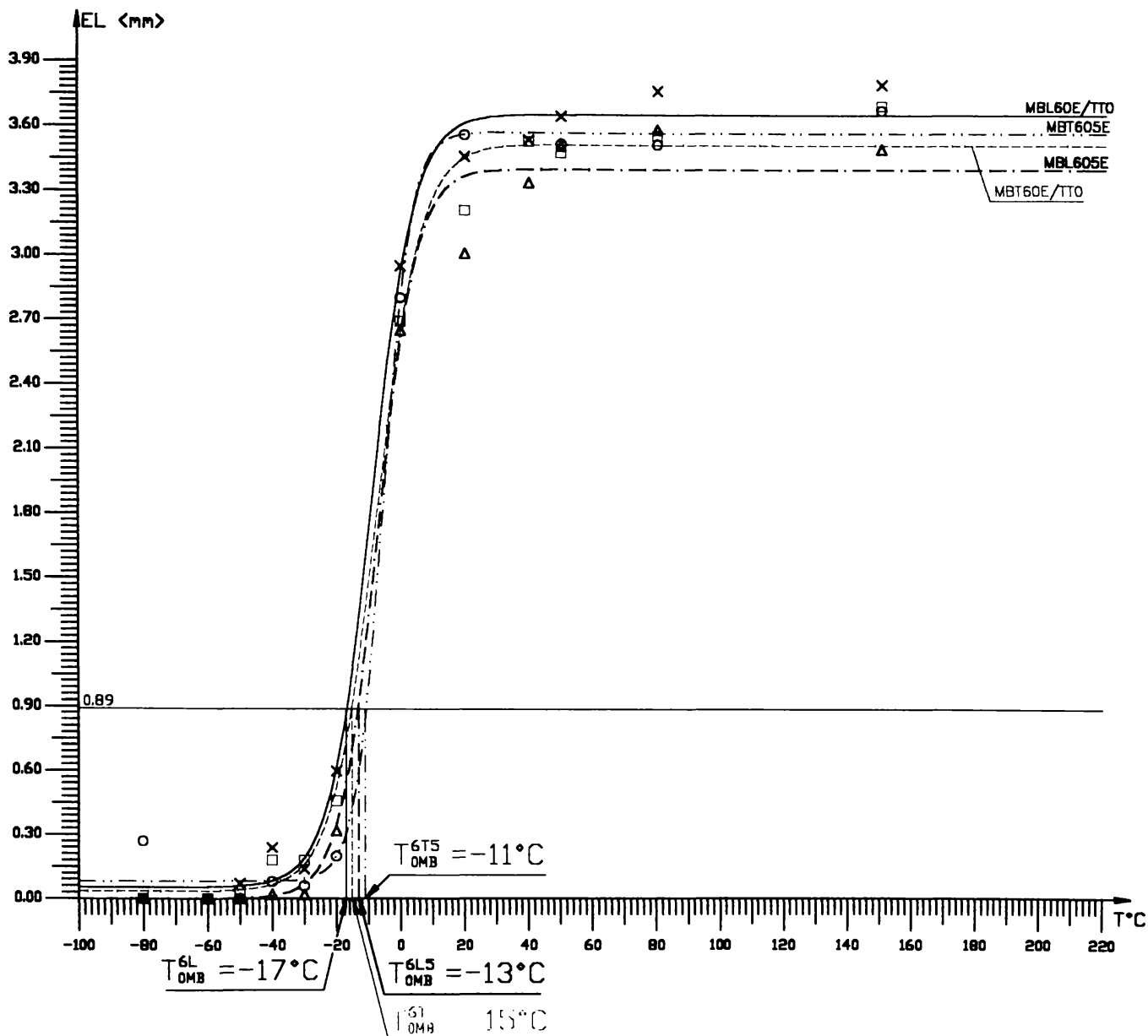
$$C = \frac{KC - KC_1}{KC} \quad (4.17)$$

unde: KC = valoarea medie a energiei de rupere pe trei epruvete în starea de livrare (J).

KC_1 = valoarea medie a energiei de rupere pe trei epruvete în starea îmbătrânită artificial. [J]

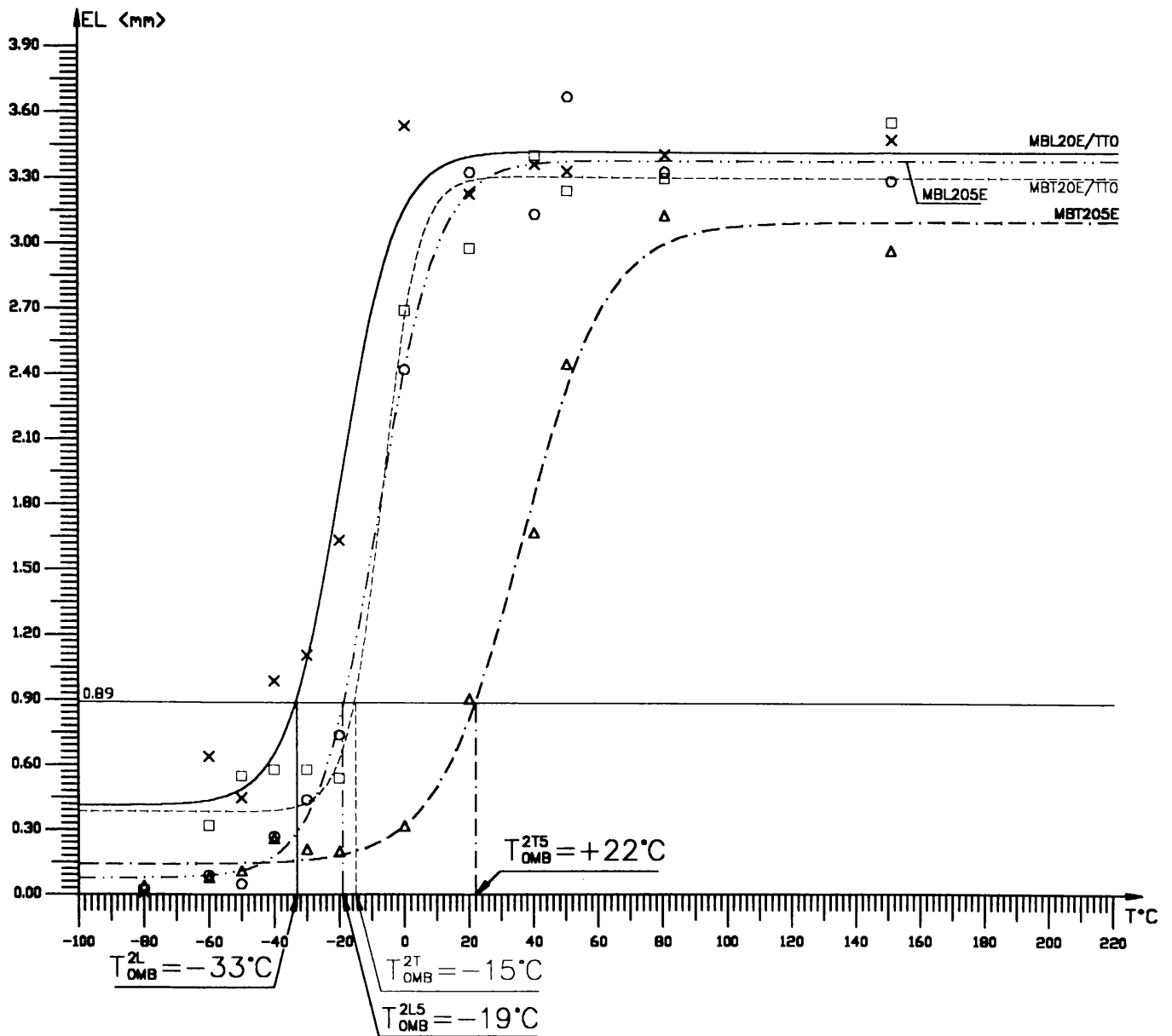
Figura 4.27 prezintă rezultatele încercării epruvetelor de încovoiere prin șoc transversale prelevate din tabla de 60 mm, îmbătrânite artificial, comparativ cu rezultatele obținute pe metalul de bază în starea de livrare. Se observă că îmbătrânirea artificială influențează negativ comportarea metalului de bază la temperaturi negative. La + 20 °C se observă o diferență de cca 10j în cazul energiei de rupere, între epruvetele îmbătrânite artificial și metalul de bază în starea de livrare. În cazul expansiunii laterale, valorile la + 20 °C sunt mai mari decât 0,89 mm. (figura 4.29).

Figura 4.28 prezintă rezultatele încercării epruvetelor de încovoiere prin șoc transversale îmbătrânite artificial prelevate din table de 20 mm grosime comparativ cu rezultatele obținute pe epruvete prelevate din metalul de bază în starea de livrare. Se observă o influență negativă a îmbătrânirii artificiale asupra comportării metalului de bază de la temperaturi de încercare negative la temperaturi pozitive, existând diferențe de cca 20-40J între valorile obținute pe epruvete îmbătrânite și valorile obținute pe epruvete în starea de livrare. În cazul expansiunii laterale, valorile la + 20 °C sunt mai mari decât 0,89 mm (figura 4.30).



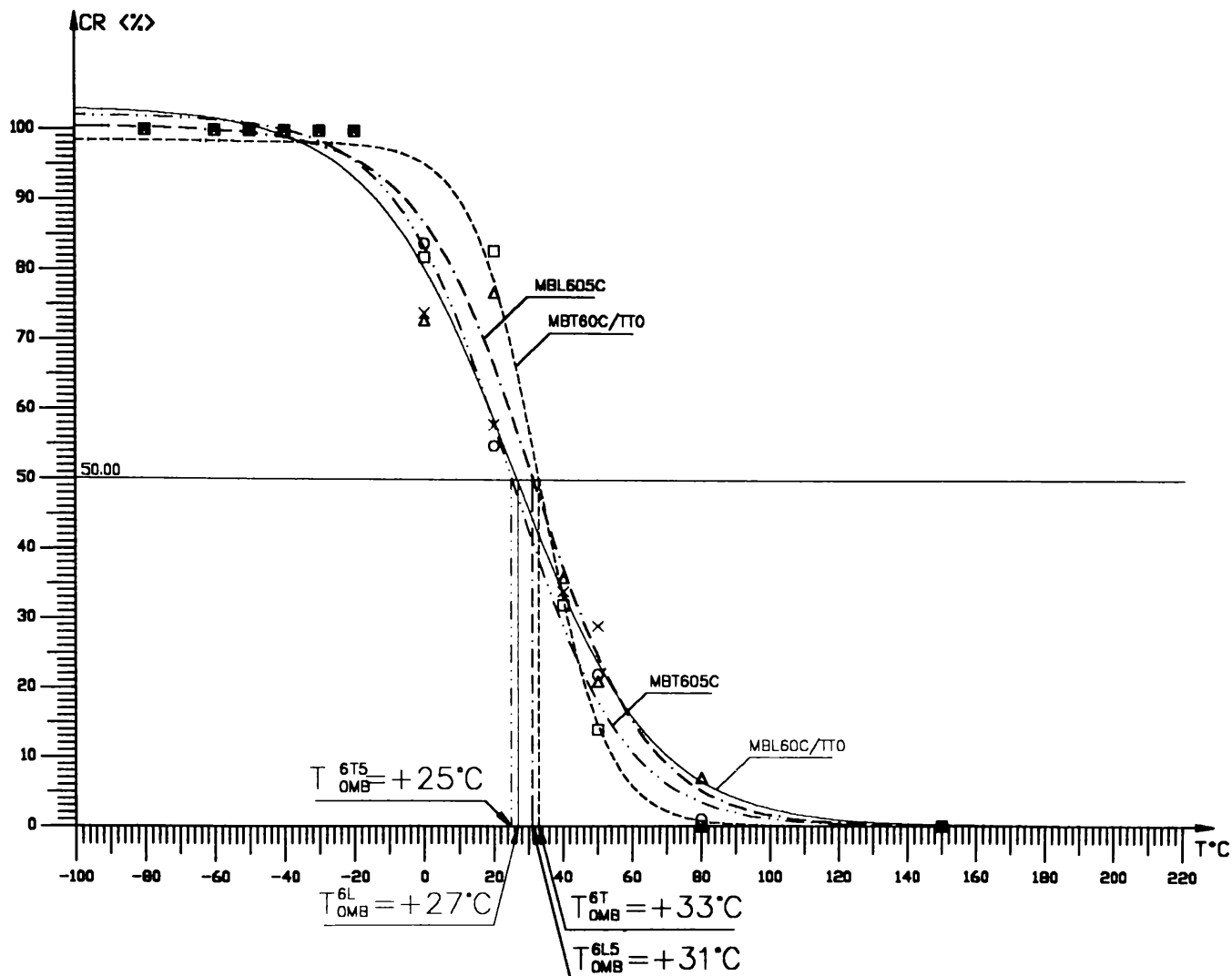
- MBL60E/TT0 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in stare de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal.
- MBT60E/TT0 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate transversal.
- MBL60SE – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate longitudinal.
- MBT60SE – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate transversal.

Figura 4.29



- MBL20E/TT0- metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incoviere prin soc Charpy V prelevate longitudinal.
- MBT20E/TT0- metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incoviere prin soc Charpy V prelevate transversal.
- MBL205E - metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incoviere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate longitudinal.
- MBT205E - metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incoviere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate transversal.

Figura 4.30



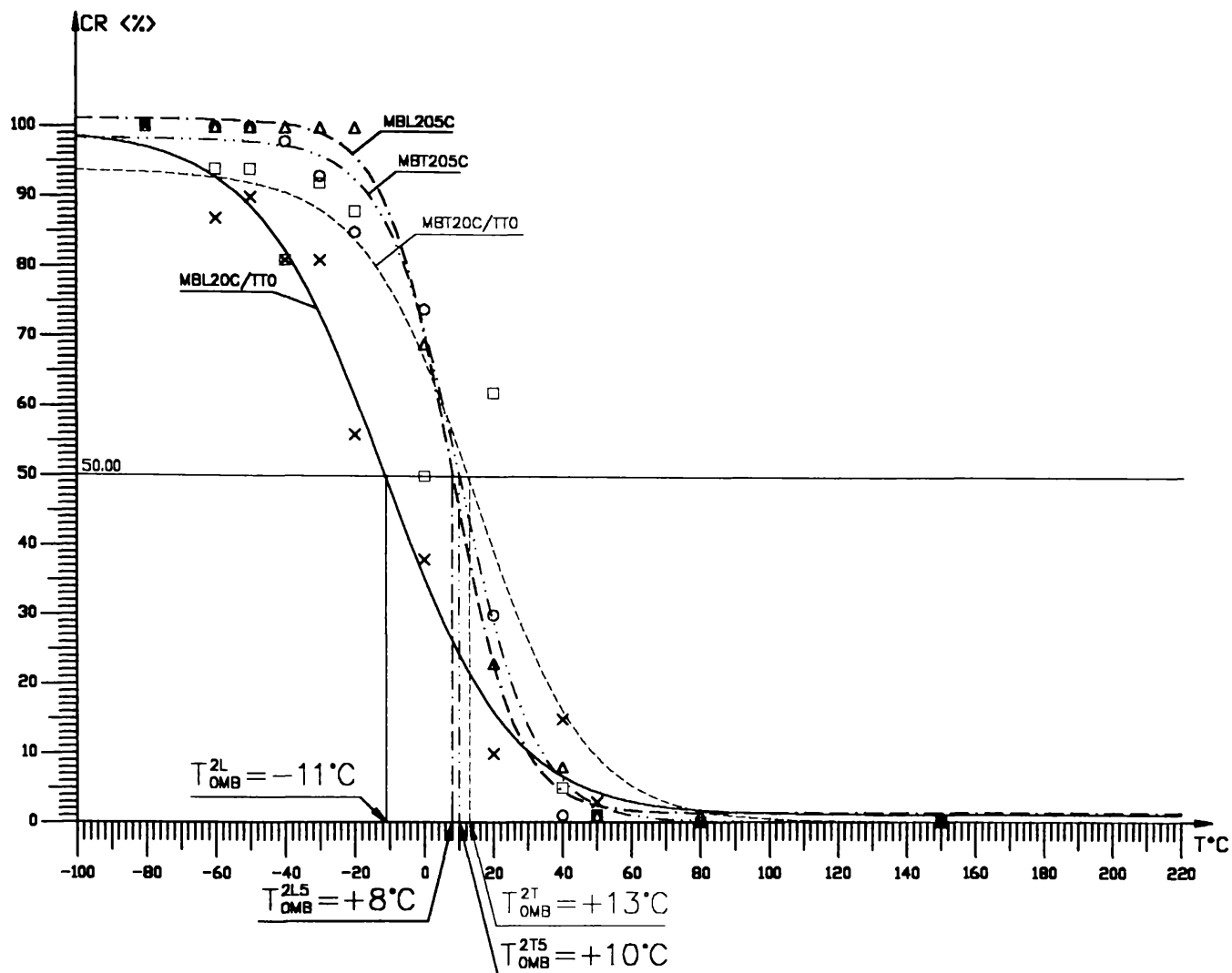
MBL60C/TTO— metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal.

MBT60C/TTO— metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate transversal.

MBL605C — metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate longitudinal.

MBT605C — metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate transversal.

Figura 4.31



MBL20C/TTO— metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal.

MBT20C/TTO— metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate transversal.

MBL205C — metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate longitudinal.

MBT205C — metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate transversal.

Figura 4.32

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Analiza metalografică. Metalul de bază a fost analizat microstructural în starea de livrare la nivelul fiecărei grosimi de tablă 20 mm și 60 mm. Examinările au fost efectuate după un atac chimic al suprafeței de cercetat cu o soluție de Nital 2 %, la mărimi de 100 ori în conformitate cu standardele în vigoare cu privire la metodologia de examinare și la măsurătorile cantitative efectuate.

Tabla din oțel RRC de 20 mm grosime prezintă o structură cu constituenți tip ferită, perlită cu o proporție de 40/60 și o granulație fină 8-9 ca mărime a grăuntelui real.

În figura 4.33, se prezintă microfotografia zonei cercetate.

Tabla din RRC de 60 mm grosime prezintă o structură cu constituenți tip ferită- perlită cu o proporție de 40/60 și o granulație fină de 7-8 ca mărime a grăuntelui real. În figura 4.34 se prezintă microfotografia zonei cercetate.



Figura 4.33

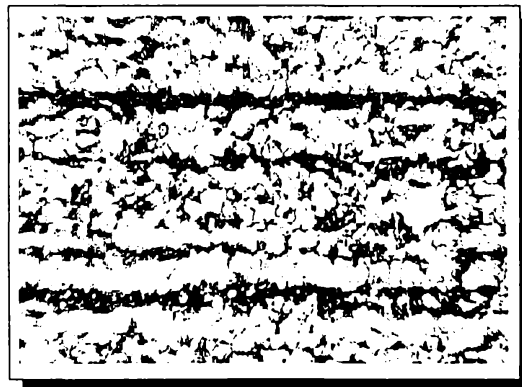


Figura 4.34

Cercetarea structurii metalografice la temperaturi ridicate. Din oțelul RRC s-au prelevat epruvete ce au fost supuse investigării microstructurale prin încălziri-răciri folosind instalația Vacumtherm adaptată la microscopul optic MC F2, ciclul de încălzire-răcire fiind prezentat în figura 4.35

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

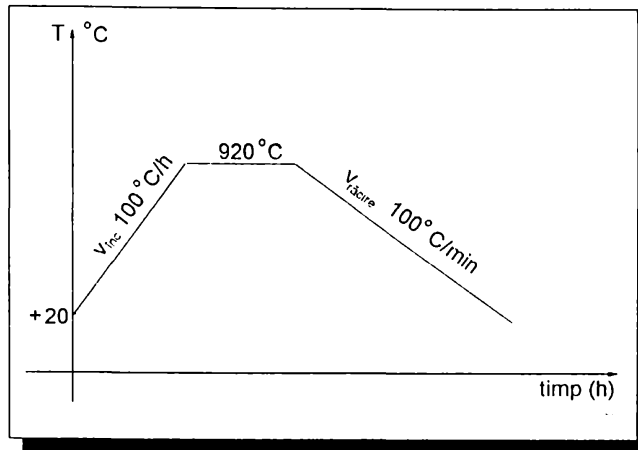


Figura 4.35

A. la încălzire

- la 600°C se prezintă structuri granulare ferito-perlitice cu precipitări fine plasate intergranular (figura 4.36 mărire 100x).

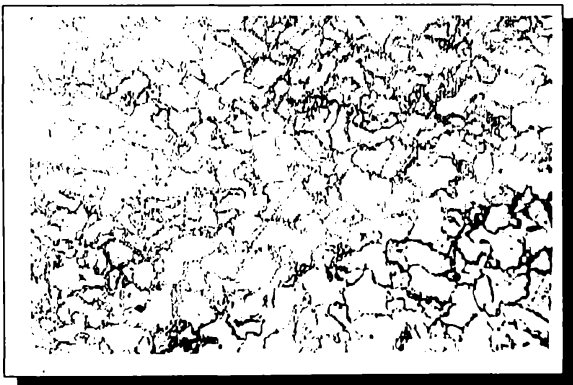


Figura 4.36



Figura 4.37

- la 780°C se prezintă structuri difuze ferito-austenitice cu precipitări fine (figura 4.37 mărire 100x).

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

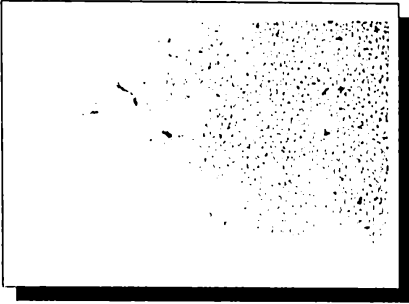


Figura 4.38

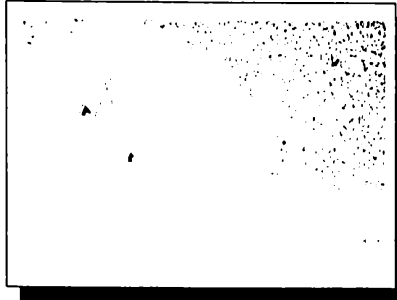


Figura 4.39

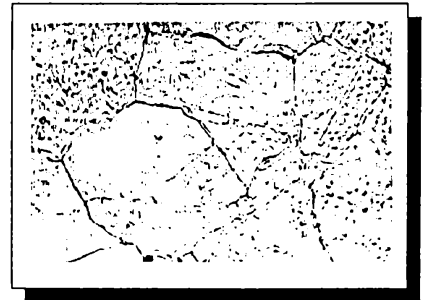


Figura 4.40

- la 840^oC se prezintă structuri fine difuze austenitice cu precipitări puțin reliefate (fig. 4.38 mărire 100x).

- la 920^oC se prezintă structuri difuze austenitice cu precipitări foarte fine plasate în toată matricea (figura 4.39 mărire 100x).

B. la răcire

- la 840^oC -se prezintă structuri austenitice grobe bine reliefate cu precipitări plasate în general în interiorul grăunților cristalini (figura 4.40, mărire 100x)

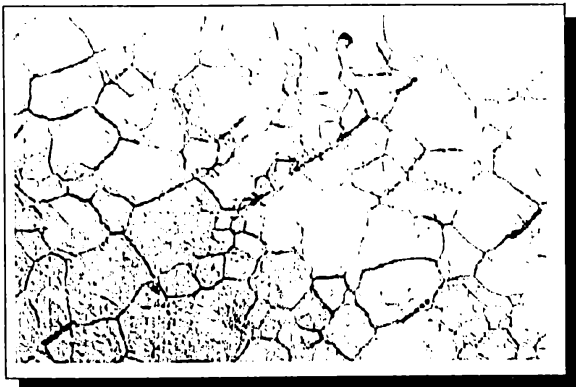


Figura 4.41



Figura 4.42

- la 680 ^oC -se prezintă structuri granulare feritice și perlitice cu grăunți neuniformi (perlita nu se pune în evidență) și precipitări fine (figura 4.41 mărire 100x)

- la 420^oC se prezintă- structuri granulare și aciculare cu precipitări plasate intergranular (fig. 4.42 mărire 100x).

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

- la 300°C se prezintă structuri poliedrice și aciculare cu dezvoltarea accentuată a celor aciculare în interiorul grăunților poliedrice (figura 4.43, mărire 100x).



Figura 4.43

Testarea capacității de inhibare a propagării fisurilor. Criteriile de verificare și dimensionare la rupere se referă la prevenirea inițierii ruperii prin solicitări singulare.

Un grad sporit de siguranță se obține când, chiar și în condițiile inițierii fisurii, materialul are un nivel suficient de ridicat de tenacitate pentru a inhiba adică a opri propagarea [Cioclov 1977]. Analiza ruperii din acest punct de vedere este corelată cu încercările pentru testarea capacității de inhibare a propagării fisurilor, încercări pe baza cărora s-a dezvoltat o metodologie empirică care urmărește să determine pentru un material, acele combinații ale solicitării, temperaturii și mărimii defectelor, care conduc la înhibarea propagării fisurii. Pentru materiale de tipul oțelului RRC care prezintă tranziție la ruperea prin separare și propagarea instabilă a fisurii, verificarea condițiilor de inhibare a propagării fisurilor se face pe baza diagramei de analiză a ruperii de tip Pelini-Puzak [Cioclov 1977], în esență, prin raportare la temperatura de ductilitate nulă NDT (nil ductility temperature) și curba temperaturii de inhibare a fisurii CAT (crack arrest temperature).

Este posibil a se asigura condiții de solicitare și temperaturi de funcționare în domeniul situat la dreapta CAT unde propagarea instabilă nu mai este posibilă.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Pentru interpretarea rezultatelor este necesar să se determine experimental mărimile caracteristice pentru propagarea și inhibarea fisurii, cum ar fi curbele CAT și temperatura NDT.

Curba CAT nu a fost determinată dat fiind volumul mare de încercări specifice pe metalul de bază. S-a determinat temperatura NDT pentru tabla din oțel RRC de 20 mm grosime și 60 mm grosime, pe epruvete tip Pellini. Încercarea s-a efectuat la temperaturile: - 50°C; -20°C; - 16°C; - 10°C; -6°C. În figura 4.44 se prezintă epruvetele încercate din tabla de 20mm grosime.

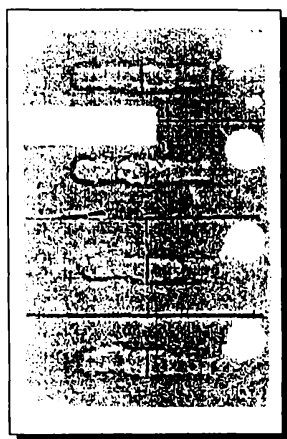


Figura 44.a

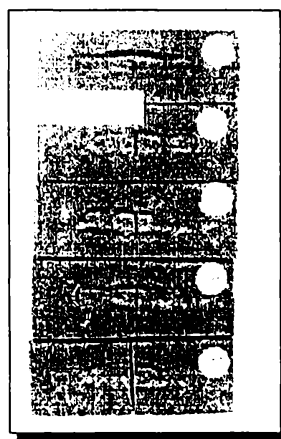


Figura 44.b

S-a obținut:

- temperatura NDT = -15°C pentru tabla de 20 mm grosime pentru direcția transversală.
- temperatura NDT = - 8°C pentru tabla de 60 mm grosime pentru direcția transversală.

Dacă se utilizează la interpretarea rezultatelor criteriul NDT +17°C, se obține:

- pentru tabla de 20 mm grosime:
 - 15°C + 17°C = +2°C
- pentru tabla de 60 mm grosime:

$$- 8^{\circ}\text{C} + 17^{\circ}\text{C} = + 9^{\circ}\text{C}$$

adică, nu se poate produce propagarea instabilă a fisurii dacă la temperatura peste +2°C pentru tabla de 20 mm grosime și la temperatura de +9°C pentru tabla de 60 mm grosime, sarcina operațională este maxim 0,5R_{p0.2}.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

4.1.2. Materialele pentru sudare

Alegerea materialelor pentru sudare s-a efectuat în funcție de procedeul de sudare utilizat, de compoziția chimică a oțelului RRC, și în funcție de condițiile de exploatare.

Procedeele de sudare utilizate au fost:

- procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți
- procedeul de sudare mecanizat sub flux

În funcție de procedeele de sudare prezentate mai sus ca materiale de sudare s-au ales: electrozi înveliți, sârmă de sudare și flux pentru sudare.

Ca și compoziție chimică, aceste materiale de sudare s-au încadrat în categoria materialelor cunoscute cu denumirea comercială 1,25Cr0,5Mo.

Materialele pentru sudare, ca și metalul de bază, precum ca și îmbinările sudate ale reactorului de reformare catalitică trebuiau să satisfacă condițiile de exploatare în medii de hidrogen atomic, la temperaturi de funcționare de cca. 540°C și în condițiile de fragilizare la revenire.

Experimentările de alegere a materialelor de sudare au acoperit, o gamă mai largă de materiale produse și propuse de o serie de firme producătoare de materiale pentru sudare pe plan european, inclusiv un set de materiale indigene produse speciale pentru această aplicație.

Din multitudinea datelor experimentale (20 variante) se prezintă mai jos rezultatele obținute pe furnitura livrată de firma Böhler:

- electrozi înveliți tip FOX DCMSKb
- sârmă pentru procedeul de sudare sub flux tip EMS2CrMo
- flux pentru sudare tip BB25

Recepția materialelor de sudare s-a efectuat pe probe clasice de metal depus din care s-au prelevat epruvete specifice pentru caracterizarea completă a acestor materiale:

- compoziție chimică
- caracteristici la rupere pe epruvete de tracțiune
- caracteristici de tenacitate pe epruvete de încovoiere prin șoc cu creștătura în V.
- analize macrostructurale pentru evidențierea comportării la sudare a materialelor (capacitatea de a asigura puritatea depunerii).

În figura 4.45 se prezintă macrostructura metalului depus cu procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți tip FOX DCMSKb, de 4 mm diametru

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Marcarea epruvetei a fost efectuată cu simbolul GA 1 pentru identificarea în programul experimental.

În figura 4.46 se prezintă macrostructura metalului depus prin procedeul de sudare mecanizat sub flux cu sârma EMS2CrMo de 4 mm diametru și fluxul BB 25 livrate de firma Böhler [243].

Marcarea epruvetei a fost efectuată cu simbolul GD2 pentru identificarea în programul experimental.

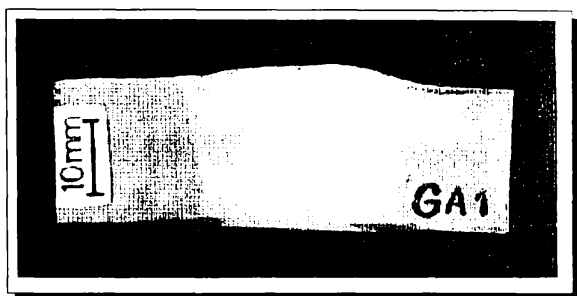


Figura 4.45

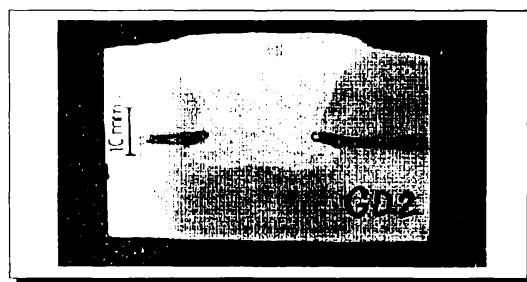


Figura 4.46

În tabelul 4.8 se prezintă compoziția chimică după cum urmează:

- în linia 1 compoziția chimică a sârmei pentru sudare tip EMS2CrMo de 4 mm diametru
- în linia 2 compoziția chimică a metalului depus prin procedeul de sudare mecanizat sub flux cu sârma EMS2CrMo de 4 mm diametru și fluxul BB 25.
- linia 3 compoziția chimică a metalului depus prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți tip FOX DCMSKb de 4 mm diametru.

Determinările experimentale ale compoziției chimice s-au efectuat în laboratoarele ISIM.

Probele de metal depus au fost sudate cu următorii parametri de sudare:

-proba de metal depus executată prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți tip FOX DCMSKb de 4 mm diametru s-a executat în treceri succesive, fiecare trecere s-a depus cu un curent de sudare I_s cuprins în domeniul 140-180 A în curent continuu, cu tensiunea arcului U_s cuprinsă în domeniul 23-24V, iar fiecare depunere s-a efectuat cu o energie liniară de 11800 J/cm.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Tabelul 4.8. Compoziția chimică a materialelor de sudare

Nr crt.	Obiect analiză		Compoziția chimică [%]											X ppm	
			C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Sb	Sn		Al
0	1		2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
1	AD3	sârmă EMS2CrMo	0,12	0,82	0,16	0,008	0,007	0,05	1,17	0,10	0,52	0,002	0,005	0,003	-
2	AD2	flux BB25	0,06	1,20	0,51	0,010	0,009	0,07	1,15	0,15	0,52	0,003	0,008	0,004	15,1
	AD3	sârmă EMS2CrMo													
3	AD1	electrod FOXDCMSKb	0,08	0,86	0,46	0,010	0,010	0,05	1,16	0,05	0,49	0,004	0,008	0,007	15,9

Electrozii înveliți au fost menținuți înainte de sudare 3 ore la temperatura de 400°C:

- proba de metal depus executată prin procedeul de sudare mecanizat sub flux cu cuplul: sârmă EMS2CrMo de 4 mm diametru, flux BB25 s-a executat în treceri succesive, fiecare trecere s-a depus cu un curent de sudare I_s cuprins în domeniul 500±10 A în curent continuu cu polul plus la electrod, cu tensiunea arcului U_s în domeniul 28±1V, la o viteză de sudare de 57±2 cm/minut.

Energia liniară de la sudare a fost de 14700J/cm*.

Fluxul BB25 a fost menținut înainte de sudare 3 ore la temperatură de 350°C.

Probele de metal depus au fost executate în condiții de preîncălzire la o temperatură de 240±20°C.

Post sudare, probele de metal depus au fost supuse la un tratament termic cu parametrii prezentați în diagrama din figura 4.47 [37], [63], [89], [125], [176], [249], [258].

Energia liniară de la sudare de 14.700 J/cm a condus la cele mai bune rezultate experimentale și a asigurat totodată constanța parametrilor de sudare în condiții de fabricație.

Energia liniară de 14700 j/cm s-a ales dintr-un lot de experimentări care a cuprins testarea a trei energii liniare la sudarea prin procedeul mecanizat sub flux: 10.500 J/cm, 14.700 J/cm și 26.600 J/cm.

Din probele de metal depus s-au prelevat epruvete de tracțiune specifice, cu axa epruvetei orientată în lungul axei probei de metal depus. Aceste epruvete au fost încercate la tracțiune la +20°C și la +550°C.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

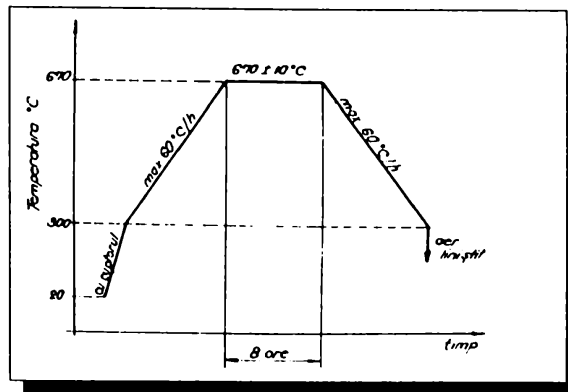


Figura 4.47

În tabelul 4.9 se prezintă valorile obținute în urma încercării epruvetelor la tracțiune din probele de metal depus cu electrozi înveliți și mecanizat sub flux.

Tabelul 4.9. Caracteristici de rezistență ale probelor de metal depus

Nr. crt	Marcaj probă	Identificare probe	Tratament termic	Temperatura de încercare	R_m N/mm ²	$R_{p0.2}$ N/mm ²	A5 %	Z %
0	1	2	3	4	5	6	7	8
Probe de metal depus executată prin procedeul manual cu electrozi înveliți								
1	GA 1	AD 1.1	Detensionare postsudare la 670°C ± 10°C timp de menținere 8 ore	+ 20°C	629	536	24	70
2		AD 1.2		+ 20°C	630	530	23	72
3		AD 1.3		+ 550°C	430	410	25	74
4		AD 1.4		+ 550°C	425	400	25	73
Probe de metal depus prin procedeul mecanizat sub flux								
5	GD 2	AD 2.3.1.	Detensionare postsudare la 670°C ± 10°C timp de menținere 8 ore	+ 20°C	645	565	24	72
6		AD 2.3.2.		+ 20°C	640	562	25	70
7		AD 2.3.3.		+ 550°C	365	341	26	73
8		AD 2.3.4.		+ 550°C	340	330	27	72

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Din probele de metal depus s-au prelevat câte 9 seturi a câte trei epruvete de încovoiere prin șoc cu creștătura în V tip Charpy. Epruvetele au fost prelevate cu axa epruvetei poziționată transversal pe axa probei de metal depus, la mijlocul acesteia. Axa creștăturii a fost orientată perpendicular pe fața superioară a probei de metal depus. Epruvetele de încovoiere prin șoc au fost încercate la temperaturi cuprinse între -80°C și $+80^{\circ}\text{C}$ câte trei pentru fiecare temperatură. Cu rezultatele experimentale s-au trasat digramele: energie de rupere-temperatură, determinându-se temperatura de tranziție T_I corespunzătoare criteriului de acceptare de 54J la 0°C ca medie a trei încercări.

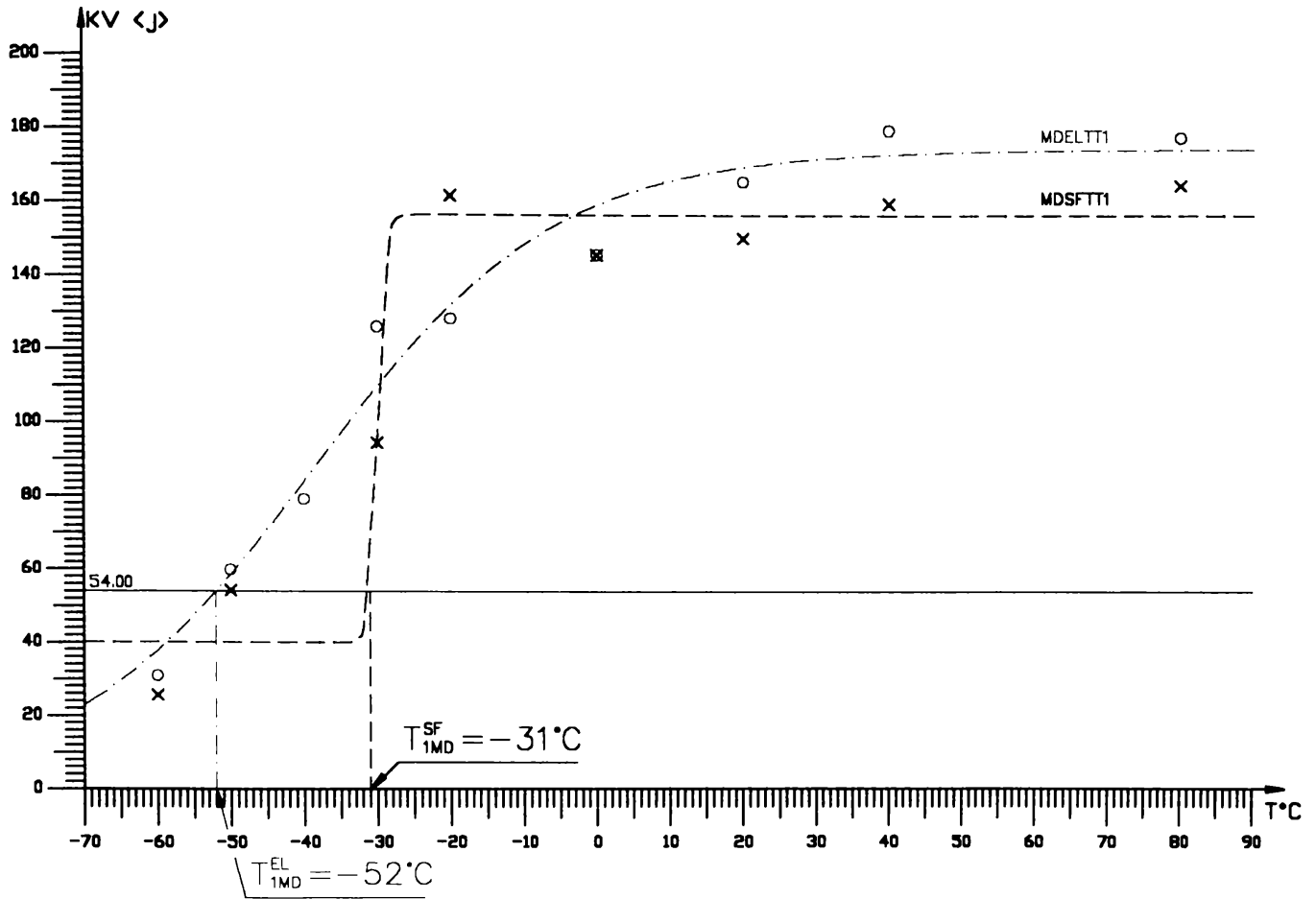
Valorile medii ale energiei de rupere KV au fost ajustate după o curbă care exprimă legătura funcțională energie de rupere-temperatură prin funcția de forma celei prezentate în relația (4.16) utilizată, în toate reprezentările din teză.

Curbele ajustate ca în figura 4.48 în coordonate energie de rupere-temperatură de încercare conțin rezultatele obținute în urma încercării epruvetelor de încovoiere prin șoc prelevate din probele de metal depus executate prin procedeul manual cu electrozi înveliți AD1 și mecanizat sub flux AD2-AD3.

Temperatura de tranziție T_I s-a obținut prin intersecția alurei curbei respective cu ordonata de 54j. Astfel:

Temperatura de tranziție pentru metalul depus cu electrozi înveliți este $T_{\text{IMD}}^{\text{EL}} = -52^{\circ}\text{C}$

Temperatura de tranziție pentru metalul depus mecanizat sub flux este $T_{\text{IMD}}^{\text{SF}} = -31^{\circ}\text{C}$



- MDEL/TT1** – Epruvete de incoviere prin soc tip Charpy V prelevate din proba de metal depus prin procedeul de sudare manual cu electrozi inveliti FOX DCMSKb supusa unui tratament termic de detensionare post sudare la 670 °C ±10 °C timp de mentinere 8 ore.
- MDSF/TT1** – Epruvete de incoviere prin soc tip Charpy V prelevate din proba de metal depus prin procedeul de sudare mecanizat sub flux cu sarma BOHLER EMS 2CrMo, flux BB25, supusa unui tratament termic de detensionare la 670 °C ±10 °C timp de mentinere 8 ore.

Figura 4.48

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

4.2 Cercetări privind fragilizarea la revenire sau la reîncălzire și menținere (îmbătrânire).

O gamă largă de oțeluri aliate, dacă sunt încălzite și menținute în domeniul de temperatură de 550^o-650^oC devin progresiv fragile într-un mod intergranular. Aceste efecte care sunt circumscrise de termenul intuitiv de "îmbătrânire" sunt în esență manifestări ale unei fenomenologii definită în metalurgia fizică prin termenul de fragilitate la revenire. Fragilitatea la revenire este evidențiată prin încercarea de încovoiere prin șoc pe epruvete cu creștătura în V tip Charpy sau prin încercări de tenacitate de tip K_{Ic} . În urma fragilizării la revenire temperatura de tranziție de la ruperea ductilă la cea fragilă este deplasată spre temperaturi mai mari, pragul energiei maxime Charpy V este diminuat iar, tenacitatea K_{Ic} micșorată cu atât mai mult cu cât timpul de menținere al oțelului în domeniul menționat este mai mare. În condițiile fragilizării la revenire, modul structural de rupere transgranular este înlocuit de modul de rupere intergranular la temperaturi mai mici decât temperatura de tranziție. Se cunoaște că fragilizarea la revenire este asociată cu segregarea unor anumite elemente la marginea grăunților ceea ce reduce coeziunea intergranulară a oțelului. Elementele ce segregă fac parte din trei grupe distincte din tabloul periodic (tabel 4.10) [3]

Majoritatea acestor elemente reduc energia superficială γ a limitei grăunților, adică rezistența coezivă, conform criteriului Griffith exprimat prin relația 2.63.

Tabelul 4.10. Elementele din tabloul lui Mendeleev care provoacă fragilizarea la revenire a oțelurilor Cr-Mo

Tabloul periodic		
Grupa IV B	Grupa V B	Grupa VI B
C	N	O
Si	P	S
Ce	As	Se
Sn	Sb	Te

Tendința de fragilizare a elementelor ce segregă crește atât cu numărul grupei cât și al perioadei în ordine crescătoare fiind elementele cele mai nocive.

Prin microscopie electronică de tip Auger, s-a confirmat că în cazul oțelurilor fragilizate la revenire straturile de elemente segregate la marginea grăunților au o grosime de câțiva

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

atomi. Rezultă că este suficientă o concentrație globală mai mică de 0,1 % (în greutate) pentru a produce fenomenul de fragilizare la revenire.

Mecanismul detaliat al fragilizării este complicat și de faptul că elementele din tabelul 4.10 care segregă cu ușurință interacționează puternic cu elementele normale de aliere din oțeluri cum sunt Mn, Cr, și Ni. Interacțiunea constă din efecte sinergice de cosegregare la limita grăunților elementelor de aliere și a impurităților rezultând o diminuare a rezistenței coezive în conformitate cu relația (2.63).

În cazul sudării oțelurilor aliate destinate să funcționeze timp îndelungat la temperaturi ridicate, problema fragilizării la revenire este mai acută în metalul depus (MD) comparativ cu metalul de bază (MB) laminat sau forjat datorită dificultăților de a asigura în materialele de sudare un nivel foarte scăzut al elementelor cu tendință de segregare. Potrivit cercetărilor efectuate de Bruscato factorul compozițional (conform relației 2.69):

$$X = (10P + 5Sb + 4Sn + As)/100$$

unde ponderea elementelor cu tendință de segregare este exprimată în ppm, trebuie să aibă o valoare mai mică decât 20 în metalul depus pentru ca fragilizarea să nu fie semnificativă.

În elaborarea oțelurilor slab aliate destinate să funcționeze timp îndelungat la temperaturi ridicate așa cum sunt oțelurile aliate cu Cr și Mo, producătorii evaluează susceptibilitatea la fragilizare la revenire cu ajutorul factorului compozițional propus de Watanabe (conform relației 2.70):

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

unde ponderea elementelor este dată în %. În practica curentă se admite că dacă $J \leq 200$ susceptibilitatea la fragilizare la revenire este acceptabilă în condițiile de funcționare specifice industriei petrochimice.

Pentru verificarea efectivă prin încercări a susceptibilității la fragilizare la revenire s-a dezvoltat un test accelerat de îmbătrânire, prin menținere la nivele de temperatură succesiv descrescătoare (step cooling) conform diagramei din figura 4.46. Acest test realizat prin răcire controlată în trepte urmărește ca în aproximativ 200-300 de ore să producă o

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

îmbătrânire și deci o fragilizare echivalentă unei durate de 2000-3000 ore de menținere izotermă.

Evaluarea susceptibilității la fragilizarea de revenire potrivit acestui test se face pe baza criteriului:

$$T_1 + 3 \times (T_2 - T_1) \leq 38^\circ\text{C} \quad (4.18)$$

unde:

- T_1 este temperatura corespunzătoare energiei de rupere (KV) medii de 54J obținută în încercarea de încovoiere prin șoc pe epruvete prelevate din material supus unui tratament de detensionare conform diagramei din figura 4.47.

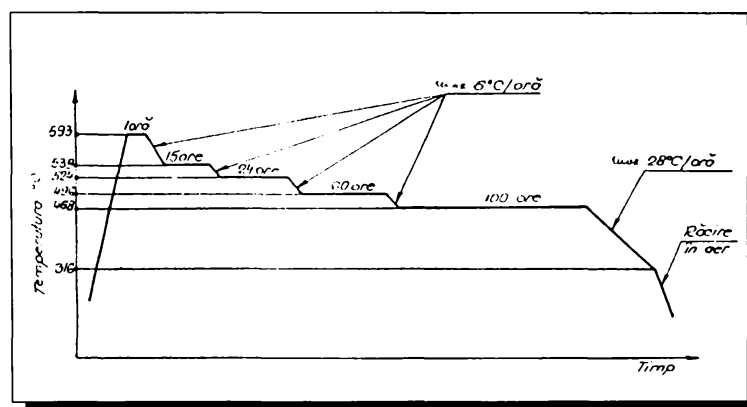


Figura 4.49

- T_2 este temperatura corespunzătoare energiei medii KV de 54J obținută în condițiile în care materialul a fost supus unui tratament de detensionare standard urmat de tratament cu revenire în trepte conform diagramei din figura 4.49 [8], [43], [144-148], [165].

4.2.1. Îmbătrânirea oțelului RRC

Oțelul analizat în teză face parte din clasa oțelurilor carbon aliate nominal cu 1.25Cr și 0,5Mo. Compoziția chimică prescrisă și cea efectivă în materialul supus încercărilor sunt date în tabelul 4.1 în care se indică și valorile parametrului J.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Verificarea experimentală a relației (4.18) pentru oțelul 1,25Cr0,5Mo analizat s-a efectuat prin prelevarea din tabla laminată la cald de 60 mm grosime, a câte două seturi de epruvete de încovoiere prin șoc Charpy V longitudinale (L) și transversale (T) care au fost supuse diferențiat la două tratamente termice: tratamentul termic de detensionare postsudare (TD) prezentat în figura 4.47 precum și tratamentul termic cu răcire controlată în trepte (RCT) a cărui diagramă este prezentată în figura 4.49.

Valorile medii ale energiei la rupere obținute pe câte trei epruvete la fiecare temperatură, au fost ajustate după o curbă care exprimă legătura funcțională energie la rupere - temperatură printr-o funcție de forma celei prezentate în relația 4.16.

La curbele ajustate ca în figura 4.50 s-au determinat temperaturile de tranziție T_0 , T_1 și T_2 definite prin criteriul (4.18) pentru tabla de 60 mm grosime unde:

T_{0MB}^{6L} - este temperatura de tranziție determinată pe o epruvetă tip Charpy V pentru metalul de bază oțel RRC sub formă de tablă laminată la cald de 60 mm grosime în starea de livrare pentru direcția longitudinală de prelevare.

T_{1MB}^{6L} - este temperatura de tranziție determinată pe epruvete Charpy V pentru metalul de bază oțel RRC sub formă de tablă laminată la cald de 60 mm grosime supus tratamentului termic de detensionare descris de diagrama din figura 4.47 pentru direcția longitudinală.

T_{2MB}^{6L} - este temperatura de tranziție determinată pe epruvete Charpy V pentru metalul de bază oțel RRC sub formă de tablă laminată la cald de 60 mm grosime, supus tratamentului termic de detensionare urmat de un tratament termic special de răcire controlată în trepte descris de diagrama din figura 4.49 pentru direcția longitudinală.

La curbele ajustate ca în figura 4.51 s-au determinat temperaturile de tranziție T_0 , T_1 și T_2 definite prin criteriul (4.18) pentru tabla de 60 mm grosime unde:

T_{0MB}^{6T} - este temperatura de tranziție determinată pe epruvete tip Charpy V pentru metalul de bază oțel RRC sub formă de tablă laminată la cald de 60 mm grosime în stare de livrare pentru direcția transversală de prelevare.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

T_{1MB}^{6T} - este temperatura de tranziție determinată pe epruvete Charpy V pentru metalul de bază oțel RRC sub formă de tablă laminată la cald de 60 mm grosime supus tratamentului termic de detensionare descris de diagrama din figura 4.47 pentru direcția transversală.

T_{2MB}^{6T} - este temperatura de tranziție determinată pe epruvete Charpy V pentru metalul de bază oțel RRC sub formă de tablă laminată la cald de 60 mm grosime, supus tratamentului termic de detensionare urmat de un tratament termic special de răcire controlată în trepte descris de diagrama din figura 4.49 pentru direcția transversală.

La curbele ajustate ca în figura 4.52 s-au determinat temperaturile de tranziție T_1 și T_2 definite prin criteriul (4.18) pentru tabla de 20 mm grosime unde:

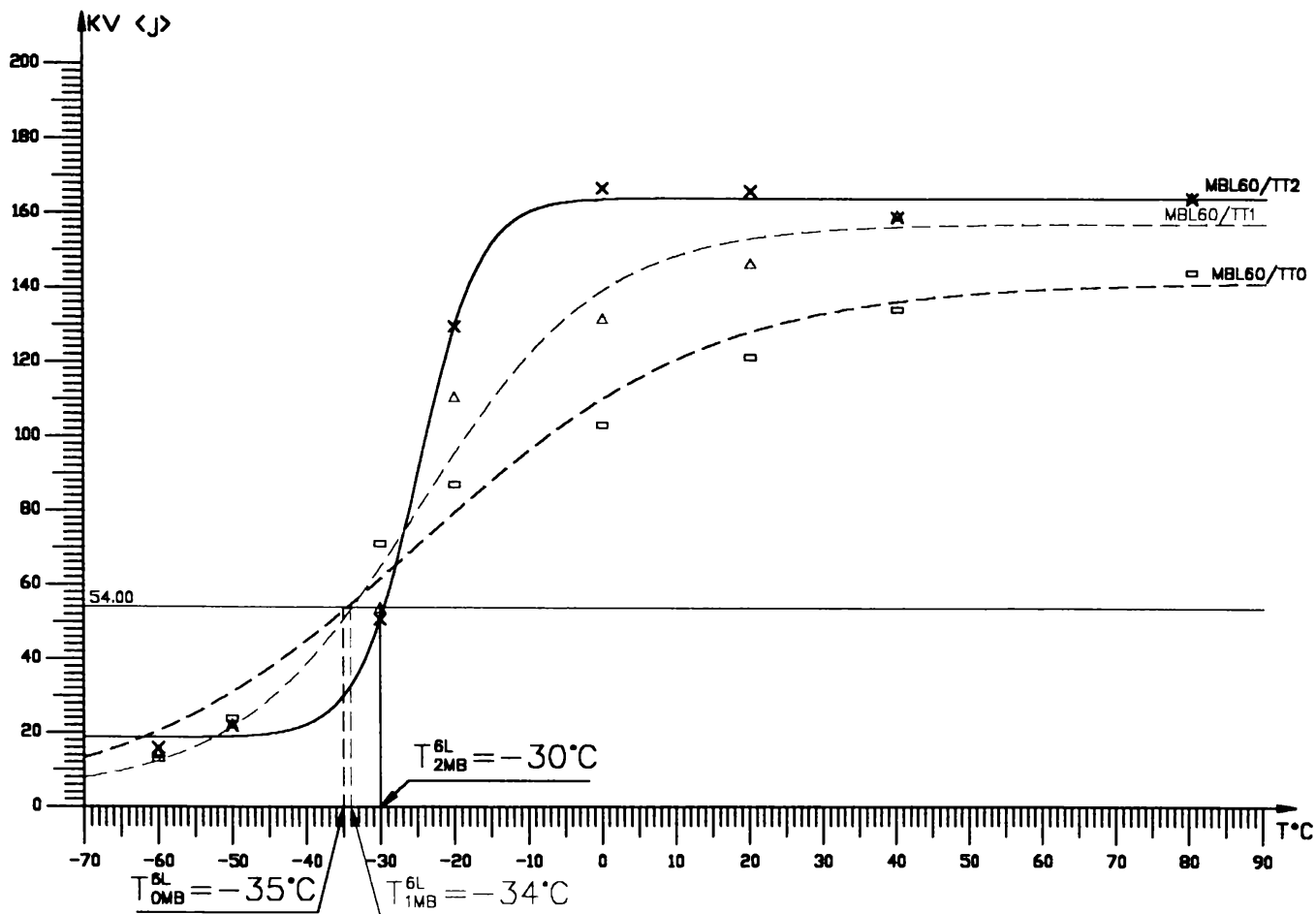
T_{0MB}^{2L} - este temperatura de tranziție determinată pe epruvete tip Charpy V pentru metalul de bază oțel RRC sub formă de tablă laminată la cald de 20 mm grosime în stare de livrare, pentru direcția longitudinală de prelevare.

T_{1MB}^{2L} - este temperatura de tranziție determinată pe epruvete Charpy V pentru metalul de bază oțel RRC sub formă de tablă laminată la cald de 20 mm grosime supus tratamentului termic de detensionare descris de diagrama din figura 4.47 pentru direcția longitudinală.

T_{2MB}^{2L} - este temperatura de tranziție determinată pe epruvete Charpy V pentru metalul de bază oțel RRC sub formă de tablă laminată la cald de 20 mm grosime supus tratamentului termic de detensionare, urmat de un tratament termic special de răcire controlată în trepte descris de diagrama din figura 4.49 pentru direcția longitudinală

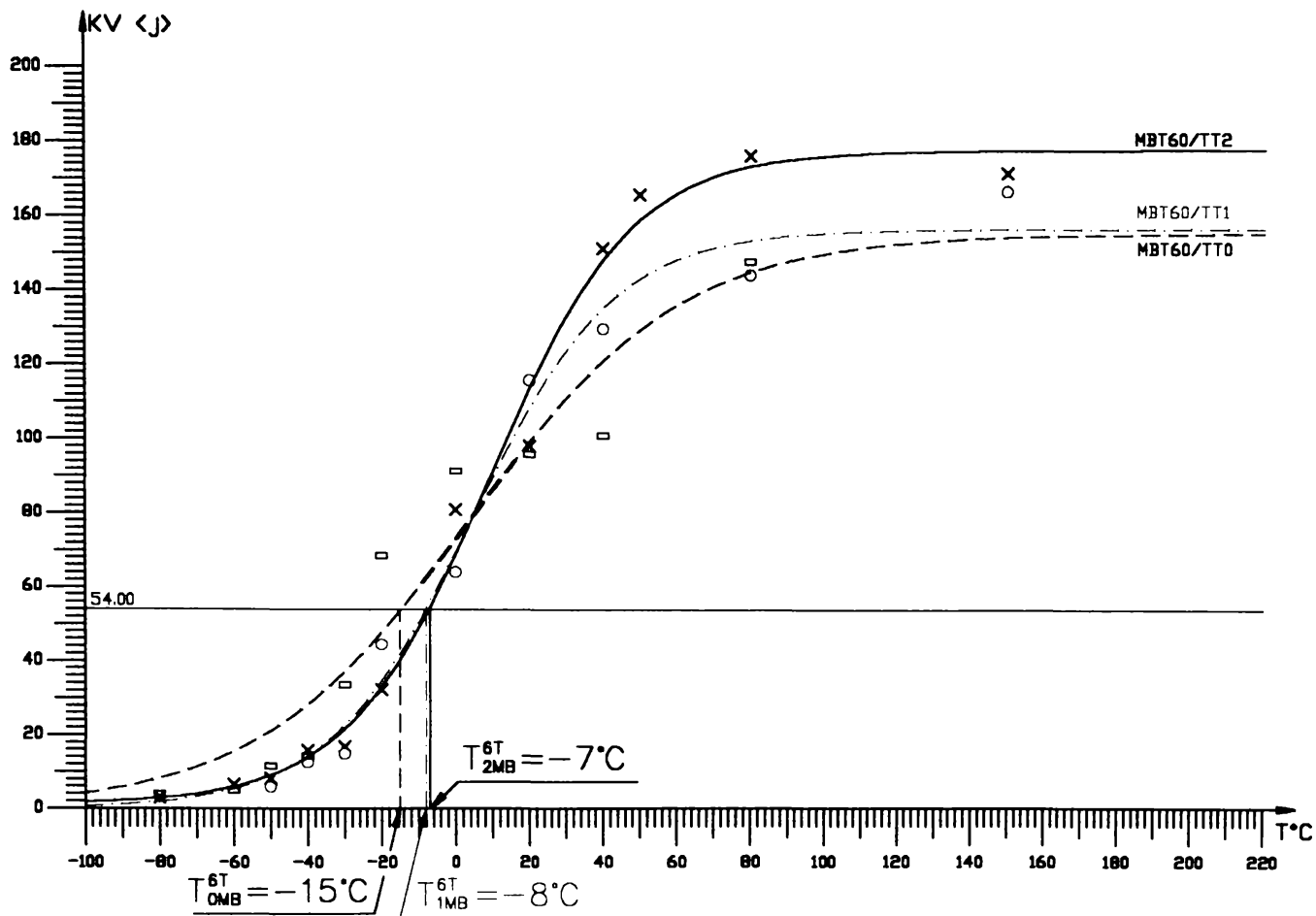
La curbele ajustate ca în figura 4.53 s-au determinat temperaturile de tranziție T_0 , T_1 și T_2 definite prin criteriul (4.18) pentru tabla de 20 mm grosime unde:

T_{0MB}^{2T} - este temperatura de tranziție determinată pe epruvete tip Charpy V pentru metalul de bază oțel RRC sub formă de tablă laminată la cald de 20 mm grosime în starea de livrare pentru direcția transversală de prelevare.



- MBL60/TT0 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal.
- MBL60/TT1 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal si supuse unui tratament termic de detensionare la $670^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore.
- MBL60/TT2 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal si supuse unui tratament termic de detensionare la $670^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore, urmat de un tratament termic cu racire controlata in trepte.

Figura 4.50



- MBT60/TT0 - metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime instarea de livrare. Epruvete de incoviere prin soc Charpy V prelevate transversal.
- MBT60/TT1 - metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime. Epruvete de incoviere prin soc Charpy V prelevate transversal si supuse unui tratament termic de detensionare la $670^{\circ}C \pm 10^{\circ}C$ timp de mentinere 8 ore.
- MBT60/TT2 - metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime. Epruvete de incoviere prin soc Charpy V prelevate transversal si supuse unui tratament termic de detensionare la $670^{\circ}C \pm 10^{\circ}C$ timp de mentinere 8 ore, urmat de un tratament termic cu racire controlata in trepte.

Figura 4.51

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

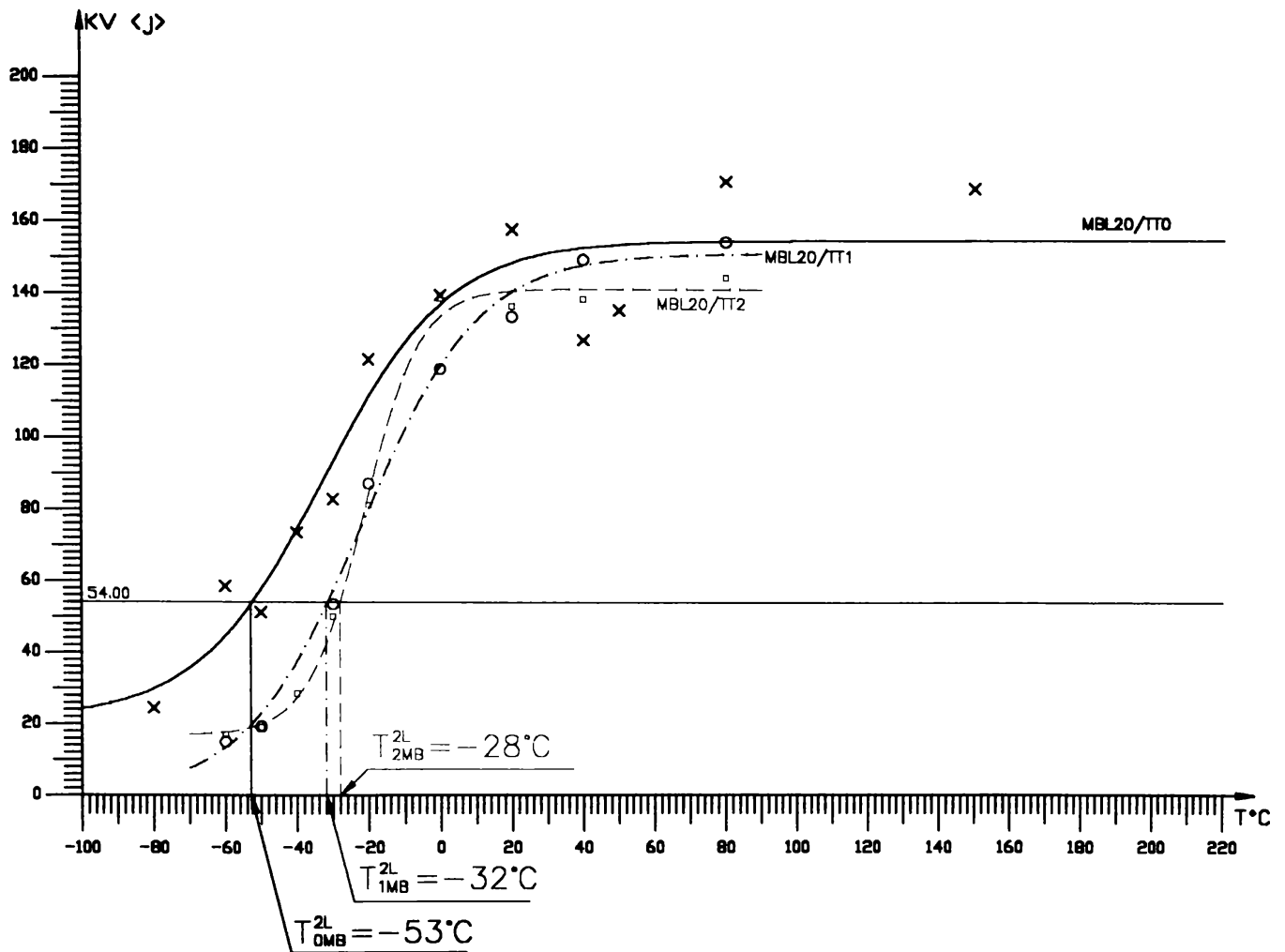
T_{1MB}^{2T} - este temperatura de tranziție determinată pe epruvete Charpy V pentru metalul de bază oțel RRC sub formă de tablă laminată la cald de 20 mm grosime supus tratamentului termic de detensioare descris de diagrama din figura 4.47 pentru direcția transversală.

T_{2MB}^{2T} - este temperatura de tranziție determinată pe epruvete Charpy V pentru metalul de bază oțel RRC sub formă de tablă laminată la cald de 20 mm grosime, supus tratamentului termic de detensionare urmat de un tratament termic special de răcire controlată în trepte descris de diagrama din figura 4.49 pentru direcția transversală.

Tabelul 4.11 Temperaturile de tranziție pentru direcțiile longitudinale și transversale, pentru oțelul românesc 1,25Cr0,5Mo de 60 mm grosime și 20 mm grosime

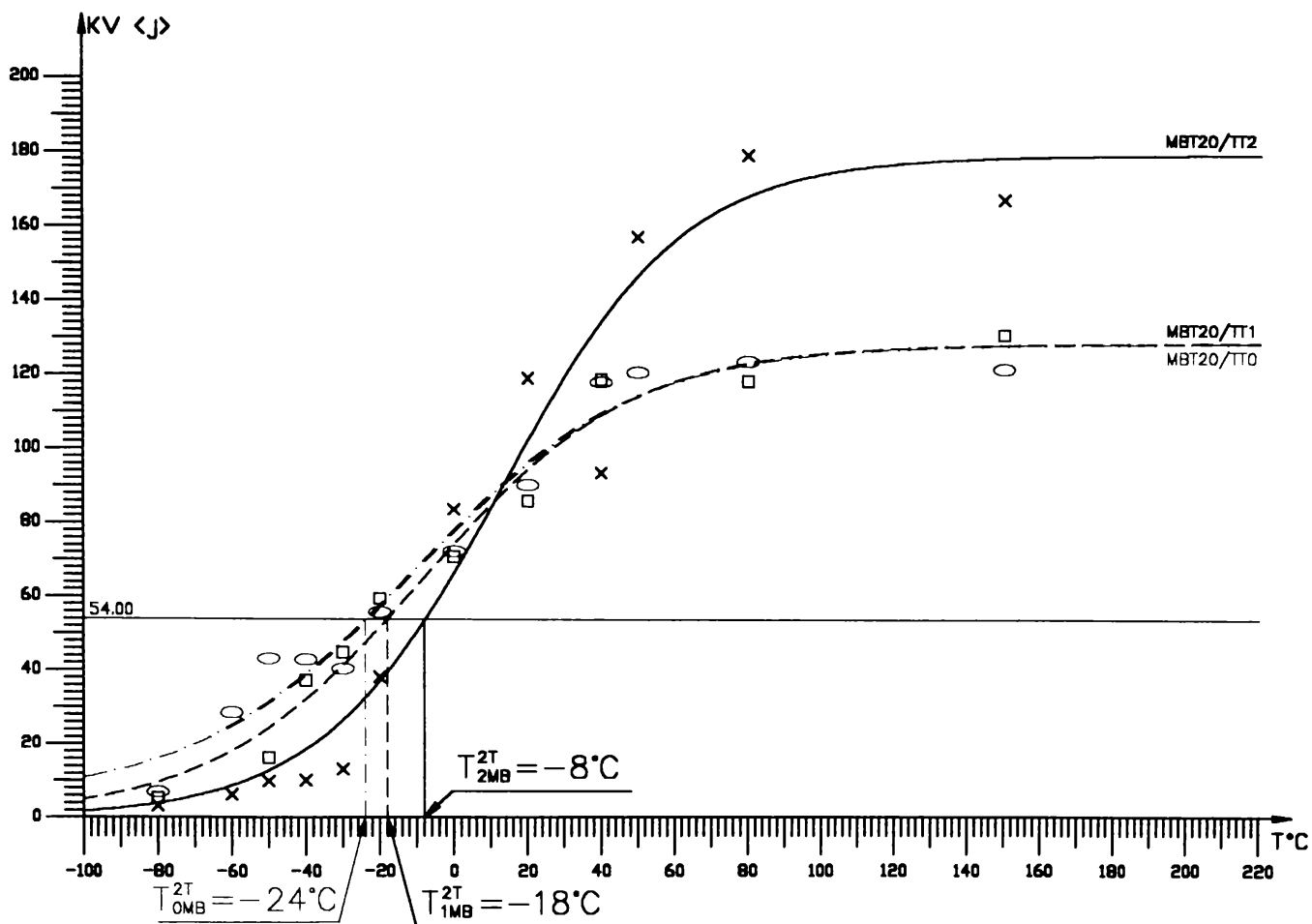
Nr. crt	Starea de tratament termic	Direcția de prelevare a epruvetelor de încovoiere prin șoc	Temperatura de tranziție °C	Valoarea limită în relația (4.18)
Tabla din oțel RRC de 60 mm grosime				
1	Tratament de detensionare la $670 \pm 10^{\circ}\text{C}$; timp de menținere 8 ore	longitudinal	$T_{1MB}^{6L} = -34$	-
2		transversal	$T_{1MB}^{6T} = -8$	-
3	Tratament de detensionare (TD) și răcire controlată în trepte (RCT)	longitudinal	$T_{2MB}^{6L} = -30$	-22
4		transversal	$T_{2MB}^{6T} = -7$	-5
Tabla din oțel RRC de 20 mm grosime				
5	Tratament de detensionare la $670 \pm 10^{\circ}\text{C}$; timp de menținere 8 ore (TD)	longitudinal	$T_{1MB}^{2L} = -32$	-
6		transversal	$T_{1MB}^{2T} = -18$	-
7	Tratament de detensionare (TD) și răcire controlată în trepte (RCT)	longitudinal	$T_{2MB}^{2L} = -28$	-20
8		transversal	$T_{2MB}^{2T} = -8$	+ 18

Din tabelul 4.11 se observă că oțelul 1,25Cr0,5Mo analizat, satisface criteriul exprimat prin relația (4.18) (max. $+38^{\circ}\text{C}$)



- MBL20/TT0 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal.
- MBL20/TT1 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal si supuse unui tratament termic de detensionare la $670^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore.
- MBL20/TT2 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal si supuse unui tratament termic de detensionare la $670^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore, urmat de un tratament termic cu racire controlata in trepte.

Figura 4.52



MBT20/TT0 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate transversal.

MBT20/TT1 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate transversal si supuse unui tratament termic de detensionare la $670^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore.

MBT20/TT2 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate transversal si supuse unui tratament termic de detensionare la $670^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore, urmat de un tratament termic cu racire controlata in trepte.

Figura 4.53

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Tabelul 4.12 Caracteristicile mecanice pe două direcții de prelevare și două tratamente termice, TD, și RCT, pentru oțelul 1,25 Cr0,5Mo.

Nr. crt	Starea de tratament termic	Direcția de prelevare a epruvetelor la tracțiune	Rm N/mm ²	Rp _{0,2} N/mm ²	A ₅ %	Z %
0	1	2	3	4	5	6
Tabla din oțel RRC de 60 mm grosime						
1	Detensionare la 670 ± 10 ⁰ C timp de menținere 8 ore	longitudinal	530 528	327 326	28 30	75 75
2		transversal	525 526	328 323	26 28	76 73
3	Detensionare (TD) și răcire controlată în trepte (RCT)	longitudinal	520 519	315 315	28 30	75 75
4		transversal	516 516	312 312	33 34	73 74
5	Criteriu de acceptare	longitudinal și transversal	515 ÷ 690	310 ÷ 480	min 22	
Tabla din oțel RRC de 20 mm grosime						
6	Detensionare la 670 ± 10 ⁰ C timp de menținere 8 ore	longitudinal	553 551	354 375	27 27	72 75
7		transversal	550 548	328 323	28 26	69 67
8	Detensionare (TD) și răcire controlată în trepte (RCT)	longitudinal	551 555	351 351	32 32	71 70
9		transversal	548 555	343 343	30 30	65 65

În aceleași condiții de tratament termic postsudare TD și TD+RCT s-au prelevat epruvete de tracțiune din cele două grosimi din tabla de oțel RRC.

În tabelul 4.12 sunt prezentate caracteristicile mecanice pe două direcții de prelevare: longitudinal și transversal obținute din încercarea epruvetelor de tracțiune prelevate din tablele de 60 mm grosime, respectiv 20 mm grosime.

În cazul încercărilor la tracțiune pe epruvete prelevate pe cele două direcții de prelevare longitudinal și transversal, din cele două grosimi de tablă din oțel RRC, se observă că valorile limitei de curgere, rezistența la rupere, alungirea și gătuirea la rupere scad ca urmare a acțiunii tratamentului termic R.C.T., fără a se plasa sub limita inferioară admisă de documentele de calitate ale oțelului. Se poate concluziona că oțelul 1,25Cr0,5Mo analizat are o susceptibilitate redusă la îmbătrânire prin fragilizare de revenire.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

4.2.2 Îmbătrânirea îmbinărilor sudate din oțel RRC

Cu materialele de sudare descrise la capitolul 4.1.2:

- electrozi înveliți tip FOXDCMSKb de 4mm diametru
- sârmă de sudare EMS2CrMo
- flux de sudură BB25

s-au executat îmbinări sudate cu oțelul RRC descris la capitolul 4.1.1. de 20 mm grosime și 60 mm grosime

Cu electrozi înveliți s-au executat câte două îmbinări sudate din fiecare grosime de tablă: două de 20 mm grosime și două îmbinări sudate de 60 mm grosime. Câte o îmbinare sudată din fiecare grosime a fost supusă unui tratament termic de detensionare postsudare descris de diagrama din figura 4.47.

A doua pereche de îmbinări sudate au fost supuse aceleiași tratament termic postsudare de detensionare prevăzut în practica de atelier urmat apoi de tratamentul termic cu răcire controlată în trepte descris de diagrama din figura 4.49.

Cu sârma de sudare EMS2CrMo și fluxul BB25 s-au executat de asemenea câte două îmbinări sudate prin procedeul de sudare mecanizat sub flux din fiecare grosime de tablă: două de 20 mm grosime și două de 60 mm grosime. Îmbinările sudate au fost supuse acelorași tratamente termice ca și la sudarea prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți.

În continuare, s-au selectat a fi prezentate pentru procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți o pereche de îmbinări sudate de 20 mm grosime, iar pentru procedeul de sudare mecanizat sub flux o pereche de îmbinări sudate de 60 mm grosime.

Procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți.

Parametrii de sudare pentru procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți sunt prezentați în tabelul 4.13.

Sudura s-a executat în poziție orizontală în condiții de preîncălzire de $240\pm 20^{\circ}\text{C}$.

S-a utilizat un rost pentru sudare prezentat în figura 4.54.

Rădăcina a fost sudată cu electrozi înveliți de 3,25 mm diametru, depunându-se 1-3 rânduri pe o parte, iar completarea rostului s-a efectuat cu electrozi înveliți de 4mm diametru. În total s-au depus 12 treceri, iar închiderea rostului pentru sudare s-a efectuat cu un ultim

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

strat care s-a depus cu începere de la muchiile rostului, alternativ câte o trecere, ultima trecere de sudură depunându-se pe mijlocul sudurii.

Tabelul 4.13. Parametrii de sudare pentru procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți

Parametrii de sudare	Diametrul sârmei electrod /mm/	
	3,25	4,00
Materiale de sudare	electrozi înveliți FOX DCMSKb - Böhler	
Numărul de rânduri (n)	1-3	4-12
Curentul de sudare (A)	120-140	160-180
Polaritatea electrodului	+	+
Tipul curentului de sudare	c.c	c.c.
Tensiunea arcului	22-23	23-24
Viteza de sudare (cm/min)	18-20	18-20
Energia de sudare (KJ/cm)	8,882	11,874
Temperatura de calcinare (°C)	400-425	400-425
Timpul de calcinare (h)	2-3	2-3

Cele două îmbinări sudate executate în condițiile tehnologice descrise mai sus au fost supuse unor tratamente termice diferențiate:

- o îmbinare sudată s-a tratat termic postsudare cu regimul de tratament prezentat în figura 4.47.

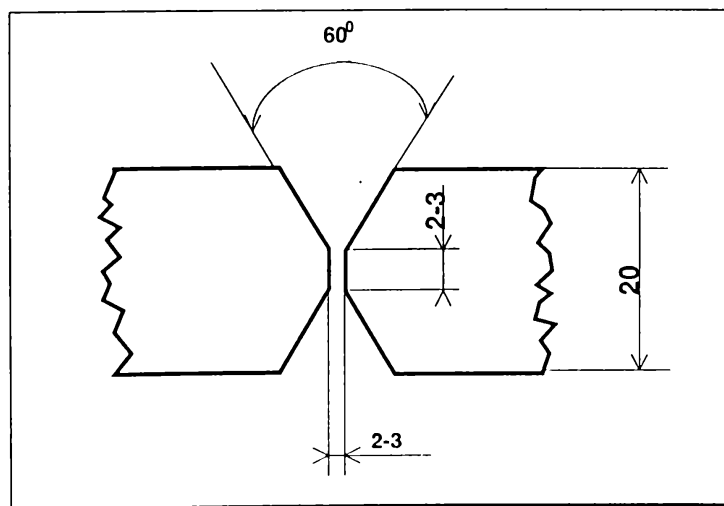


Figura 4.54

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

- a doua îmbinare sudată a fost tratată termic cu tratamentul prezentat anterior urmat de tratamentul termic cu răcire controlată în trepte RCT prezentat în figura 4.49 (simulare de îmbătrânire).

Evaluarea influenței tratamentului termic simulat de îmbătrânire asupra îmbinărilor sudate prin procedeul manual cu electrozi înveliți, s-a efectuat prin prelevarea a câte unui set de epruvete identice din fiecare îmbinare sudată: epruvete de tracțiune și îndoire cu axa epruvetei poziționată perpendicular pe axa sudurii, epruvete de încovoiere prin șoc cu creștătura poziționată în sudură și zona influențată termic. Epruvetele de tracțiune din îmbinarea sudată în număr de câte patru încercate, au prezentat ruperi în metalul de bază la valori de 555, 548, 550 și 557 N/mm² pentru îmbinarea sudată detensionată și 525, 523, 527 și 522 N/mm² pentru îmbinarea sudată detensionată și cu tratament cu răcire controlată în trepte.

Se observă că valorile rezistenței la rupere scad prin îmbătrânire simulată, fără a se plasa sub valoarea minimă de 515 N/mm².

Epruvetele de îndoire prelevate din îmbinarea sudată sunt de tip epruvete frontale cu sudura întinsă, respectiv cu rădăcina întinsă, câte două de fiecare tip și tratament termic, îndoirile suportând unghiuri de îndoire de 180⁰, fără apariția de fisuri. S-a utilizat un dorn cu grosimea 2xs (s=grosimea tablei).

Epruvetele de încovoiere prin șoc cu creștătura în V tip Charpy au fost încercate la temperaturi cuprinse în intervalul - 80⁰C și +150⁰C. Cu valorile medii ale energiei de rupere KV s-au trasat diagramele de variație a energiei de rupere KV cu temperatura de încercare, pentru epruvetele prelevate din sudură și zona influențată termic în cele două variante de tratament termic (figura 4.55).

Prin intersecția alurei curbelor cu criteriul de acceptare de 54J s-au obținut temperaturile de tranziție respective:

T_{1SD}^{EL} - temperatura de tranziție pentru sudura tratată termic prin detensionare;

T_{2SD}^{EL} - temperatura de tranziție pentru sudura tratată termic prin detensionare urmat de tratamentul termic cu răcire controlată în trepte;

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

T_{1ZT}^{EL} - temperatura de tranziție pentru zona influențată termic prin detensionare

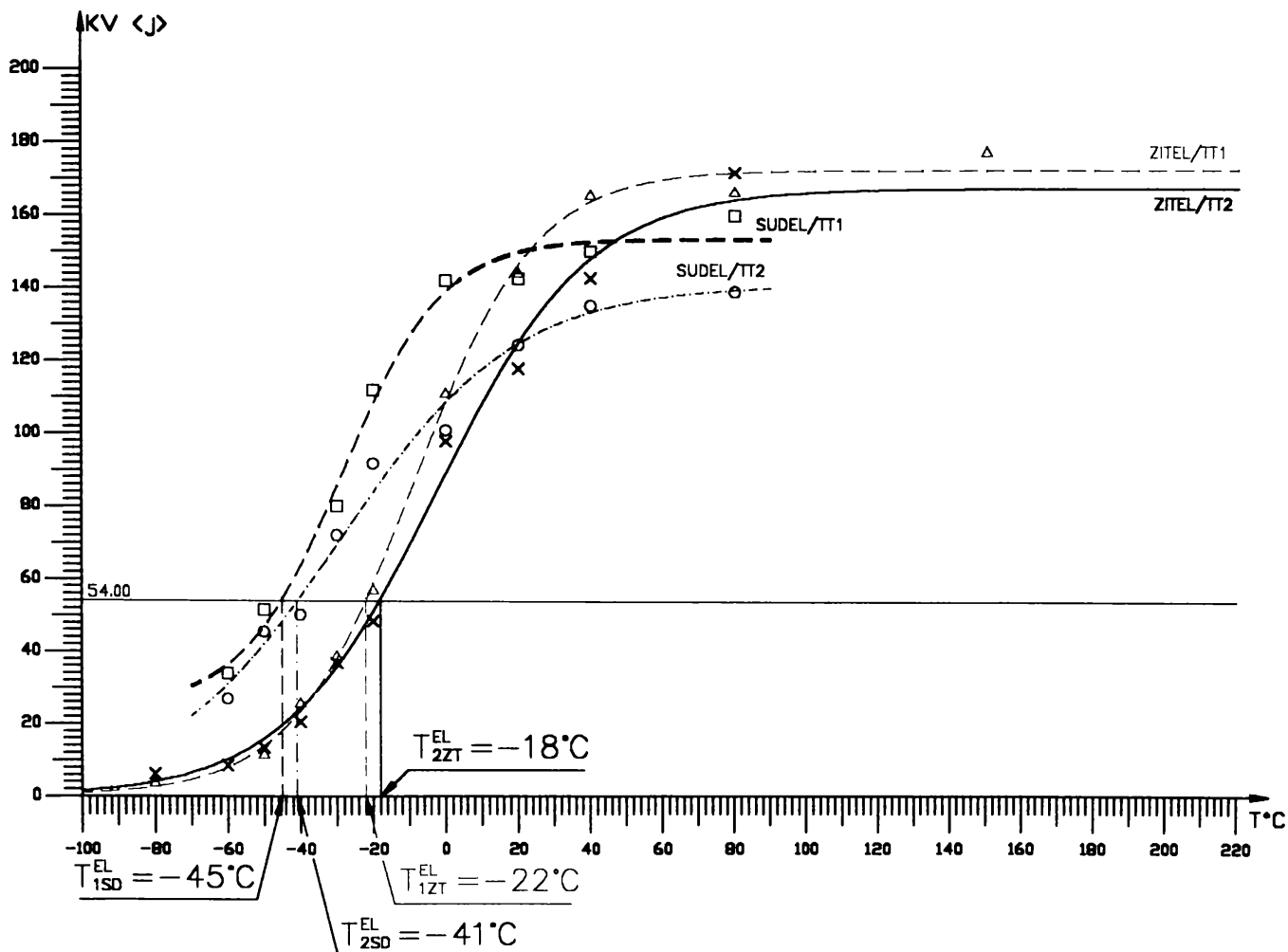
T_{2ZT}^{EL} - temperatura de tranziție pentru zona influențată termic prin detensionare urmat de tratamentul termic cu răcire controlată în trepte.

Valorile temperaturilor de tranziție respective sunt prezentate în tabelul 4.14.

Tabelul 4.14 Temperatura de tranziție pentru sudură și zona influențată termic. Procedul de sudare manual cu electrozi înveliți.

Nr. crt	Starea de tratament termic	Locul de poziționare a creștăturii epruvetelor de încovoiere prin șoc	Temperatura de tranziție °C	Valoarea relației (4.18)
1	Detensionare la $670 \pm 10^{\circ}\text{C}$ timp de menținere 8 ore	sudură	$T_{1SD}^{EL} = -45$	-
2		zona influențată termic (ZIT)	$T_{1ZT}^{EL} = -22$	-
3	Detensionare și răcire controlată în trepte	sudură	$T_{2SD}^{EL} = -41$	-33
4		zona influențată termic (ZIT)	$T_{2ZT}^{EL} = -18$	-10

Evaluarea efectului de îmbătrânire asupra îmbinărilor sudate din oțel RRC s-a efectuat cu ajutorul relației (4.18). Valorile obținute prin înlocuirea temperaturilor de tranziție T_{1SD}^{EL} , T_{2SD}^{EL} , T_{1ZT}^{EL} , T_{2ZT}^{EL} , în relația (4.18), sunt prezentate în tabelul 4.14. Îmbinarea sudată prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți din oțel RRC (1,25Cr0,5Mo) nu prezintă susceptibilitate la îmbătrânire prin fragilizare de revenire, valorile criteriului (4.18) plasându-se sub valoarea maximă de + 38.



- SUDEL/TT1 - imbinare sudata din otel RRC de 20 mm grosime, prin procedeul de sudare manual cu electrozi inveliti FOX DCMSKb, supusa unui tratament termic de detensionare post sudare la 670 °C ±10 °C timp de mentinere 8 ore. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate din sudura.
- SUDEL/TT2 - imbinare sudata din otel RRC de 20 mm grosime, prin procedeul de sudare manual cu electrozi inveliti FOX DCMSKb, supusa unui tratament termic de detensionare post sudare la 670 °C ±10 °C timp de mentinere 8 ore, urmat de un tratament termic cu racire controlata in trepte. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate din sudura.
- ZITEL/TT1 - imbinare sudata din otel RRC de 20 mm grosime, prin procedeul de sudare manual cu electrozi inveliti FOX DCMSKb supusa unui tratament termic de detensionare post sudare la 670 °C ±10 °C timp de mentinere 8 ore. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate din zona influentata termic.
- ZITEL/TT2 - imbinare sudata din otel RRC de 20 mm grosime, prin procedeul de sudare manual cu electrozi inveliti FOX DCMSKb supusa unui tratament termic de detensionare post sudare la 670 °C ±10 °C timp de mentinere 8 ore, urmat de un tratament termic cu racire controlata in trepte. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate din zona influentata termic.

Figura 4.55

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Analiza macro și microstructurală a îmbinării sudate prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți.

Macrostructura îmbinării sudate prin procedeul de sudare manual cu electrozi este prezentată în figura 4.56. În figura 4.57 se prezintă microstructura zonei influențată termic tratată prin detensionarea la 670°C cu timp de menținere de 8 ore.

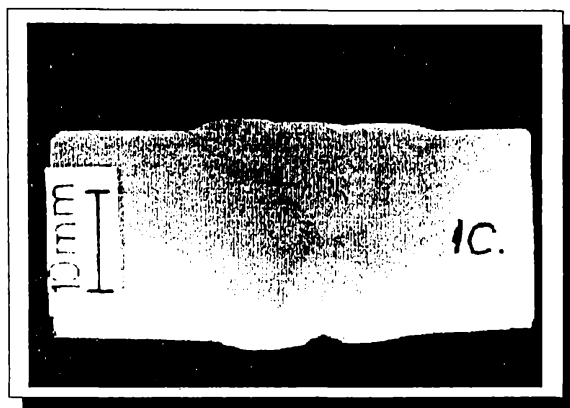


Figura 4.56



Figura 4.57



Figura 4.58



Figura 4.59

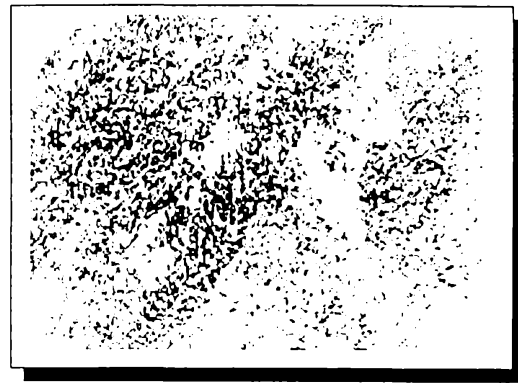


Figura 4.60

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Examinarea microscopică a subzonei de supraîncălzire a zonei influențate termic la mărimi de 100x a condus la decelarea de structuri de tip ferită, perlită și ferită aciculară cu o proporție a constituenților de bază de 90/10 și o mărime a grăuntelui real de 4-5.

În figura 4.58 se prezintă microstructura zonei influențate termic a îmbinării sudate prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți de 20 mm grosime, care pe lângă tratamentul de detensionare postsudare s-a mai suprapus tratamentul termic simulat de îmbătrânire - cu răcire controlată în trepte.

Examinarea microscopică a subzonei de supraîncălzire a zonei influențate termic la mărimi de 100 x a condus la decelarea de structuri de tip ferită, perlită și ferită aciculară cu o proporție a constituenților de bază de 75/25 și o mărime a grăuntelui real de 4-5.

În figura 4.59 se prezintă microstructura sudurii îmbinării sudate prin procedeul manual cu electrozi înveliți și tratată cu tratamentul termic de detensionare postsudare.

Examinarea microscopică la mărimi de 100x a identificat structuri de tipul ferită, perlită și sorbită dispuse într-o structură de turnare a cărei dendrite sunt orientate pe direcția disipării fluxului de căldură de sudare.

În figura 4.60 se prezintă microstructura sudurii aceleiași îmbinări sudate ca cea prezentată în figura 4.59, dar care a mai înregistrat și tratamentul termic cu răcire controlată în trepte.

Examinarea microscopică la mărimi de 100x a identificat structuri de tip ferită, perlită și sorbită dispuse în structura de turnare.

Încercarea sclerometrică a îmbinării sudate.

Ca o confirmare a calității îmbinării sudate, vidă de structuri de călire care să pericliteze integritatea utilajului în exploatare, tabelul 4.15 prezintă valorile nivelului durităților înregistrate din determinările efectuate pe cele două îmbinări sudate diferențiate prin tipul de tratament termic aplicat.

Analiza datelor prezentate în tabelul 4.15 conduce la concluzia că încercarea sclerometrică efectuată pe cele două îmbinări sudate prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți a pus în evidență că tratamentul termic de simulare a îmbătrânirii îmbinării sudate conduce la uniformizarea durității zonelor sudurii. Pornind din MB1 trecând prin ZIT1, SUD, ZIT2 și atingând MB2, nivelul durității maxime în cazul probei 1C2 nu depășește valoarea de 229 HV5, iar diferența maximă între componentele structurale ale îmbinării sudate este de 65HV5.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Tabelul 4.15. Rezultatele încercării sclerometrice a îmbinărilor sudate prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți. Tip duritate HV5.

Nr. crt.	Marcaj epruvetă	Zona cercetată	Direcția investigată					
			I-I		II-II		III-III	
			Val. min	Val. max	Val. min	Val.max	Val. min	Val. max
0	1	2	3	4	5	6	7	8
Îmbinare sudată de 20 mm grosime. Tratament termic de detensionare la 670°C cu timp de meținere 8 ore								
1	1C1	MB1	182	185	181	183	185	185
2		ZIT1	197	244	202	238	206	246
3		SUD	201	205	202	204	201	201
4		ZIT2	206	236	208	232	195	239
5		MB2	172	173	170	173	171	172
Îmbinare sudată de 20 mm grosime. Tratament termic de detensionare, plus tratamentul termic cu răcire controlată în trepte								
6	1C2	MB1	167	169	168	170	169	170
7		ZIT1	199	225	210	229	193	227
8		SUD	190	191	192	193	191	193
9		ZIT2	203	229	210	227	172	216
10		MB2	164	165	168	169	165	166

Procedeul de sudare mecanizat sub flux

Parametrii de sudare pentru procedeul de sudare mecanizat sub flux cu materialele de sudare produse de firma Böhler: sârmă EMS2CrMo flux BB 25 sunt prezentați în tabelul 4.16 [241], [243], [246], [247], [249], [250], [253], [259]

Sudura s-a efectuat cu un oțel RRC sub formă de tablă laminată la cald de 60 mm grosime în poziție orizontală în condiții de preîncălzire de 240±20°C.

S-a utilizat nu rost pentru sudare prezentat în figura 4.61.

Rădăcina sudurii s-a executat prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți tip FOX DCMSKb - Böhler de 3,25 mm diametru cu parametrii de sudare descriși în tabelul 4.13.

S-au executat două îmbinări sudate de 60 mm grosime.

Cele două îmbinări sudate s-au tratat termic postsudare diferențiat: o îmbinare sudată s-a tratat termic postsudare cu regimul de tratament termic prezentat în diagrama din figura 4.47, iar cea de a doua îmbinare sudată s-a tratat termic cu regimul de tratament termic

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

prezentat în figura 4.47, urmat de tratamentul termic cu răcire controlată în trepte conform diagramei prezentate în figura 4.49.

Tabelul 4.16. Parametrii de sudare pentru procedeul de sudare mecanizat sub flux

Parametrii de sudare	Diametrul sârmei electrod /mm/ 4
Materiale de sudare	Sârma EMS2CrMo flux BB 25
Numărul de rânduri (n)	1-43
Curentul de sudare (A)	550 ± 10
Polaritatea electrodului	+
Tipul curentului de sudare	c.c
Tensiunea arcului (V)	28 ± 1
Viteza de sudare (cm/min)	57-58
Energia de sudare (KJ/cm)	14,700
Temperatura de calcinare ($^{\circ}$ C)	300-350
Timpul de calcinare (h)	2-3

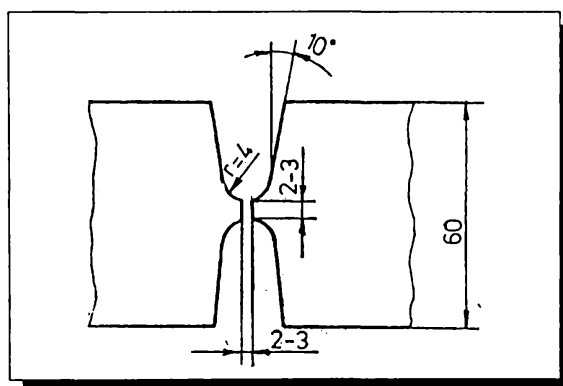


Figura 4.61

Evaluarea influenței tratamentului termic simulat de îmbătrânire asupra îmbinărilor sudate prin procedeul de sudare mecanizat sub flux, s-a efectuat prin prelevarea a câte unui set de epruvete identice din fiecare îmbinare sudată: epruvete de tracțiune; epruvete de îndoire; epruvete de încovoiere prin șoc cu creșătura poziționată în sudură și zona influențată termic.

Epruvetele de tracțiune din îmbinarea sudată s-au prelevat transversal câte două pe grosimea tablei în total patru bucăți. În urma încercării la tracțiune, ruperile s-au produs în metalul

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

de bază la valori 546, 552, 550 și 555 N/mm² pentru îmbinarea sudată detensionată și 517, 518, 522, 520 N/mm² pentru îmbinarea sudată detensionată și cu tratament termic cu răcire controlată în trepte. Se observă că valorile rezistenței la rupere scad prin îmbătrânire simulată, fără a se plasa sub valoarea minimă de 515 N/mm².

Epruvetele de îndoire prelevate din îmbinarea sudată sunt de tip epruvete frontale cu sudura întinsă respectiv cu rădăcina întinsă câte două de fiecare tip și tratament termic, pe grosimea îmbinării sudate, îndoirile suportând unghiuri de îndoire de 180° fără apariția de fisuri în ambele variante de tratament termic. S-a utilizat un dorn cu grosimea 2xs (s= grosimea tablei).

În consecință, caracteristicile de rezistență și plasticitate sunt corespunzătoare și în urma îmbătrânirii simulate.

Epruvetele de încovoiere prin șoc au fost încercate la temperaturi cuprinse între - 80°C și +150°C. Cu valorile medii ale energiei de rupere s-au ridicat diagramele energiei de rupere - temperatură. Figura 4.62 prezintă diagramele de variație a energiei de rupere cu temperatura de încercare pentru epruvetele prelevate din sudură și zona influențată termic în cele două variante de tratament termic.

Prin intersecția alurei curbelor cu criteriul de acceptare de 54 J s-au obținut temperaturile de tranziție respective.

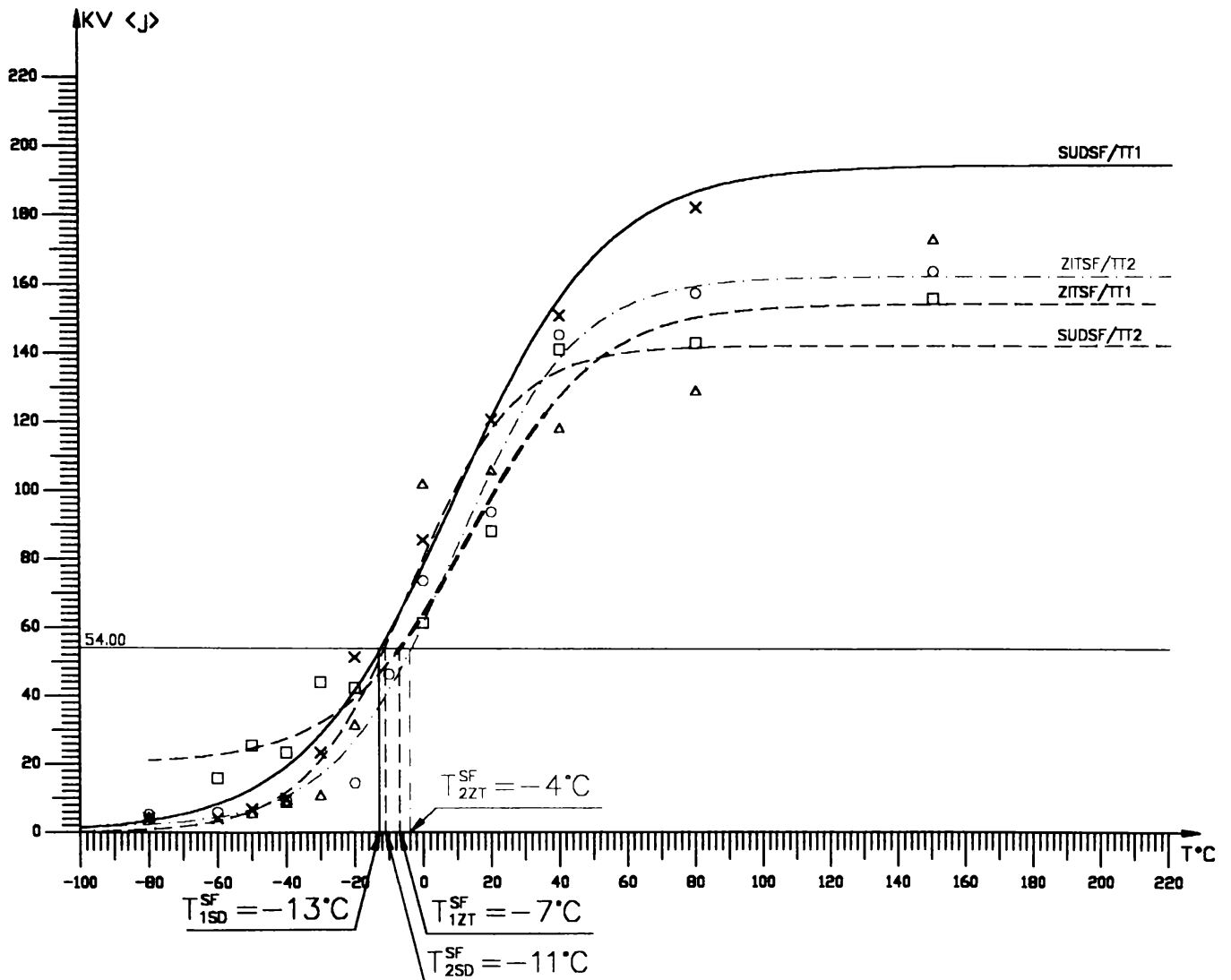
T_{1SD}^{SF} - temperatura de tranziție pentru sudura tratată termic prin detensionare;

T_{2SD}^{SF} - temperatura de tranziție pentru sudura tratată termic prin detensionare urmat de tratamentul termic cu răcire controlată în trepte;

T_{1ZT}^{SF} - temperatura de tranziție pentru zona influențată termic, tratată termic prin detensionare;

T_{2ZT}^{SF} - temperatura de tranziție pentru zona influențată termic tratată termic prin detensionare urmat de tratamentul termic cu răcire controlată în trepte.

Valorile temperaturilor de tranziție respective sunt prezentate în tabelul 4.17.



- SUDSF/TT1** – îmbinare sudată din oțel RRC de 60 mm grosime, prin procedeul mecanizat sub flux: sarma EMS 2CrMo, flux BB25, supusa tratamentului termic de detensionare post sudare la $670^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate din sudura.
- SUDSF/TT2** – îmbinare sudată din oțel RRC de 60 mm grosime, prin procedeul mecanizat sub flux: sarma EMS 2CrMo, flux BB25, supusa unui tratament termic de detensionare post sudare la $670^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore, urmat de un tratament termic cu racire controlata in trepte. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate din sudura.
- ZITSF/TT1** – îmbinare sudată din oțel RRC de 60 mm grosime, prin procedeul mecanizat sub flux: sarma EMS 2CrMo, flux BB25, supusa tratamentului termic de detensionare post sudare la $670^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate din zona influentata termic.
- ZITSF/TT2** – îmbinare sudată din oțel RRC de 60 mm grosime, prin procedeul mecanizat sub flux: sarma EMS 2CrMo, flux BB25, supusa unui tratament termic de detensionare post sudare la $670^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore, urmat de un tratament termic cu racire controlata in trepte. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate din zona influentata termic.

Figura 4.62

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Tabelul 4.17. Temperaturile de tranziție pentru sudură și zona influențată termic ale îmbinării sudate prin procedeul mecanizat sub flux

Nr. crt	Starea de tratament termic	Locul de poziționare a creștăturii epruvetelor de încovoiere prin șoc	Temperatura de tranziție °C	Valoarea relației (4.18)
1	Detensionare la $670 \pm 10^{\circ}\text{C}$ timp de menținere 8 ore	sudură	$T_{1SD}^{SF} = - 13$	-
2		zona influențată termic (ZIT)	$T_{1ZT}^{SF} = - 7$	-
3	Detensionare și răcire controlată în trepte	sudură	$T_{2SD}^{SF} = - 11$	- 7
4		zona influențată termic (ZIT)	$T_{2ZT}^{SF} = - 4$	+ 2

Evaluarea efectului de îmbătrânire asupra îmbinărilor sudate din oțel RRC s-a efectuat cu ajutorul relației (4.18). Valorile obținute prin înlocuirea temperaturilor de tranziție T_{1SD}^{SF} , T_{1ZT}^{SF} , T_{2SD}^{SF} , T_{2ZT}^{SF} în relația (4.18) sunt prezentate în tabelul 4.17. Îmbinarea sudată prin procedeul de sudare și mecanizat sub flux din oțel RRC (1,25Cr0,5Mo) nu prezintă susceptibilitate la îmbătrânire prin fragilizare de revenire, valorile criteriului (4.18) plasându-se sub valoarea maximă de + 38.

Analiza macro și microstructurală a îmbinării sudate prin procedeul de sudare mecanizat sub flux.

Macrostructura îmbinării sudate prin procedeul de sudare mecanizat sub flux este prezentată în figura 4.63.

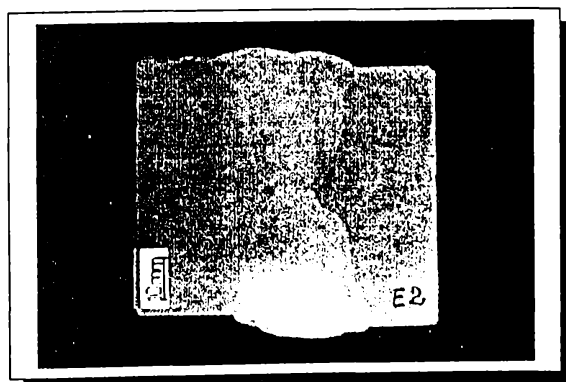


Figura 4.63

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

În figura 4.64 se prezintă microstructura zonei influențate termic tratată prin detensionare la 670°C cu timp de menținere de 8 ore.

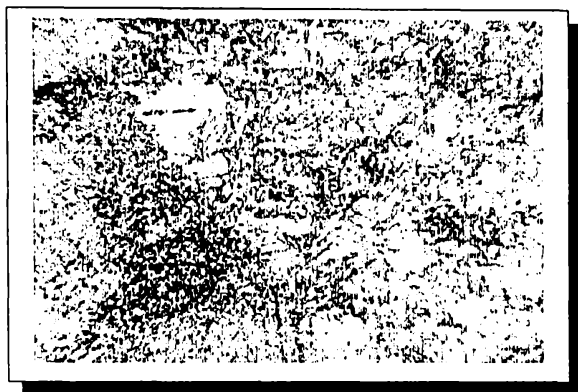


Figura 4.64



Figura 4.65

Examinarea microscopică a subzonei de supraîncălzire a zonei influențate termic la mărimi de 100x a condus la decelarea de structuri de tip ferită, perlită și ferită aciculară cu o proporție a constituenților de bază de 60/40 și o mărime a grăuntelui real de 4-5.

În figura 4.65 se prezintă microstructura zonei influențate termic a îmbinării sudate prin procedeul de sudare mecanizat sub flux de 60 mm grosime, care pe lângă tratamentul de detensionare postsudare, s-a mai suprapus tratamentul termic simulat de îmbătrânire cu răcire controlată în trepte.

Examinarea microscopică a subzonei de supraîncălzire a zonei influențate termic la mărimi de 100x, a condus la decelarea de structuri de tip ferită, perlită și ferită aciculară cu o proporție a constituenților de bază de 60/40 și o mărime a grăuntelui real de 4-5.



Figura 4.66

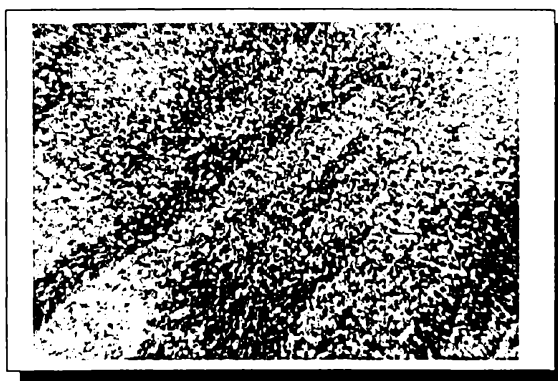


Figura 4.67

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

În figura 4.66 se prezintă microstructura sudurii îmbinării sudate prin procedeul de sudare mecanizat sub flux și tratată termic cu tratamentul termic de detensonare postsudare.

Examinarea microscopică la mărimi de 100x a identificat structuri de tipul ferită, perlită, sorbită, dispuse într-o structură de turnare.

În figura 4.67 se prezintă microstructura sudurii aceleiași îmbinări sudate ca cea prezentată în figura 4.66, dar care a mai înregistrat și tratamentul termic cu răcire controlată în trepte.

Examinarea microscopică la mărimi de 100x, a identificat structuri de tip ferită, perlită și perlită și sorbită dispuse în structura de turnare.

Încercarea sclerometrică a îmbinării sudate

În tabelul 4.18 se prezintă valorile nivelului durităților înregistrate din determinările efectuate pe cele două îmbinări sudate diferențiate prin tipul de tratament aplicat.

Analiza datelor prezentate în tabelul în 4.18, conduce la concluzia că încercarea sclerometrică efectuată pe cele două îmbinări sudate prin procedeul de sudare mecanizat sub flux, a pus în evidență că tratamentul termic de simulare a îmbinării sudate, conduce la uniformizarea durității zonelor sudurii. Pornind din MB1, trecând prin ZIT1, SUD, ZIT2 și atingând MB2, nivelul durității maxime nu depășește valoarea 201HV5, iar diferența maximă între componentele structurale ale îmbinării sudate este de 46 HV5.

În figura 4.68 se prezintă modul de poziționare a urmelor măsurătorilor sclerometrice în îmbinarea sudată. Aceste urme s-au poziționat cu un pas $P = 0,75$ mm.

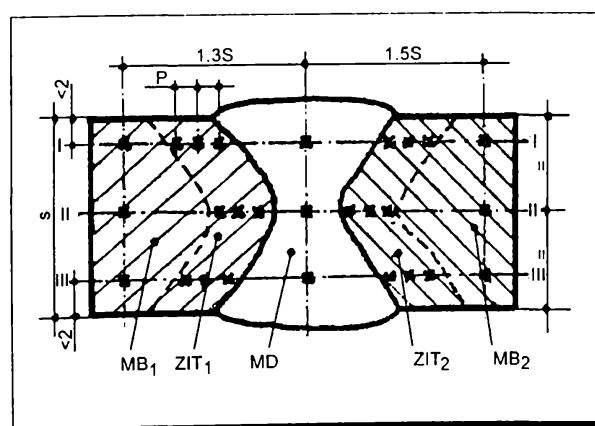


Figura 4.68

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Tabelul 4.18. Rezultatele încercărilor sclerometrice a îmbinărilor sudate prin procedeul de sudare mecanizat sub flux. Tip duritate HV5

Nr. crt.	Marcaj epruvetă	Zona cercetată	Direcția investigată					
			I-I		II-II		III-III	
			Val. min	Val. max	Val. min	Val.max	Val. min	Val. max
0	1	2	3	4	5	6	7	8
Îmbinare sudată de 60 mm grosime. Tratament termic de detensionare la 670 ⁰ C cu timp de meținere 8 ore								
1	1E1	MB1	161	163	166	167	164	165
2		ZIT1	203	212	167	192	168	201
3		SUD	198	199	192	194	197	199
4		ZIT2	164	197	174	195	169	203
5		MB2	158	162	160	161	157	157
Îmbinare sudată de 60 mm grosime. Tratament termic de detensionare, plus tratamentul termic cu răcire controlată în trepte								
6	1E2	MB1	160	160	158	162	155	160
7		ZIT1	199	201	169	182	169	200
8		SUD	190	197	192	193	185	190
9		ZIT2	175	190	174	190	168	200
10		MB2	158	160	155	160	157	155

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

4.3. Cercetări privind coroziunea prin compuși de sulf și hidrogen sulfurat

Sulful se regăsește în fluidele vehiculate în utilajele rafinăriilor și în general în petrochimie sub forma de sulf elementar, hidrogen sulfurat, mercaptane, bioxid de sulf, trioxid de sulf, sulfuri, acid naftenic și alte combinații cromatice. Cel mai activ dintre compușii de sulf este hidrogenul sulfurat. Se pot distinge tipuri de coroziune atribuite combinațiilor sulfului:

- coroziune generală prin formarea sulfurilor de fier la interfața metal-mediu (care pot fi corosive sau pasivante);
- degradare tip piting;
- coroziune cauzată de oxidarea produsă de sulf;
- coroziune fisurantă sub tensiune în condițiile unei temperaturi scăzute în mediu apos.

În general, în cazurile în care este prezent hidrogenul sulfurat, poate fi prezent și hidrogenul, fenomenele pot fi combinate și simultane: coroziune datorită hidrogenului sulfurat și datorită atacului hidrogenului.

Oțelurile Cr-Mo nu sunt utilizate în mod curent la instalații care lucrează cu apă sau gaze umede conținând hidrogen sulfurat. Totuși, se pot forma condensări apoase în instalațiile care lucrează la temperaturi înalte, în timpul scoaterii din funcțiune. În aceste condiții, oțelurile Cr-Mo se comportă atât la coroziune generală cât și la coroziune fisurantă sub tensiune în mediu apos de H_2S ca și oțelurile carbon slab aliate cu mangan. Din experiența practică a corozioniștilor americani, a rezultat o concluzie importantă în ceea ce privește accelerarea fenomenului de coroziune, prin compuși de sulf, în special H_2S dacă intervine în procesul chimic și o tensiune mecanică, termică etc. (atât în soluții apoase cât și în stare gazoasă). Asociația corozioniștilor americani, a pus la punct o metodologie de testare a materialelor prin încercări pe epruvetă specializată prezentată în figura 4.69 (epruveta normală) denumită epruveta - NACE, conform testului TM0177. Epruveta se supune la tracțiune la diferite sarcini începând cu 0,3-0,4 $R_{p0,2}$ și până la limita de curgere $R_{p0,2}$ a materialului supus încercării într-un mediu apos de H_2S . În figura 4.70 se prezintă cuva în care se produce barbotarea soluției apoase acceleratoare care acționează asupra zonei calibrate a epruvetei supuse încercării. Epruvetele NACE se pot utiliza și în cazul testării îmbinărilor sudate, epruveta prelevându-se cu axa poziționată perpendicular pe axa sudurii, iar mijlocul zonei calibrate a epruvetei se poziționează pe zona influențată termic a îmbinării sudate. (figura 4.71) [206-208], [212-214], [216], [217], [219], [221], [222] [224], [225], [237], [259], [274-281].

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

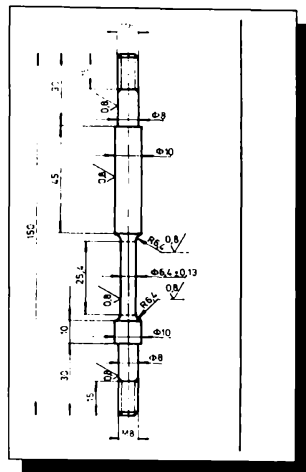


Figura 4.69

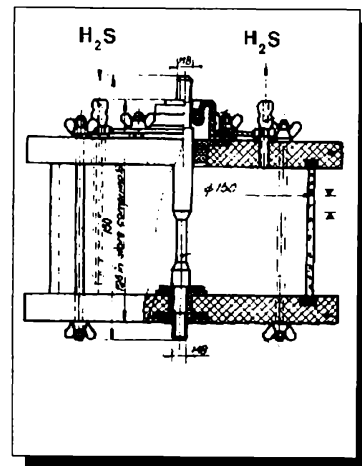


Figura 4.70

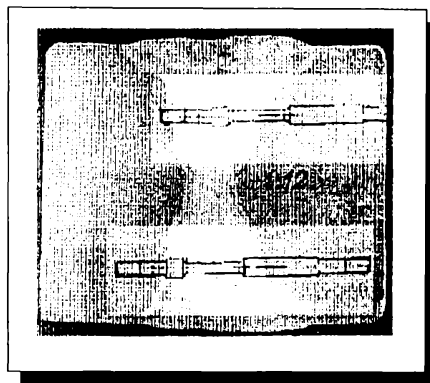


Figura 4.71

Epruveta se montează în incinta din figura 4.70, se umple incinta cca. 80 % cu soluție NACE, se montează pe bacurile instalației prezentate în figura 4.72 (instalația tip inel) sau în figura 4.73 (instalația pârghie), se realizează lanțul dinamometric și se încarcă cu sarcina prescrisă. În incintă se barbotează la $+ 20^{\circ}C$ gaz inert pentru îndepărtarea oxigenului dizolvat în soluție.

Se racordează incinta la sursa H_2S asigurând debitul de gaz printr-un număr de bule de gaz pe minut conform normei NACE TM0177. Aprecierea rezistenței la coroziune fisurantă sub tensiune în mediu NACE, se poate face calitativ, dacă se impune ca un anumit număr de probe să reziste 720 ore la o sarcină reprezentând un anumit procent din limita de curgere, sau calitativ dacă încercarea se execută la diferite nivele de tensiune, reprezentând procente

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

din limita de curgere a materialului, ceea ce permite realizarea unei diagrame logaritmice tensiune (sarcină) - timp caracterizând comportarea în mediul respectiv la orice sarcină.

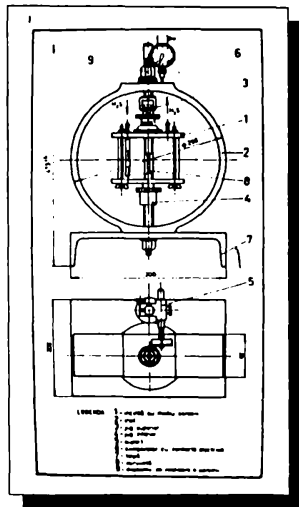


Figura 4.72

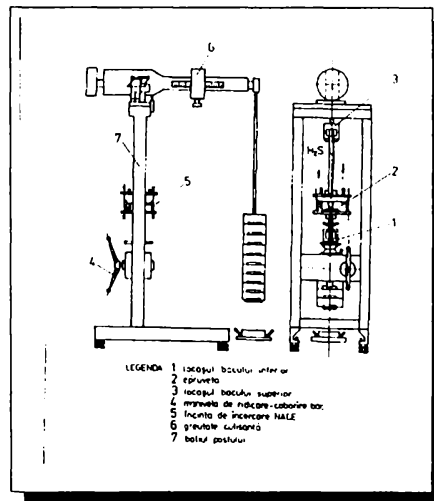


Figura 4.73

Se disting două domenii de temperatură în instalațiile care lucrează în medii de H_2S și H_2 :

- domeniul temperaturilor scăzute $\leq 200^\circ C$
- domeniul temperaturilor ridicate $> 200^\circ C$

Domeniul temperaturilor de proces mai mici decât $+ 200^\circ C$. În cazul temperaturilor până la $200^\circ C$ pentru care este valabil testul NACE TM0177, se utilizează oțelurile slab aliate cu mangan până la cca. 1,8% Mn.

În sistemele H_2S/H_2 în condițiile temperaturii de cca. $200^\circ C$ la interfața metal-mediu se formează o peliculă de sulfură de fier conform figurii 4.74 ce ia naștere printr-un proces electrochimic conform relației:



care la anod se desfășoară după reacția:



Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen



Figura 4.74

iar la catod



De asemenea, când hidrogenul sulfurat este dizolvat în apă, mai apare și ionizarea slabă de forma:



În prezența oxigenului, procesul de depolarizare va avea loc după expresia:



sau



Astfel, pot apărea reacții asemănătoare procedurilor anodice și catodice cunoscute de chimia fizică, care pot duce la o ascensiune a efectului de coroziune la nivelul oțelului și a îmbinărilor sudate.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Hidrogenul sulfurat este un mediu activ, care în sensul mecanicii ruperii materialelor, conduce la reacții superficiale sau în volum (este cazul hidrogenului atomic care difuzează în metal) diminuând astfel rezistența mecanică a materialului. În aceste manifestări se pot distinge mai multe faze:

- transportul mediului activ la suprafața de contact metal-mediu;
- adsorbția la suprafața materialului de contact, a hidrogenului atomic;
- reacția la suprafața materialului;
- desorbția produselor astfel eliberate în masa materialului;
- produsele transportate în masa materialului-interacționează specific cu acesta în sensul afectării capacității de rezistență.

Unele faze pot să lipsească, altele pot fi diminuate. Spre exemplu faza de incubare care precede propagarea fisurii, este determinată în general de toate fazele enumerate, în timp ce în stadiul de propagare, fazele 4 și 5 sunt mai importante deoarece procesul de rupere, la vârful fisurii formate, crează noi suprafețe de rupere, astfel că materialul cu produse adsorbite, rămâne în urma frontului fisurii care se propagă.

Prin coroziune fisurantă sub tensiune se înțelege acțiunea inițierii și propagării fisurii datorită acțiunii mediilor corosive, în asociație cu starea de tensiune mecanică sau preexistentă (tensiuni reziduale) (figura 4.75). În figura 4.75 se prezintă concentrat factorii care concură la apariția fenomenelor de degradare provocate de prezența hidrogenului sulfurat la interfața metal-mediu. Acești factori se pot clasifica în trei mari categorii:

1. Gradul de coroziune generală:

- 1.1 concentrația H_2S
- 1.2. temperatura de funcționare
- 1.3. pH-ul soluției
- 1.4. substanța de lucru
- 1.5. conținutul în apă

2. Istoria materialului:

- 2.1. elementele de aliere
- 2.2. caracteristicile de rezistență mecanică
- 2.3. deformațiile plastice ale oțelului
- 2.4. cantitatea de incluziuni nemetalice
- 2.5. segregările existente la nivelul constituenților structurali

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

- 2.6. compoziția chimică
- 2.7. nivelul încercării de duritate pe oțelul din componența utilajului în condiții post tratamente termice
- 2.8. structura microscopică
- 2.9. tratamentul termic al oțelului
3. Procesul de fabricație
 - 3.1. tensiunile de lucru
 - 3.2. tensiunile reziduale de la sudare, uzinare, tratamente termice
 - 3.3. nivelul tratamentului termic postsudare
 - 3.4. geometria îmbinărilor sudate
 - 3.5. procesul de sudare
 - 3.6. nivelul temperaturii de preîncălzire de la sudare
 - 3.7. calificarea sudorilor
 - 3.8. deformațiile plastice în timpul fabricației
 - 3.9. efectele de crestătură
 - 3.10. gradul de prelucrare mecanică
 - 3.11. nivelul durității măsurate în îmbinarea sudată

De menționat este faptul că fenomenul lipsește când materialul solicitat este inert față de reactivitatea mediului.

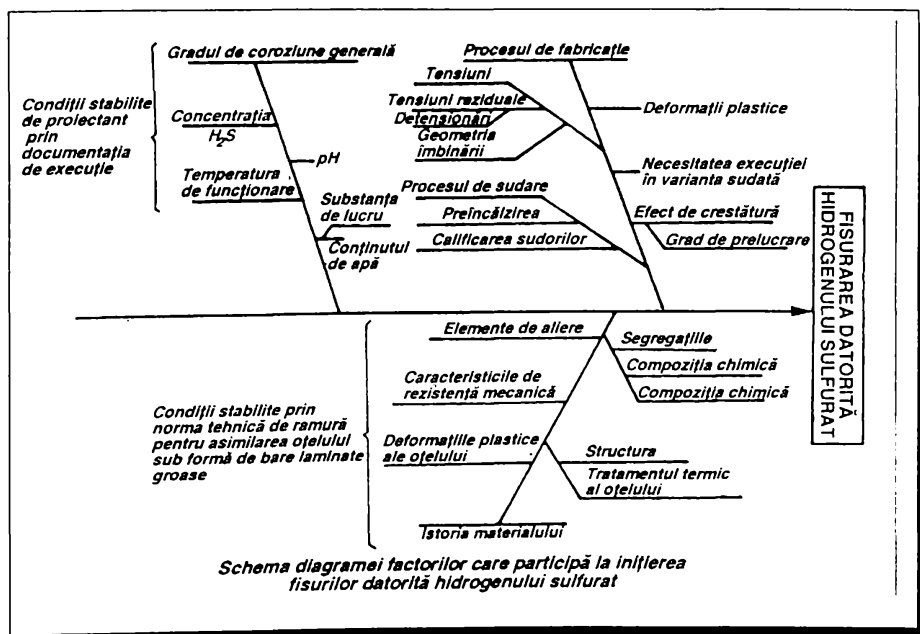


Figura 4.75

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

La nivel microstructural, fisurarea corozivă sub tensiune, este promovată de doi factori principali:

- existența unui traiect structural pe care sensibilitatea este ridicată comparativ cu matricea cristalină adiacentă.
- existența unui mecanism de concentrare a tensiunii normale de-a lungul traiectului cu reactivitate chimică ridicată. Acești factori sunt promovați de mecanisme diferite după cum corозиunea fisurantă sub tensiune se dezvoltă transgranular sau intergranular.

Coroziunea transgranulară este asociată cu ruperea filmului superficial protector (rezultat al reactivității metalului cu mediul - în cazul acesta sulfura de fier), ca urmare a impactului dislocațiilor care se mișcă de-a lungul liniilor de clivare sub acțiunea sarcinii aplicate (figura 4.76 a). În momentul în care filmul superficial este rupt (figura 4.77, figura 4.78, figura 4.80 și figura 4.82) zona prezintă un caracter anodic în raport cu zonele învecinate acoperite, apare un transport de material și în zonele cu benzi de clivare, se inițiază fisura (figura 4.76 b). În continuare, datorită pe de o parte a refacerii filmului pe pereții fisurii și pe de altă parte datorită faptului că la vârful fisurii filmul superficial este în permanență rupt, prin alimentarea continuă cu dislocații a enclavei plastice din vârful fisurii, aceasta se propagă continuu transgranular (figura 4.76 c) [1].

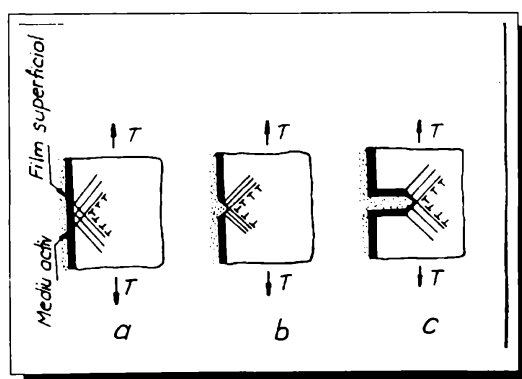


Figura 4.76

Astfel de secvențe se repetă până când lungimea fisurii atinge valoarea critică pentru tensiunea aplicată și apare ruperea.

În figura 4.77, se prezintă filmul de sulfură de fier superficial, rupt ca urmare a încercării țin mediu NACE a unei epruvete specializate prezentate în figura 4.69 [224].

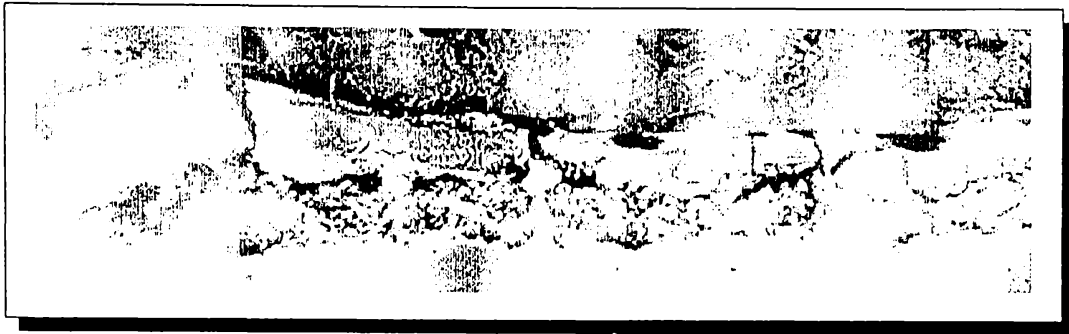


Figura 4.77

Fotografiile din figurile 4.77-4.83, s-au obținut prin analiza cu microsonda electronică Jeol JCXA - 50 A, a unor eșantioane prelevate din zona calibrată a epruvetei tip NACE (figura 4.69) pentru care s-au utilizat două metodologii diferite de examinare:

- o imagine metalografică macroscopică la mărimi de 300x care vizualizează fenomenele de suprafață ce s-au produs la interfața metal mediu a epruvetei (figurile 4.77, 4.80 și 4.82)
- aceleași zone au fost analizate în spectrul de raze X, vizualizându-se repartiția elementului sulf, identificat prin linia Sk_{α} din spectrul de raze X, al sulfului. Aceste imagini ilustrează prezența sulfului în stratul care a penetrat în degradările de suprafață conducând la accelerarea fenomenului de coroziune (figura 4.79, 4.81, respectiv figura 4.83).

Coroziunea sub tensiune intergranulară presupune două stadii caracteristice:

- mediul activ atacă chimic suprafața limită a grăunților de la interfața metal-mediu, care de altfel are și denivelări microscopice dar și macroscopice. Acest atac chimic slăbește semnificativ rezistența la rupere în planele de limită a grăunților;
- peste atacul chimic la marginea grăunților, se suprapune concentrarea tensiunii normale pe aceste plane care ia naștere și datorită concentrării dislocațiilor în planele de alunecare (figura 4.84).

***Observație.** Figurile 4.59-4.70 prezintă rezultatele experimentărilor efectuate în laboratoarele Institutului de Sudură și Încercări de Materiale Timișoara pe îmbinări sudate cu un oțel tip 1.25Cr0.5Mo utilizând instalații de încercare în mediu NACE executate în institut



Figura 4.78



Figura 4.79



Figura 4.80

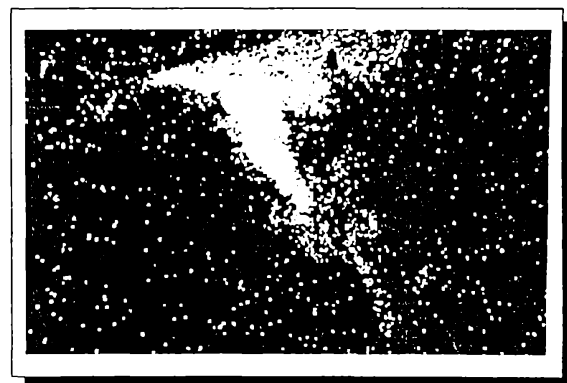


Figura 4.81



Figura 4. 82

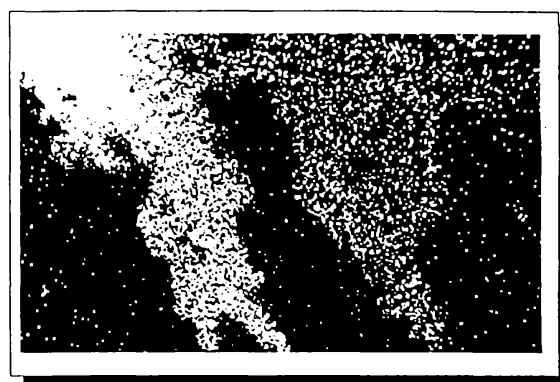


Figura 4.83

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

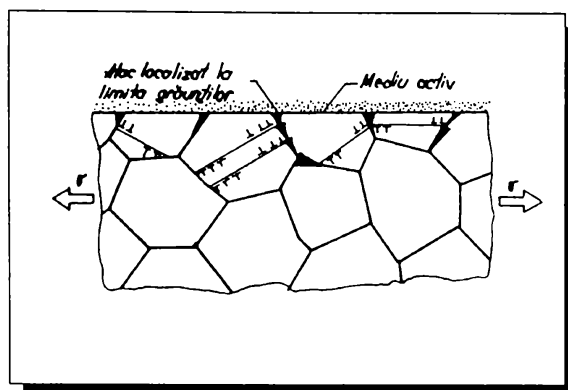


Figura 4.84

Ca urmare a fisurării filmului de sulfură de fier, datorită prezenței hidrogenului sulfurat în fluidul tehnologic, sub primul strat se formează altă peliculă de sulfură de fier, producând degradări grave ale suprafeței metalului, localizare fotografică în imaginile din figura 4.85 și figura 4.86. În secțiune transversală, profilul degradărilor de suprafață datorită acțiunii corosive a hidrogenului sulfurat se prezintă ca formă alveolară rotunjită (figura 4.87), sau ascuțită cu efect de creștătură (figura 4.88) confirmând mecanismele teoretice descrise mai sus și ilustrate în figura 4.76 și figura 4.84.



Figura 4.85

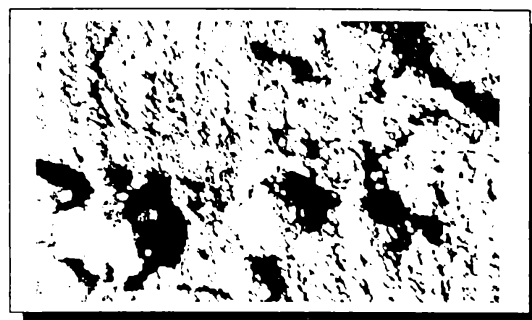


Figura 4.86

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

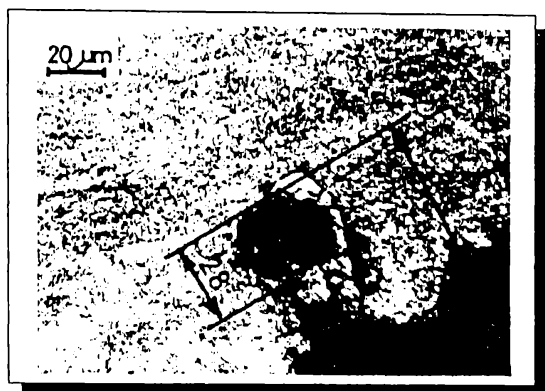


Figura 4.87



Figura 4.88

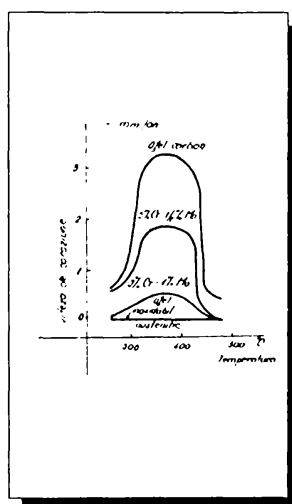


Figura 4.89

Fisurarea corozivă sub tensiune, transgranulară, este favorizată în general de tensiuni mari aplicate, precum și în aliajele cu energie de împachetare mică, deoarece, în aceste condiții, se pot forma în cristal mai multe bariere în mișcare, dislocațiilor creindu-se traiecte reactive de-alungul cărora se dezvoltă fisurarea corozivă sub tensiune.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Fisurarea corosivă sub tensiune trans sau intergranulară se poate dezvolta într-un agregat policristalin de tipul oțelurilor în general, în funcție de particularitățile structurale ale materialului, reactivitatea mediului și nivelul tensiunii aplicate.

Spre exemplu: fisurarea corosivă sub tensiune, intergranulară este favorizată de deformații mici, deoarece în aceste condiții, neomogenitatea chimică în granule, indusă prin deformație, este practic nulă și atacul corosiv este promovat în principal la marginea grăunților. În același timp, fisurarea corosivă sub tensiune, intergranulară, este favorizată în aliajele cu energie de împachetare mare, deoarece mai multe dislocații se pot îngămădi la limita grăunților urmând astfel concentrarea tensiunilor necesară pentru dezvoltarea fisurii.

Cercetătorii japonezi Kowakao și Nogato, au efectuat studii asupra influenței compoziționale asupra susceptibilității oțelurilor la coroziune fisurantă sub tensiune în prezența sulfurii și a compușilor acestuia.

Au împărțit oțelurile în trei categorii după nivelul durității maxime în unități Rockwel C:

- oțelurile care prezintă o duritate sub 19 HRC - din punct de vedere compozițional nu sunt susceptibile la coroziune fisurantă sub tensiune în medii de sulf și H_2S cu excepția cazurilor când se semnalează prezența nichelului în matricea oțelului.

- oțelurile care prezintă o duritate între 19 HRC și 29 HRC, iar în compoziția cărora se identifică prezența nichelului, manganului, titanului, cuprului și vanadiului, sunt susceptibile la coroziune fisurantă sub tensiune. Adaosul de crom, molibden sau bor nu agravează fenomenul.

Carbonul ca atare nu prezintă efecte deosebite, însă în prezența manganului și a vanadiului în oțel, conduce la creșterea susceptibilității oțelului la coroziune fisurantă sub tensiune în mediu de H_2S apos.

- oțelurile care prezintă o duritate mai mare decât 29 HRC au o comportare în mediu de hidrogen sulfurat umed independentă de compoziția chimică.

Domeniul temperaturilor de proces mai mari decât $200^{\circ}C$.

În figura 4.89, se prezintă o diagramă a nivelului de coroziune generală în funcție de temperatura de funcționare datorită sulfurii și a combinațiilor sale existente în țiteiul supus procesului de rafinare asupra unor oțeluri utilizate în rafinării.

Se observă că pentru oțelurile carbon și slab aliate, viteza maximă de coroziune atinge un maxim în jurul temperaturii de $+ 370^{\circ}C$. De asemenea, din diagramă se observă că de abia la concentrații mari de crom când acest element începe să impună oțelului caracterul

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

antioxidant prin formarea peliculei protectoare de oxid la suprafața metalului, scade viteza de coroziune, datorită compușilor de sulf, cu cca. 50% prin utilizarea oțelului 5Cr0,5Mo și cu cca. 80% prin utilizarea oțelului 9Cr1Mo comparativ cu comportarea oțelului carbon-mangan.

Aceste fenomene se datoresc faptului că în momentul de față în urma șocului petrolului din anii 1974-1975, se exploatează și puțurile petroliere care cu ani în urmă erau considerate nerentabile, cele din care se extrage țiței cu mari concentrații în sulf și hidrogen sulfurat (de exemplu: țițeiul tip BOSCAN cu 5,54% sulf, în comparație cu țițeiul tip ZARZAITAINE cu 0,06% sulf). Utilaje din vechile rafinării, nu sunt pregătite să prelucreze un țiței cu un astfel de procent de impurități. Din aceste motive, a apărut necesitatea înlocuirii unor oțeluri cu oțeluri cu crom, crom-molibden, cu concentrații tot mai ridicate. În același context intră țițeiul care conține acid naftenic, care prezintă probleme de coroziune în jurul temperaturii de +230°C. Concentrația limită de la care apare coroziunea în cadrul prezenței acidului naftenic în țiței este de 1800 ppm.

4.4. Cercetări privind fragilizarea prin hidrogen

În urma cercetărilor efectuate în numeroase laboratoare ale lumii, s-a format o opinie generală (rezultată în urma multor ani de cercetări și experimentări) că fenomenele cele mai grave sunt datorate acțiunii hidrogenului ce se găsește în stare atomică sau moleculară, sub formă de ioni [101] în suprafața de separație metal-lichid [1], [4], [5], [101] metal-gaz sau chiar în rețeaua cristalină a oțelului.

Hidrogenul este unul din cele mai răspândite elemente din natură. Are cea mai mică greutate specifică și cea mai mică masă atomică prezentându-se cu structura simplă față de atomii tuturor celorlalte elemente. Stă la baza teoriei mecanicii clasice și a mecanicii cuantice, a chimiei anorganice și organice, a chimiei fizice.

Din punct de vedere al concepției mecanicii clasice atomul de hidrogen este constituit dintr-un nucleu format dintr-un proton, a cărui sarcină pozitivă este neutralizată de un singur electron.

Se cunosc trei izotopi ai hidrogenului. Cel mai răspândit este hidrogenul ușor notat H. Atomul său are componența amintită la capitolul 2, proton-electron. Al doilea izotop stabil este deuteriul cu simbolul D. Nucleul său este constituit, dintr-un proton și un neutron, iar învelișul electronic dintr-un electron. Al treilea izotop al hidrogenului este tritiu cu simbolul T. El se descompune prin emiteră de radiații β cu perioada de înjumătățire de 12,46 ani [101] găsiindu-se în stare naturală provenit din reacțiile nucleare provocate de radiațiile cosmice. Are nucleul compus dintr-un proton și doi neutroni, iar învelișul electronic dintr-un electron.

Datorită rolului deosebit pe care-l joacă nucleele atomilor de hidrogen în reacțiile nucleare, li s-au atribuit ca și însăși izotopilor denumiri diferite proton (simbol p) se numește nucleul izotopului ușor al hidrogenului, (masa =1 și sarcina = +1), deuteron (simbol d) este numele atomului hidrogenului greu (masa 2 și sarcina +1), iar denumirea de triton (simbol t) a fost atribuită nucleului de tritiu.

S-a amintit la capitolul 2 că în reacțiile produse în interiorul utilajelor petrochimice, apar frecvent ioni de hidrogen cu particularități deosebite. Ionul H^+ provine din atomul de hidrogen care prin cedarea electronului său rămâne sub forma unui nucleu fără electroni, adică sub forma unei particule al cărei diametru este de mii de ori mai mic decât diametrele celorlalți. În afară de aceasta, datorită lipsei de electroni ionul H^+ nu este respins

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

de învelișul, electronic al unui alt atom sau ion, din contră, este atras de acesta. Aceasta permite ionului de hidrogen să se apropie mai mult de alți atomi și să interacționeze cu electronii lor, chiar mai mult, să pătrundă în învelișul lor electronic. În diferite stări ale atomului de hidrogen, acesta are proprietatea de a adăuga cu electronii unui alt atom (în funcție de energia de legătură). Această însușire se va manifesta cu intensitate maximă atunci când el cedează în măsura maximă energia sa, adică în special când se găsește în stare de ion pozitiv H^+ , precum și atunci când interacționează cu atomii elementelor electronegative (exemplu: fluor și oxigen). S-a demonstrat că în cazul unor legături nepolare sau slab polare (cu carbonul, siliciul) și atât mai mult în cazul unei legături cu elementele mai puțin electronegative cum sunt metalele, "legătura de hidrogen" nu poate să apară.

Hidrogenul în stare atomică este instabil. Durata de recombinare poate fi foarte lungă, întrucât pentru desfășurarea unei recombinații trebuie să fie prezent un al treilea corp care ia parte la ciocnire și e în măsură să absoarbă o parte a căldurii de recombinare. Se observă o creștere a vitezei de recombinare a atomilor de hidrogen în molecule atunci când reacția are loc la suprafața unor substanțe solide, care poate fi chiar suprafața oțelului în contact cu lichidul sau gazul, dacă recombinarea are loc la acest nivel, sau poate fi suprafața unei incluziuni nemetalice, dacă recombinarea are loc în rețeaua cristalină a metalului.

Suprafața unei piese metalice aflate într-un mediu gazos sau lichid, constituie o suprafață de separație între două medii. În industria chimică și petrochimică, oțelul ajunge în contact nemijlocit cu medii tehnologice lichide la temperaturi ce variază într-o gamă largă. În cazul reactoarelor de reformare catalitică, oțelul de tip 1,25Cr0,5Mo, în particular oțelul RRC analizat în teză vine în contact direct cu medii bogate în hidrogen, sulfurat și hidrogen la două niveluri de temperaturi de funcționare: la temperaturi ridicate și temperaturi reduse la nivelul temperaturilor de tranziție la scoaterea sau punerea în funcțiune.

La capitolul 4.3 s-a analizat acțiunea compușilor de sulf și hidrogen sulfurat la interfața metal mediu în diferite condiții de presiune și temperatură. Prezența hidrogenului sulfurat în produsele petrochimice sugerează antrenarea și/sau apariția hidrogenului atomic în fluidele vehiculate la interfața metal-mediu.

La capitolul 2 s-au analizat efectele fizice ale hidrogenului la temperaturi de cca. 200°C. În figura 2.19 s-a analizat mecanismul de difuzie în salturi dintr-o poziție interstițială în alta a hidrogenului atomic sub acțiunea gradientilor compoziționali, de temperatură sau tensiune mecanică. S-a relevat faptul că la întâlnirea unor discontinuități în rețeaua cristalină

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

(goluri, fisuri, interfețe fizice sau interfețe matrice metalică-incluziuni, sau chiar interfața perlită-ferită, hidrogenul difuzibil atomic, se recombina în formă moleculară cu mărirea considerabilă a volumului și presiunii.

Experimentările efectuate pe epruvete tip NACE au pus în evidență că prezența hidrogenului atomic în soluția preparată pentru accelerarea fenomenelor ce se pot produce la interfața metal-mediul este un fapt real. Prin secționarea epruvetei tip NACE s-au pus în evidență și s-au vizualizat la microscop sau cu microsonda electronică efectele produse de hidrogen descrise în mecanismele prezentate la capitolul 2. În figura 4.90 se prezintă o secțiune metalografică într-un eșantion prelevat din metalul de bază a unei epruvete tip NACE.

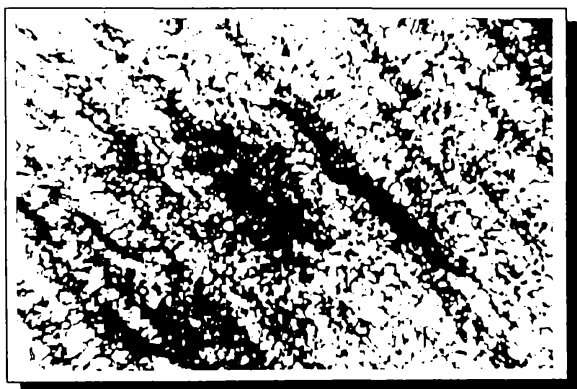


Figura 4.90

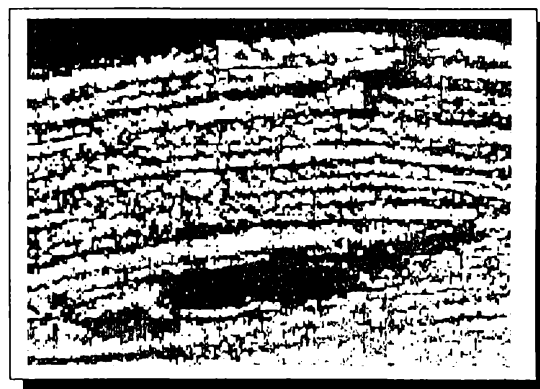


Figura 4.91

Se observă că în matricea metalică la interfața ferită-perlită a materialului de bază s-a localizat hidrogenul atomic, prin coalescență s-a produs hidrogen molecular cu o mărirea considerabilă a volumului și presiunii provocând decoeziuni.

La începutul încercării în mediul NACE pH = 3,5. În cursul încercării pH-ul soluției este menținut la un nivel inferior lui 4,5 prin adăugiri de acid acetic în cantități corespunzătoare. Atmosfera de atomi de hidrogen este asigurată de barbotarea soluției de 5% acid acetic cu cca. 3000-3500 ppm H₂S.

Aprecierea degradării prin hidrogen a materialului de bază se face pe epruvete de tracțiune standard.

Indicele de fragilizare se calculează cu formula:

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

$$F[\%] = \frac{Z_0 - Z}{Z_0} \cdot 100 \quad (4.19)$$

unde:

Z = gătuirea la rupere în prezența hidrogenului

Z_0 = gătuirea la rupere inițială.

În tabelul 4.19 se prezintă valorile experimentale ale gătuirii la rupere obținute din încercarea la tracțiune în mediu NACE, a epruvetelor de tracțiune prelevate din tabla de oțel RRC de 20 mm grosime și 60 mm grosime comparativ cu valorile experimentale ale gătuirii la rupere obținute din încercarea la tracțiune a epruvetelor clasice de tracțiune inițiale prezentate în tabelul 4.4. Se menționează că epruvetele de tracțiune au fost prelevate din tablele din oțel RRC care au fost supuse tratamentului termic postsudare de detensionare (670°C - temperatura de detensionare menținută timp de 8 ore).

Oțelul se consideră acceptat dacă are un coeficient de fragilizare sub 30%.

Tabelul 4.19. Valorile factorului de fragilizare F în mediu de hidrogen

Nr. crt.	Metalul de bază	Direcția de prelevare	Gătuirea la rupere determinată pe epruvete de tracțiune		Factorul de fragilizare $F[\%]$
			inițială din tabelul 4.4. Z_0 %	în mediul NACE $Z\%$	
0	1	2	3	4	5
1	Tabla din oțel RRC de 60 mm grosime	longitudinală	75	60	$F_{IL}^{60}=20$
2			75	50	$F_{2L}^{60}=27$
3		transversală	76	58	$F_{1T}^{60}=24$
4			73	58	$F_{2T}^{60}=20$
5	Tabla din oțel RRC de 20 mm grosime	longitudinală	72	63	$F_{IL}^{20}=13$
6			75	62	$F_{2L}^{20}=17$
7		transversală	69	55	$F_{1T}^{20}=20$
8			67	51	$F_{2T}^{20}=24$

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Din tabelul 4.19 se observă că factorul de fragilizare atât pentru direcția longitudinală cât și pentru direcția transversală se plasează sub 30% în cazul celor două table din oțel RRC. În continuare, din epruvetele NACE prelevate din îmbinarea sudată (figura 4.71) s-au decupat eșantioane pentru analiza microscopică.

În figurile 4.92, 4.93 și 4.94 și 4.95 se prezintă microstructura unor degradări tip fisură generate de hidrogen prin dezvoltare în zona influențată termic a îmbinării sudate prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți.



Figura 4.92

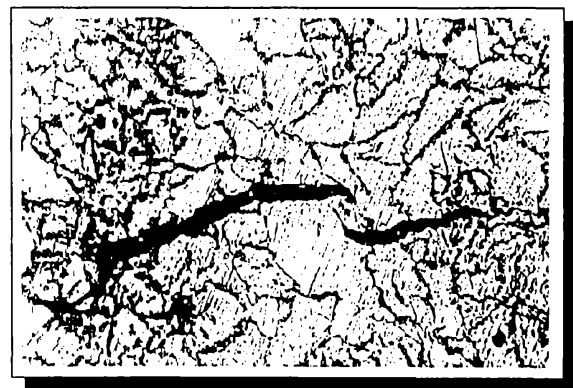


Figura 4.93

Figura 4.92 prezintă microstructura unui eșantion prelevat dintr-o epruvetă tip NACE încărcată în mediul de simulare la o tensiune de 0,6 din limita de curgere a materialelor de bază oțel RRC. Se observă că fisura s-a localizat în structura de tip perlită a zonei influențate termic sub acțiunea conjugată a hidrogenului și a tensiunii mecanice aplicate. Tensiunea mecanică a fost aplicată în lungul fotografiei (pe direcția de orientare a fisurii). Analiza metalografică s-a efectuat la mărimi de 1000x pe microsonda electronică tip Joel. Figurile 4.93 și 4.94 prezintă microstructura unor eșantioane prelevate dintr-o epruvetă tip NACE, încărcată în mediul de simulare la o tensiune de 0,8 din limita de curgere a materialului de bază oțel RRC. Analiza s-a efectuat la mărimi de 1000x cu microsonda Jeol. Se observă că fisurile generate de hidrogen la marginea grăunților de ferită se dezvoltă și se unesc prin alte fisuri caracteristice la cca. 45° de direcția de acționare a tensiunii mecanice.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

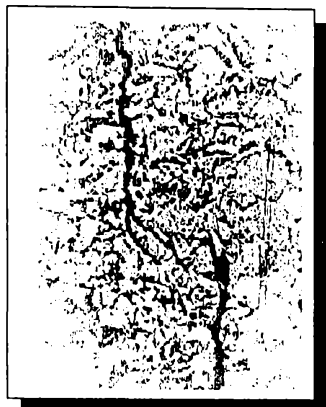


Figura 4.94



Figura 4.95

Figura 4.95 localizează o fisură caracteristică la intersecția a trei grăunți datorită prezenței hidrogenului și a tensiunii mecanice aplicate ($0,8 R_{p0,2}$).

În capitolul 2 la pagina 73 și 74 se precizează că pot apărea cavități sau fisuri la diferite niveluri pe grosimea tablei de oțel. Datorită blocării și recombinației hidrogenului atomic în hidrogen molecular în straturile superficiale ale materialului, apar degradări și deformări ale șirurilor de laminare. Prin coalescența unor astfel de cavități, prin ruperea de legătură între cavități și prin unirea cu formațiunile de degradare de la suprafața materialului în contact cu mediul de lucru (după cum s-a evidențiat în figurile 4.85...4.88), în cele din urmă conduc la ruperea materialului.

Aceste fenomene au fost localizate pe două eșantioane la mărimi de 100x și care vizualizează coalescența cavităților interioare prin ruperea punților interioare, direcționată pe o degradare de suprafață de tip alveolă cu marginile rotunjite în primul caz (figura 4.96) și cu terminație cu efect de creștătură în al doilea caz (figura 4.97).

În ceea ce privește efectul hidrogenului la temperaturi ridicate s-a precizat la pagina 75 că este de natura chimică, reacția dintre hidrogen și cementită la cca. 300°C produce metan.

Prin localizarea acestuia la nivelul rețelei cristaline, exercită presiuni mari la nivelul marginii grăuntelui, conduce la diminuarea rezistenței mecanice, afânarea metalului și fisurarea intercrystalină.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

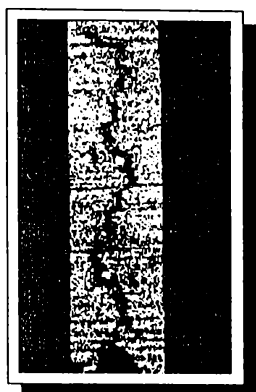


Figura 4.96



Figura 4.97

Microstructura din figura 2.21 vizualizează un astfel de fenomen. Un adaos de elemente Mo și Cr care să înlocuiască fierul în carburi, fiind mai avide de carbon decât fierul asigură remedii importante acțiunii distructive a hidrogenului la temperaturi ridicate.

Ultima microstructură, cea prezentată în figura 4.98 vizualizează o secțiune într-o îmbinare sudată care evidențiază blocarea unei fisuri localizate în metalul de bază la nivelul zonei influențate termic (îmbinarea sudată a fost executată prin procedeul de sudare mecanizat sub flux).

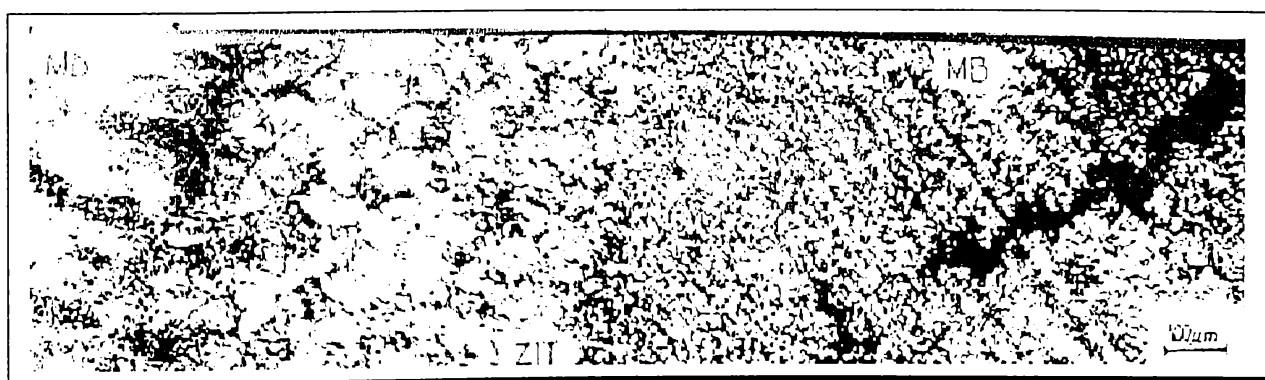


Figura 4.98

CONCLUZII

Abordarea prezentei teze are la bază lansarea fabricării în ROMÂNIA a unui nou oțel cu caracteristici deosebite, tip Cr-Mo, și anume nuanța SA387 gr.11.cl 2 cu denumire comercială 1,25Cr0,5Mo pentru construcția într-o nouă concepție a unor reactoare de reformare catalitică în varianta suprapusă (trei reactoare suprapuse pentru eficientizarea procesului de rafinare a țițeiurilor).

Din experiența în exploatare a unor reactoare de reformare catalitică s-a concluzionat faptul că la execuția reactoarelor noi, este necesar să se țină seama de o serie de factori de proces:

- posibilitatea de depășire accidentală a temperaturii peste temperatura de proiectare de 543°C.

- posibilitatea de depășire a conținutului în sulf și hidrogen sulfurat peste limita maximă de 100 ppm (în exploatare, în regimurile tranzitorii de pornire-oprire pentru o perioadă de 2-3 zile pot apare concentrații de hidrogen sulfurat de până la 400 ppm la temperaturi necaracteristice funcționalității ordinare a reactoarelor).

- posibilități de apariție accidentală a unor neetanșități a schimbătoarelor de căldură din instalația de hidrogenare a benzinei, când în benzina hidrofină pătrunde benzina brută de alimentare.

- posibilitatea pătrunderii cu fluxul de benzină a unor particule fine de rugină din rezervoare, conducte, etc., care poate crea zone de blocare în care cantitatea de cocs depusă pe catalizator este mare, cocsul se poate aprinde cu consecințe grave.

- vehicularea produselor de proces în prezența hidrogenului atomic și molecular sub presiune.

În contextul celor precizate mai sus a fost stabilită o strategie de abordare a temei pe două planuri:

1. Definirea din punct de vedere ipotetic a tuturor fenomenelor ce pot apare în realizarea reactoarelor pornind de la procesele fizico-chimice ce rezultă din funcționalitatea utilajelor și până la definirea caracteristicilor funcționale ale materialelor alese ale proceselor de sudare alese și răspunsul prezumtiv al acestora la condițiile de exploatare îndelungată (aici se înțelege un nivel de cca. 100.000 ore de funcționare).

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

2. Verificarea experimentală a ipotezelor elaborate în partea întâi, interpretarea rezultatelor variantelor experimentale și luarea măsurilor corespunzătoare, din punct de vedere tehnologic de funcționalitate în condiții de exploatare.

Abordarea ipotetică a fenomenelor ce pot apare în funcționarea viitorului reactor de reformare catalitică s-a făcut în baza unei viziuni inițiale de obținere a condițiilor de siguranță în exploatare utilizând conceptele noi de siguranță care prevăd ca un material, chiar și în condițiile inițierii unei fisuri trebuie să posede capacitatea de rezistență suficientă la propagarea fisurii (viteză mică de propagare sau de a inhiba o fisură inițiată) până la terminarea sarcinii operaționale sau până la prima inspecție de serviciu.

În acest context teza este structurală în două părți. Prima parte este formată din două capitole - capitolul 1 și 2.

Capitolul 1.

Conține 22 de pagini, două tabele și se intitulează " Oțeluri crom-molibden".

Se prezintă:

- o clasificare a aparaturii petroliere în contextul necesar abordării oțelurilor crom-molibden în general și a oțelului 1,25Cr0,5Mo în special;
- rolul unor concepte noi de siguranță în domeniul dimensionării recipientelor sub presiune și în special în alegerea materialelor care să satisfacă condițiile de funcționare îndelungată în condițiile acțiunii unor medii active la interfața metal-mediu.
- unele aspecte de metalurgie a oțelurilor Cr-Mo privind rolul purității oțelului la satisfacerea condițiilor de rezistență a învelișului metalic al recipientelor sub presiune;
- acțiunea unor medii active asupra oțelurilor din structura de rezistență a recipientelor sub presiune;
- un concept specific de sudabilitate care face trimiteri la metalurgia oțelurilor Cr-Mo în contextul unei bune comportări a ansamblului sudat în exploatare de lungă durată;
- o analiză a rolului celui mai grav defect ce poate apare la execuția sau în exploatarea unui recipient sub presiune - fisura.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Capitolul 2.

Conține 70 de pagini, 34 fotografii și diagrame, 5 tabele și se intitulează " Sudabilitatea oțelurilor".

Se prezintă:

- conceptul de sudabilitate a unui oțel. La acest subcapitol se face legătura dintre condițiile impuse de proiectantul recipientului sub presiune prin caietele de sarcini și proiectul general și cu celelalte acțiuni logice ce urmează pentru punerea în manoperă și realizarea recipientului sub presiune: alegerea materialelor, verificarea acestora, elaborarea tehnologiilor de proces de elaborare a oțelului, a materialelor de sudare, elaborarea tehnologiilor de sudare, calificarea acestora, aplicarea lor în execuția recipientului până la verificarea pe șantier și inclusiv în exploatare a acestuia. Tot la acest capitol se face legătura cu experiența acumulată de autor (până la abordarea lucrărilor din teză) privind participarea la elaborare a unor oțeluri de referință în industria românească: chimică, nucleară, energetică, la studiile de comportare la sudare, la elaborarea tehnologiilor de sudare ale acestora și la calificarea tehnologiilor de sudare corespunzătoare. Se insistă la legătura permanentă existentă între proiectant-metalurg-tehnolog sudor;

- principalele direcții de abordare a sudabilității unui oțel în general și în particular a oțelului RRC -1,25Cr0,5Mo;

- principalele criterii de sudabilitate: - metalurgică: carbon echivalent, estimarea durității maxime în zona influențată termic, determinarea temperaturilor caracteristice de transformare și structurile finale rezultate ca urmare a procesului de sudare, estimarea susceptibilității la fisurare la rece, influența hidrogenului, estimarea factorilor de influență a fisurării la rece, tehnologică: teste tehnologice tip implant, RRC, LB-TRC, Tekken, Lehigh, CTS.

specializate: fisurare la reîncălzire, fragilizare prin hidrogen (adsorbția, difuzia), fragilizare la revenire.

Fiecare din aceste subcapitole extrage din literatura de specialitate mecanismele care au stat la baza abordării lucrărilor experimentale din teză, ca motivație și necesitate ulterioară de regăsire a cercetărilor în patrimoniul național în domeniu. Se evidențiază în acest sens câteva subtitluri: concentrație critică de hidrogen, boala de hidrogen - blistering -, efecte fizice ale hidrogenului la temperaturi joase, efecte chimice ale hidrogenului la temperaturi ridicate, atacul prin hidrogen, criteriul Bruscato referitor la fragilizarea la revenire etc.

Partea a doua a tezei conține capitole de verificări experimentale.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Capitolul 3

Se intitulează " Strategii de cercetare abordate" și conține:

- concepția abordării tematicii. Aici se motivează criteriile de alegere ale materialelor: oțelului, ale materialelor de sudare pentru procedeele de sudare manual cu electrozi înveliți și mecanizat sub flux. Se prezintă principalele etape experimentale de testare a oțelului de verificare a materialelor de sudare, de execuție a îmbinărilor sudate care s-au desfășurat pe două grosimi de material 20 mm și 60 mm grosime.
- corelarea datelor proprii cu literatura de specialitate. Aici se compară datele proprii cu datele din literatura de specialitate (trei articole de referință) pentru oțelurile Cr-Mo.
- obiectivele propuse în cadrul domeniilor abordate: Aici se prezintă cronologic etapele experimentale și obiectivele experimentale abordate în capitolul 4 al tezei începând cu:
 - studiul metalului de bază - determinarea caracteristicilor mecanice de rezistență, rezistența la cald, izotropie pe toate direcțiile, ductilitate, tenacitate, sensibilitate la îmbătrânire artificială, grad de impurificare, caracteristici structurale, compoziționale, sensibilitate la fragilizare de revenire.
 - verificarea materialelor de sudare pe probe de metal depus
 - studiul sudabilității oțelului RRC.

Capitolul 4

Conține 87 de pagini, 97 figuri (diagrame și fotografii), 19 tabele

Se prezintă:

- cercetările pe materialele utilizate: - metalul de bază: compoziție chimică după caietul de sarcini, certificatul de calitate, analiza în laboratoarele institutului, carbonul și riscul la fisurare la rece utilizând formulele prezentate în capitolul 2, susceptibilitatea la fisurare, susceptibilitatea la durificare, teste pe probe tehnologice de cordon depus, analiza incluziunilor nemetalice oxidice și sulfidice, caracteristicile mecanice în starea de livrare la temperatura ambiantă și la temperaturi ridicate până la +550°C, caracteristicile de tenacitate pe epruvete Charpy V cu determinarea temperaturii de tranziție ductil-fragil, susceptibilitatea la fragilizare prin îmbătrânire artificială, analiza structurală la temperatura ambiantă și la temperaturi ridicate la încălzire până la 920°C și la răcire până la 300°C, teste de verificare a capacității de inhibare a propagării fisurilor.
- materialele pentru sudare: pe probe de metal depus s-au verificat electrozi înveliți produși de firma Böhler FOX DCMSKb și cuplul de materiale de sudare: sârmă

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

EMS2CrMo și flux BB25 produse de aceeași firmă. S-a determinat compoziția chimică, s-au obținut caracteristicile mecanice de rezistență și de tenacitate la rupere pe epruvete Charpy V în stare de tratament termic postsudare. S-au determinat temperaturile de tranziție ductil-fragil.

- cercetările privind fragilizarea la revenire:

Se prezintă acțiunea sinergică de cosegregare a elementelor care constituie impurități de oțel cu elementele normale de aliere care conduce la "îmbătrânirea" și diminuarea în timp a rezistenței coezive la marginea grăunților. Se analizează îmbătrânirea oțelului RRC utilizându-se încercările de încovoiere prin șoc după un tratament special cu răcire controlată în trepte. S-a determinat temperatura de tranziție ductil-fragil pentru metalul de bază oțel RRC prezent în două variante de grosime de 20 mm și 60 mm. Se prezintă îmbătrânirea îmbinărilor sudate prin două procedee de sudare manual cu electrozi înveliți și mecanizat sub flux cu parametrii de sudare, temperaturi de tranziție în sudură și zona influențată termic. Se prezintă rezultatele analizelor macro și microstructurale pe îmbinările sudate descrise precum și rezultatele încercărilor sclerometrice.

Capitolul 4 mai tratează și comportarea îmbinărilor sudate în mediile active de tip sulf și compuși de sulf pe epruvete specializate tip NACE. Se prezintă rezultatele încercărilor și analizele efectuate în laboratoarele Institutului de Sudură și Încercări de Materiale Timișoara.

Ultimul paragraf al capitolului 4 se ocupă de prezentarea rezultatelor experimentale privind cercetările comportării îmbinărilor sudate la acțiunea hidrogenului atomic vizualizându-se prin fotografii acțiunea distructivă a acestuia în matricea materialelor.

Pentru abordarea în aceste condiții a conceptului experimental s-au aplicat soluții originale. Soluțiile aplicate au ținut seama de experiența autorului în domeniu, acumulată în cca. 22 de ani de activitate în domeniul tehnologiilor de sudare a recipientelor sub presiune, utilizând pregătirea profesională anterioară de abordare științifică din punct de vedere al fenomenelor fizice ce stau la baza studiului materiei și nu în ultimul rând aplicarea metodelor mecanicii ruperii în domeniu. Ca experiența anterioară poate fi amintită participarea la elaborarea în plan național a unui număr de 10 oțeluri noi pentru diverse aplicații ale tehnicii de vârf: nuclear, apă grea, chimie, petrochimie, platforme marine, conducte magistrale, energetică, industria extractivă și de transport.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

Contribuții originale

În lucrare se prezintă rezultatele cercetărilor proprii efectuate în domeniul studiului sudabilității oțelului destinat realizării reactorului de reformare catalitică R1,2,3 din nuanța de oțel 1,25Cr0,5Mo.

Contribuțiile originale ale autorului pot fi sintetizate în cele ce urmează:

- a). Se propune un model coerent de studiu al sudabilității unui oțel, asigurându-se o ierarhizare logică a principiilor de abordare a noțiunii de sudabilitate.
- b). Se concepe un sistem nou de abordare a execuției unui oțel românesc sudabil încă din faza de elaborare în stare lichidă, asigurând o comportare metalurgică corespunzătoare. Prin condițiile inițiale impuse de autor, a rezultat în fază solidă un oțel cu caracteristici sudabile din punct de vedere al unui carbon echivalent scăzut reducându-se cheltuielile ulterioare de uzinare (reducerea temperaturii de preîncălzire la sudare cu reduceri de consum de combustibil, reducerea nivelului tratamentelor termice post sudare la minim posibil), de 35%.
- c) Introducerea criteriului de evaluare prin tehnica cordonului pentru evaluarea sudabilității unui oțel din punct de vedere al nivelului durtății maxime în zona de racord.
- d) În scopul îmbunătățirii caracteristicilor de izotropie a oțelului RRC livrat sub formă de tablă laminată la cald s-a impus și s-a conceput criteriul tracțiunii pe grosimea tablei cu impunerea unor caracteristici de gătuire la rupere severe.
- e) Se concepe și se impune metalurgului utilizarea de inhibitori de tip Zr și/sau Ca pentru reducerea suprafeței de impact a hidrogenului atomic din lichidele de proces din recipientul sub presiune prin globulizarea incluziunilor nemetalice de tip sulfură de mangan (figurile 4.15-4.17).
- f) Pentru diagnosticarea tipului de incluziuni nemetalice din matricea oțelului se introduce metoda cercetării calitative cu microsonda electronică a incluziunilor cu identificarea imaginilor fotografice ale elementelor chimice conținute de incluziune. (vezi figurile 4.11, 4.12, 4.13, 4.14).
- g) Pentru identificarea și separarea incluziunilor nemetalice s-a utilizat metoda cu electroni secundari, localizând incluziunea nemetalică ca și concentrare de elemente în matricea metalului (figurile 4.19,4.20, 4.21)

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

- h) S-a pus în evidență în premieră, prin fotografii, fenomenologia degradărilor ce apar la interfața metal-mediu datorită acțiunii mediilor active de tipul hidrogenului sulfurat (fotografii comparative: figura 4.84 cu figurile 4.85-4.88)
- i) S-au pus în evidență în premieră, prin fotografii fenomenologia degradărilor interioare în oțel și îmbinări sudate produse de hidrogenul atomic-fenomenele de blistering. (figurile 4.90, 4.91, 4.92, 4.93)
- j) S-au vizualizat în premieră, prin fotografii, prevederile teoretice privind acțiunea unui mediu activ asupra stratului pasivant de sulfură de fier, ruperea peliculei și degradarea materialului metalic (fotografiile comparative din figura 2.19 cu figura 4.76 și figurile 4.77-4.83).
- k) S-a vizualizat în premieră coalescența degradărilor de suprafață cu cele interioare care pot duce la ruperea catastrofală (figurile 4.96, 4.97, 4.98)
- l) S-au vizualizat în premieră ruperea unei incluziuni nemetalice alungite de sulfură de mangan în faza lichidă a oțelului de către Zr adăugat ca inhibitor, figura 4.18.
- m) S-a vizualizat în premieră stadiul de globulizare a unei incluziuni nemetalice de sulfură de mangan cu o suprafață redusă aparentă hidrogenului atomic (figura 4.26).
- n) S-au evidențiat și verificat prin experimentări în mediu NACE pe probe specializate, tensionate în mediu activ, dezvoltările teoretice din literatura de specialitate, ceea ce a creat posibilitatea luării măsurilor de prevedere tehnologice pentru preîntâmpinarea apariției acestor fenomene în exploatare și în consecință ruperea catastrofală a recipientului.
- o) S-a introdus pentru prima dată la studiul comportării la sudare a unui oțel cercetarea structurii metalografice la temperaturi ridicate la încălzire și răcire vizualizând comportarea matricii oțelului în diferite faze, chiar la temperaturile de funcționare ale utilajului (figurile 4.36-4.43).
- p) S-a introdus în premieră tratamentul simulat cu răcire controlată în trepte la un oțel Cr-Mo pentru studiul comportării la fragilizare prin revenire.
- r) Pentru interpretarea rezultatelor experimentale se abordează o metoda originală de ajustare a curbelor de tranziție ductil-fragil pe computere personale, utilizând un program propriu de ridicare a diagramelor energie de rupere KV - temperatură de încercare. Prin intersecția criteriului de acceptare cu alura curbelor, se determină temperaturile de tranziție ductil-fragil pentru fiecare variantă experimentală pe metal de bază, sudură, zonă influențată termic. Se compară comportarea materialelor în funcție de zona de prelevare și în funcție de tratamentul termic aplicat (figurile 4.27, 4.28, 4.50-4.53, 4.62).

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen

s) S-au efectuat măsurători de expansiune laterală și cristalinitate. S-au ridicat diagramele expansiune laterală-temperatură de încercare și cristalinitate-temperatură de încercare, determinându-se temperaturile de tranziție caracteristice. S-a utilizat același algoritm de ridicare a diagramelor ca și cel utilizat în cazul energiei de rupere KV. S-a verificat și cu această ocazie faptul că aceste două criterii sunt mai severe decât criteriul energiei de rupere KV, ilustrând răspunsul materialului la acțiunea de șoc la care este supus.

t. S-au efectuat încercări de îmbătrânire artificială pentru evaluarea capacității oțelului RRC la deformații accidentale, la prelucrarea la cald sau la rece în fabricație și pentru evaluarea sensibilității la îmbătrânire utilizând coeficientul caracteristic.

u) S-au elaborat tehnologiile de sudare, manual cu electrozi înveliți și mecanizat sub flux ținându-se seama de fenomenele evidențiate anterior: acțiunea hidrogenului atomic din fluidele de proces, acțiunea mediilor active la suprafața sudurii și a temperaturii de funcționare.

v) S-au adoptat parametrii de sudare și implicit regimul de sudare pentru obținerea caracteristicilor îmbinărilor sudate la nivelul cerut de comportare îndelungată la temperaturi la care poate să apară fragilizare la revenire

Realizările prezentate mai sus au condus în final la elaborarea tehnologiilor de produs care asigură siguranța în exploatare îndelungată a reactorului de reformare catalitică R1,2,3.

BIBLIOGRAFIE

Generală

1. CIOCLOV D., - Mecanica ruperii materialelor Ed. Academiei 1977.
2. CIOCLOV D., - Recipiente sub presiune - Ed. Acad. României București 1983.
3. CIOCLOV D., BOZU P., - Îmbătrânirea și sudabilitatea oțelului 1,25Cr0,5Mo. Sudura și încercări de materiale ISIM. 1992, nr. 10-11, pag.22
4. CIOCLOV D., - Analiza defectelor critice în recipiente sub presiune. Oficiul de Informare Documentară pentru Industria Construcțiilor de Mașini. Sudura și încercări de materiale, Nr.6, 1985, pag.3.
5. CIOCLOV D., - Un model de analiză a riscului de rupere. Sudura și încercări de materiale MIUG-ISIM 1986. nr.7
6. DEHELEAN D., - Comportarea la sudare a materialelor metalice, ISIM Timișoara 1992
7. V. MICLOȘI ș.a. - Bazele proceselor de sudare. Ed. didactică și pedagogică București 1982.
8. SAFTA V., - Controlul îmbinărilor și produselor sudate vol. II, Ed. Facla, Timișoara 1986.
9. ATANASIU C. ș.a. - Încercarea materialelor vol. I, Ed. Tehnică București 1982.
10. BREEN A.J., - Low alloy steel in oil refinery service. Materials. Part I. Metal Construction, 11-1984, pag. 671
11. BREZEANU M. ș.a. - Chimia metalelor Ed. Academiei Române București 1990.
12. GLEDINNING, I.S. VINCENT, J.R. - Low alloy steels in oil refinery service. Desing against failure. Part II. Metal Construction, january 1985, pag. 24
13. HRIVNAK, I. - Guide to the metalurgy of welding and weldability of low-alloy heat resistant structural steels first draft. Doc. IIW IX G-319-86
14. ISPAS S., NICA A., MORTUN A. - Mecanica materialelor pentru construcțiile aerospațiale - Ed Academiei Române - București 1978.
15. KOMIZO, Y. PARGETER, R.J - A review on reversible temper embrittlement in Cr-Mo steel weld metals. Doc.IIW IX - 1488-87

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

16. MITELEA I., BUDĂU V. - Materiale și tratamente termice pentru structuri sudate Ed. de Vest, Timișoara, 1991
17. MORARIU Ș., Transformări în îmbinările sudate ale oțelurilor. Editura Facla, Timișoara 1984.
18. RENERT M, TĂNASE G., Calculul și construcția utilajului chimic - Ed. Didactică și pedagogică București 1964.
19. SĂLĂGEAN T. - Fenomene fizice și metalurgice la sudarea cu arcul electric Ed. Academiei Române 1963.
20. SĂLĂGEAN T. - Oțeluri pentru structuri sudate. Ed. Facla Timișoara 1974.
21. SĂLĂGEAN T., BURCĂ M., VODĂ M. - Folosirea în tehnologia sudării a "carbonului echivalent" al oțelurilor SID 61-CICND - Ministerul Industriei construcției de Mașini București 1985.
22. SĂLĂGEAN T. - Tehnologia sudării metalelor cu arc electric, Ed. Tehnică București, 1986
23. SCHUMANN N., - Metalurgie fizică - Ed. tehnică București 1962
24. TURNELL A. Y., MARCH P.G. Low alloy steels in oil refinery service. General effects of fabrication welding. Part. III a) Metal Construction april 1985, p. 237
25. TURNELL A. Y., MARCH P.G. Low alloy steels in oil refinery service. General effects of fabrication welding. Part. III b) Metal Construction may 1985.
26. ȚENCHEA P., ș.a - Elemente de asigurare a calității produselor sudate, ISIM, Timișoara, 1992
27. URSU I ș.a. - Încercări în domeniul energiei - Ed. Dacia Cluj Napoca 1982.

Specializată

28. ABRIGO J., DUQUARE B, JEANNEAU M. - Le refroidissement accéléré des tolles directement a la sortie du laminoir. Revue de Metallurgie -CIT octobre 1980 pag. 807
29. ACZEL O., BOZAN C. - Dislocațiile și frecarea internă la metale. Editura FACLA, 1974

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

30. AKAO KAZUTOKA, TAINE T., KITODA T., HIROBAYASCHI K., NAKAMURA H. - Weldability of low carbon high strength line pipe steels. Doc. IIW IX -1317-84
31. AKSELSEN O.M. SIMONSEN T. - Techniques for examining transformation behaviour in weld metal and HAZ. Doc IX -1451-86
32. BARR ROBERT Q., A review of factors affecting the selection of steels for refining and petrochemical application. Climax Molybdenum, Company. AMAX 1971.
33. BECKERT M., HERALD H., Thermal cycles in single and multi-wire fusion welding. Doc. IIW IX -1252-82
34. BELLOT J., Propriétés et applications à température élevée des aciers moyennement alliés chrome-aluminium. Société Nouvelle des Aciéries de Pompey. Coummin 1985
35. BLONDEAU R. - Les aciers faiblement alliés soudables. Influence des éléments d'additions - janvier-février 1980 pag. 21.
36. BOWERS R.J., LETTS - Weld repair simulation 2.25Cr-1Mo steel. Doc. IIW-IX-1856-96
37. BRAID J.E.M. GIANETTO J.A. - The effects of PWHT on toughness of shielded metal arc weld metals for use in canadian offshore structure fabrication. Doc. IIW-IX-1385-86
38. BRAID J. E. M., GIANETTO J.A. - Toughness of weld metals for fabrication of cold marine structures and vessels. CANMET Canada Centre for mineral and Energy Technology. Report: MTL 88-25 (TR) April 1988
39. BRETA W., HOFFMEISTER H. - Effect of hydrogen partial pressure of the TIG process, restraint and welding condition on hydrogen assisted weld metal root cracking of HSLA steels in the IRC test. Doc IIW IX-1438-86.
40. CHANGYING T., ZHAOWEI Z., NOUGHIN C., - Availability of implant test for assessing hydrogen induced cracking in submerged arc welding. Doc IIW IX - 1490-87.
41. CHANGYING T., ZHAOWEI Z., NOUGHIN C., - The susceptibility to hydrogen induced cracking of four HSLA steels for pressure vessels. Doc. IIW IX-1489-87
42. CHEW B., FABLING F.T., - Hydrogen diffusion in 2 1/4 Cr 1 Mo steels with various sulphur contents. Metal construction and British welding journal april 1972 pag. 132.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

43. CLASS I., MILLION A., - Die langzeitversprödung bei stählen und schweißgütern des typs 2.25 Cr-1Mo. Buletin Oerlikon. 1982.
44. COTTRELL C.L.M., - Hardness equivalent may lead to a more critical measure of weldability - Metal Construction december 1984.
45. COOLEN A., JEANNEAU M. - Le laminage contrôlé des toles fortes. Revue de Metallurgie - CIT Aout-septembre 1980 pag.711.
46. DADIAN N., ș.a. Mise en évidence de la micro-repartition du soufre en zone fondu des soudures par micro-empreinte Baumann a haute résolution. Doc. IIW IX -1206-81
47. DEBIEZ S. - Comparaison de rezultats d'essais sur implants, obtenus avec entailles droite et helicoidale. Doc. IIW IX -1208-81
48. DEBIEZ S., GERARD P., - Correlation entre essais sur implants et essais sur assemblage brides. Doc. IIW IX -1209-81
49. DEFOURNY J., BRAGARD A. - Guide for the welding and weldability of reinforcing steels for concrete structures. Doc. IIW IX-1317-85
50. DENIER G. ș.a - Developpment industriel du procédé LBE. Revue Metallurgie CIT mars 1981,pag. 213.
51. DIETER E. - Metalurgie mecanică. Editura tehnică București 1970
52. DIETER RADAJ - Material weldability numbers from the aspect of welding residual stress and welding deformation. Doc. IIW IX -1451 -86
53. DITTREICH S., -Problemgerechtes Schweißen von druckwasser- Stoffbeständigen Stählen für höchste Qualitätsanforderungen Schweißtechnik. Österreichische Fachzeitschrift für Schweißen, Schneiden und Prüfen 1987. Heft 12 pag 190.
54. DHOOGHE A., OSTYN K., MAGULA V., VINCKIER A., - Temper embrittlement in modern-off-shore structural steels. Doc IIW IX G - 325-86
55. DRAGARD A., DEFOURN J., MARQUET F., - Determination of welding condition to avoid cold cracking by means of the CRM model. Doc. IIW IX -1334-84
56. DRĂGULESCU C., PETROVICI E. - Introducere în chimia anorganică modernă. Editura FACLA, Timișoara 1973.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

57. DUNN R.G., Whiteley G.F., FAIRHURST W. - Les aciers alliés et alliages au molybdène dans la fabrication des appareils a pression. Climax Molybdenum S.A. USA 1982
58. DÜREN C., - Equation for the prediction of cold cracking resistance in field-welding large-diameter pipes. Doc. IIW IX -1356-85
59. DÜREN C., - Formulae for calculating the maximum hardness in the heat-affected zone of welded joints. Doc. IIW IX - 1437-86
60. EMI T. - Progrés récents dans l'elaboration de l'aciers à l'oxygène, notamment an Japon. Revue de Métallurgie - CIT juillet 1981. pag. 639.
61. ENGELMANN, ENGEL A., PETERS P.A., DÜREN C., MÜSCH N., - First use of large - diameter pipes of the steel GRS 550 TM (X80) in high -pressure gas pipeline. Doc. IIW IX-1429-86
62. FAURE F., ș.a. Experimental methodes for studying cold cracking sensitivity on interfaces in welds betwen dissimilar metals. Doc. IIW IX -1241-82
63. FRASSONI G.F., SOMIGLI a., FEDREGHINI R., - Condizioni e modalita executive dei trattamenti termici per recipienti in pressione. Revista italiana della soldatura marzo-aprilie 1983 pag. 75.
64. GALLOC., SIBILLE J., - Ottimizzazione della saldatura ad arco sommerso dellacciaio 2,25Cr1Mo (ASTM A 387 grado 22), verificata mediante la prova accelerata " step cooling". Rivista italiana della soldatura gennaio-fabbraio 1981 pag.3.
65. GERBEAUX H., - La corrosion de l'acier sous contrainte. Doc IIS XI-44-60.
66. GRÄFEN H., SPÄHN H., - Probleme der chemischen corrosion in der hochdrucktechnik. Chemie. Ing. Techn. 39 Jahrg. 1967/Helt 9/10.
67. GRAVILLE D., - A schort review of weld metal hydrogen cracking. Doc IIW IX -1374-84
68. GRAVILLE D. - An update of the state of the art of weld metal hydrogen cracking. Doc. IIW IX-1686-92
69. GRÖSSE W., J., DITRICH S. - Prevention of temper embrittlement in 21/4Cr1Mo weld metal by metallurgical actions. Welding Journal, may 1983 p. 123 s-128s.
70. GUGLIERMINA P. - Desulfuration de l'acier en poche par brasage avec un laitier synthetique. Revue de metallurgie-CIT- septembre 1980. pag 689.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

71. ION J.C., EASTERLING K.E., ASHB Y M.F., - A second report on diagrams of microstructure and hardness for heat - affected zone in welds. Doc. IIW IX -1326-84
72. ITO K., MINURA N., INOVE T., TODORAKI R., HOŞII Y., KIHIRA M., - Local corrosion of welds of high - strength steels in seawater. Doc. IIW -IX-1421-86.
73. JANOVEC J., VYROSTAVA A., HOLY A. - The effect of tempering on development of carbide particles in 2.7Cr-0.6Mo-0.3V steel. Slovak Academy of Sciences, Welding Research Institute Bratislava, 1994.
74. JEANNEAU M ş.a. Traitement de l'acier par insuflation de silico-calcium en poche. Revue de Metallurgie - CIT june 1981 pag. 517.
75. KARPPI R., NEVASMAA P. - Contribution to comparison of methods for determining welding procedures for the avoidance of hydrogen cracking. Doc. IIW IX-1673-92.
76. KARPPI R., ş.a. - Correlation between implant test and restraint test. Doc. IIW-IX -1215-81
77. KARPPI R., Note on standardation of implant test. Doc. IIW IX -1296-83
78. KARPPI R., TIHEKARI H. - Guidelines for improving welded joint toughness at arctic temperatures. Doc. IIW IX -1380-85
79. KIKUTO Y., ARAKI T., YONEDA M., ENOMATO M. - Effect of some parameter on microcrackings in the fillet weld the lowest course shell plate and the annular plate in oil storage tank. Doc. IIW IX 1407-86.
80. KIKUTO Y., ARAKI T., YONEDA M., - Hydrogen induced disbonding of austenitic stainless overlaid weld metal. Doc IIW IX - 1406-86
81. KIKUTO Y., ARAKI T., HIROSE A., JIANG X., - The effect of center segregation of continuously casted T.M.C.P. steels on weld cold cracking. Doc IIW - 1405-86
82. KOWAKO M., IKEDA A. - Stress corrosion cracking of low and high strength steels in wet hydrogen sulfide environment chemical economy. Engineering revue may/june 1978 vol.10 nr. 506/pag.117
83. HANNEZ N.E. - Weld metal properties as influenced by the deoxidation practice of the structural steel base metal. Doc. IIW-IX-1298-83.
84. HAZE TOSHIAKI, SHUJI K. - Metallurgical factors controlling HAZ toughness in HT 50 steels. Doc. IIW IX-1423-86

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

85. HOFFMEISTER H., CHRISTENSEN N. AKSELSEN ODD M., - Effect of heat input and preheating on hydrogen assisted weld joint cracking of a 0.13% C, 1.5%Mn, 0.032% Nb high strength steel of 50 mm plate thickness in the IRC test - Doc. IIW-IX-1492-1987.
86. HOFFMEISTER H, HARNESHANG I., ROAAS S. - Investigation of conditions for weld metal hydrogen cracking of carbon offshore steels by the I.R.C. weldability test. Doc. IIW IX - 1439-86
87. HOJO I., YAMAMOTO S. - The effect of nitrogen and carbon on notch toughness of 2 1/4 Cr-1 Mo steel weld metal. Kalbeco technology review nr. 3 feb. 1988 pag. 31.
88. HRIVNAK I., MALIWVSKA E., JILEK V., - Reheat cracking in SA weld metal. Doc. IIW IX -1217-81
89. HRIVNAK I, - Metalurgy of heat treatment of welded joints. Doc. IIW IX -1307-83
90. HRIVNAK I., - The present state in standards for heat treatments of welded joints in microalloyed steels. Doc. IIW IX 1359-85
91. HRIVNAK I., MAGULA V., ZOJOC., SMIDA T. - Mathematical evaluation of steel susceptibility to reheat craking. Doc. IIW IX -1346-85
92. ION J.K., K.E. EASTERLING, M.F. ASDY - A second report on diagrams of microstructure and hardness for heat - affected zones in welds - Lulen University, Sweden IIW IX - 1326 - 84.
93. LAMARQUE G. Le procédé Heurtey - SAF de metallurgie en proche. Revue de Metallurgie -CIT octobre 1980 pag. 781
94. LAPRANCE M., POUPON M., DEVILLERS L. - Les outils et Technologies modernes de production des aciers. Revue de la soudure 2, 1987, pag. 67
95. LEYMONIE C., VITTEMANT B. - Etude de la fissuration sous cordon d'aciers moulés au Cr-Mo et Cr-MoV pour corps de turbines à vapeur. Soudage et techniques connexes november-decembrie 1981 pag. 405.
96. MASS H., HAASTERT H.P., RELLERMEYER H. - Application de la métallurgie en poche dans les usines de Thyssen. Revue de Metallurgie-CIT, mai 1981, pag. 391.
97. MATSUMOTO T., YODA M., HATAYA F., YAMAGUCHI Y., Prevention of multipass weld cracking in pressure vessel using a low carbon 11/4Cr-1/2Mo steel. Doc. IIW IX -1278-83

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

98. MATSUMOTO I., ș.a. - Electron microscopic examination of a service embrittled 21/4Cr-1Mo steel. Transaction of the Japan Welding Society. Vol. 17 nr.2 1986.
99. MATTI VILPAS, ALBERT NEUSER, HELMUT NIES, RISTO KARPPI. - Submerged arc welding of high strength structural steels. Doc IIW IX - 1456-86
100. McGRATH J.T., ș.a - Microstructure/property relationships in the HAZ of HSLA 80 steel. CANMET Canada Centre for mineral and Energy Technology. Report: PMRL 88-9 (OP-J) feb. 1988
101. MILLION A., MILLION C. Hidrogenul în oțeluri și îmbinări sudate Editura Academiei. București 1968
102. MINORU MIURA, KAZUHIRO OGAWA - Hydrogen embrittle cracking in duplex stainless steel weld metal. Doc IIW IX - 1461-87
103. MOKOTO OKUMURA, NABUTOKO YURIOKA, TADASHI KUSUGA. - Effect of cleanliness of steel on its weldability. Doc. IX 1459-87
104. MOTTE J.P., VASSE R. - Pratiques de métallurgie en poche en aciers de conversion. Revue de Metallurgie -CIT Dec. 1980. pag 981. (part. I), jan.1981 pag.15 (part. II)
105. MURGULESCU I.G., SEGAL E. - Introducere în chimia fizică. Teoria moleculelor-cinetică a materiei vol. II. 1. Editura Academiei București 1979.
106. NAGAE M., ș.a. - Development of 21/4Cr-1Mo steel with high strength and high resistance to hydrogen attack. Nippon Kokan Technical Report Overseas nr. 51 (1987)
107. NAKANISHI M., KOMIZO Y., SATO I., NAKAMURA M., SAITOH Y., - Development of high toughness steel plates for low temperature service by dispersion with nitride particles and oxide particles. Doc. IIW IX -1281-83
108. NAKANISHI M., KOTSUMOTO N., KAWAI K., TSUMURA N., - Improvement of toughness in submerged arc weld metal of thick plates for low temperature service. - Doc. IIW IX -1414-86
109. NENIȚESCU C.D. - Chimie generală. Editura didactică și pedagogică București 1972
110. NEUMANN V, FLORIAN W., SCHRÖNHEN W. - The hydrogen influenced cold cracking tendency of low alloyed high strength steels - evaluated by the implant test. Doc. IIW IX -1244-82

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

111. NIPPES E.F., MADEKA J.P., RATZ G.A., - Weldability of lanthanide-metal-treated 21/4Cr-1Mo steels. Rensselaer Polytechnic Institute Troy, New York. Belgique 1994.
112. OBERHAUSEN, F.M., ORNIG H., WALLNER F. - Scwere druckbehälter aus warmfesten Chrom-Molybdän-Stählen DVS - Berichte 76 pag.31.
113. OGAWA TADAO, KOSEKI T., Weldability of duplex stainless steel. Doc.IIW-1416-86
114. OHNISHI K., CHIBAR., WATANABE J., NAITO K., OKADA H. - Hydrogen induced disbonding of stainless steel overlay weld MR 80-17. Presented at the Pressure vessel research committee meeting in New York city september 10, 1980. Chiyoda chemical engineering, and construction co. LTA THE JAPAN works, LTD.
115. OHNO Y., OKAMURA Y., UCHINO K ș.a. Development of low temperature use steel for large heat input welding. Doc. IIW IX-1420-86
116. OLETTE M., GATELLIER C., (IRSID) Action d'une addition de calcium, de magnesium ou des éléments de terres rares sur la propriété inclusionnaire des aciers Revue de métallurgie dec. 1981 nr.12 pag. 961
117. PAVEL A., Acțiunea distructivă a hidrogenului în componentele instalațiilor tehnologice petrochimice. Partea I. Revista de chimie nr. 32 1981 nr.1 pag. 71.
118. PAVEL A., - Acțiunea distructivă a hidrogenului în componentele instalațiilor tehnologice petrochimice. Partea II. Revista de chimie nr. 32 1981 nr.2 pag. 176.
119. RAȘEEV D., ZECHERU G. - Tehnologia fabricației aparaturii instalațiilor statice-petrochimice și de rafinării. Editura tehnică, București 1982.
120. RAVAINÉ D Test de l'analyseur de soufre LECO SC 32 Revue de Metallurgie - CIT Aout - septembre 1980 pag. 725
121. RĂU AL.- Elaborarea oțelurilor. Editura tehnică București 1963
122. RĂU AL. Incluziuni nemetalice în oțeluri. Editura tehnică. București 1973.
123. SATO S., ș.a. - Weldability of 18PCT chromium ferritic stainless steel stabilized with titanium. Doc. IIW IX -1235-82
124. SCIFO A., Fenomeni di fragilizzazione e valutazione della vita revidua per gli acciai al Cr-Mo. Part I. Rivista italiana della soldatura 1989 nr.3 pag. 205.
125. SHIGA C., ș.a. - State of art review on effect of PWHT on properties of steel weld metal. Doc. IIW- IX- 1788-94

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

126. SHIGEAKI. Y., SYAGO N. - Improvement of toughness of Cr-Mo steel weld at low temperature. Welding and Metal Fabrication april 1986 pag. 110.
127. SHIMODA R., ș.a. -Advanced high tensile strength steel of 100 kgf/mm² grade for Penstok use. Transaction of the Japan Welding Society. Vol 18, nr.2 oct. 1987
128. SHONA S., SHIGE T., MURANE K., FUJII N. SCHIBANAI H., - Development of gaz tungsten arc weld metal for 3.5NiCrMoV forged steel. Doc. IIW IX -1464-87.
129. SUZUKI H., SAKAI T., MARIYAMA K., - Current situation of the use of QT high strength steels in Japan (part II). Doc. IIW IX -1154-80
130. SUSUKI H., YURIOKA N., - Prevention against cold cracking by the hydrogen accumulation cracking parameter P_{HA} (I). Doc. IIW IX -1232-82
131. SUZUKI H., Root cracking and maximum hardness in high strength steel welds. Doc. IIW IX -1280-83
132. SUZUKI H., Carbon equivalent and maximum hardness. Doc. IIW IX -1279-83
133. SUZUKI H., SAG Y., IWANOOGA K., YAMADA R., MARDA K, OHNO Y. New HT 50 steels for marine constructions with superior weldability. Doc. IIW IX -1314-84
134. SUZUKI H., OKUMURA M., NAMURA M., - Comparison between implant test and jis - y (Tekken) test. Doc. IIW IX -1312-84
135. SUZUKI N., Revised cold cracking parameter P_{NA} and its applications. Doc. IIW IX -1311-84
136. SUZUKI H., - A new formula estimating HAZ maximum hardness in welded steel. Doc IIW IX -1351-85.
137. SUZUKI J., ș.a. - Effect of restraint stress on crack-initiating temperature of reheat cracking of Cr-Mo steels. Transaction of the Japan Welding Society. Vol. 17 nr.2 1986
138. SUZUKI H., A new formula for estimating HAZ maximum hardness welded steels. Doc. IIW IX-1418-86
139. SUZUKI J., TANAKI K., KAJIMA M., - Effect of restraint stress on crack - initiating temperature and fracture mode of reheat-cracking of Cr-Mo steels. Doc. IIW IX -1409-86
140. SUZUKI , NABUTAKA YURIOKA. - Weldability of line-pipe steels and prezenion of cracking in field welding. Doc. IIW IX - 1458-87

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

141. SUZUKI H. - Estimation of preheat temperature for pipeline welding based on small size cracking tests . Doc IIW IX-1704-93.
142. TAMAGUCHI Y., MATSUMOTO T., HEDO S., - Development of a low carbon 1 1/4Cr-1/2Mo steel for water heater steam power plants. Doc. IIW IX -1277-83
143. TAMAKI K., SUZUKI J., - Combined influence of phosphorus, chromium, and molybden on reheat cracking of steels. Doc. IIW IX 1408-86
144. TAMAKI K., ș.a. - Temper embrittlement in HAZ of 1 1/4 Cr-1/2Mo steel. Doc. IIW IX - 1665-92
145. TAMAKI K., ș.a. - Types of temper embrittlement in HAZ of Cr-Mo steels calssified by tempering time. Doc. IIW IX - 1745-94
146. TAMAKI K., ș.a. - Low ductility creep fracture in the HAZ of Cr-Mo steels. Doc. IIW IX - 1788-94
147. TAMAKI K., ș.a. - Temper embrittlement in HAZ of Cr-Mo steels arrising in temperature range of stress relieving. Doc. IIW IX - 1834-96
148. TAMAKI K., ș.a. - Inluence of stress relieving on temper embrittlement in HAZ of Cr-Mo steels. Doc. IIW IX - 1867-97
149. TANAKA K., SUZUKI J., NAKASEKO Y., - Effect of molybdenum carbide on reheat cracking sensitivity of Cr-Mo steels. Doc. IIW IX -1159-80
150. TATE M., KAWAI Y. - Le nouveau procédé LD-CL avec lance circulante á l'usine de Keihin de NKK. Revue de Metallurgie - CIT fevrier 1981 pag.183.
151. TERASAKI T., HALL G.T., HARRISON P.L., - Predictive equation for cooling time $t_{8/5}$ of CTS test welds. Transaction of the Japan Welding Society. Vol. 21 nr.2 oct. 1990.
152. TERASAKI T., HALL G.T., - Cooling time and predictive equation for estimating hydrogen diffusion in CTS test welds. Transaction of the Japan Welding Society. Vol. 22 nr.1 april. 1991.
153. UEDA Y., NIKIMURA I., IYAMA N., CHIBA N., - Weld cracking in multipas welded corner joint. Doc. IIW IX -1236-82
154. UEDA Y., MURAMATSU Y. - Dynamical characteristics of TRC test and RRC test. J.W.R.I. july 1985. Vol.14 nr.1

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

155. UEDA Y., NACACHO K. - Distributions of welding residual stresses in various welded joints of thick plates. J.W.R.I. july 1986. Vol.15 nr.1
156. UEGA T., TAGAM. YOSIDAK - La procédé STB d'elaboration an convertisseur á lance verticale. Revue de la Metallurgie CIT avril 1981 pag. 361.
157. UJIE A., SATO S., NAGAKA T. - Influence of procedure condition on ferrite band in weld metal of 2 1/4 Cr-1 Mo Steel pipe. Doc. IIW-IX-108-64.
158. VODĂ M. - Fenomenele fisurării la rece și criteriile de evaluare. Referat pentru teza de doctorat - Timișoara 1996
159. VUIK J. - An update of the state of the art of weld metal hydrogen craching. Doc. -IIW-IX-1686-92.
160. ZHAOWEI Z., CHANGYING T, CHINGGNO L - A study on cold cracking susceptibility of HSLA steel by plate rigid restraint craking (P.R.R.C) test. Doc IIW IX - 1491-87
161. ZSAKO I. - Structura atomilor și a moleculelor. Editura didactică și pedagogică, București 1953.
162. YAMOKO R., CHIBA N., GROKYN H., KOMAJ T., - Metalurgical factors controlling HAZ toughness in HT 80. Doc. IIW IX-1422-86
163. YANO S., OKAMURA Y., TANABE K., ș.a. - Development of HT 100 steel for heavy sections trough the application of TMCP. Doc. IIW IX-1424-86
164. YU YICHI KOMIZO, FRIKODA Y. - Effect of seam weld metal chemisty on field weldability of line pipe. Doc. IIW IX -1462-87.
165. WATANABE T., SATO K. - Mechanical propreties of Cr-Mo steels after elevated temperature service
166. WATANASE T., SATO K., - Mechanical properties of Cr-Mo steels after elevated temperature service (part. I). Doc. IIW-IX-1116-79 WG. (part. II) IIW IX-1187-80
167. *** La corrosion fissurante Doc. IIS XI-61-61.
168. *** Molibdenum for nuclear energy application Climax Molybdenum Company. USA 1971.
169. *** Oțeluri sudabile de înaltă rezistență din nomenclatorul TNYSSSEN. Referat prezentat la târgul de la Hanovra 1971, de Dr. Dieter Oberhausen.
170. *** Test NACE TM-01-73. Asociația corozioniștilor americani.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

171. *** On the required through thickness properties for avoidig lamellar tearing.
Doc. IIW IX -1152-80
172. *** - Complementary information test for lamellar tearing. Doc. IIW IX -1178-80
173. *** Recommendation for the clasification of low carbon microaloyd structural steel for offshore fixed structures at low temperatures. Doc IIW IX -1324-84
174. *** Recommendations relative to steels for welded constructions. Doc. IIW IX -1329-84
175. *** Expunere la M.I.M București 10.01.1985 - Herstellung und Eigenschaften von druckwasser-stoffbeständigen stälen für die chemische, petrochemical unde energieindustrie. Druckwassertoffbeständige Stäle.
176. *** Document Cooperheat: Codes-extracts from British standard and American codes for heat tratement practice 1984
177. *** Reactoare pentru industria petrolului și petrochimică. Selecția materialelor și considerațiuni asupra sudurii lor. (Reactores para la industria de petroloe y petrochimica. Selection de materiales y consideraciones soldatura. COLABORACION privada.

Contribuții personale

178. BOZU P. - O metodă modernă și rapidă de analiză a elementelor de aliere din oțeluri. Sesiune de comunicări jubiliară ICM "Reșița 200 de ani de existență" august 1971
179. BOZU P. -Din experiența U.C.M.R. în analiza cu quantovacul a oțelurilor înalt aliate și a fontelor. A 6-a sesiune de comunicări tehnico- științifice "Reșița 200 de ani de existență" octombrie 1971
180. BOZU P. -10 ani de spectrometrie industrială în sprijinul metalurgiei la Reșița A 7-a sesiune de comunicări tehnico-științifice Reșița ICMR octombrie 1974
181. BOZU P. - Studii privind activitatea laboratorului Quantovac 15.000 la ICM Reșița Sesiune comună ICMR - Applied Laboratories Lausanne. Februarie 1975
182. BOZU P. ș.a - Cercetări și experimentări privind tehnologia de sudare pentru asimilarea fabricației pieselor grele sudate pentru componente CNE. Raport de cercetare IMGB (362/A/3) 24.11.1976.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

183. BOZU P. - Încercări asupra oțelului A 387 gr. 11 (1,25Cr0,5Mo) și a îmbinărilor sudate sub strat de flux și în baie de zgură. Raport de cercetare IUC Grivița Roșie (C124/1) 20.02.1977
184. BOZU P. - Cercetări privind posibilitățile de aplicare a tehnologiilor de sudare, urmate de deformații plastice la cald în execuția recipientilor sub presiune (Studiu documentar) Raport de cercetare IUC Ploiești (508/1) 12.07.1977
185. BOZU P. - Studiu și program de verificări și încercări a tehnologiei de sudare în baie de zgură a coloanei preseii de 12.000 tf. Raport tehnic IMGB 30.06.1977
186. BOZU P. - Verificarea tehnologiei de sudare a oțelului 16Mo5 și a îmbinărilor sudate sub flux și în baie de zgură. Raport de cercetare IUC Grivița Roșie (C 124/2) 20.03.1977
187. BOZU P. Studiul fisurării la reîncălzire a oțelului 22NiMoCr37 pentru componente CNE (Finalizarea rezultatelor experimentărilor pe forjate). Raport de cercetare IMGB (362/A/8) 20.08.1977
188. BOZU P.-Sudarea oțelului R4 și K6, deformarea la cald și încercarea îmbinărilor sudate (Studiul posibilităților de execuție a unor funduri de recipiente sub presiune în variantă sudată și ambutisată). Raport tehnic IUC Grivița Roșie București 1 dec. 1977
189. BOZU P.-Încercări asupra oțelului A 387 gr.22C12 (2,25Cr1Mo)și a îmbinărilor sudate manual cu electrozi înveliți și automat sub flux. Partea I.Raport de cercetare IUC Grivița Roșie (C124/3) 30.03.1978
190. BOZU P.-Cercetări privind aplicarea tehnologiilor de sudare, urmate de deformații plastice la cald în execuția recipientelor sub presiune. Concluziile experimentărilor - fund ambutisat sudat. Raport de cercetare IUC Ploiești (508/2) 22.12.1978
191. BOZU P. VISKY I. - Realizarea prin sudură a pieselor cilindrice de secțiuni groase Raport de cercetare IMGB, (C2040) 22.12.1978
192. BOZU P. - Încercări pe oțelul A387 gr. 12 și a îmbinărilor sudate manual cu electrozi și sub flux. Raport de cercetare IUC GRIRO (C124/4) 06.11.1978
193. BOZU P., FANU C., DRĂGOI S. - Probleme tehnologice la sudarea componentelor vasului de presiune pentru centrale nucleare electrice. Sesiunea științifică "Promovarea tehnologiilor moderne în construcția de mașini " Institutul Politehnic București și IMGB 2-3 noiembrie 1979

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

194. BOZU P. - Studiul comportării la sudare a oțelului G 52/28. Raport de cercetare IITPIC - ICEM (726/1979) 15.11.1979
195. BOZU P., ș.a. - Cercetări privind elaborarea tehnologiei cadru de sudare, placare și control a utilajelor chimice confecționate din oțel G52/28 și W1. 4435 pentru Combinatul Chimic Drobeta (apă grea). Raport de cercetare IITPIC (728/1) 10.12.1979
196. BOZU P. TURZA R. - Elaborarea tehnologiei de sudare în baie de zgură a cuplurilor de oțeluri 13CrMo44 (14CMo4) A387 gr. 22 C1 2, TTstE47 R 52. Raport de cercetare IUC GRIRO (678/2) 24.12.1979
197. BOZU P., ș.a. - Tehnologie cadru de sudare a oțelului G 52/28 pentru RĂCITOR 500 m³. Raport de cercetare IITPIC (728/2) 30.06.1980
198. BOZU P., ș.a. -Tehnologie cadru de sudare a oțelului G 52/28 pentru COLOANA 5300. Raport de cercetare IITPIC (728/2) 30.06.1980
199. BOZU P.ș.a. - Experimentări de sudare și definitivarea tehnologiei de sudare a recipientilor sub presiune pentru C.Ch Drobeta Partea I . Studii cu un oțel SA 516 gr. 70 din CANADA. Raport de cercetare IITPIC (728/3) 30.07.1980
200. BOZU P.ș.a. - Experimentări de sudare și definitivarea tehnologiei de sudare a recipientilor sub presiune pentru C.Ch Drobeta Partea II Studii cu un oțel SA 516 gr. 70 din CANADA. Raport de cercetare IITPIC (728/4) 30.08.1980
201. BOZU P. - Observații cu privire la execuția unor îmbinări sudate automat sub flux fără sudarea rădăcinii. Sesiune jubiliară 10 ani ISIM octombrie 1980
202. BOZU P. -Studiul comportării la sudare a tablelor groase din oțel G52/28 fabricate pe flux integrat la C.S. Galați. Raport de cercetare ICEM (789/1) 08.12.1980
203. BOZU P. - Studiu privind influența mediului de lucru H₂S umed asupra îmbinărilor sudate din oțel SA 516 gr. 70. Experimentări cu materiale de adaos puse la dispoziție de IUC GRIRO. Raport de cercetare IUC Grivița Roșie (C1273/1) 20.12.1980
204. BOZU P. - Caracteristici ale oțelului G 52/28. Raport tehnic MICM-DT (789/2) 29.12.1980
205. BOZU P. OLARIU C. - Experimentări de sudare placare și definitivarea tehnologiei de placare a oțelului SA 516 gr.70. CANADA C. Ch. Drobeta. Raport de cercetare IITPIC (728/5) 31.12.1980

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

206. BOZU P. - Experimentări de sudare a tablelor placate cu oțel G 52/28 și completarea tehnologiei cadru. Studiul comportării îmbinărilor sudate în mediul NACE în stație pilot Uzina G. Râmnicu Vâlcea. Raport de cercetare IITPIC (728/7) 13.03.1981
207. BOZU P. - Studiul privind influența mediului de lucru H₂S umed asupra îmbinărilor sudate din oțel tip SA 516 gr. 70. Studiul compatibilității metalului de bază cu materialele de sudare în funcție de tratamente termice post sudare (până la 100 ore). Raport de cercetare IUC GRIRO (C1273/2) 04.06.1981
208. BOZU P. - Elaborarea metodologiei de omologare a tehnologiilor de sudare a oțelului G 52/28 pentru C.Ch. Drobeta. Raport de cercetare IUC GRIRO (C1273/3) 20.12.1981
209. BOZU P. - Comportarea la tratamente termice postsudare prelungite a unor îmbinări sudate cu secțiune mare. A III-a sesiune de comunicări tehnico-științifice "Tehnologii și utilaje noi pentru prelucrări la cald" 12-13 febr. 1982 Brașov
210. BOZU P. -Tehnologie cadru de sudare a oțelului A387 gr. 22 cl 2 de 85 mm grosime supus unor cicluri de tratamente termice postsudare. Raport de cercetare IUC Grivița Roșie (857/1) 13.09.1982
211. BOZU P., BOZU N. -Comportarea metalurgică și tehnologică de sudare a tablelor din oțel elaborat în cuptor electric, cu limita de curgere în stare de îmbunătățire de minim 700 N/mm² (TI) Raport de cercetare ICEM (961/1) 29.09.1982
212. BOZU P. - Elaborarea tehnologiei de sudare și control a sudurilor încălzitorului de 630 m³ utilizat în mediu H₂S. Raport de cercetare (1025/1) 15.10.1982
213. BOZU P. - Experimentări de sudare cu materiale de sudare destinate execuției îmbinărilor sudate pentru vasele de presiune ale C. Ch. Drobeta ce vor fi supuse la tratamente termice post sudare de normalizare. Raport de cercetare (C1273/4) IUCGRIRO 23.12.1982
214. BOZU P. - Tehnologia de sudare și examinarea comportării la ambutisare și tratamente termice postambutisare a îmbinărilor sudate din oțel G 52/28 utilizat la execuția fundului coloanei 2800 pentru C.Ch.Drobeta Raport de cercetare (1024/1) IMGB 21.03.1983

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

215. BOZU P. - Comportarea la sudare a forjatelor din oțel G 52/28 pentru recipiente sub presiune care lucrează în mediu de apă cu hidrogen sulfurat umed și uscat. Raport de cercetare (C2040/1) IMGB, 01.04.1983
216. BOZU P. - Examinarea comportării la coroziune fisurantă sub tensiune în mediu de hidrogen sulfurat umed a îmbinărilor sudate ale fundului ambutisat la cald. Raport de cercetare IMGB (1024/2) 10.05.1983
217. BOZU P. - Comportarea la sudare și în mediul de lucru, apă cu H₂S umed a forjatelor din oțel G 52/28 în stare îmbunătățită. Raport de cercetare IMGB (C 2040/2) 07.06.1983
218. BOZU N., BOZU P. - Elaborarea tehnologiei cadru de sudare și control a îmbinărilor reprezentative a mașinii de încărcat-descărcat tip CANDU 660-CNE. Raport de cercetare FMUAB (1159/1) 22.07.1983
219. BOZU P. - Comportarea la sudare și în mediu de lucru H₂S a forjatelor G 52/28 în stare normalizată. Raport de cercetare IMGB (C 2040/3) 02.12.1983
220. BOZU P. CRUDU T. - Influența ambutisării la cald și a tratamentelor termice postambutisare, asupra unor îmbinări sudate din oțel de granulație fină. A IV -a sesiune de comunicări tehnico-științifice " Tehnologii și utilaje noi pentru prelucrări la cald" 23-24 febr. 1984 Brașov
221. BOZU P. Studiul comportării îmbinărilor sudate din oțel G 52/28 în mediu H₂S. Interpretarea cercetării efectuate asupra epruvetelor NACE în sudarea nepasivată. Raport de cercetare IUC Grivița Roșie (1256/1) 20.09.1984
222. BOZU P. - Studiul comportării îmbinărilor sudate din oțel G 52/28 în mediu de H₂S. Interpretarea rezultatelor cercetării efectuate asupra epruvetelor NACE în stare pasivată. Raport de cercetare IUC Grivița Roșie(1256/2) 20.07.1985
223. BOZU P. - Comportarea la sudare a oțelului SA 516 gr.70 de 100 mm grosime pentru corpul generatorului de abur CNE. Raport de cercetare IMGB (C2800/1) 01.07.1985
224. BOZU P. - Comportarea la coroziune fisurantă sub tensiune în mediu H₂S, a unor îmbinări sudate cu un oțel de granulație fină. Sesiune de comunicări științifice ISIM Timișoara 15-16 iunie 1984

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

225. BOZU P. - Influența pasivării asupra comportării în mediu H_2S , a îmbinărilor sudate din oțel G 52/28. Partea I. Tablă laminată Sesiune de comunicări științifice "Probleme actuale ale cercetării, proiectării tehnologice în energetica nucleară IRNE Pitești + Uzina G. Râmnicu Vâlcea. Pitești 6-7 iunie 1985
226. BOZU P. - Comportarea la sudare a oțelului SA 487 gr. CA6NM. Raport de cercetare IMGB (C2800/2) 31.07.1985
- 227 BOZU P., PASCU R.- Studiu privind tratamentul termic local la oțeluri slab aliate sudabile realizat cu elemente de încălzire Raport tehnic ICEMENERG 30.05.1985
- 228 BOZU P. - Influența pasivării asupra comportării în mediu de H_2S a îmbinărilor sudate din oțel G 52/28. Partea II. Forjatele. Consfătuirea anuală a sudorilor "Tehnologii și echipamente moderne de sudare și control al structurilor sudate" Timișoara 10-11 oct.85
- 229 BOZU P. - Experimentări de sudare pentru definitivarea mărcilor de materiale de adaos pentru oțelul 10Ni35 Raport de cercetare IUT Buzău (C4490) 26.12.1985
230. BOZU P. - Studiul efectului îmbătrânirii asupra oțelului 10Ni35 în stare îmbunătățită Raport de cercetare IUC GRIRO (1348/1) 15.05.1986
231. BOZU P. - Comportarea la sudare a oțelului SA 351. Raport de cercetare IMGB (C4404/1) 04.03.1986
232. BOZU P. - Studiul comportării la sudare a oțelului 10Ni35. Verificarea parametrilor de sudare pentru îmbinări sudate. Raport de cercetare IUC GRIRO (1348/2) 24.05.1986
233. BOZU P. - Cercetări pentru stabilirea tehnologiei de sudare a oțelului 10Ni35. Raport de cercetare IUC Ploiești (C4145) 31.05.1986
234. BOZU P. - Experimentări, verificări, încercări și analize pe îmbinări sudate și probe de metal depus a electrodului E Cr17-Ni15MnQW2.5 pentru sudarea oțelului 10Ni35. Raport de cercetare IUT Buzău (C5009) 12.11.1986
235. BOZU P. - Experimentări, verificări, încercări pe îmbinări sudate din oțel 10Ni35 cu electrodul E Cr17NiMn6W3.5B. Raport de cercetare IMUC București (C5012) 31.12.1986
236. BOZU P. - Comportarea la sudare a oțelului R52-7b și verificarea caracteristicilor de tenacitate la temperaturi scăzute Raport de cercetare IUC Grivița Roșie (C4559) 31.12.1986
237. BOZU P. - Cercetări privind rezistența în mediu de H_2S a oțelurilor carbon sudabile

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Raport de cercetare ICUG (1621/1) 30.11.1987

238. BOZU P. - Studiul comportării la îmbătrânire artificială a oțelului R 52/7b și influența tratamentelor termice asupra îmbătrânirii artificiale. Partea I Raport de cercetare IUC GRIRO (C5077/1) 20.12.1987

239. BOZU P. - Studiu privind particularitățile comportării la sudare a oțelului X60 Raport de cercetare ICUG (1621/2) 30.11.1987

240. BOZU P. RĂDUȘ A. - Studiul, comportării la îmbătrânire artificială a oțelului R 52/7b și influența tratametelor termice asupra îmbătrânirii artificiale. Partea II. Raport de cercetare IUC GRIRO (C5077/2) 20.12.1987

241 BOZU P. - Studiul comportării metalurgice la sudare a oțelului RRC. Raport de cercetare IUC GRIRO (C 5077/3) 31.12.1987

242. BOZU P. ȘTEFĂNICĂ V. - Elaborarea "Sistem de stocare și regăsire automată a informațiilor privind tehnologiile de sudare TEHNOSUD. Raport de cercetare E 67 1.02.1988

243. BOZU P. - Experimentări de sudare a oțelului RRC. Elaborarea tehnologiei de sudare și program de omologare a tehn. de sudare (Materiale Böhler) vol I și II. Raport de cercetare IUC GRIRO (C5563) 12.12.1988

244. BOZU P. - Elaborarea tehnologiei, de remaniere și asistență tehnică la răcitorul de reflux E 229A , B, C.P. Midia Referat tehnic IUC GRIRO (C 3006) ianuarie 1989

245. BOZU P. - Tehnologie de sudare a oțelului RRC prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți asimilați în țară. Raport de cercetare IUC GRIRO (C 5822/1) 30.03.1989

246 BOZU P., CRĂCIUNESCU M. - Comportarea la îmbătrânire prin fragilizare de revenire a oțelului RRC. Consfătuirea anuală a sudorilor "Mecanizare, calitate, eficiență" ISIM Timișoara 25-26 oct. 1989

247 BOZU P. - Experimentări de sudare a oțelului RRC prin procedeul de sudare mecanizat sub flux cu materiale de sudare asimilate în țară. Raport de cercetare IUC GRIRO (C5822/2) 10.05.1990

248 BOZU P., -Utilizarea aplicației informatice TEHNOSUD la elaborarea unei tehnologii de sudare pentru oțelurile RRC 5822/3. 15.05.1990

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

- 249 BOZU P., - Studiul comportării la sudare a oțelului RRC în stare forjată pentru componentele reactorului de reformare catalitică. Raport de cercetare IUC GRIRO 5822/2, 30.07.1990
- 250 BOZU P., CRĂCIUNESCU M. - Studiul comportării la sudare a oțelului 1,25CrMo pentru reactoare de cracare fracționată a țițeiului. Elaborarea tehnologiilor de sudare cu arcul electric Raport de cercetare IUC GRIRO (1738/1990) sept.1990
251. BOZU P., PARASCHIV E. - Studiul comportării la sudare a oțelului 5% crom pentru reactorul de reformare catalitică - componenta REISER. Elaborarea tehnologiilor de sudare cu arcul electric. Raport de cercetare IUC GRIRO (1739/1990) oct.1990
252. BOZU P., ȘTEFĂNICĂ V. - ROSUD - produs informatic de reprezentare grafică a rosturilor pentru sudare. Raport tehnic E546/2 12.12.1990
253. BOZU P., PARASCHIV E. - Studiul comportării la sudare a oțelului RRC în stare forjată pentru componentele reactorului de reformare catalitică Raport de cercetare IUC GRIRO 1739/2 30.03.1991
254. BOZU P., ȘTEFĂNICĂ V. - PRELEIS - produs informatic de prezentare grafică a PRElevării Epruvetelor din Îmbinarea Sudată. Raport tehnic E546/3 12.06.1991
255. BOZU P. - Studiul comportării metalurgice la sudare a forjatelor din oțel SA 336 F11A/RRC Raport de cercetare IUC Grivița București (contract 63/1) mai 1991
256. BOZU P. - Comportare în exploatare a oțelurilor Cr-Mo. Metalurgia oțelurilor Cr-Mo. Referat 1 Timișoara mai 1992
257. BOZU P. - Studiul comportării la sudare a oțelului RRC. Referat 2. Timișoara decembrie 1992
258. BOZU P. - Studiul îmbătrânirii și îmbinările sudate cu oțelul RRC. Referat 3. Timișoara 1993
259. BOZU P. - Studiul comportării tehnologice la sudare și elaborarea tehnologiei de sudare a forjatelor din oțel SA 336 F11A/RRC. Raport de cercetare IUC Grivița București (contract 63/2) sept. 1991
260. BOZU P. - Cercetări privind evaluarea capacității unor îmbinări sudate din oțeluri de granulație fină, de înaltă rezistență, de a inhiba o fisură inițială utilizând metodele mecanicii ruperii. Faza I Documentare cu privire la utilizarea metodelor mecanicii ruperii Ministerul Învățământului și Științei. Raport de cercetare 6060/mai 1991

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

261. BOZU P., ș.a. - Interconectarea bazelor de date elaborate în vederea realizării unui sistem preexpert. Achiziționarea facilităților necesare creerii sistemului de prelucrare a informației. Raport de cercetare MCT 242B/A6/6.3.iunie 1995.
262. BOZU P., ș.a. - Reconstituire baze de date cu standarde europene și internaționale. Raport de cercetare MCT 17/A20/20.1, martie 1996.
263. BOZU P., ș.a. - Completare baze de date și exploatare sistem de regăsire a informațiilor. Raport de cercetare MCT 17/A18/18.1, iunie 1996
264. BOZU P. ș.a. Dezvoltare baze de date pentru documentare tehnologică în format HTML. Raport de cercetare MCT 17/A17/17.1 septembrie 1997
265. BILEK L., BOZU P. - Rezultatele testărilor efectuate asupra probelor placate cu materiale de adaos oferite de firma Universal Tiefpunkt Referat tehnic (728/6) 10.12.1980
266. CIOCLOV D., TURZA R., BOZU P. -Cercetări și experimentări privind tehnologiile de sudare pentru asimilarea fabricației pieselor grele sudate, pentru componentele centralelor nucleare, Partea I.Raport de cercetare IMGB (362/A/6) 20.06.1976
267. CIOCLOV D., BOZU P. - Notă privind corelația caracteristicilor de tenacitate a îmbinărilor sudate din oțeluri slab aliate tip Mn-Mo. Încercări tehnologice și încercări de fluaj de scurtă durată. Sesiune de comunicări științifice ISIM 28-29 Aprilie 1977
268. CIOCLOV D., TURZA R., BOZU P. - Cercetări și experimentări de sudare privind tehnologiile de sudare pentru asimilarea fabricației pieselor grele sudate pentru componentele centralelor nucleare, Partea II. Raport de cercetare IMGB (362/A7) 29.09.1977
269. CIOCLOV D., BOZU P. - On the welds reheat cracking assesment trough technological and short time trends Cea de-a 3-a Conferință internațională a sudării în tehnica nucleară HAMBURG 28, 29 nov. 1978 Apărut în DVS Berichte 32/1978
270. CIOCLOV D., BOZU P.- Studiul tendinței de fisurare la reîncălzire a îmbinărilor sudate prin încercarea de fluaj de scurtă durată Sesiunea de comunicări științifice organizată de ICEM și Facultatea de Metalurgie București 7-9 septembrie 1977. Apărut în revista Cercetări metalurgice septembrie 1978
271. CIOCLOV D., BOZU P.-Rezistența la fisurare prin reîncălzire a îmbinărilor sudate din oțel slab aliat tip Mn-Mo. Încercări tehnologice și încercări de fluaj de scurtă durată

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

Sesiunea CAER 1977 KIEV, Comisia XX sept.1977. Apărut în revista " Construcția de mașini" sept.1978

272. CIOCLOV D., BOZU P.- Rezistanța la fluaj de scurtă durată a îmbinărilor sudate din oțeluri slab aliate Sesiune de comunicări: Conferința tehnico-științifică " Tehnologii și utilaje noi pentru prelucrări la cald" Brașov 21-22 oct.1977 prezentat și la "Sesiunea CAER Comisia XX ISIM martie 1980"

273. CIOCLOV D., BOZU P. - Criterii de evaluare a tendinței de fisurare la tratamentul termic de detensionare a îmbinărilor sudate din oțeluri slab aliate. Experimentări cu un oțel cu 2,25% Cr, 1% Mo._Sesiune CAER - KIEV - Comisia XX 27.03.1980

274. CIOCLOV D., PASCU R., FARBAȘ N., BOZU P. - Rezistența materialelor în mediu de H₂S, o problemă centrală în dezvoltarea tehnologiilor de sudare pentru energetica nucleară. Sesiunea științifică a Academiei RSR: "Asimilarea de noi materiale în industria metalurgică București 24 oct. 1984

275. CIOCLOV D., BOZU P., PASCU R. - Rezistența structurilor sudate în medii active " Influența hidrogenului și a mediului marin". Sesiunea științifică a Academiei RSR București oct.1985

276. CIOCLOV D., PASCU R., FARBAȘ N., BOZU P. - Propagarea fisurilor în oțeluri carbon expuse la acțiunea mediului de hidrogen sulfurat umed. Al IV -lea Simpozion național de tensometrie Brașov 24-27 sept. 1986

277. CIOCLOV D., BOZU P., PASCU R. Propagarea fisurilor în oțeluri carbon expuse la acțiunea mediului de hidrogen sulfurat umed. Sesiunea științifică a Academiei RSR București oct 1986 și la "Simpozion de tensometrie". Brașov Septembrie 1986

278 CIOCLOV D., BOZU P., PASCU R. - Optimum stress - relieving heat -treatment of low alloyed steel based on short time creep tests. "Estructuras metalicas y soldadura de metales" Congresul european de sudură Spania 10 oct.1986

279. CIOCLOV D., BOZU P., FARBAȘ N., PASCU R., FURDUI I., MOISĂ T. - Rezistența oțelurilor carbon slab aliate în condițiile suprapunerii acțiunii hidrogenului sulfurat umed. Sesiune de comunicări științifice "Progres și eficiență în controlul nedistructiv și încercarea materialelor" ISIM Timișoara 5-7 nov.1986

280. CIOCLOV D., BOZU P., PASCU R. - Studiul rezistenței oțelului G 52/28 în mediu de hidrogen sulfurat umed. Revista Metalurgia Nr. 12-1986 pag.603

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

281. DRĂGOI S., BOZU P. - Cercetări privind elaborarea tehnologiei cadru de sudare și control a sudării conductelor tehnologice utilizate în mediu H₂S umed pentru C.Ch Drobeta (oțel G 52/28 + A 304 L și oțeluri disimilare). Raport de cercetare IITPIC (830/1) 29.11.1980
282. DRĂGOI S., BOZU P. - Sudarea oțelului SA516gr70 de 100 mm grosime sub flux în rost îngust. Consfătuirea anuală a sudorilor "Modernizarea și mecanizarea fabricației de structuri sudate ISIM Timișoara 16-17 oct.1986
283. FANU C., BOZU P. - Studiu privind elaborarea tehnologiei cadru de sudare pentru oțel tip T1. Raport de cercetare IMT (837/1) 29.09.1980
284. FANU C., BOZU P. - Comportarea la sudare a oțelului PPM 57/45. Elaborarea tehnologiei cadru de sudare pentru îmbinări sudate longitudinale și circulare pentru picioare de platforme de foraj marin. Raport de cercetare IUC Grivița Roșie (C 3458/1) 26.06.1984
285. PAICA M., BOZU P. - Stabilirea caracteristicilor de rezistență la coroziune a îmbinărilor sudate din oțeluri destinate construcției de utilaj chimic și petrochimic (G52/28, X60, RRC) Raport de cercetare ICUG (1535/2) 01.10.1988
286. PIRCEA Z., BOZU P. - Contribuții ale ISIM la dezvoltarea sudării în RSR Simpozion "Zilele culturii reșițene" Reșița 24 oct. 1986; Bocșa 25 oct. 1986
287. SALA F., BOZU P. - Elaborarea procedurilor de omologare a tehnologiilor de sudare pentru recipientele sub presiune ale C. Ch Drobeta. Raport de cercetare ICCM (971/1) 22.06.1982
288. ȘTEFĂNICĂ V., BOZU P., SIMEDREA M., KALOPAȚI M. - Reprezentări grafice ale datelor experimentale din încercarea de încovoiere prin șoc pe minicalculator CORAL. Sesiunea de comunicări științifice " Progres și eficiență în controlul nedistructiv și încercarea materialelor" ISIM Timișoara 25-27 oct.1988
289. ȘTEFĂNICĂ V., BOZU P. - Produsul informatic GRADEX "Reprezentări grafice ale datelor experimentale din încercările de încovoiere prin șoc și tracțiune" (E 546) dec.1989
290. ȘTEFĂNICĂ V., BOZU P., DĂRĂBAN D., SIMEDREA M. - Sistem de stocare și regăsire automată a informațiilor privind tehnologiile de sudare. "Sesiune de comunicări pe teme de prelucrare a rezultatelor experimentale cu ajutorul calculatorului". IUC GRIRO aprilie 1989 și la "Sesiune de comunicări" Sibiu mai 1989

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

291. ȘTEFĂNICĂ V., BOZU P. - Produsele informatice TEHNOSUD și GRADEX. Consfătuirea județeană a inginerilor și tehnicienilor. Creația tehnică factor determinant al progresului. Timișoara 9 iunie 1989.
292. TURZA R., BOZU P. - Definitivarea tehnologiei de sudare, tratament termic, control și recepția îmbinărilor sudate a virolelor vasului de presiune CNE (Execuția scară 1:1 a unei îmbinări sudate virolă-virolă din oțel forjat 22NiMoCr37 de 140 mm grosime. Raport de cercetare pentru IMGB (362/A/3), 29.11.1976
293. TURZA R., BOZU P. - Definitivarea tehnologiilor de sudare, tratament termic, control și recepție a îmbinărilor sudate ale ștuțurilor și virolele vasului de presiune CNE (Execuție scară 1:1 a două îmbinări sudate ștuț-virolă din forjat din oțel 22NiMoCr37 de 140 mm grosime). Raport de cercetare IMGB (362/A3) 30.12.1976

ANEXĂ

**7Lista figurilor. Diagramele KV-temperatură. Reprezentarea grafică
a datelor experimentale pentru variante individuale**

1. Figura 2.1. [128,151] - Corelația dintre potențialul de hidrogen (PH) și nivelul hidrogenului din sudură (NH) în funcție de procedeul de sudare aplicat.
2. Figura 2.2. [151] - Nomogramă pentru utilizarea timpului $t_{3/1}$.
3. Figura 2.3. [151] - Relația temperatură de preîncălzire cu carbonul echivalent, grosimea tablei, conținutul de hidrogen și căldura introdusă prin procesul de sudare, exprimată prin diagrame.
4. Figura 2.4. [152] - Modificări structurale în ZIT în funcție de modul de răcire al îmbinării sudate.
5. Figura 2.5. [148,151] - Alura repartiție tensiunilor datorate contracției termice de la sudare.
6. Figura 2.6. [151] - Reprezentarea gradului de fisurare la rece în funcție de viteza de răcire a îmbinării sudate. Viteza critică 6°C/s .
7. Figura 2.7. [151] - Influența preîncălzirii la prevenirea fisurării la rece.
8. Figura 2.8. [46,47,75,76,132, 151] - Forma și dimensiunile epruvetei pentru testarea fisurării la rece prin metoda implantului.
9. Figura 2.9. [132, 151] - Estimarea sensibilității la fisurarea la rece.
10. Figura 2.10. [30, 147,151] - Forma, dimensiunile epruvetelor și standul de încercare-testare a epruvetelor RRC.
11. Figura 2.11. [30, 147, 151] - Forma, dimensiunile epruvetelor și modul de solicitare pentru testul LB-TRC.
12. Figura 2.12. [30, 147, 151] - Forma și dimensiunile epruvetelor pentru testul TRC.
13. Figura 2.13. [151, 185,193 214, 223, 232] - Forma și dimensiunile epruvetelor pentru testul Tekken.
14. Figura 2.14. [30, 151] - Forma și dimensiunile epruvetelor pentru testul Lehigh.
15. Figura 2.15. [151,185,193, 214, 223,232] - Forma și dimensiunile epruvetelor pentru testul CTS.
16. Figura 2.16. [100, 248] - Modelul Schumann al mecanismului de difuzie al hidrogenului în rețeaua cristalină a fierului " α ".
17. Figura 2.17. [100, 248] - Variația coeficientului de difuzie a hidrogenului într-un oțel slab aliat cu Mn.
18. Figura 2.18. [100, 248] - Variația coeficientului de difuzie a hidrogenului într-un oțel slab aliat cu Cr.
19. Figura 2.19. [1, 248] - Mecanismul de difuzie în salturi dintr-o poziție interstițială într-altă sub acțiunea gradientilor compoziționali de temperatură, de tensiune mecanică.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

20. Figura 2.20. [116, 248] - Schema de bilanț a hidrogenului atomic la suprafața interioară tehnologică a peretelui recipientului sub presiune.
21. Figura 2.21. [248] originală - Degradare intrinsecă a unui oțel (Eșantionul a fost extras dintr-un recipient sub presiune din bucla de sinteză a amoniacului).
22. Figura 2.22. [100, 248] - Reprezentarea condițiilor de presiune și temperatură la care începe acțiunea decarburantă a hidrogenului.
23. Figura 2.23. [12,32, 100,248] - Diagrama Nelson.
24. Figura 2.24. [32, 248] - Influența unor elemente de aliere asupra rezistenței oțelului la atacul hidrogenului.
25. Figura 2.25. [32, 248] - Influența adaosului crescător de Mo asupra rezistenței unui oțel la atacul hidrogenului.
26. Figura 2.26. [32, 248] - Comportarea unui oțel cu Mo în exploatare, în mediu de hidrogen la temperaturi între 350°C și 550°C comparativ cu un oțel carbon.
27. Figura 2.27. [32, 248] - Comportarea a trei oțeluri în exploatare la acțiunea H₂S și H₂.
28. Figura 2.28. [42, 248] - Comportarea oțelurilor Cr-Mo la fragilizare la revenire (după modul de răcire de la temperatura de revenire).
29. Figura 2.29 . [42, 248] - Cinetica de fragilizare în funcție de temperatura simulată și timpul de menținere, utilizând curbele C.
30. Figura 2.30. [42, 248] - Reprezentarea gradului de fragilizare pe grosimea tablei unui reactor din oțel 2,25Cr1Mo de 186 mm grosime.
31. Figura 2.31. [42, 248] - Tipuri de diagrame de tratamente termice simulate cu răcire controlată în trepte.
32. Figura 2.32. [42, 248] - Reprezentarea unor diagrame temperatură de tranziție FATT 50%-factor J pentru un oțel 12CrMo9.10 în funcție de mediul de răcire.
33. Figura 2.33. [42, 248] - Reprezentarea unor diagrame temperatură de tranziție FATT 50%-factor J pentru un oțel 12CrMo9.10 menținut 10.000 ore la diferite temperaturi de menținere a unui tratament termic simulat.
34. Figura 2.34. [10, 248] - Recipient sub presiune din oțel 2,25Cr1Mo avariata în timpul probei hidraulice (având un înalt grad de fragilizare).
35. Figura 4.1, 4.2. [232, 249, originală] - Diagrama variației durtății HV5 în funcție de energia liniară de la sudare, cu și fără preîncălzire probe de cordon depus.
36. Figura 4.3. [3] originală - Diagrama variației durtății HV5 în funcție de energia liniară de la sudare, cu și fără preîncălzire în coordonate logaritmice (pe probe de cordon depus).
37. Figura 4.4. [121 , 248] - Reprezentarea particulelor aflate în suspensie în baia lichidă de oțel la elaborarea oțelurilor Cr-Mo.

Studiul oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

38. Figura 4.5. [248, originală] - Incluziune nemetalică de SiO_2 (cristobalită) - imagine tip compo cu suprapunerea variației conținutului de Si.
39. Figura 4.6. [248] originală - Incluziunea din figura 4.5 într-o reprezentare de distribuție a Si (linia $K\alpha$) cu microsonda electronică.
40. Figura 4.7. [248], originală - Reprezentarea dimensională a incluziunii din figura 4.5. într-o hartă de numărare cu ajutorul calculatorului de proces PDP8/M din dotarea ISIM.
41. Figura 4.8. [248] ,originală - Incluziuni nemetalice macroscopice de MnS în secțiunea de rupere a unei epruvete de încovoiere prin șoc prelevată pe grosimea unei table din oțel slab aliat cu Mn și Cr.
42. Figura 4.9. [248], originală - Incluziunile de MnS din figura 4.8 - detaliu. Se observă dispunerea în plachete în lungul direcției de laminare.
43. Figura 4.10. [271,248] originală - Incluziuni nemetalice de MnS sub formă de plachete în secțiunea de rupere a unei epruvete de tracțiune prelevate pe grosimea unui oțel slab aliat cu Mn, Cr, Mo, Ni
45. Figura 4.11. [248] - Incluziuni microscopice alungite de MnS la mărimi 800x într-un oțel slab aliat cu Mn, Cr, și Mo. Se observă suprapunerea semnalelor de evidențiere a S și a Mn simultan.
- Figura 4.12. [originală]
- 46-47. Figura 4.13. și - Harta de numărare care stabilește dimensiunile incluziunilor vizualizate în figurile 4.11 și 4.12 într-unul din planele de analiză.
- Figura 4.14 .[248] originale
48. Figura 4.15. [248] originală - Incluziune nemetalică complexă MnS cu Al_2S_3 în oțelul RRC. Se observă existența elementului Ca adăugat pentru globulizarea incluziunilor alungite. Mărire 800x.
49. Figura 4.16. [248] originală - Detaliu al incluziunii prezentate în figura 4.15 la mărimi de 2000x cu microsonda electronică în fascicul de electroni secundari.
50. Figura 4.17. [248] originală Aceeași incluziune prezentată în figurile 4.15 și 4.16 reprezentând distribuția manganului la o mărire de 2000x.
51. Figura 4.18 [248] originală - Imaginea compo analizată în fascicul de electroni secundari cu microsonda electronică a unei incluziuni alungite de MnS. Se identifică elementul Zr cu tendința de fragmentare a incluziunii.
- 52-54. Figurile 4.19, 4.20, 4.21 [248] originale - Imaginile de distribuție a elementelor Mn, S respectiv Zr la mărimi de 2000 ori în liniile spectrelor nucleare $K\alpha$.
- 55-58. Figurile 4.22, 4.23, 4.24, 4.25. [248] originale - Incluziuni nemetalice în ZIT-ul unei îmbinări sudate din oțel RRC la mărimi de 5000x.
59. Figura 4.26 [248] originală - Incluziune nemetalică de MnS globulizată de Zr.
60. Figura 4.27 [249,250] originală - Diagrama energie de rupere KV - temperatura de încercare pe epruvete Charpy V longitudinale și trasversale prelevate din metalul de bază oțel RRC de 60 mm grosime.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

61. Figura 4.28 [248, 250] originală - Diagrama energiei de rupere KV - temperaturi de încercare pe epruvete Charpy V longitudinale și transversale prelevate din metalul de bază oțel RRC, de 20 mm grosime.
62. Figura 4.29 [249,250] originală - Diagrama expansiune laterală- temperatură de încercare pe epruvete Charpy V longitudinale și transversale prelevate din metalul de bază oțel RRC de 60 mm grosime.
63. Figura 4.30 [249,270] originală - Diagrama expansiunea laterală- temperatura de încercare pe epruvete Charpy V longitudinale și transversale prelevate din metalul de bază oțel RRC de 60 mm grosime.
64. Figura 4.31 [249,250] originală - Diagrama cristalinitate - temperatura de încercare pe epruvete Charpy V longitudinale și transversale prelevate din metalul de bază oțel RRC de 60 mm grosime.
65. Figura 4.32 [249,250] originală - Diagrama cristalinitate - temperatura de încercare pe epruvete Charpy V longitudinale și transversale prelevate din metalul de bază oțel RRC de 20 mm grosime.
66. Figura 4.33 [249] originală - Microstructura metalului de bază oțel RRC de 20 mm grosime.
67. Figura 4.34 [249] originală - Microstructura metalului de bază oțel RRC de 60 mm grosime.
68. Figura 4.35 [249] originală - Diagrama cercetării structurii metalografice la temperaturi ridicate.
69. Figura 4.36 [249] originală - Microstructura oțelului RRC de 20 mm grosime la încălzire la 600°C (100x).
70. Figura 4.37 [249] originală - Microstructura oțelului RRC de 20 mm grosime la încălzire la 780°C (100x).
71. Figura 4.38 [249] originală - Microstructura oțelului RRC de 20 mm grosime la încălzire la 840°C (100x).
72. Figura 4.39 [249] originală - Microstructura oțelului RRC de 20 mm grosime la încălzire la 920°C (100x).
73. Figura 4.40 [249] originală - Microstructura oțelului RRC de 20 mm grosime la răcire la 840°C (100x).
74. Figura 4.41 [249] originală - Microstructura oțelului RRC de 20 mm grosime la răcire la 680°C (100x).
75. Figura 4.42 [249] originală - Microstructura oțelului RRC de 20 mm grosime la răcire la 420°C (100x).
76. Figura 4.43 [249] originală - Microstructura oțelului RRC de 20 mm grosime la încălzire la 300°C (100x).
77. Figura 4.44 [249] originală - Epruvete Pellini de determinare a temperaturii NTD pentru table din oțel RRC de 20 mm grosime.
78. Figura 4.45 [249] - Macrostructura probei de metal depus cu procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți.
79. Figura 4.46 [249] - Macrostructura probei de metal depus cu procedeul de sudare mecanizat sub flux.

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

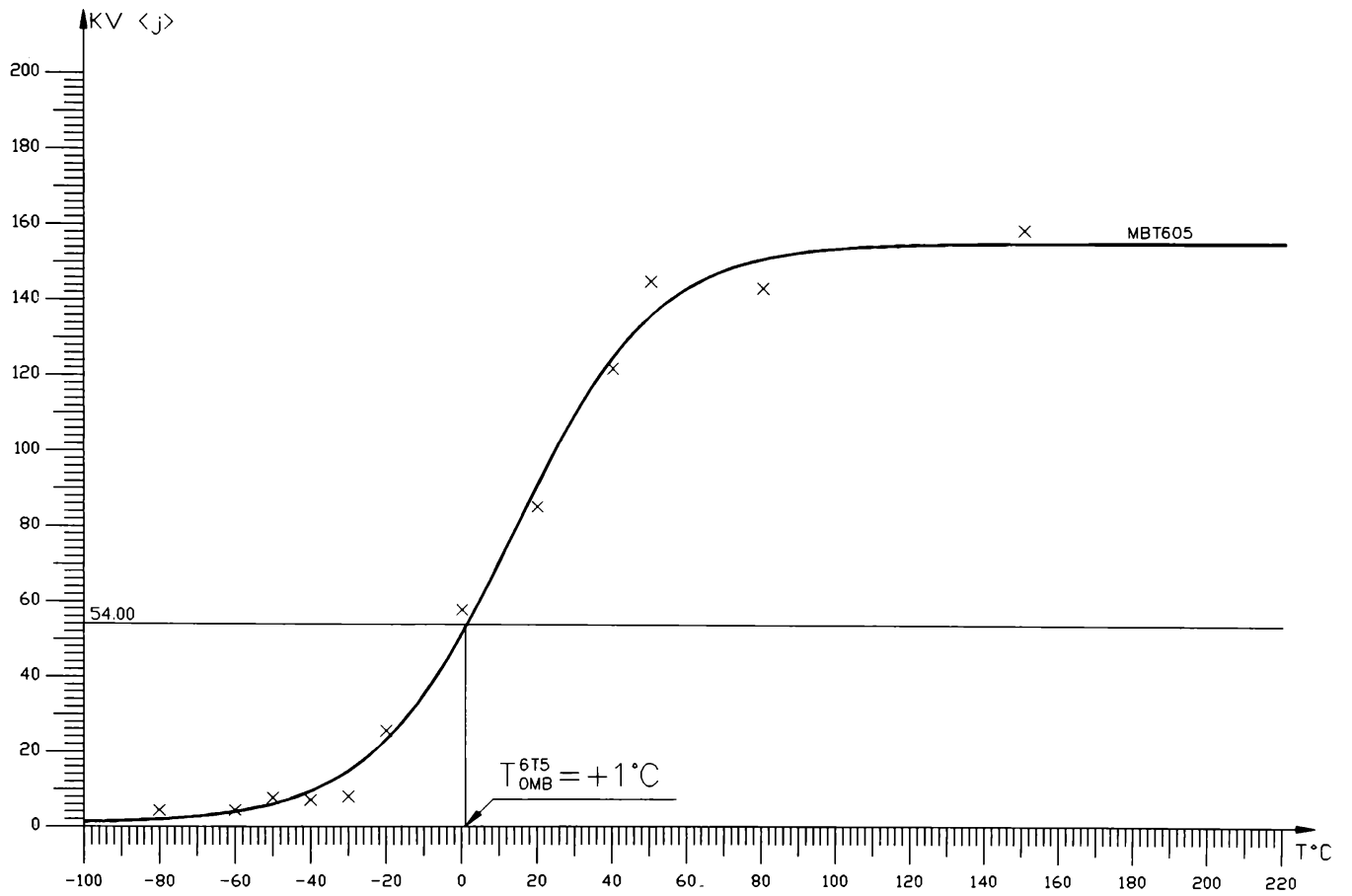
80. Figura 4.47. [234,236,237, 240] - Diagrama de tratament termic postsudare prin detensionare (TT1) a îmbinărilor sudate.
81. Figura 4.48. [250] originală - Diagrama energie de rupere KV - temperatură de încercare pe epruvete Charpy V prelevate din probele de metal depus prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți și mecanizat sub flux
82. Figura 4.49. [8, 234,236,237, 240] - Diagrama de tratament termic cu răcire controlată în trepte (TT2).
83. Figura 4.50. [250] originală - Diagrama comparativă energie de rupere KV - temperatură de încercare pe epruvete Charpy V longitudinale prelevate metalul de bază oțel RRC de 60 mm grosime în starea de livrare și tratată termic TT1 și TT2.
84. Figura 4.51. [250] originală - Diagrama comparativă energie de rupere KV - temperatură de încercare pe epruvete Charpy V transversale prelevate metalul de bază oțel RRC de 60 mm grosime în starea de livrare și tratată termic TT1 și TT2.
85. Figura 4.52. [250] originală - Diagrama comparativă energie de rupere KV - temperatură de încercare pe epruvete Charpy V longitudinale prelevate din metalul de bază oțel RRC de 20 mm grosime în starea de livrare și tratată termic TT1 și TT2.
86. Figura 4.53. [250] originală - Diagrama comparativă energie de rupere KV - temperatură de încercare pe epruvete Charpy V transversale prelevate din metalul de bază oțel RRC de 20 mm grosime în starea de livrare și tratată termic TT1 și TT2.
87. Figura 4.54. [249] originală - Rostul de sudare pentru procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți.
88. Figura 4.55. [250] originală - Diagrama energie de rupere KV - temperatură de încercare pe epruvete Charpy V prelevate din îmbinarea sudată prin procedeul manual cu electrozi înveliți (ZIT și SUD).
89. Figura 4.56. [249] originală - Macrostructura îmbinării sudate prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți.
90. Figura 4.57. [249] originală - Microstructura ZIT a îmbinării sudate și tratate termic prin detensionare.
91. Figura 4.58. [249] originală - Microstructura ZIT a îmbinării sudate și tratate termic prin detensionare (TT1) peste care s-a suprapus tratamentul cu răcire controlată în trepte (TT2).
92. Figura 4.59. [249] originală - Microstructura SUD a îmbinării sudate și tratate termic prin detensionare.
93. Figura 4.60. [249] originală - Microstructura SUD a îmbinării sudate și tratate termic prin detensionare (TT1) parte care s-a suprapus tratamentul cu răcire controlată în trepte.
94. Figura 4.61. [249] originală - Rostul de sudare pentru procedeul de sudare mecanizat sub flux..

Sudarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

95. Figura 4.62. [249] originală - Diagrama energie de rupere KV - temperatură de încercare pe epruvete Charpy V prelevate din îmbinarea sudată prin procedeul de sudare mecanizat sub flux (ZIT și SUD).
96. Figura 4.63. [249] originală - Microstructura îmbinării sudate prin procedeul mecanizat sub flux.
97. Figura 4.64. [249] originală - Microstructura ZIT a îmbinării sudate prin procedeul mecanizat sub flux și tratată termic prin detensionare (TT1).
98. Figura 4.65. [249] originală - Microstructura ZIT a îmbinării sudate SF, tratată termic prin detensionare (TT1) peste care s-a suprapus tratamentul termic cu răcire controlată în trepte (TT2).
99. Figura 4.66. [249] originală - Microstructura SUD a îmbinării sudate SF, tratată termic prin detensionare (TT1).
100. Figura 4.67. [249] originală - Microstructura SUD a îmbinării sudate SF, tratată termic prin detensionare (TT1) peste care s-a suprapus tratamentul termic cu răcire controlată în trepte (TT2).
101. Figura 4.68. [249] originală - Schema de poziționare a urmelor măsurătorilor sclerometrice în îmbinarea sudată.
102. Figura 4.69. [161,197,198, 207,248] - Epruveta tip NACE.
103. Figura 4.70. [197,198,207, 248] originală - Incinta de testare a epruvetelor NACE.
104. Figura 4.71. [249] originală - Modul de poziționare al epruvetei NACE în ZIT și sudură (SUD).
105. Figura 4.72. [248] originală - Instalația tip "inel" realizată în ISIM pentru încercarea epruvetelor NACE în mediu H₂S.
106. Figura 4.73. [248] originală - Instalația tip "pârghie" realizată în ISIM pentru încercarea epruvetelor NACE în mediu H₂S.
107. Figura 4.74. [248] originală - Microstructura unei zone din metalul de bază la interfața metal-mediu. Peliculă de sulfură de fier.
108. Figura 4.75. [248] - Schemă cu factorii care concură la apariția fenomenelor de degradare provocate de H₂S la interfața metal-mediu.
109. Figura 4.76. [1] - Schemă de principiu a rupturii filmului de sulfură de fier de la suprafața metal-mediu.
110. Figura 4.77. [248] originală - Filmul rupt de sulfură de fier de la interfața metal-mediu.
- 111-113. Figurile 4.78, 4.80, 4.82 [248] originale - Imagini fotografice ale unor eșantioane care vizualizează fenomenele de la suprafața metal-mediu a epruvetei NACE la mărituri 300 de ori.
- 114-116. Figurile 4.79, 4.81, 4.83 [248] originale - Imagini fotografice ale zonelor din figurile 4.78, 4.80, 4.82 analizate în spectrul de raze X cu microsonda electronică identificarea a linei Sk α a sulfului.

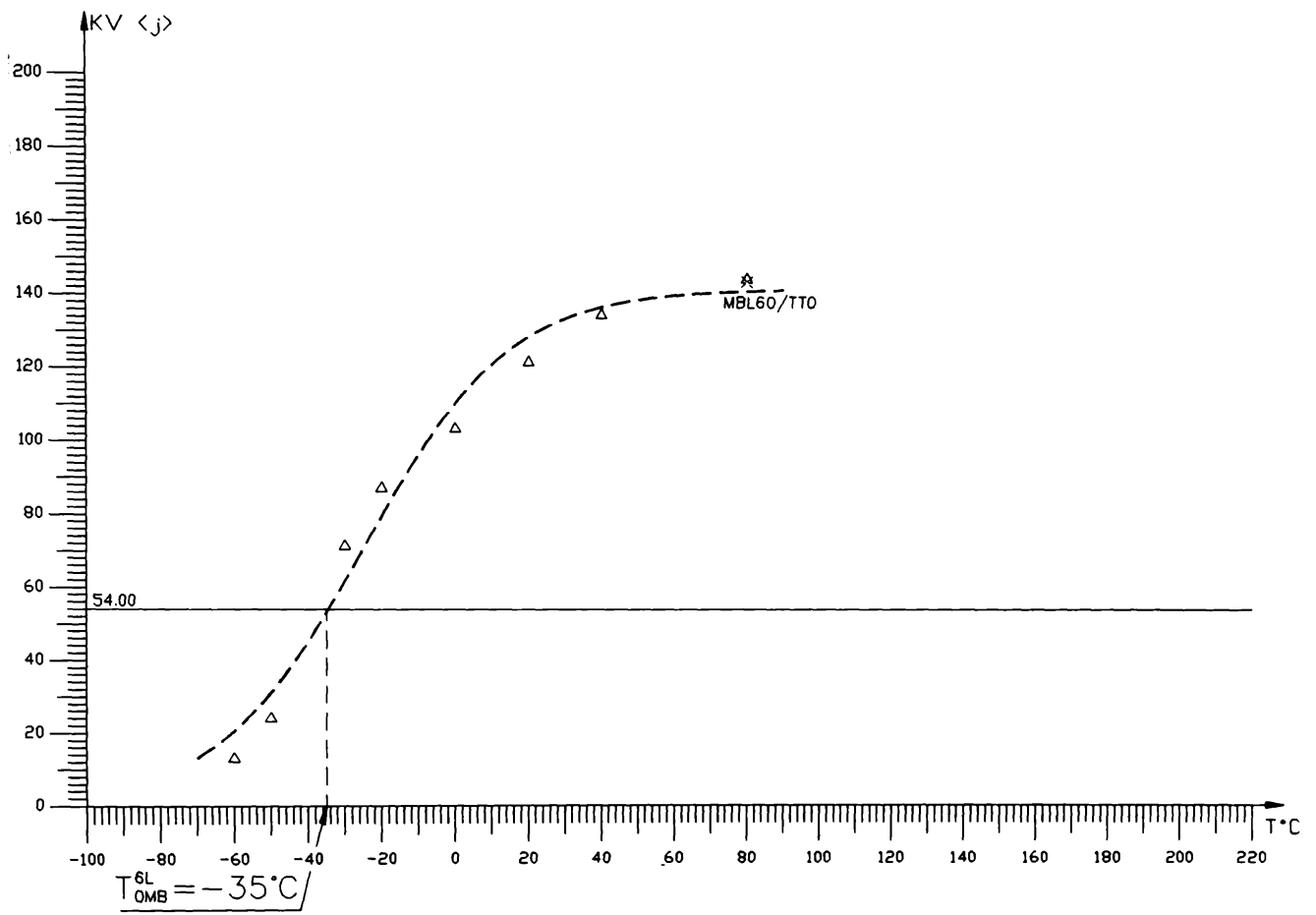
Suavarea oțelurilor Cr-Mo. Temperatură ridicată și medii de hidrogen.

117. Figura 4.84. [1] - Schema de principiu a fenomenelor de coroziune intergranulară prin atacul la marginea grăunților a mediului activ.
118. Figura 4.85. [248] originală - Degradare de suprafață a epruvetei NACE datorită mediului activ.
119. Figura 4.86. [248] originală - Detaliu de suprafață a epruvetei NACE degradată de mediul activ.
- 120-121 Figurile 4.86., 4.87, 4.88 [248] originală - Secțiuni transversale în degradările de suprafață ale epruvetelor NACE prezentate în figura 4.86.
122. Figura 4.89. [232] - Diagramă viteză de coroziune generală-temperatură de funcționare, datorită sulfului, funcție de tipul oțelului utilizat.
123. Figura 4.90. [248] originală - Secțiune metalografică în metalul de bază. Vizualizarea localizării hidrogenului atomic la interfața ferito-perlită.
124. Figura 4.91. [248] originală - Secțiune metalografică în metalul de bază. Acumularea de hidrogen molecular cu mărire de volum a provocat decoeziuni la nivelul matricii materialului "Blistering".
- 125-128 Figurile 4.92,4.93,4.94, 4.95 [248] originale - Microstructuri ale unor degradări tip fisură, generate de hidrogen prin dezvoltare în ZIT-ul îmbinării sudate prin procedeul manual cu electrozi înveliți, în diferite condiții de tensiune mecanică (aplicată epruvetei NACE).
- 129-130 Figurile 4.96,4.97, 4.95 [248] originale - Microstructuri ale metalului de bază care vizualizează coalescența cavităților interioare datorate hidrogenului cu cele exterioare datorate acțiunii mediului activ.
131. Figura 4.98 [298] originală - Microstructura unei îmbinări sudate (ZIT) cu vizualizarea blocării unei fisuri localizate în metalul de bază (îmbinare sudată prin procedeul mecanizat sub flux).



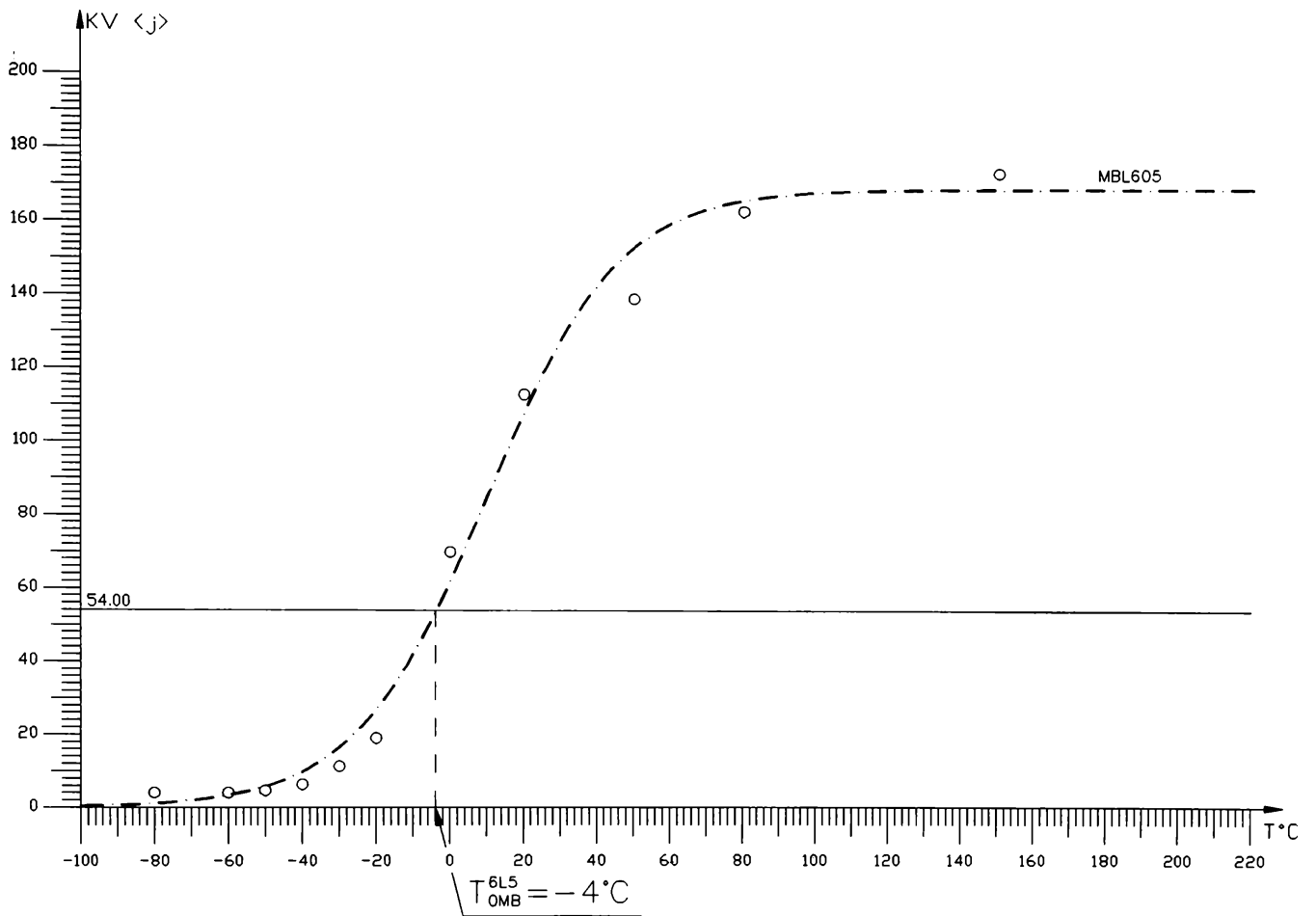
MBT605 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate transversal.

Figura 4.27



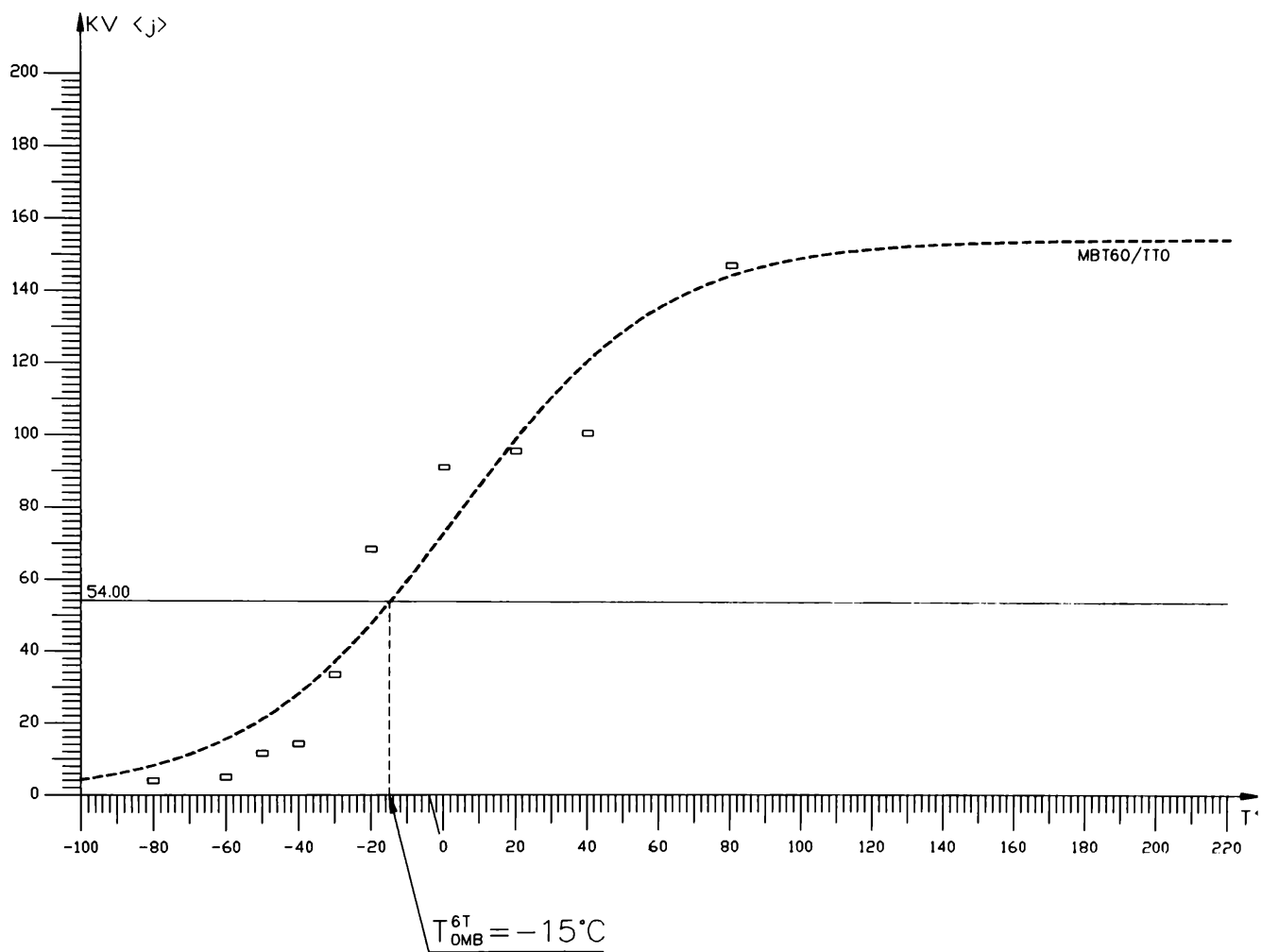
MBL60/TT0 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal.

Figura 4.27



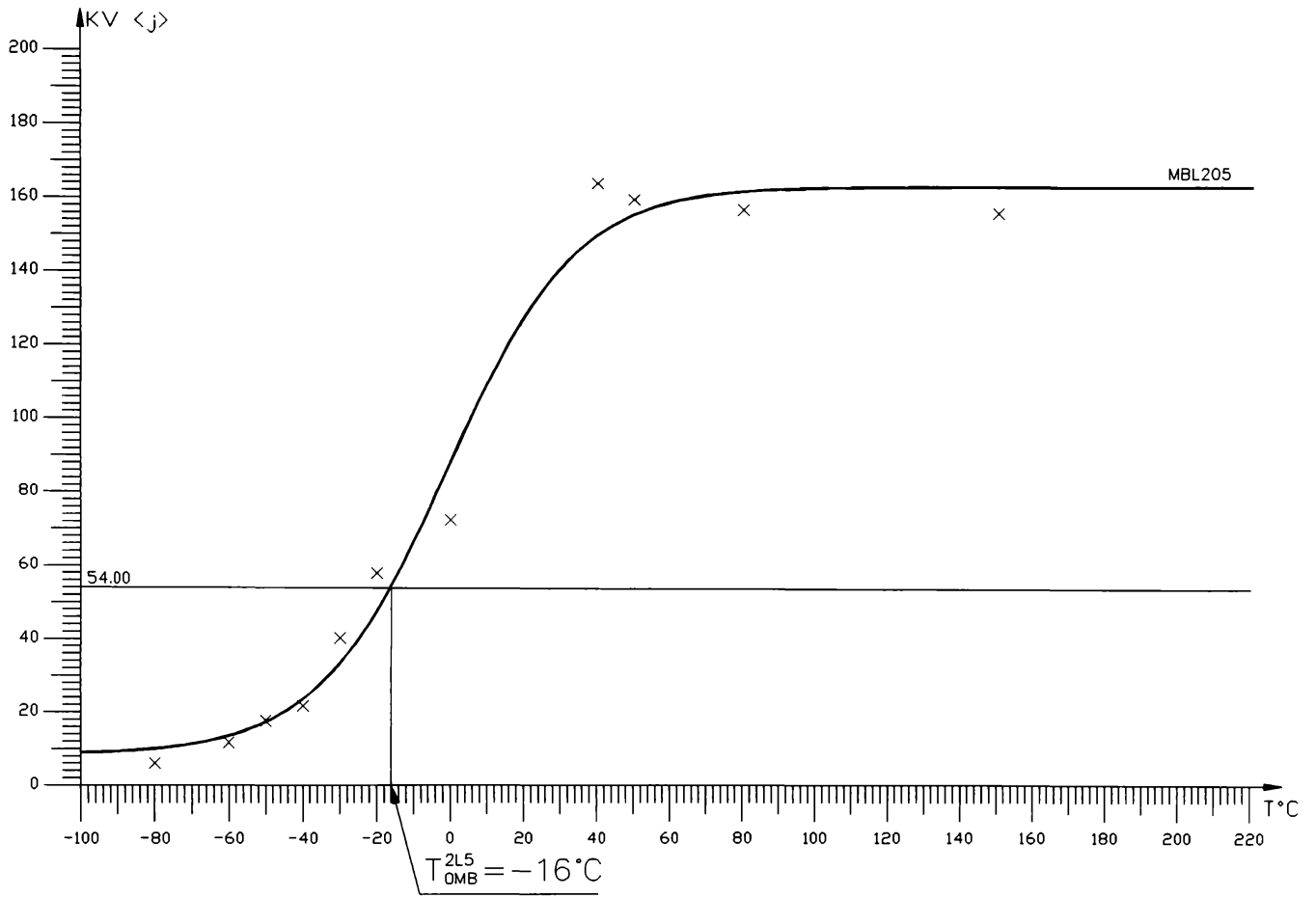
MBL605 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate longitudinal.

Figura 4.27



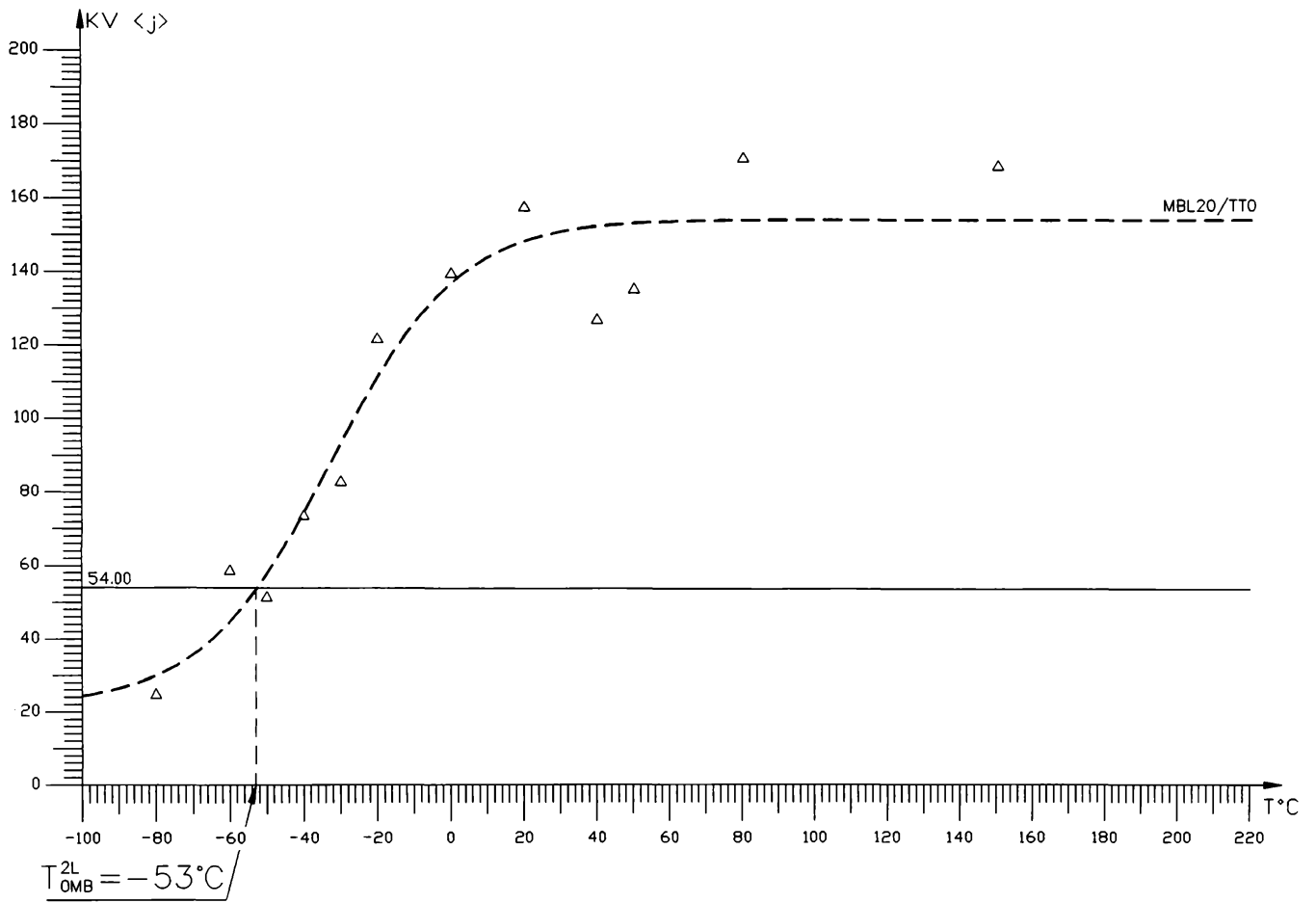
MBT60/TT0 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate transversal

Figura 4.27



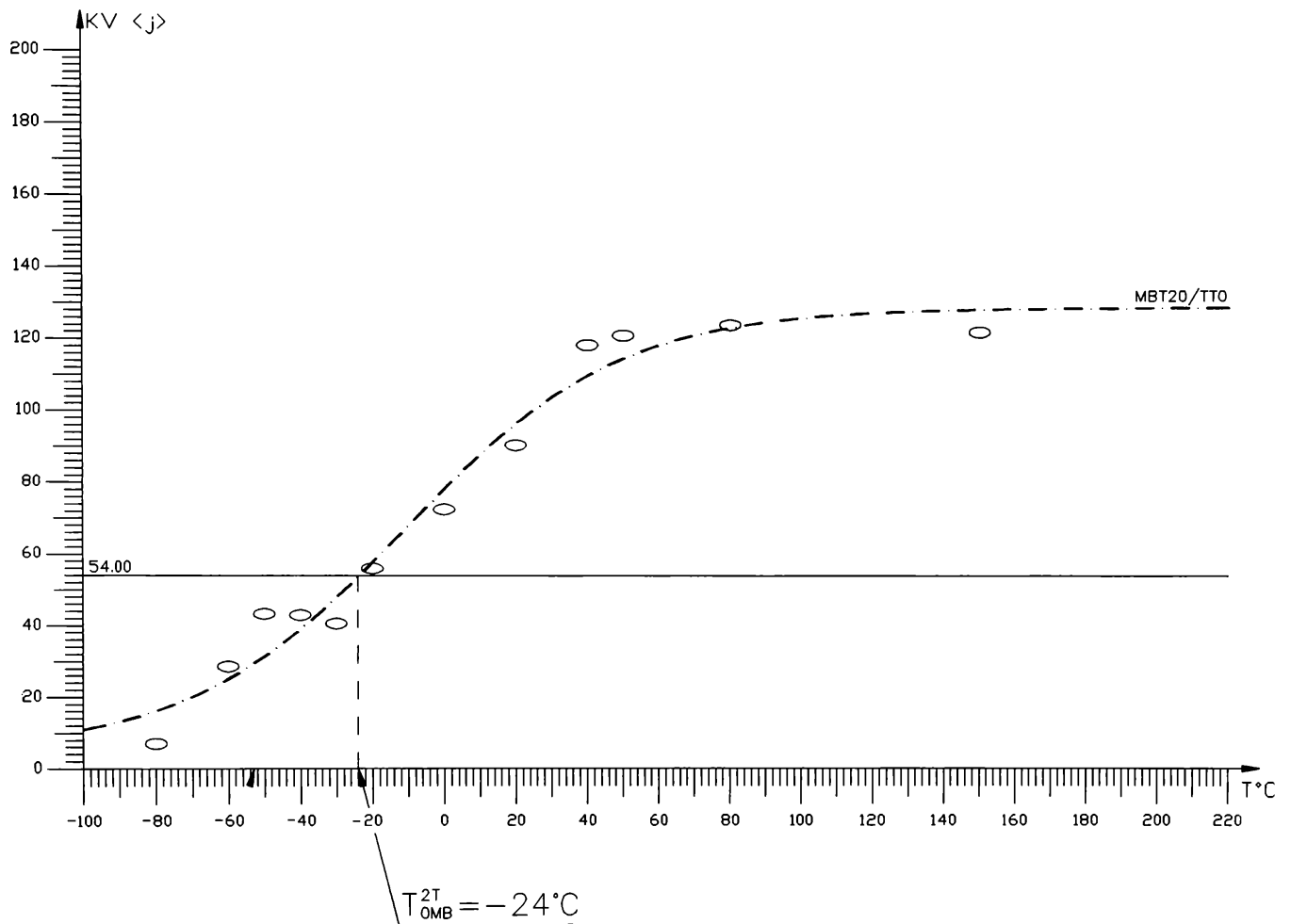
MBL205 - metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate longitudinal.

Figura 4.28



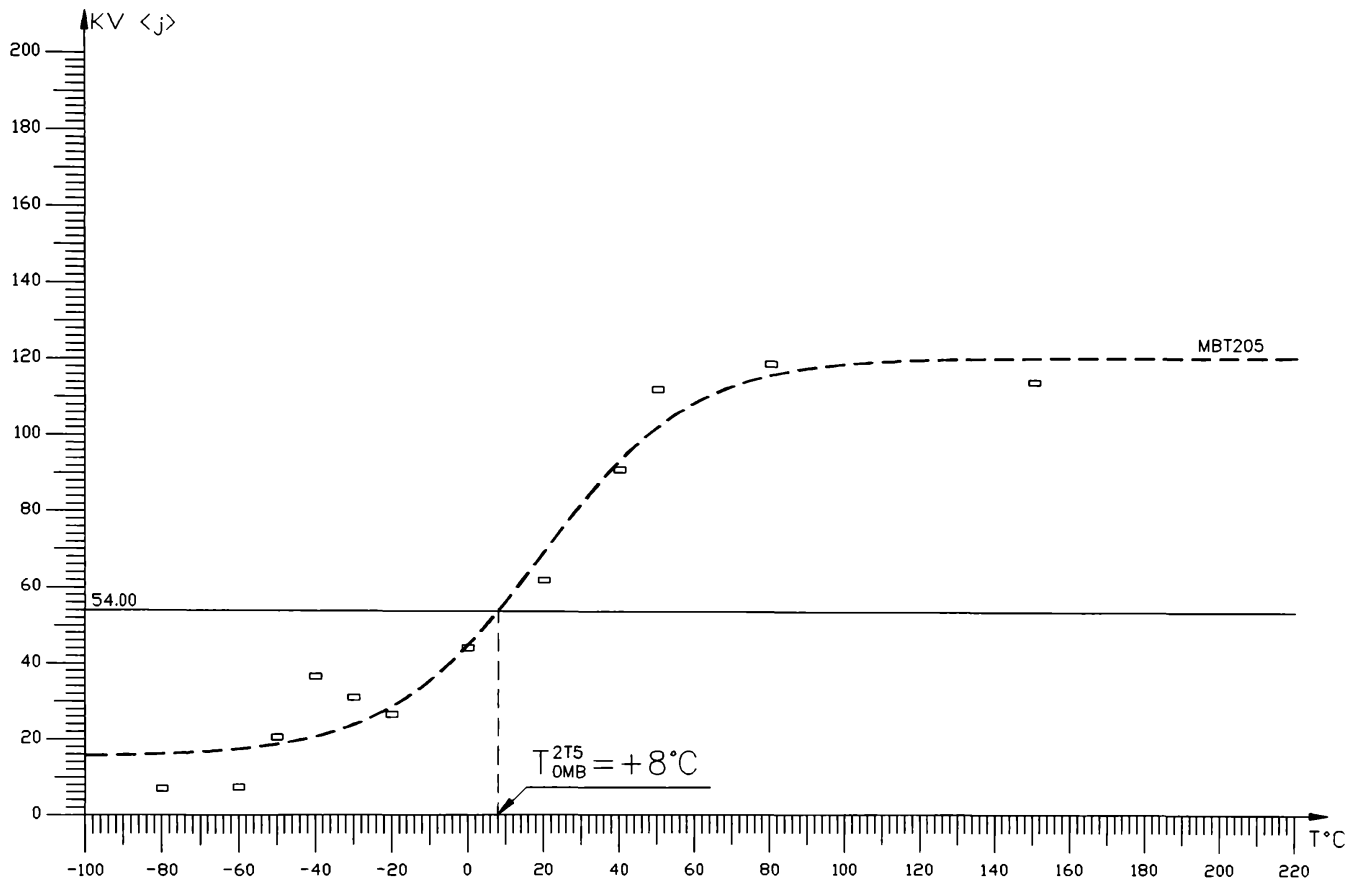
MBL20/TT0 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incoviere prin soc Charpy V prelevate longitudinal.

Figura 4.28



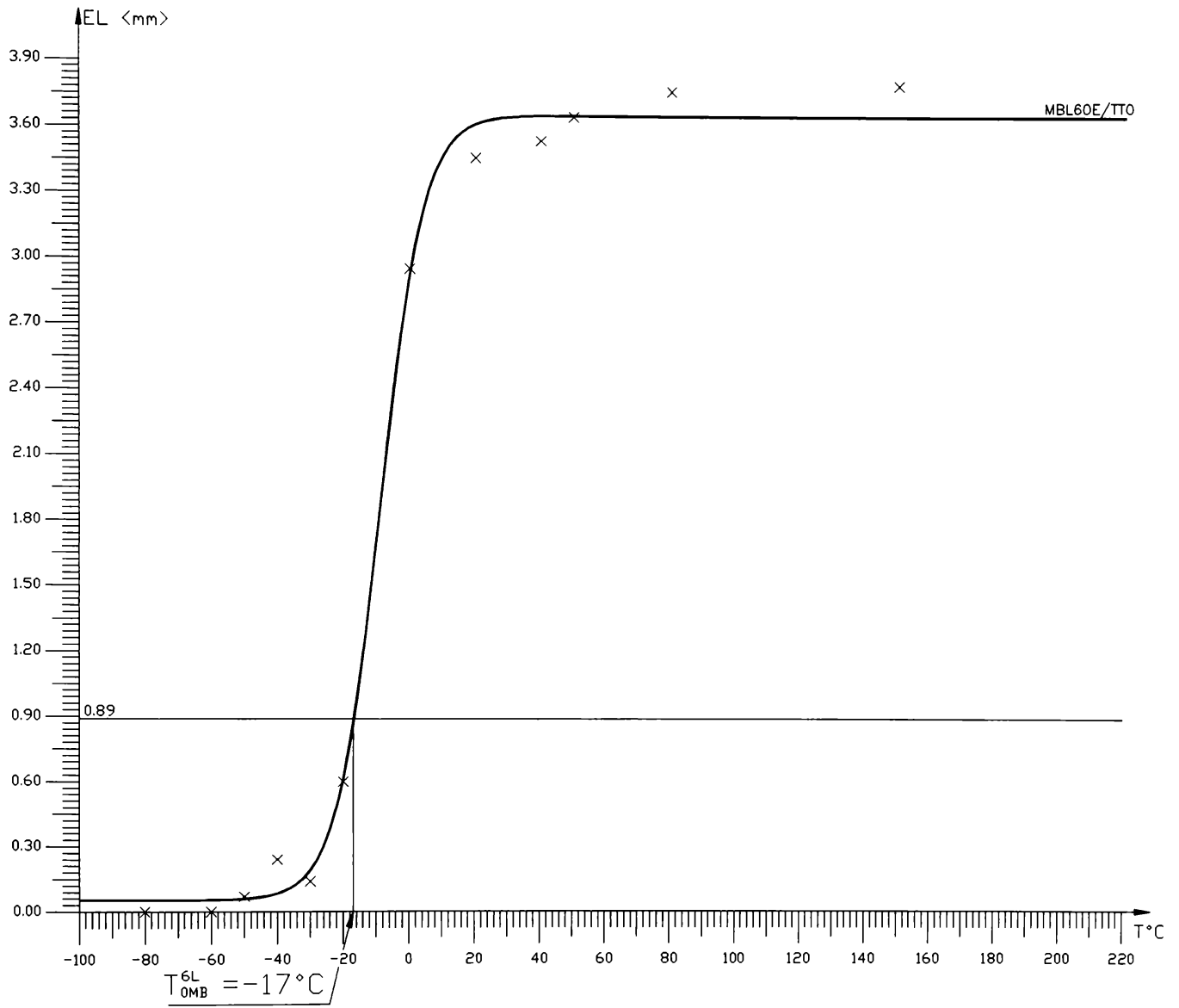
MBT20/TT0 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incoviere prin soc Charpy V prelevate transversal.

Figura 4.28



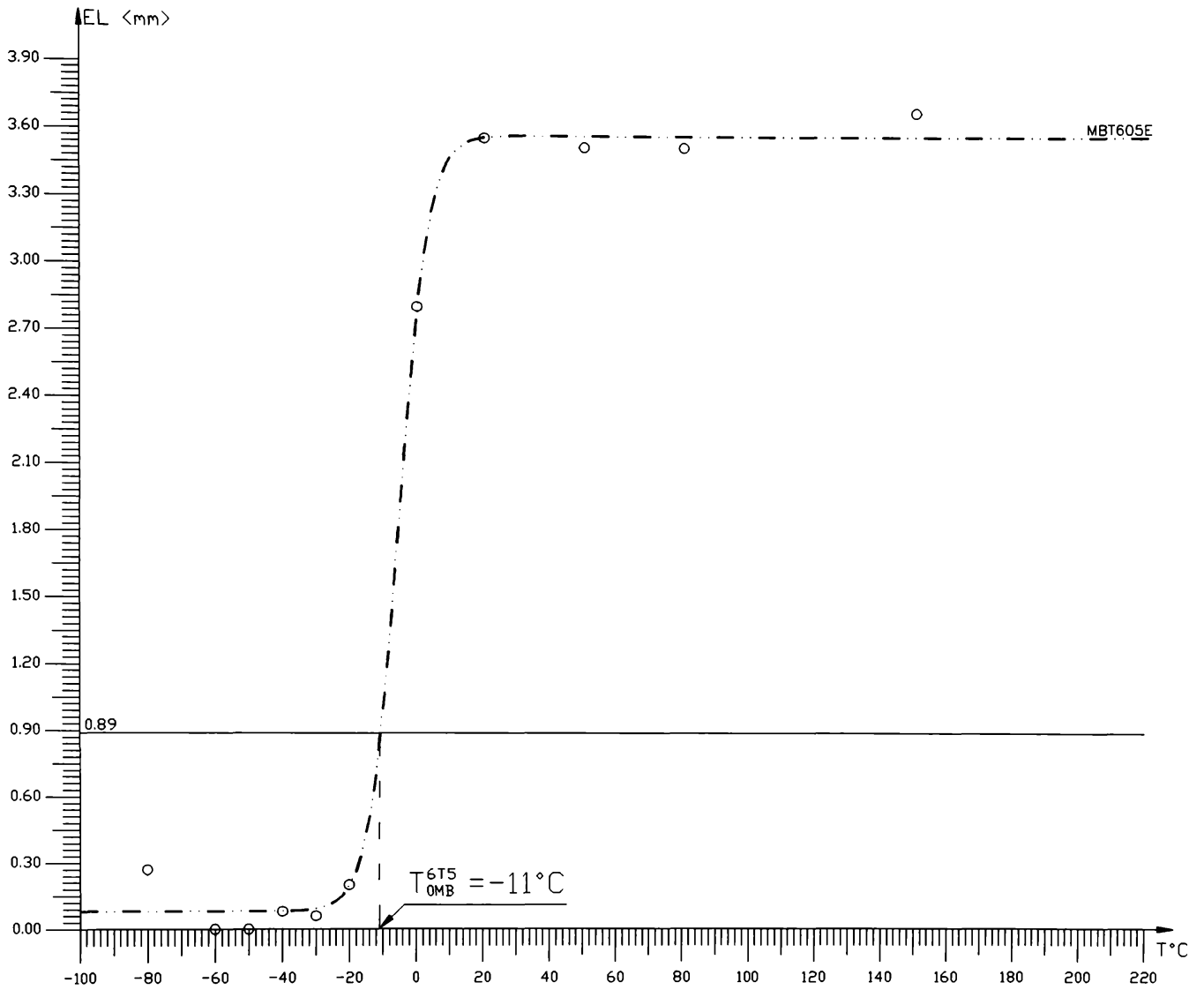
MBT205 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incoviere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate transversal.

Figura 4.28



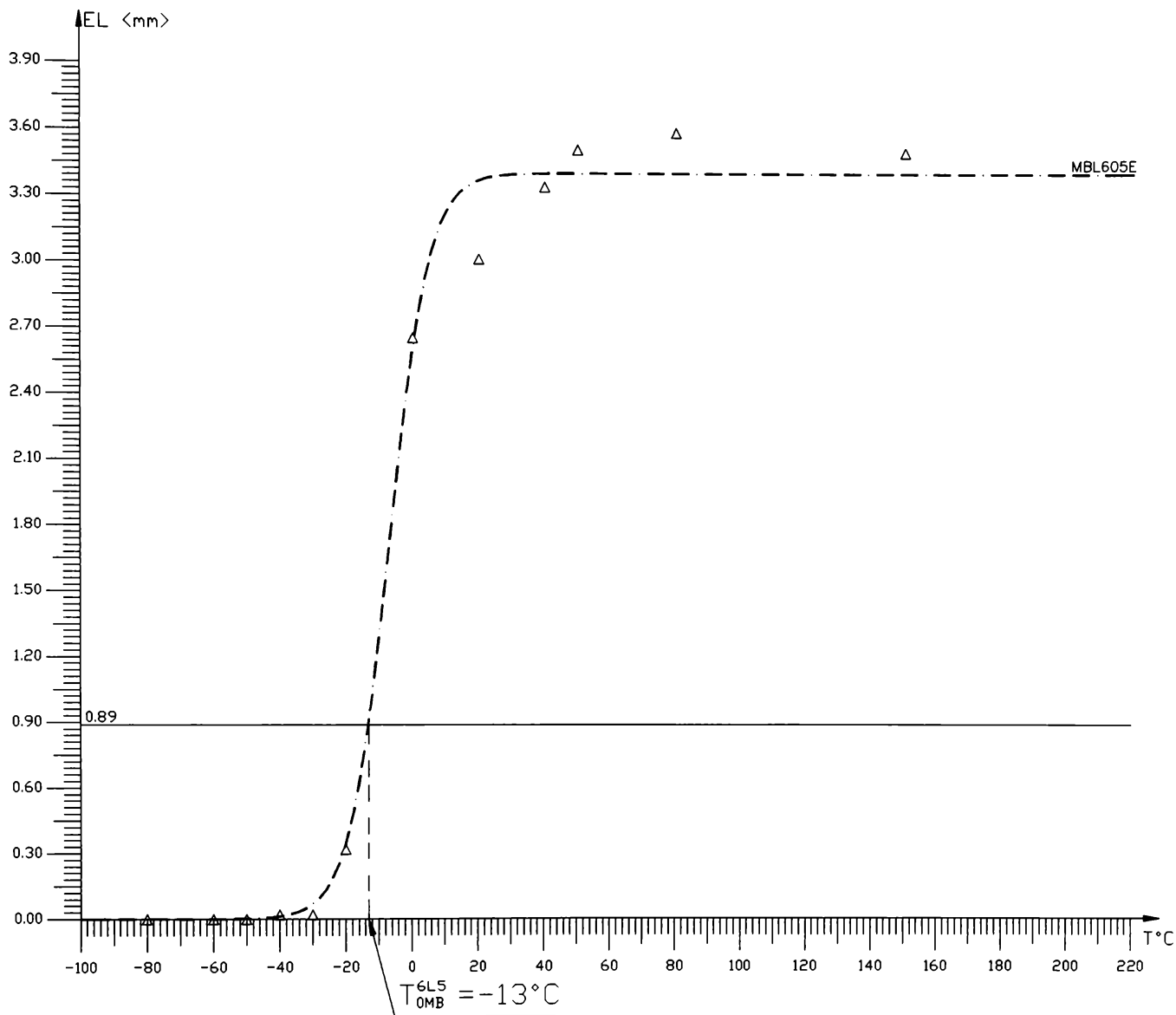
MBL60E/TT0 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in stare de livrare. Epruvete de incoviere prin soc Charpy V prelevate longitudinal.

Figura 4.29



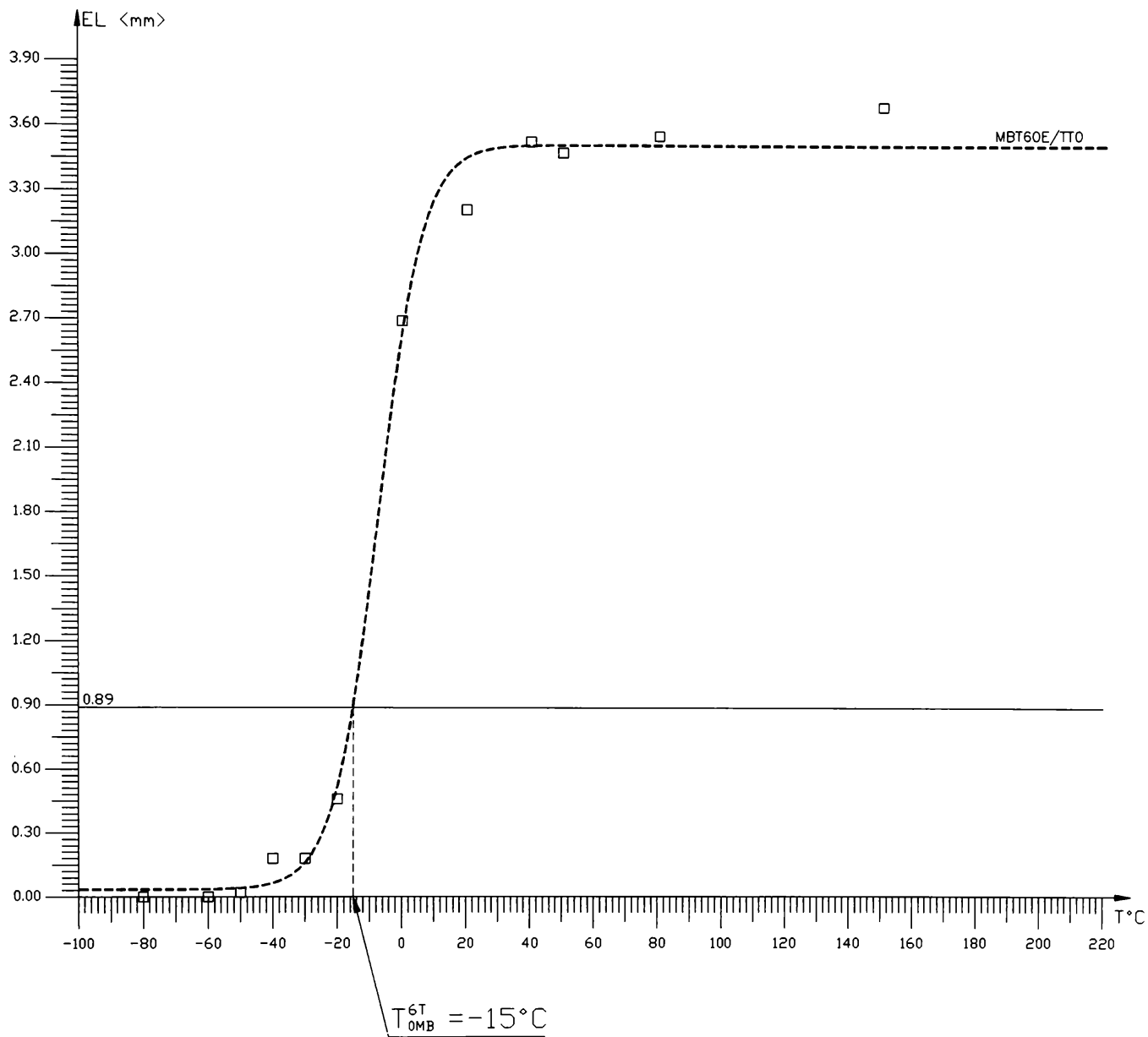
MBT605E – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate transversal.

Figura 4.29



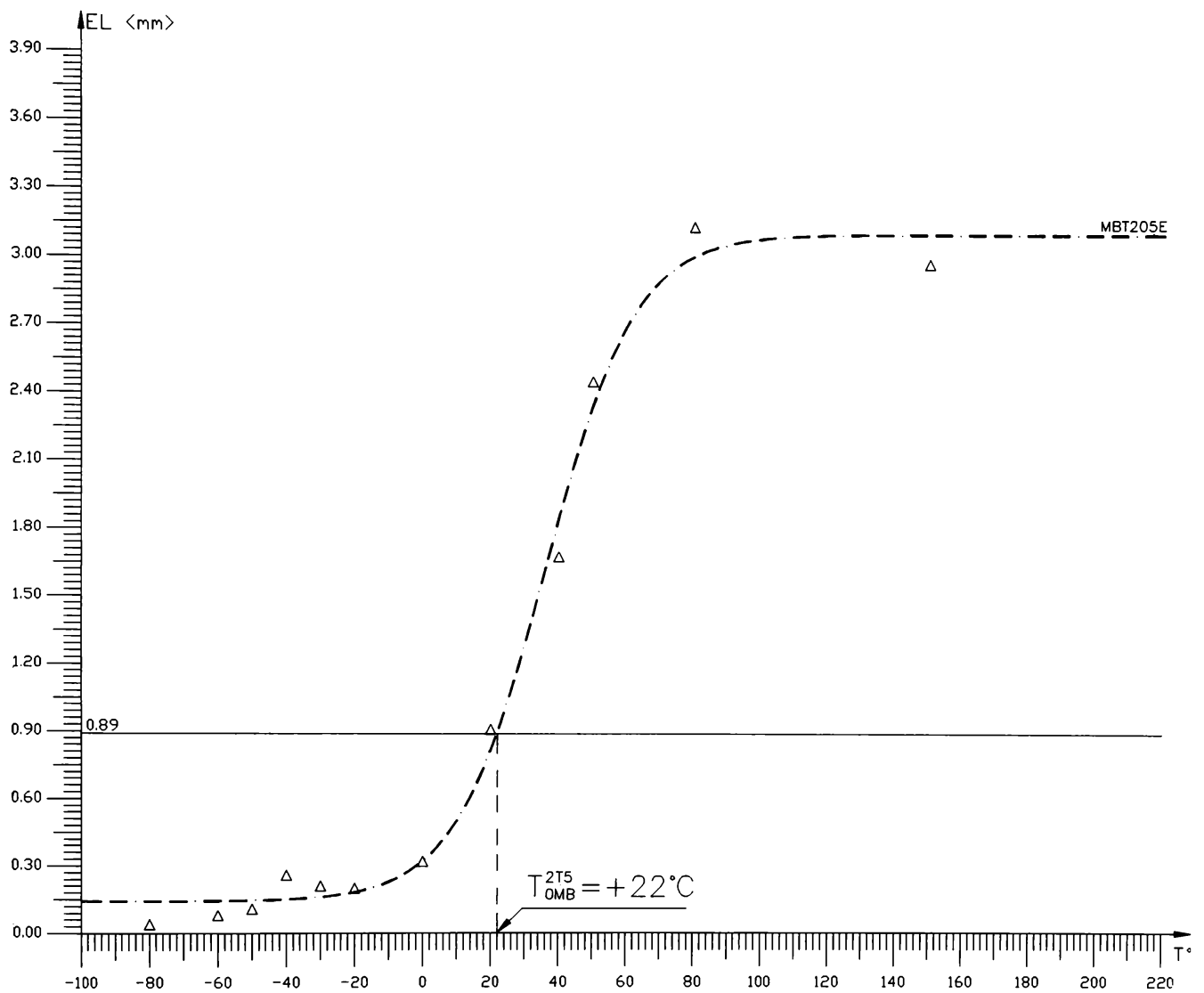
MBL605E - metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate longitudinal.

Figura 4.29



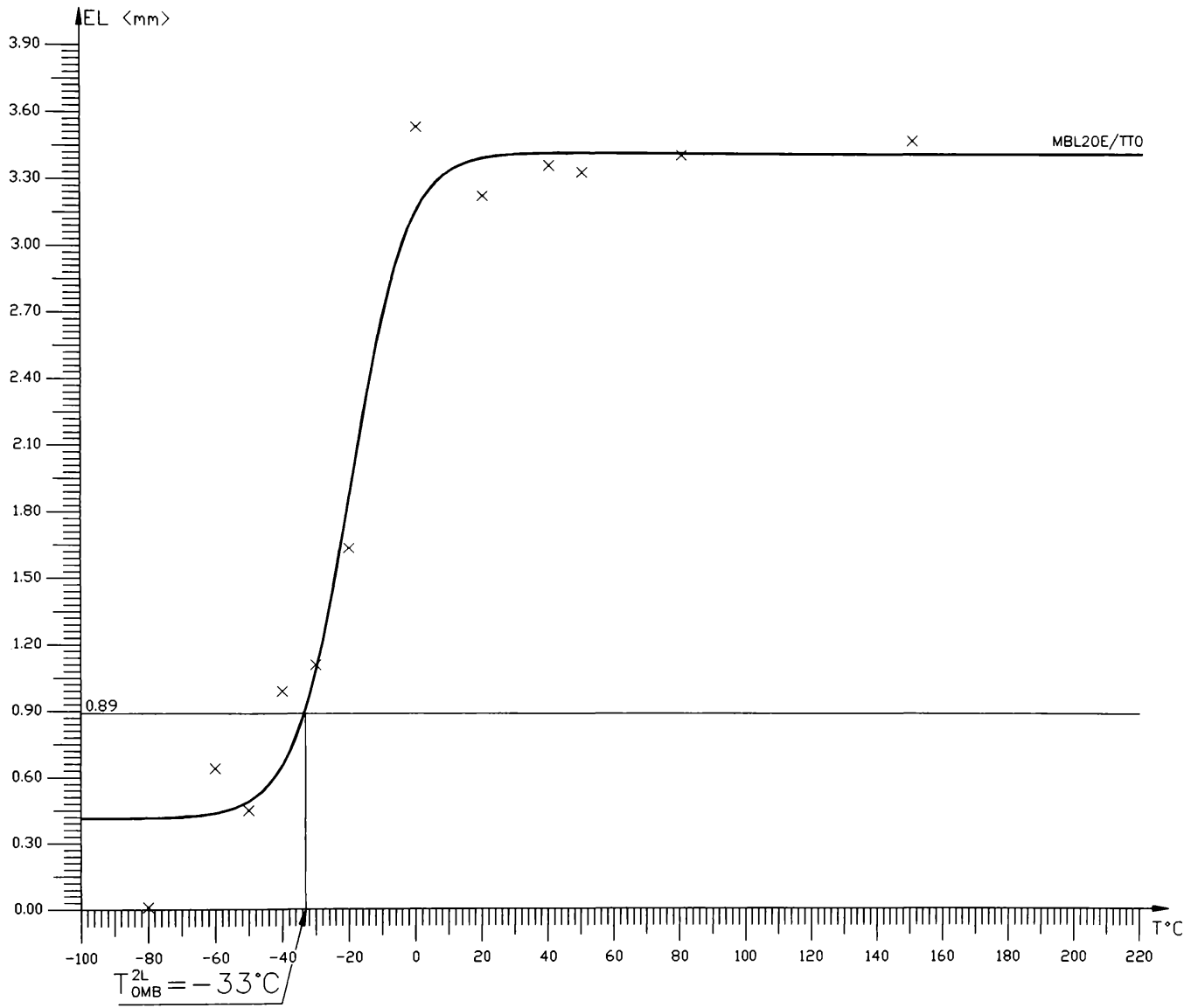
MBT60E/TT0 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incoviere prin soc Charpy V prelevate transversal.

Figura 4.29



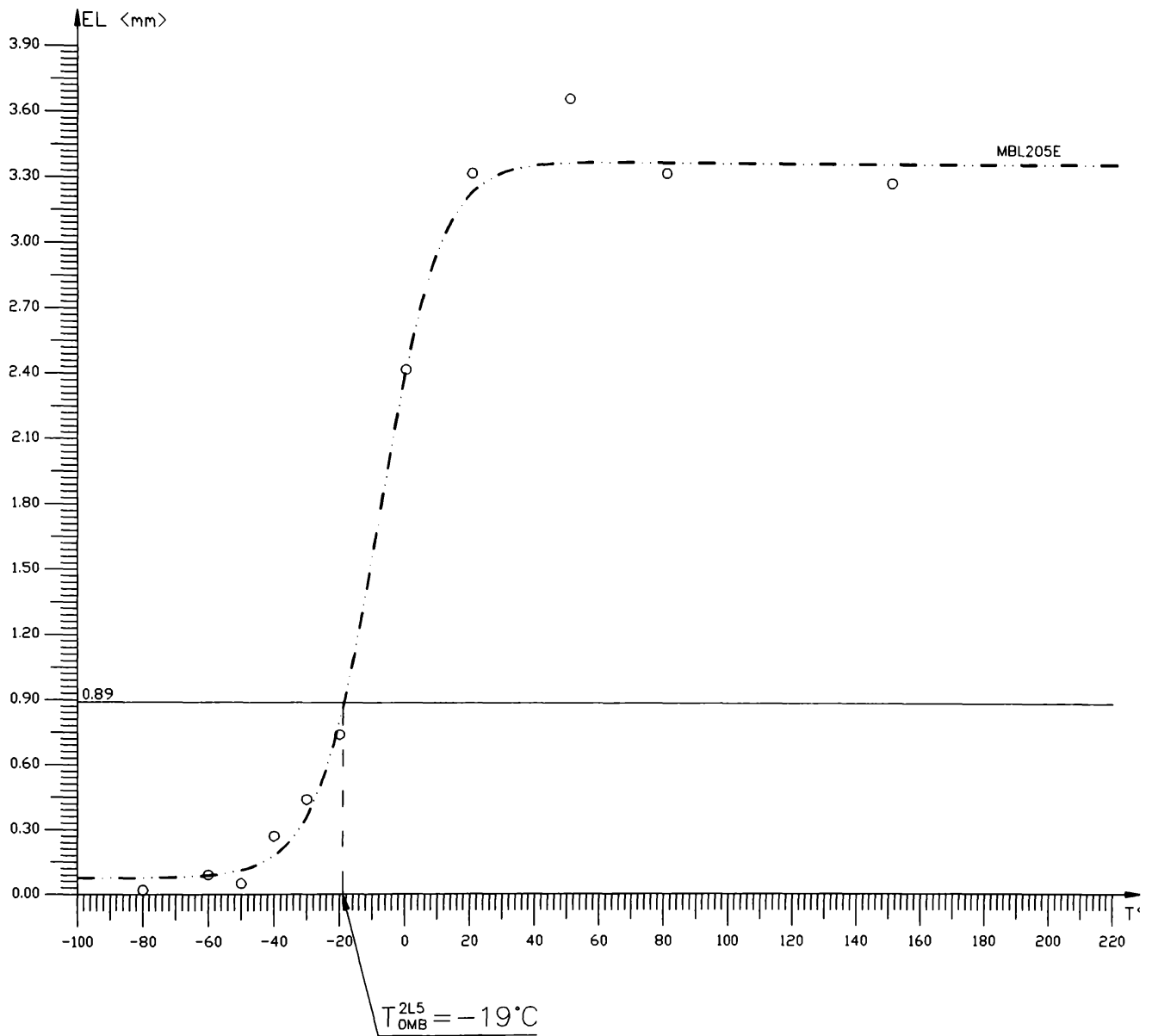
MBT205E – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate transversal.

Figura 4.30



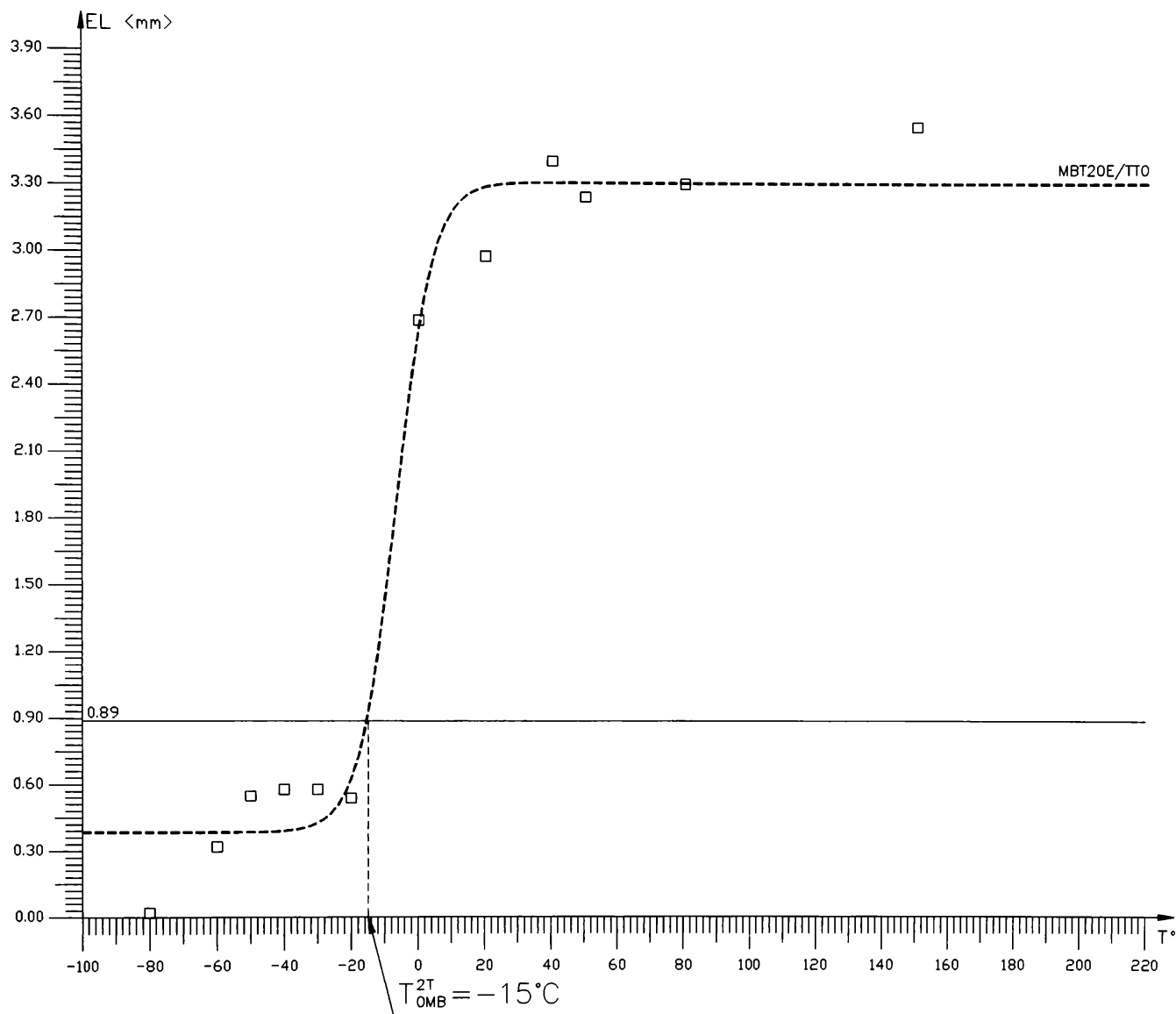
MBL20E/TT0- metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal.

Figura 4.30



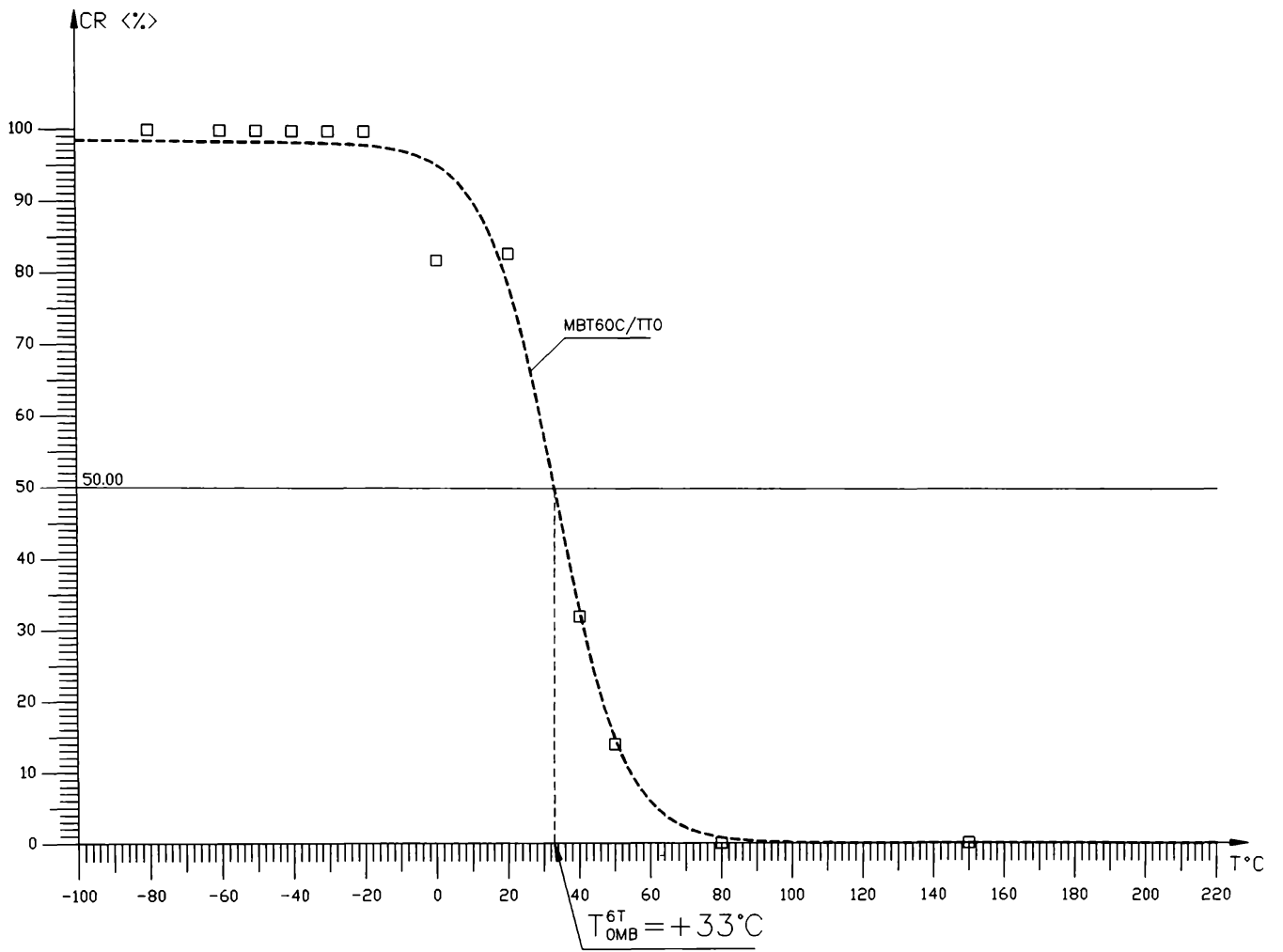
MBL205E – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate longitudinal.

Figura 4.30



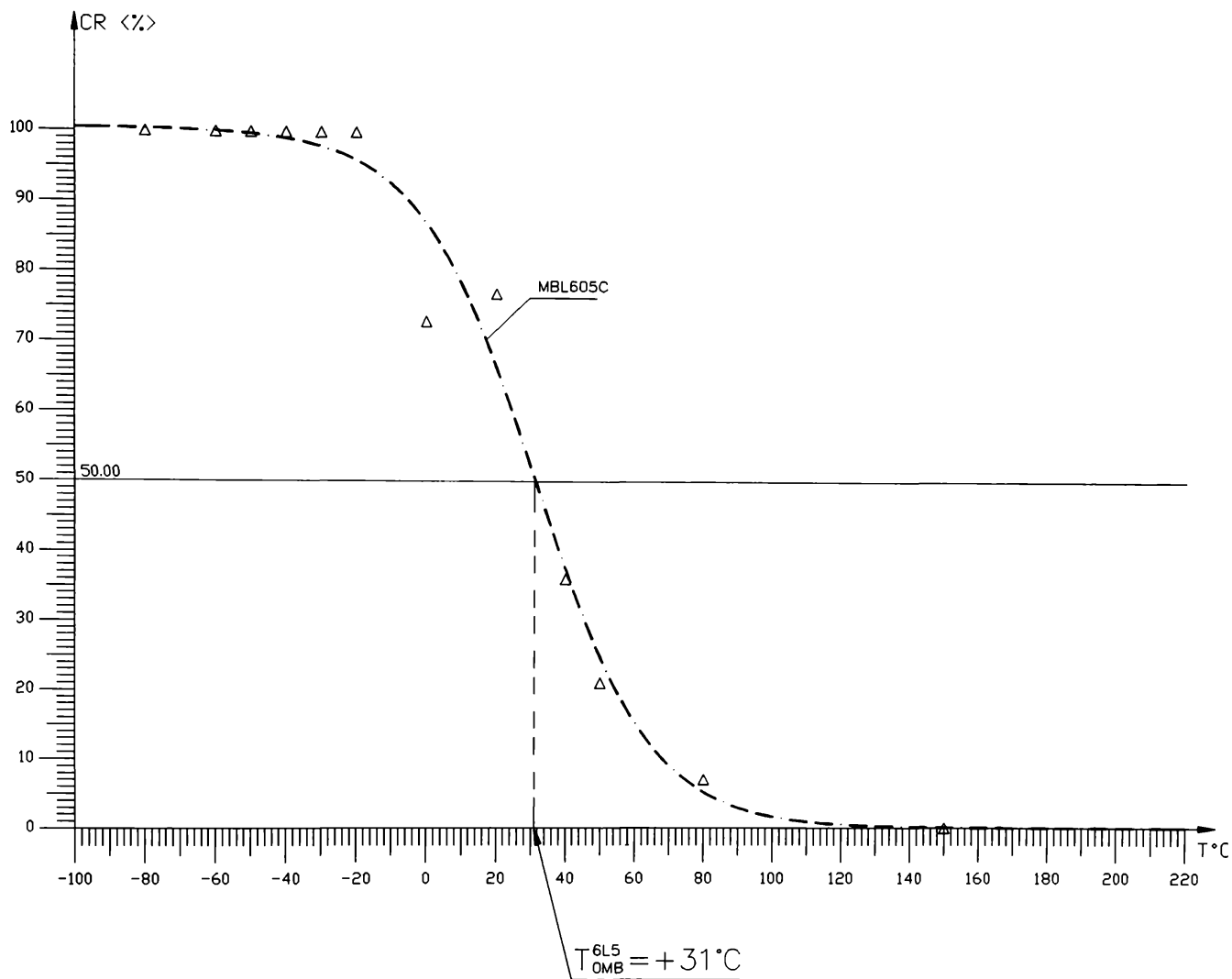
MBT20E/TT0— metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate transversal.

Figura 4.30



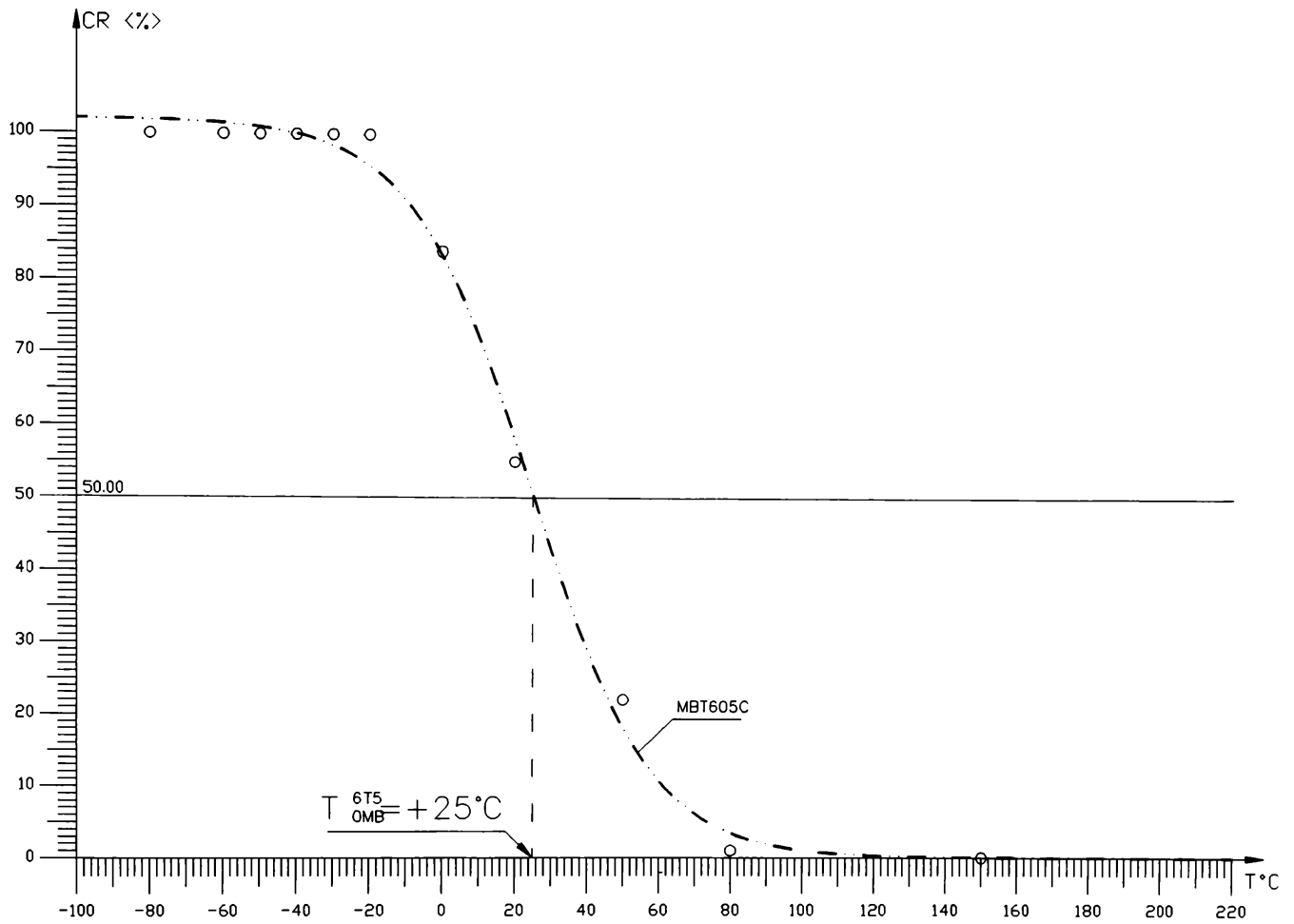
MBT60C/TT0– metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incoviere prin soc Charpy V prelevate transversal.

Figura 4.31



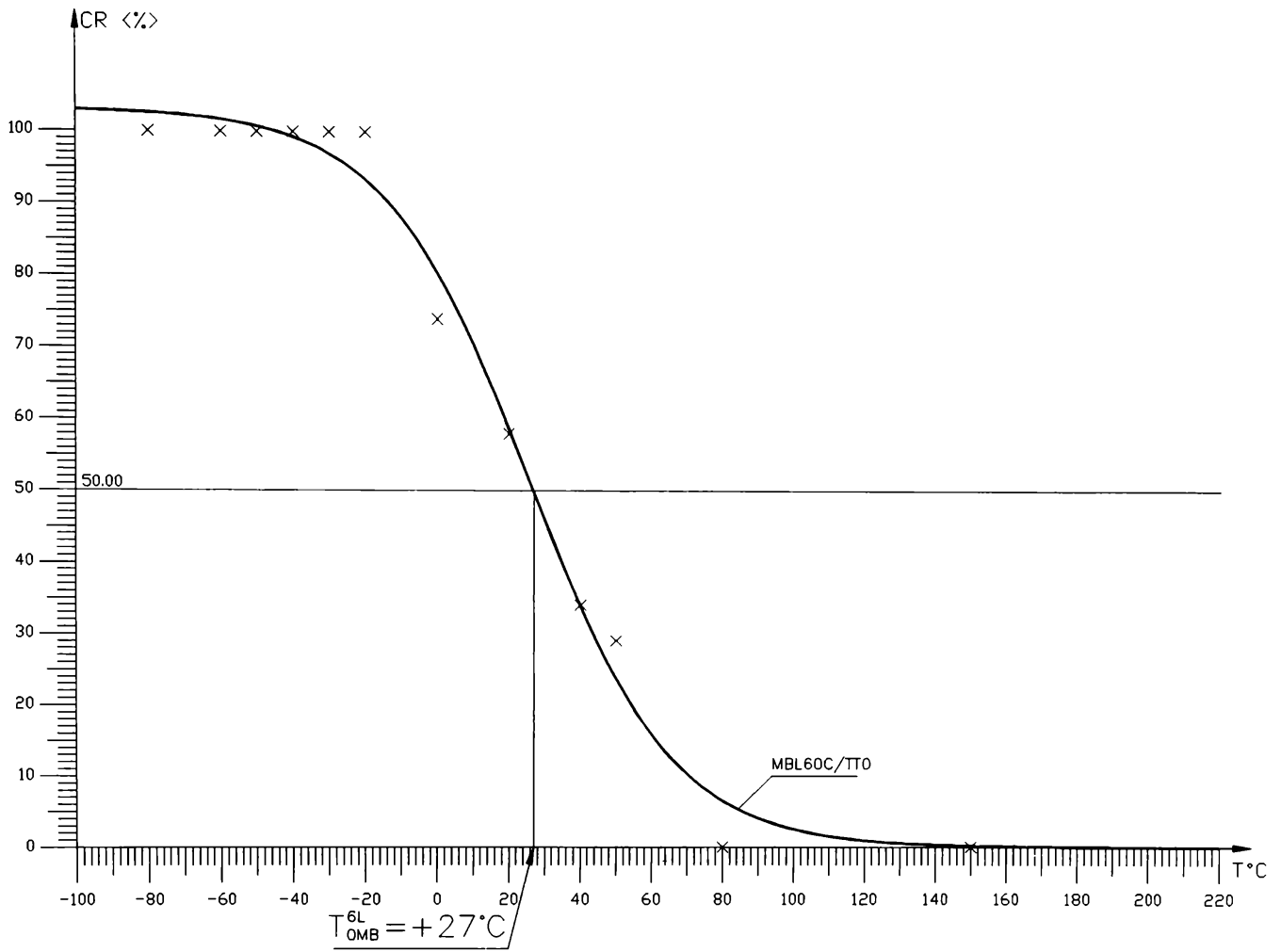
MBL605C – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate longitudinal.

Figura 4.31



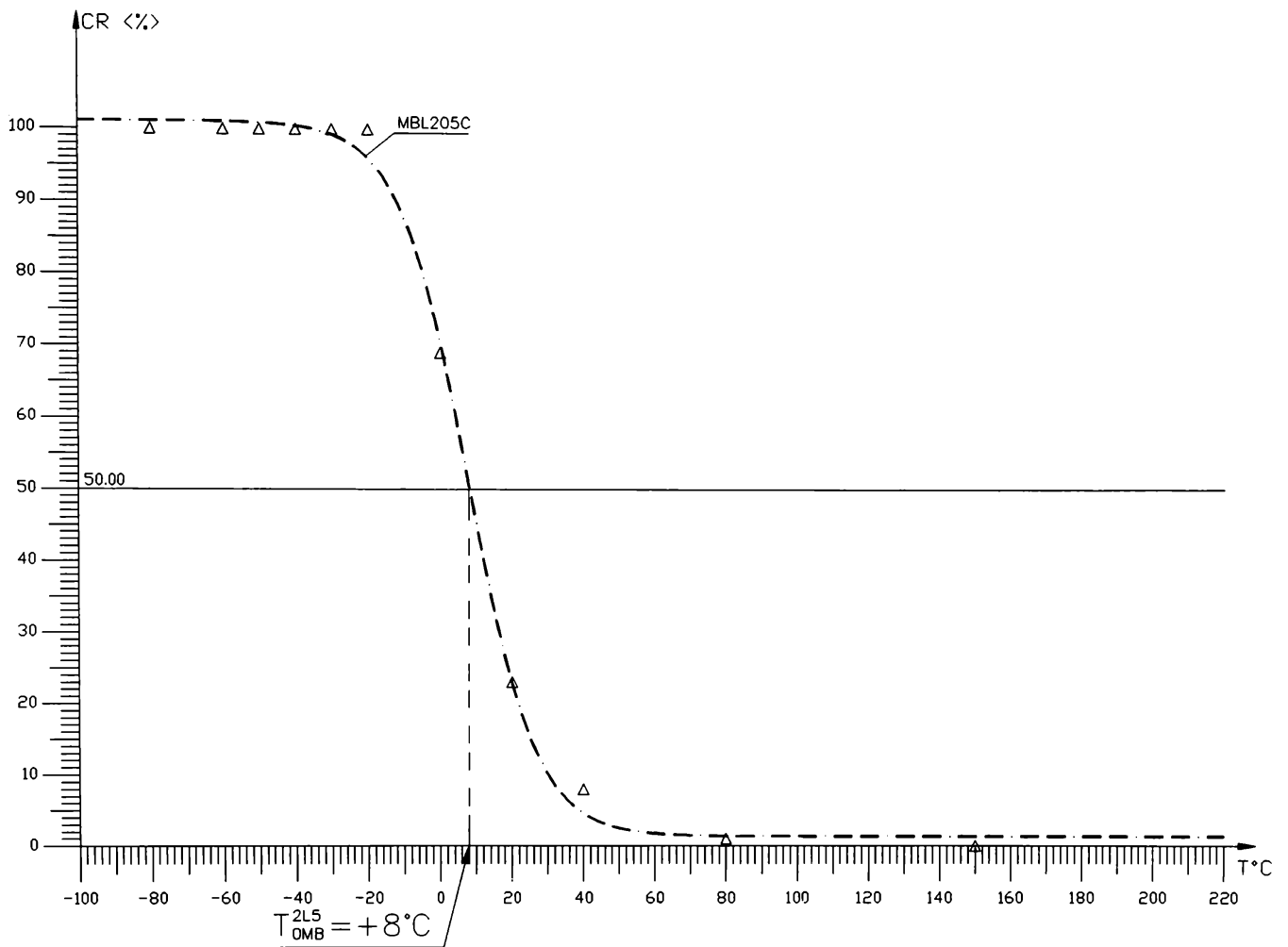
MBT605C – metal de baza oțel RRC sub forma de tablă laminată de 60 mm grosime în starea de livrare. Epruvete de încovoiere prin soc Charpy V îmbătrânite artificial printr-o deformare plastică de 5%, prelevate transversal.

Figura 4.31



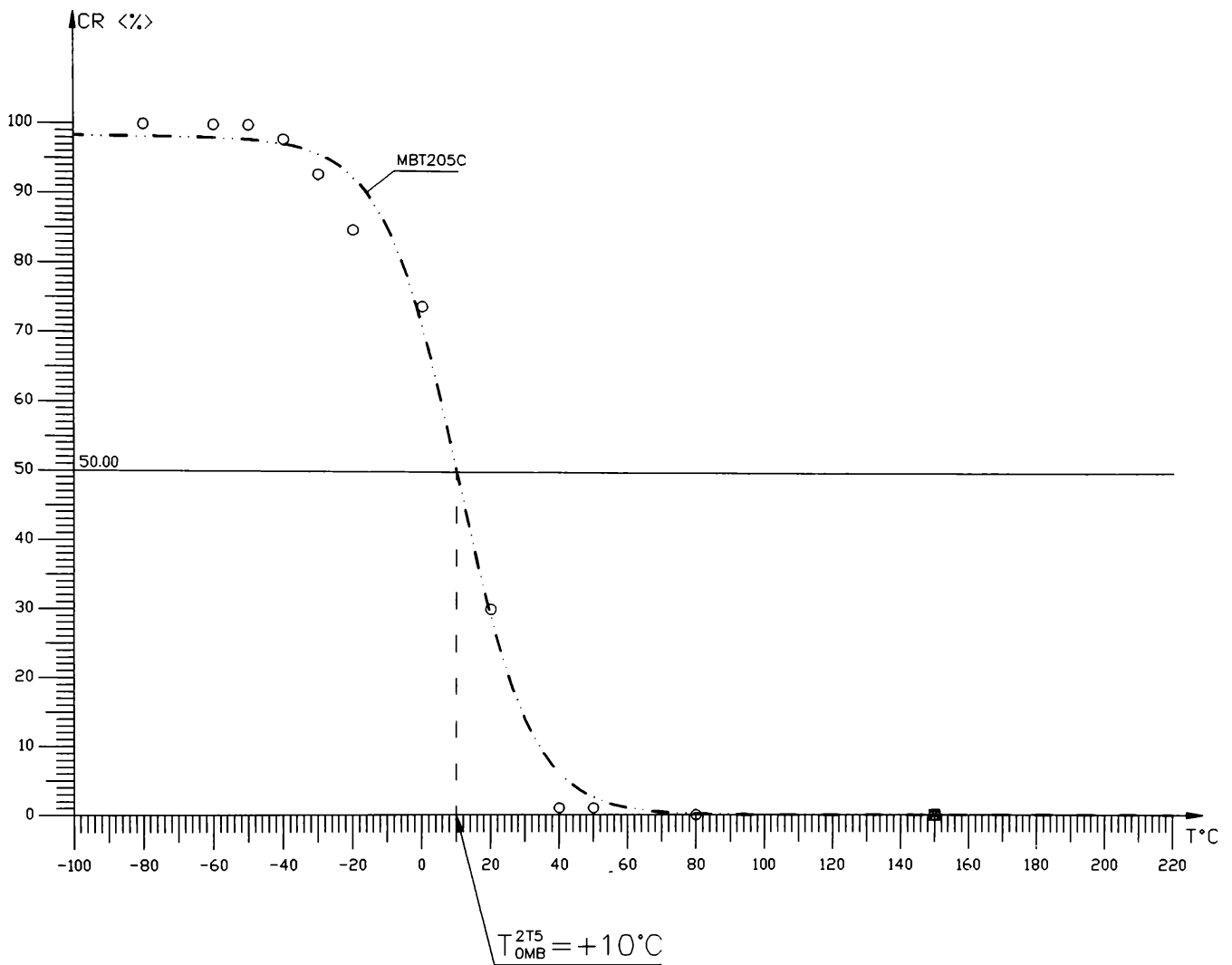
MBL60C/TT0— metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal.

Figura 4.31



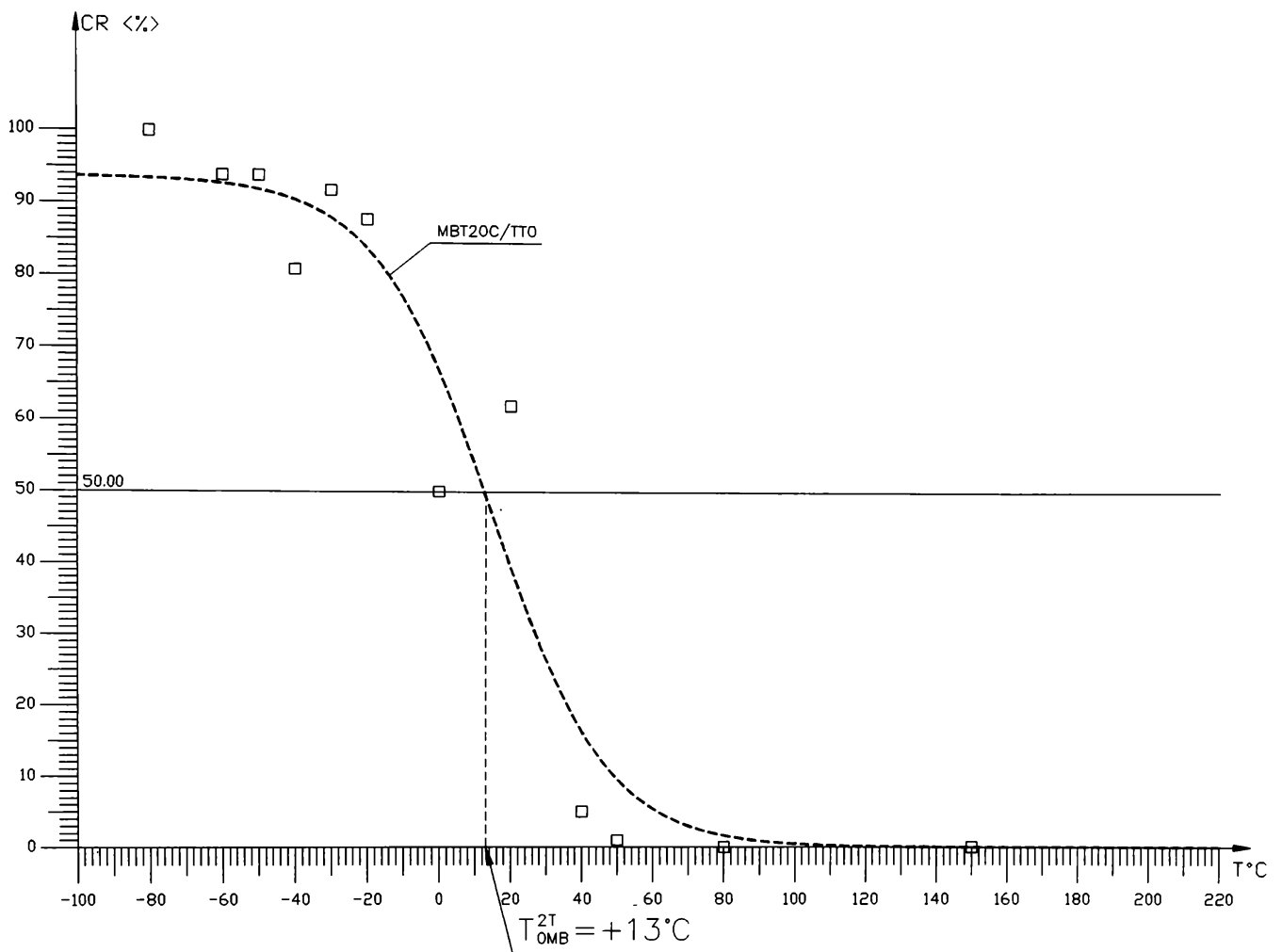
MBL205C - metal de baza oțel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate longitudinal.

Figura 4.32



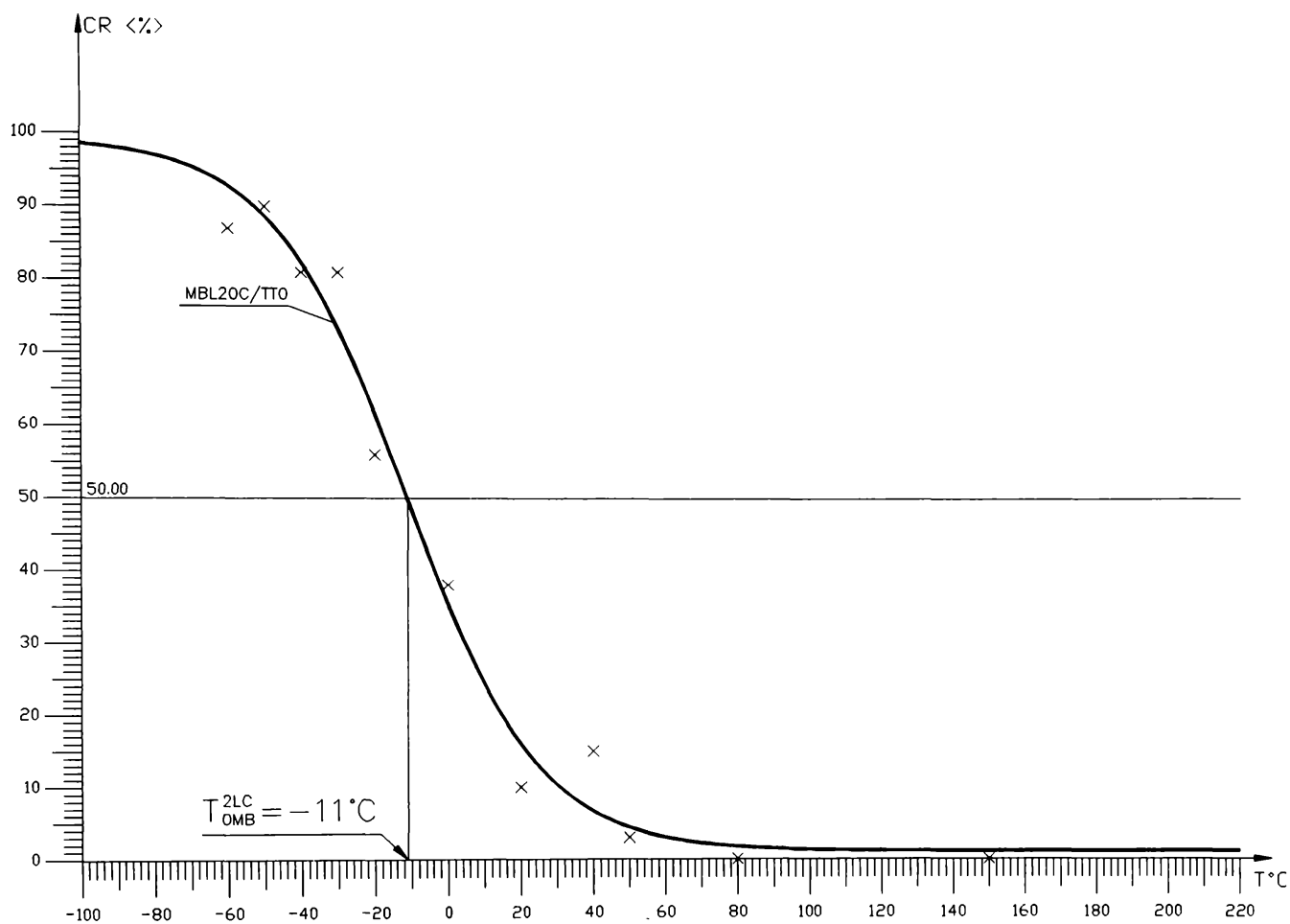
MBT205C – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V imbatranite artificial printr-o deformare plastica de 5%, prelevate transversal.

Figura 4.32



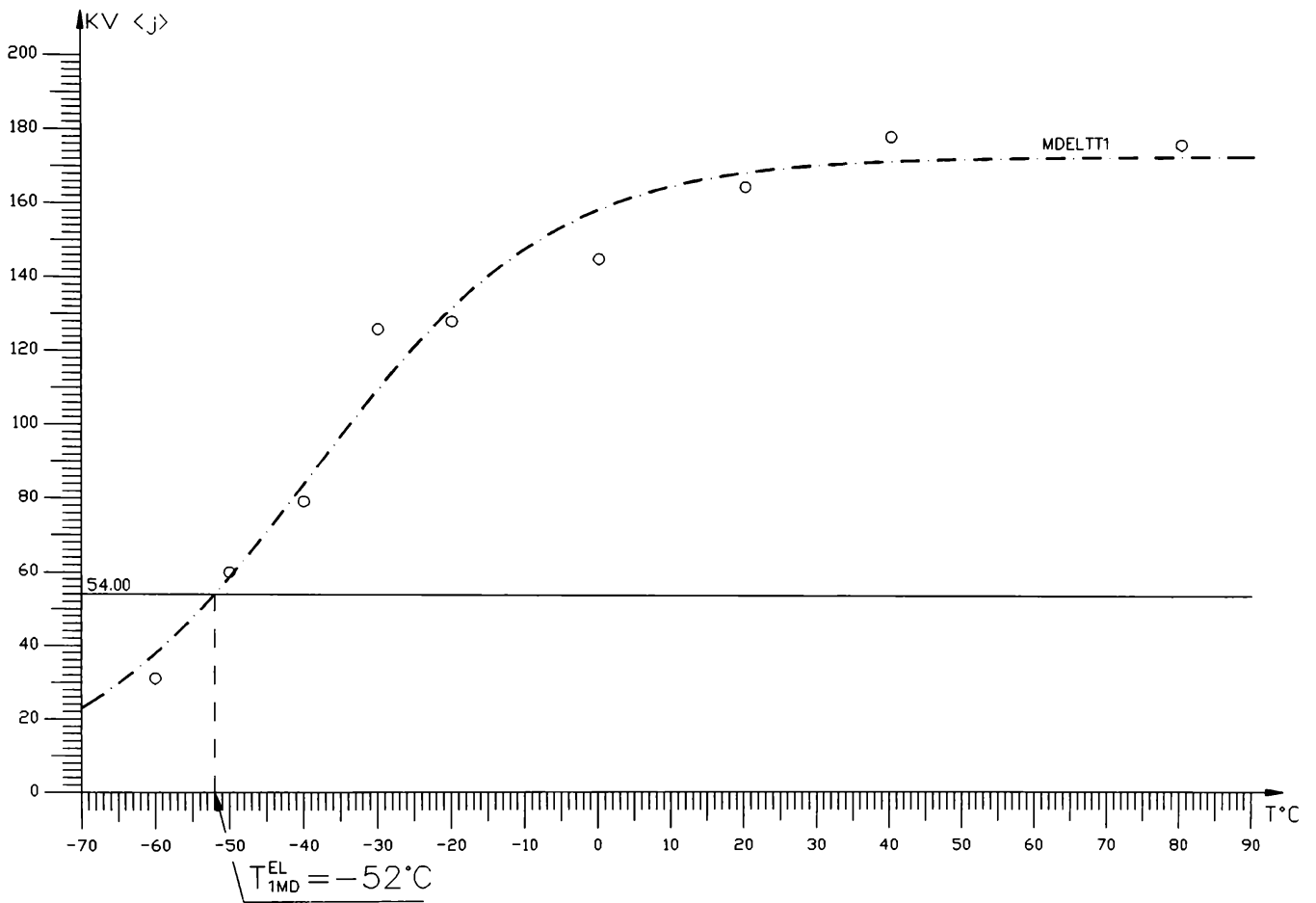
MBT20C/TT0– metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate transversal.

Figura 4.32



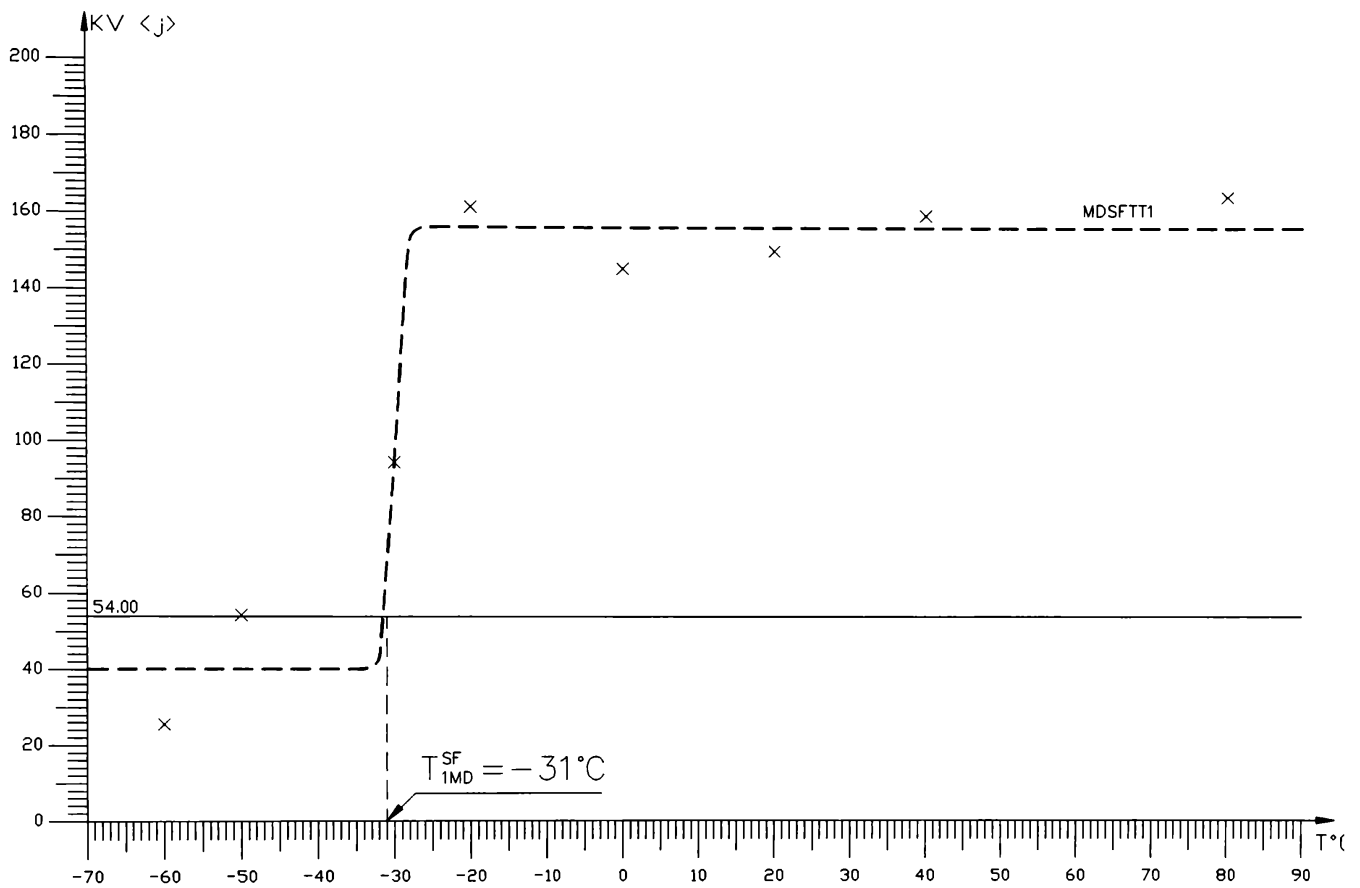
MBL20C/TT0– metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal.

Figura 4.32



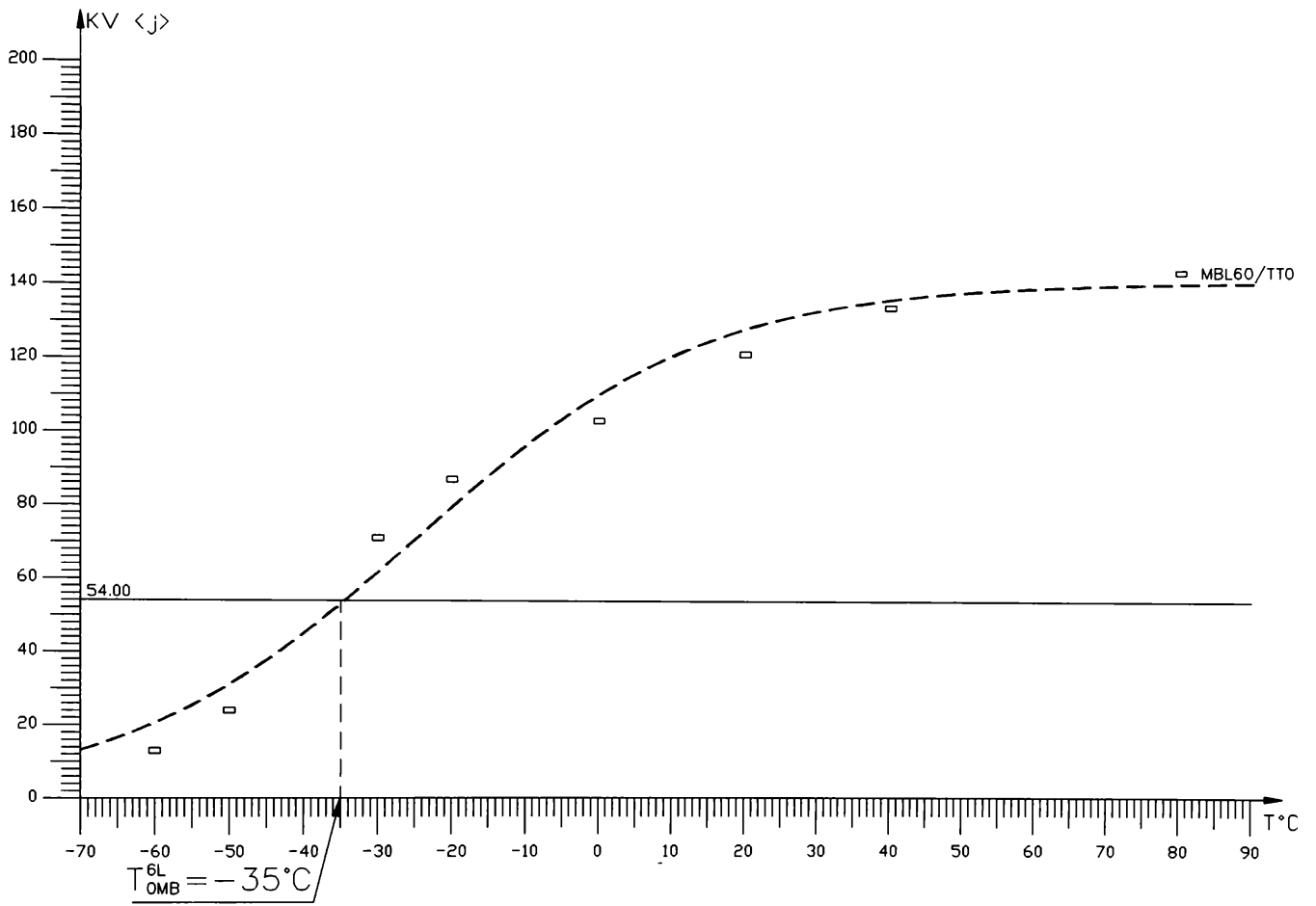
MDEL/TT1 – Epruvete de incovoiere prin soc tip Charpy V prelevate din proba de metal depus prin procedeul de sudare manual cu electrozi inveliti FOX DCMSKb supusa unui tratament termic de detensionare post sudare la 670 °C ±10 °C timp de mentinere 8 ore.

Figura 4.48



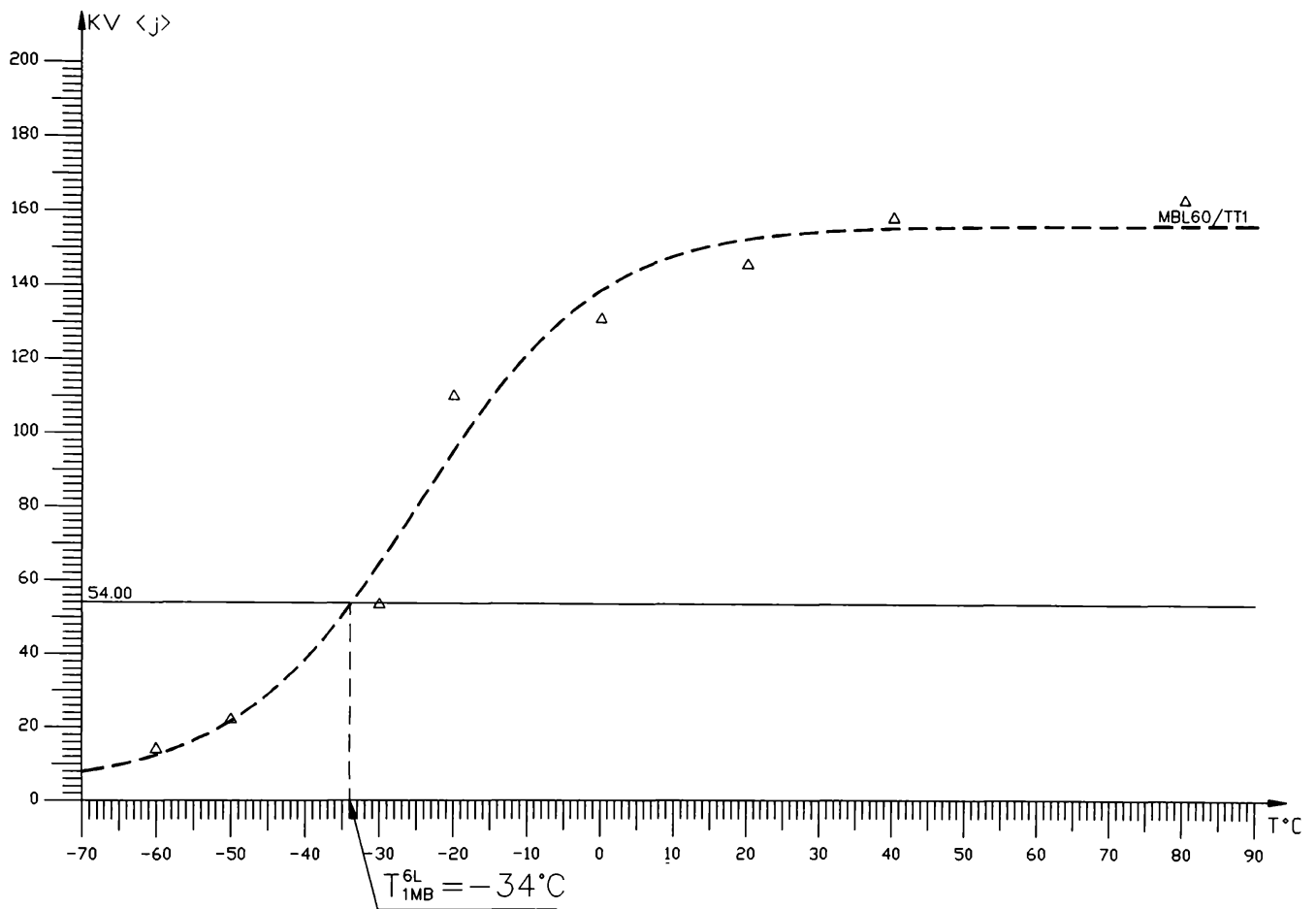
MDSF/TT1 – Epruvete de incovoiere prin soc tip Charpy V prelevate din proba de metal depus prin procedeul de sudare mecanizat sub flux cu sarma BOHLER EMS 2CrMo, flux BB25, supusa unui tratament termic de detensionare la 670 °C ±10 °C timp de mentinere 8 ore.

Figura 4.48



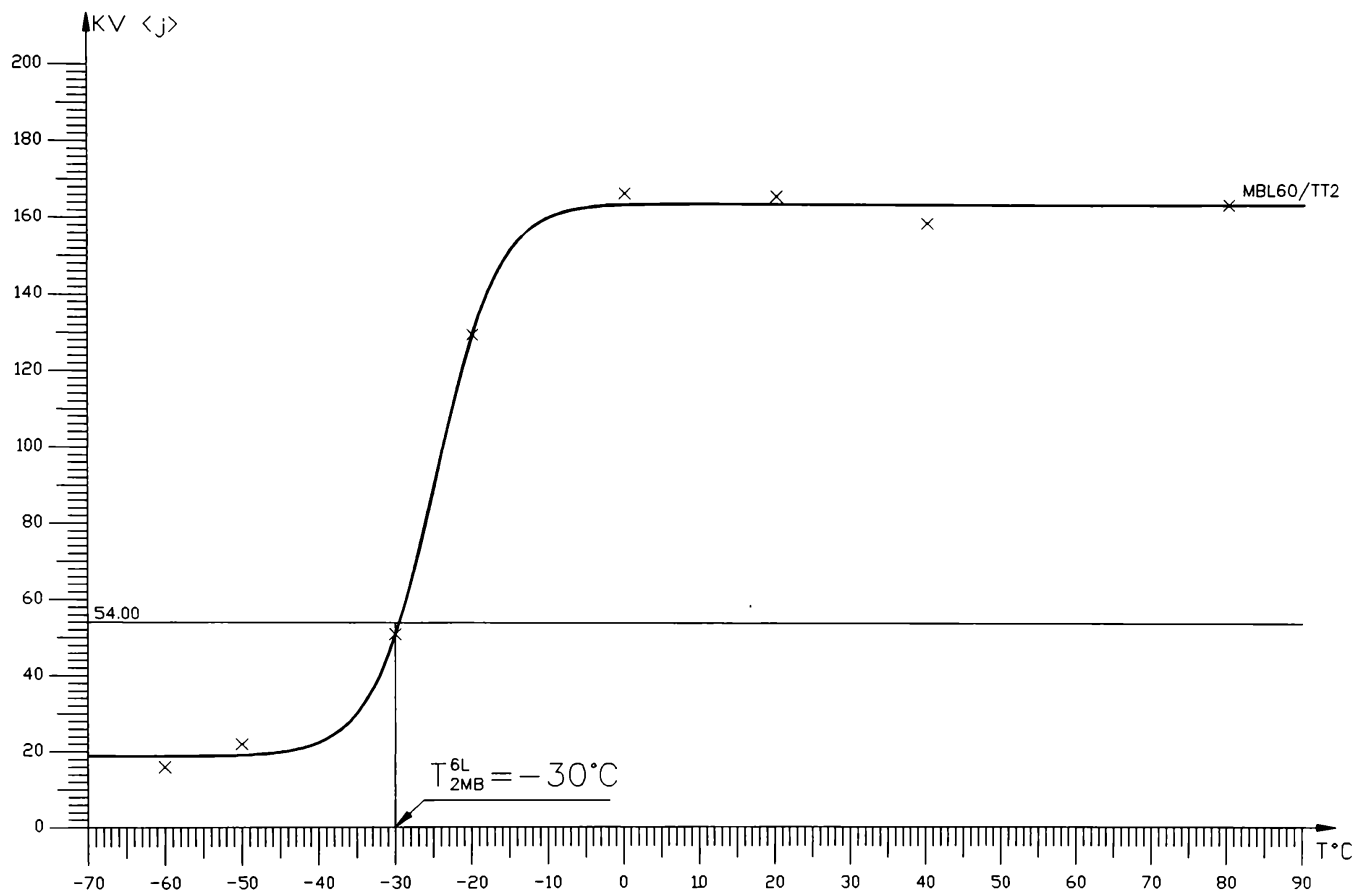
MBL60/TT0 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal.

Figura 4.50



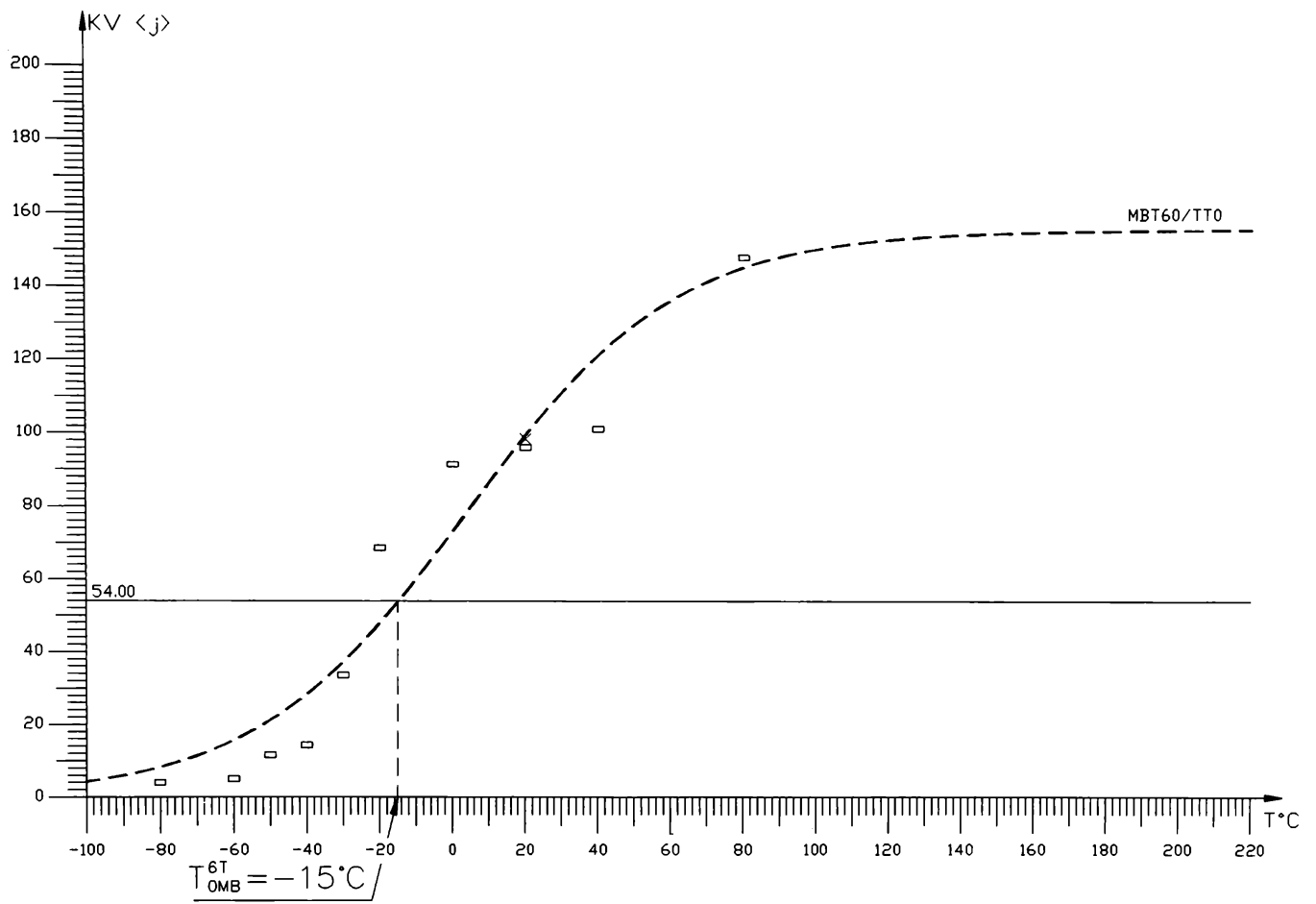
MBL60/TT1 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal si supuse unui tratament termic de detensionare la 670 °C ±10 °C timp de mentinere 8 ore.

Figura 4.50



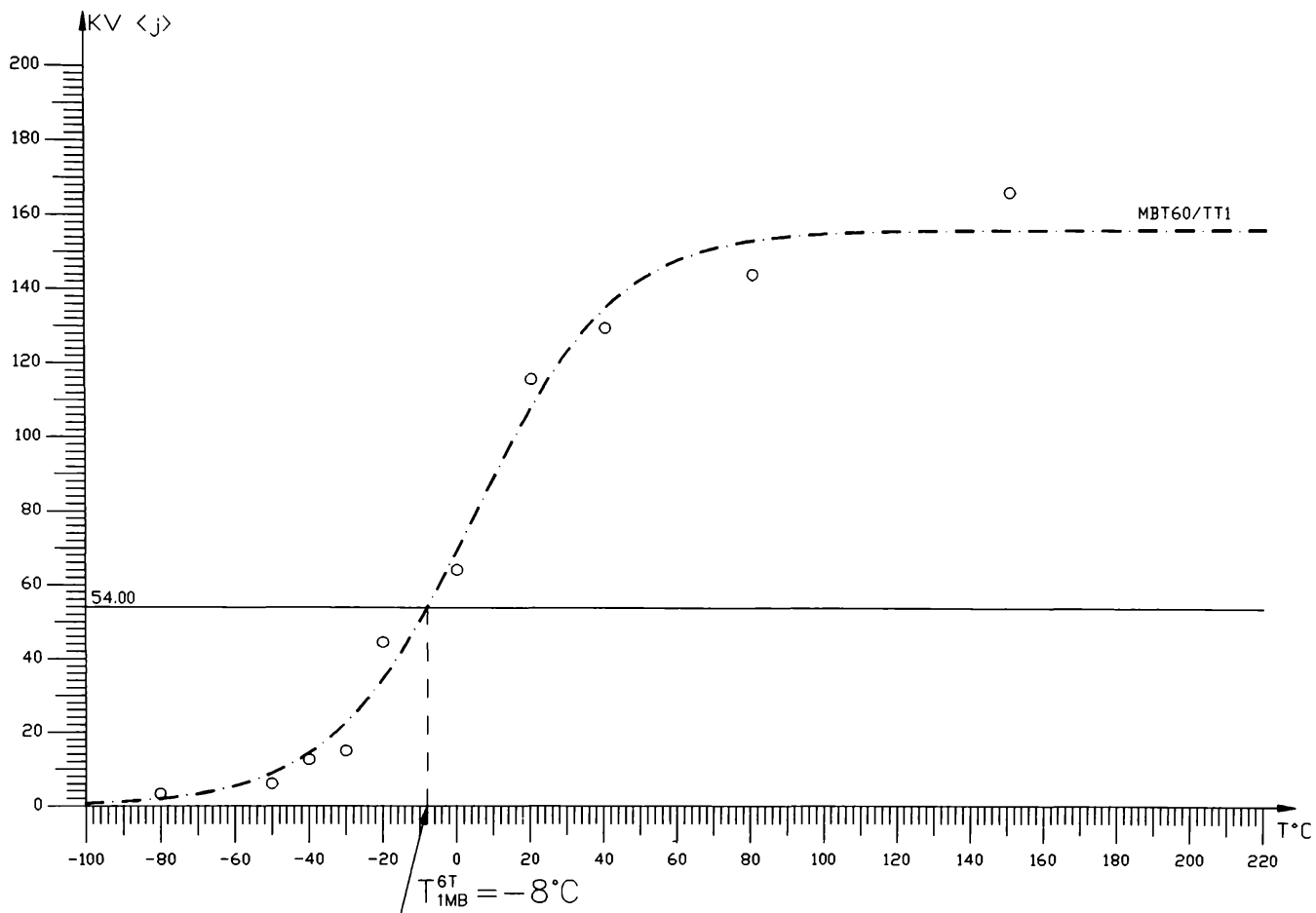
MBL60/TT2 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime. Epruvete de incoviere prin soc Charpy V prelevate longitudinal si supuse unui tratament termic de detensionare la $670 \text{ } ^\circ\text{C} \pm 10 \text{ } ^\circ\text{C}$ timp de mentinere 8 ore, urmat de un tratament termic cu racire controlata in trepte.

Figura 4.50



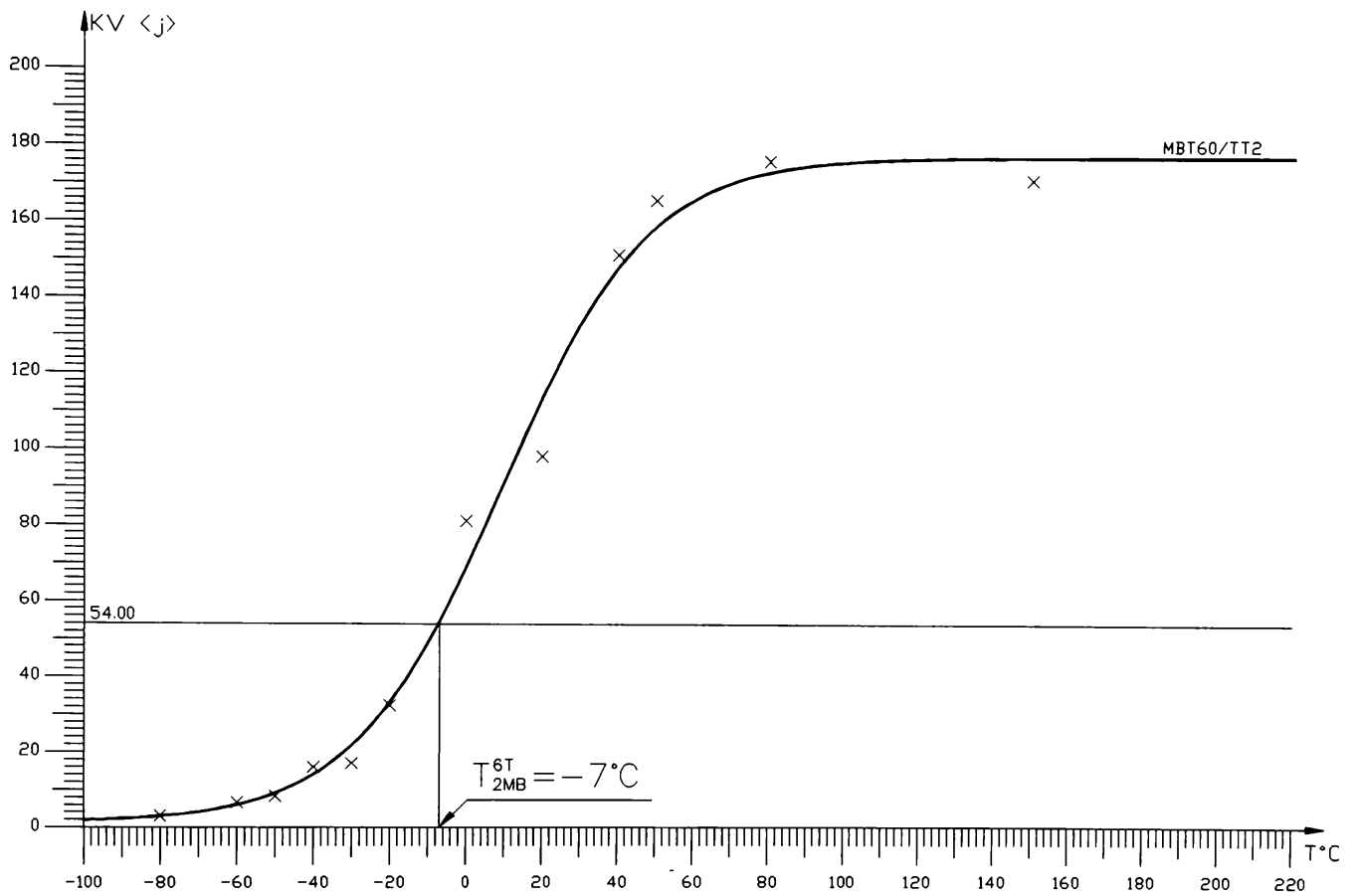
MBT60/TT0 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime instarea de livrare. Epruvete de incoiere prin soc Charpy V prelevate transversal.

Figura 4.51



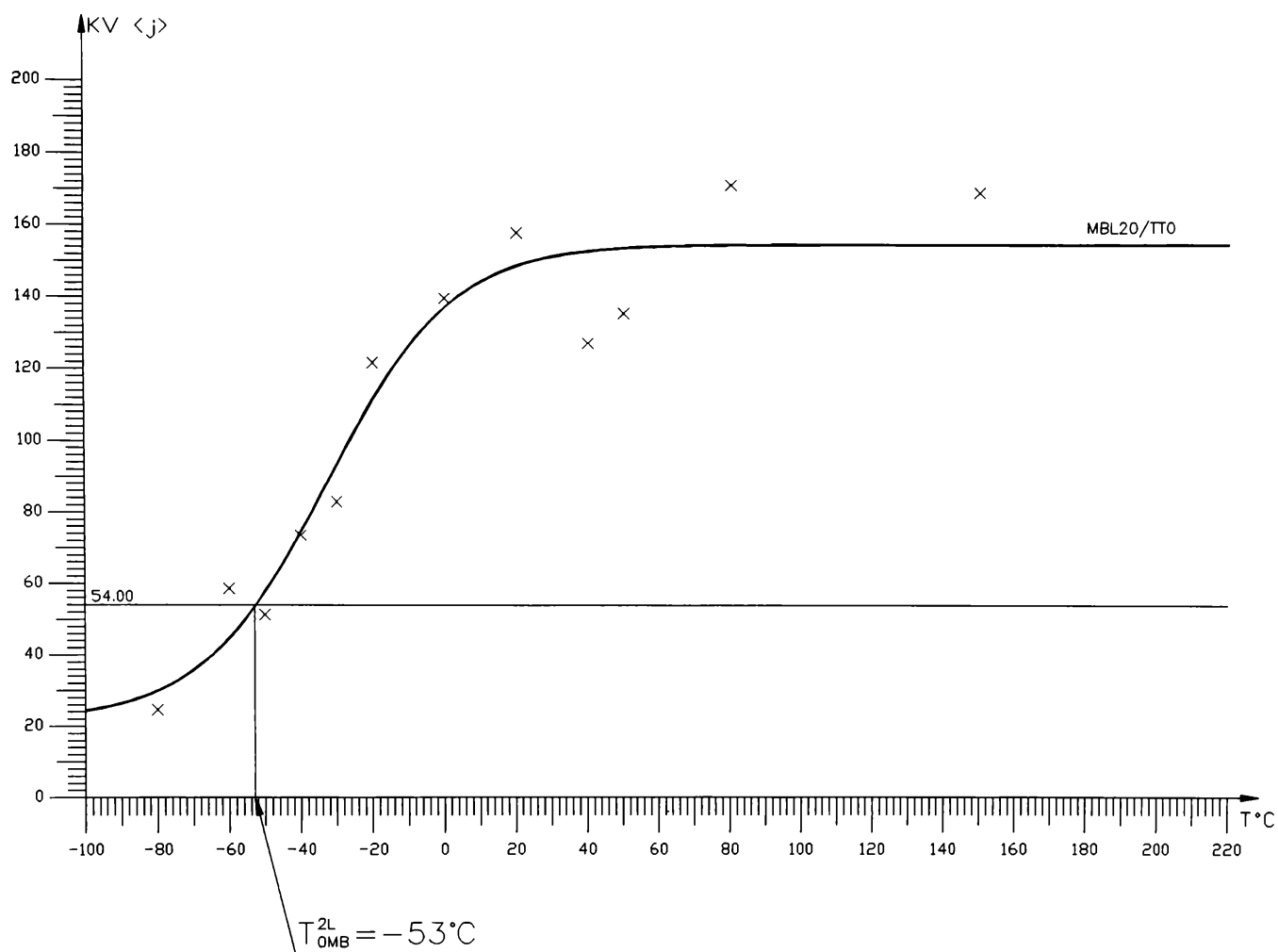
MBT60/TT1 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate transversal si supuse unui tratament termic de detensionare la $670^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore.

Figura 4.51



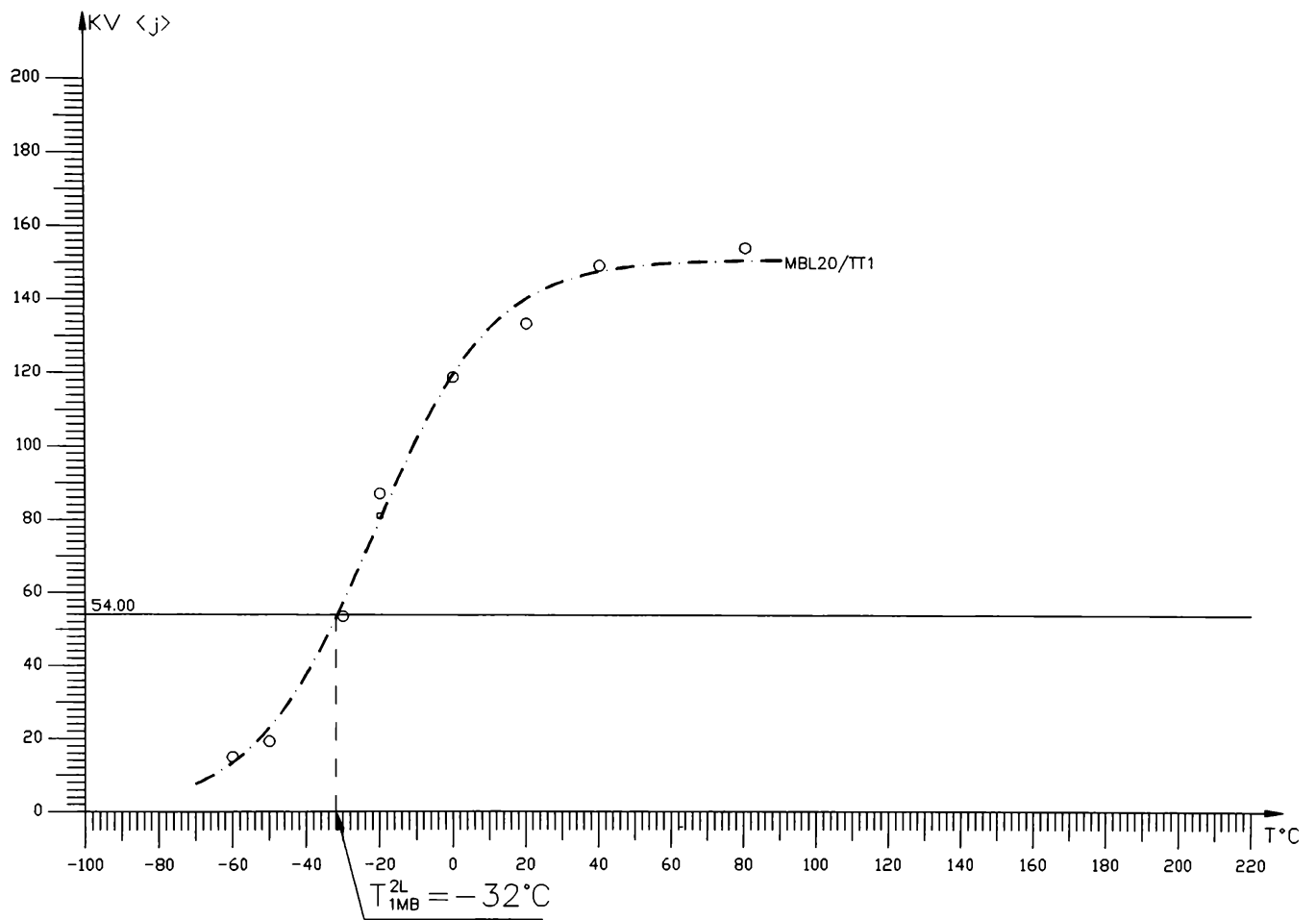
MBT60/TT2 – metal de baza oțel RRC sub forma de tabla laminata de 60 mm grosime. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate transversal și supuse unui tratament termic de detensionare la $670\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore, urmat de un tratament termic cu racire controlata in trepte.

Figura 4.51



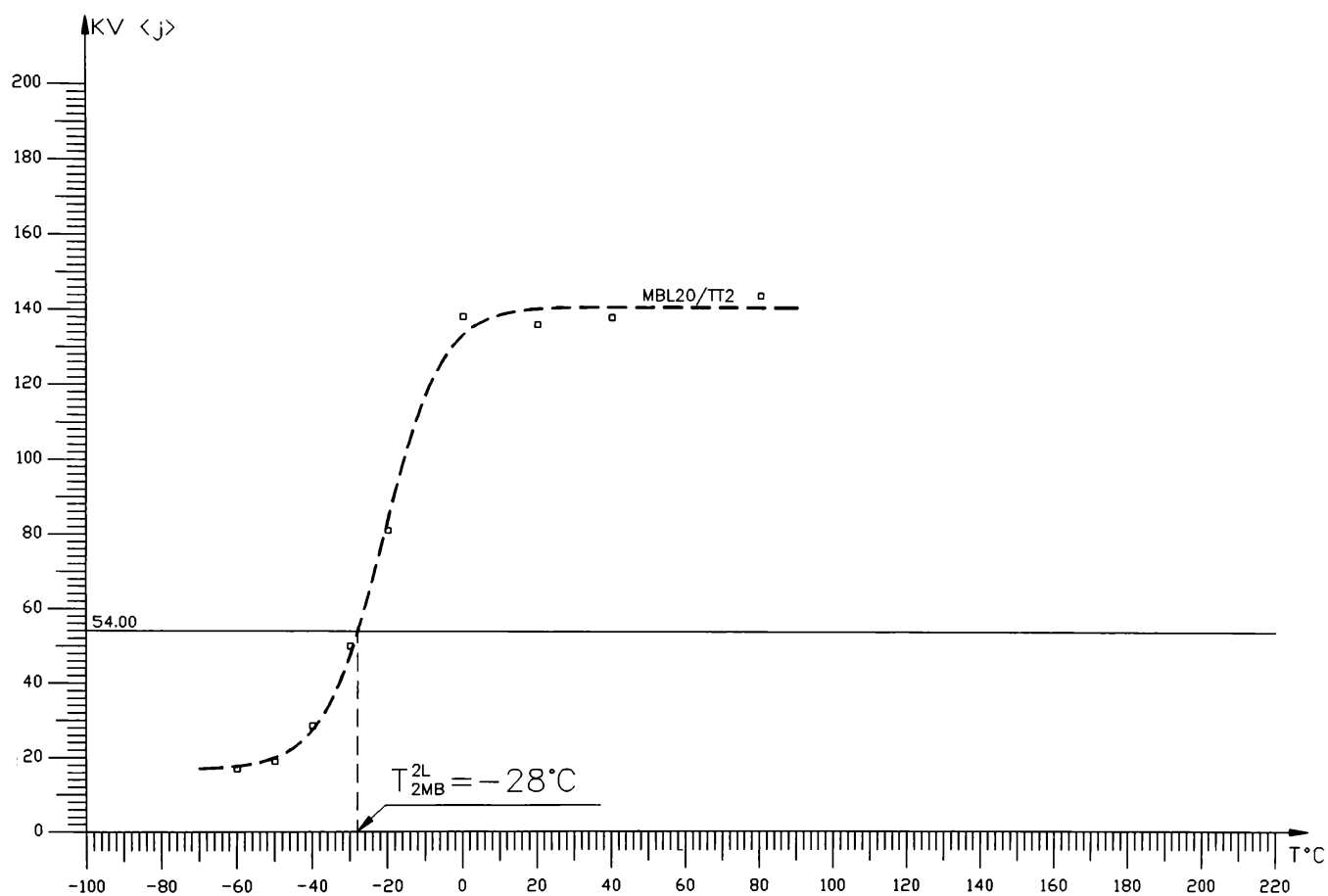
MBL20/TT0 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal.

Figura 4.52



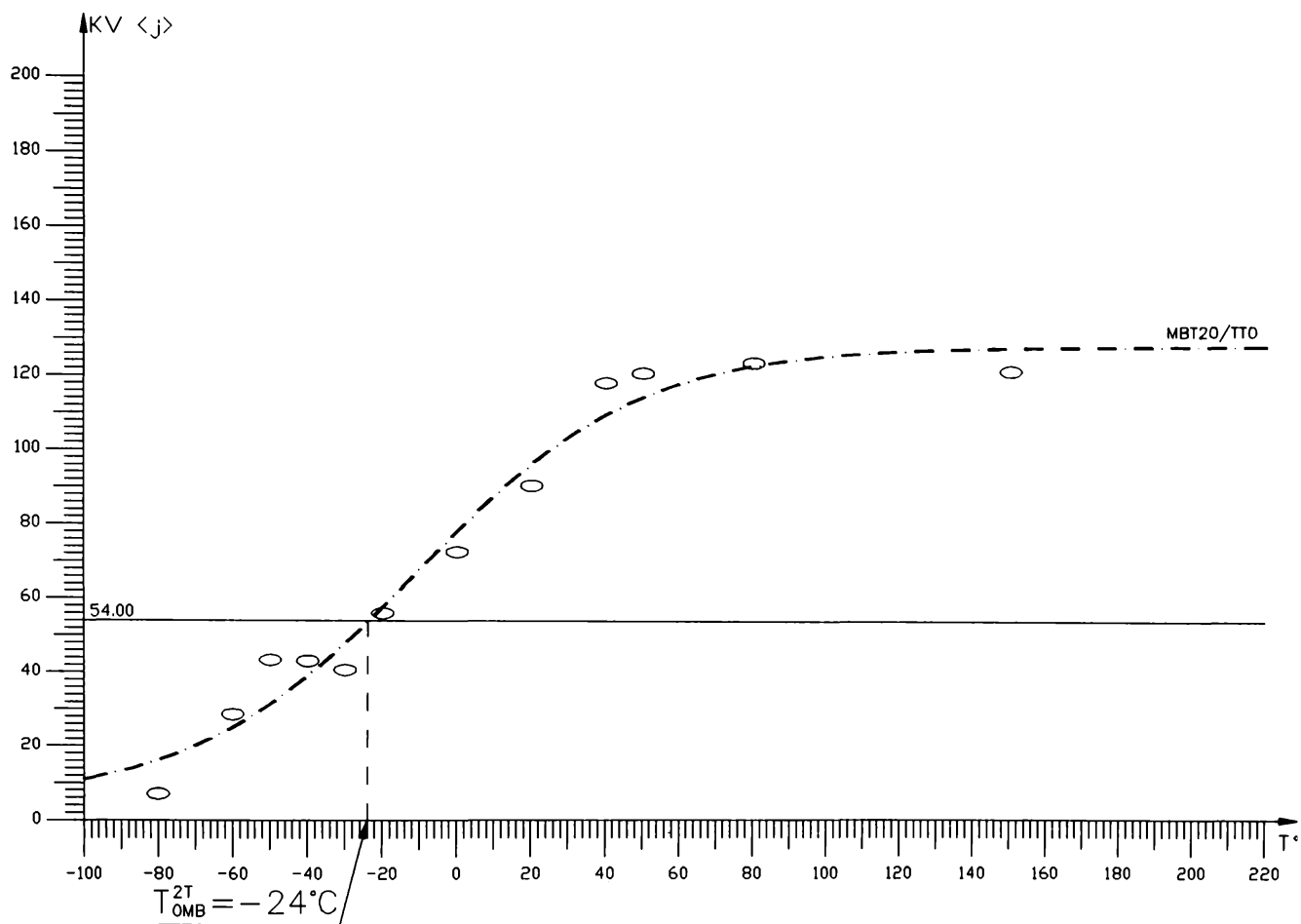
MBL20/TT1 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal si supuse unui tratament termic de detensionare la $670^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore.

Figura 4.52



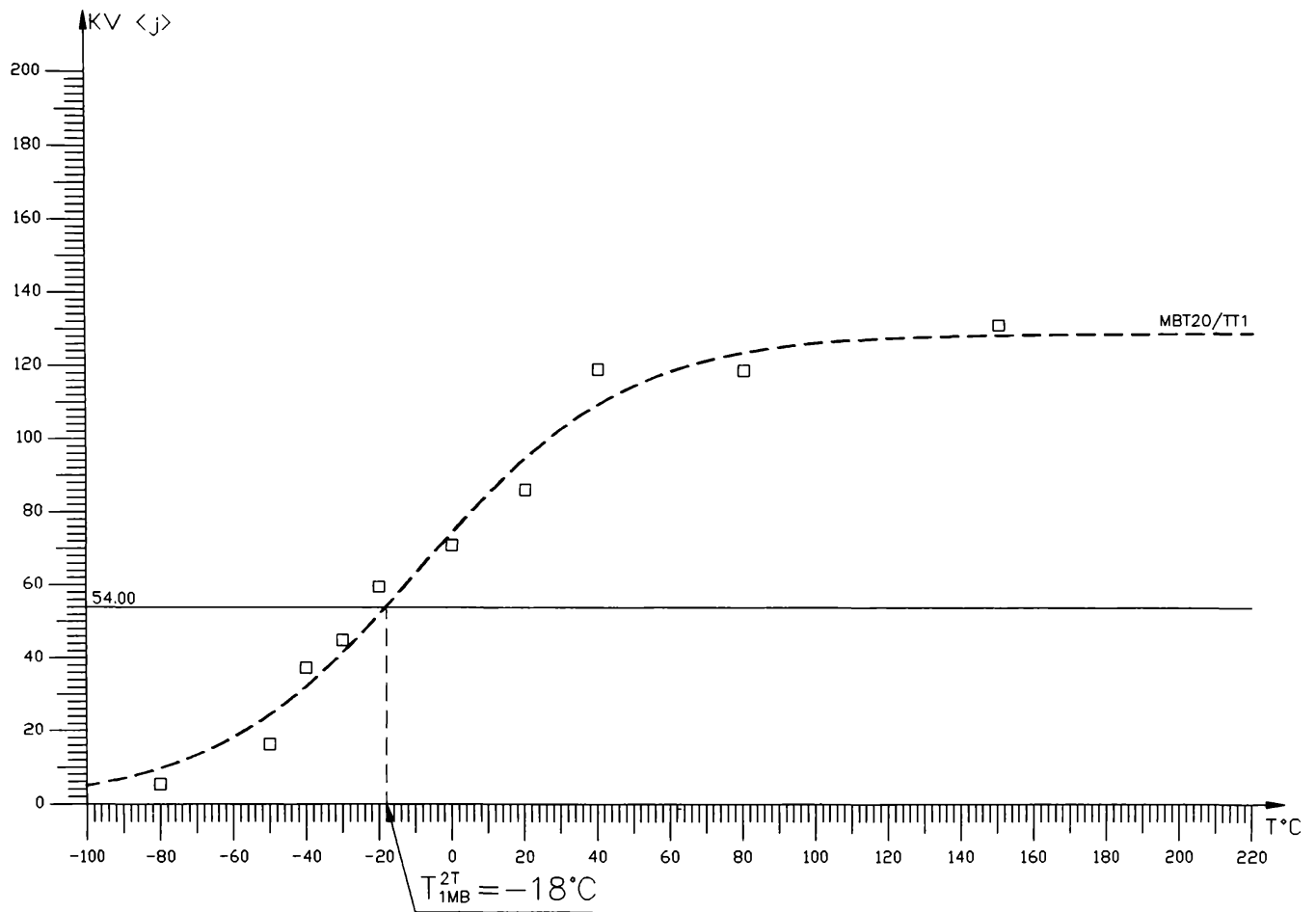
MBL20/TT2 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate longitudinal si supuse unui tratament termic de detensionare la $670 \text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10 \text{ }^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore, urmat de un tratament termic cu racire controlata in trepte.

Figura 4.52



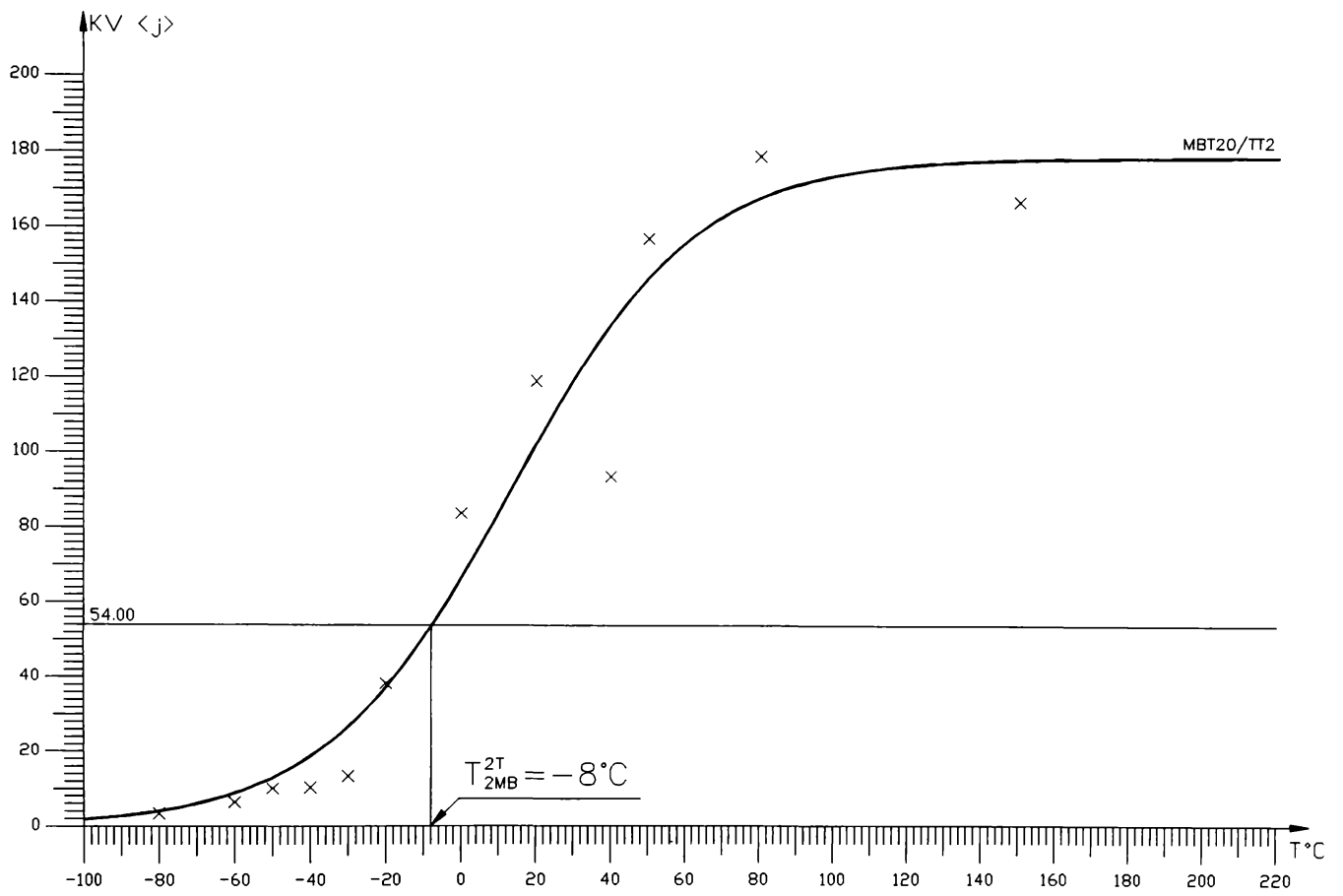
MBT20/TT0 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime in starea de livrare. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate transversal.

Figura 4.53



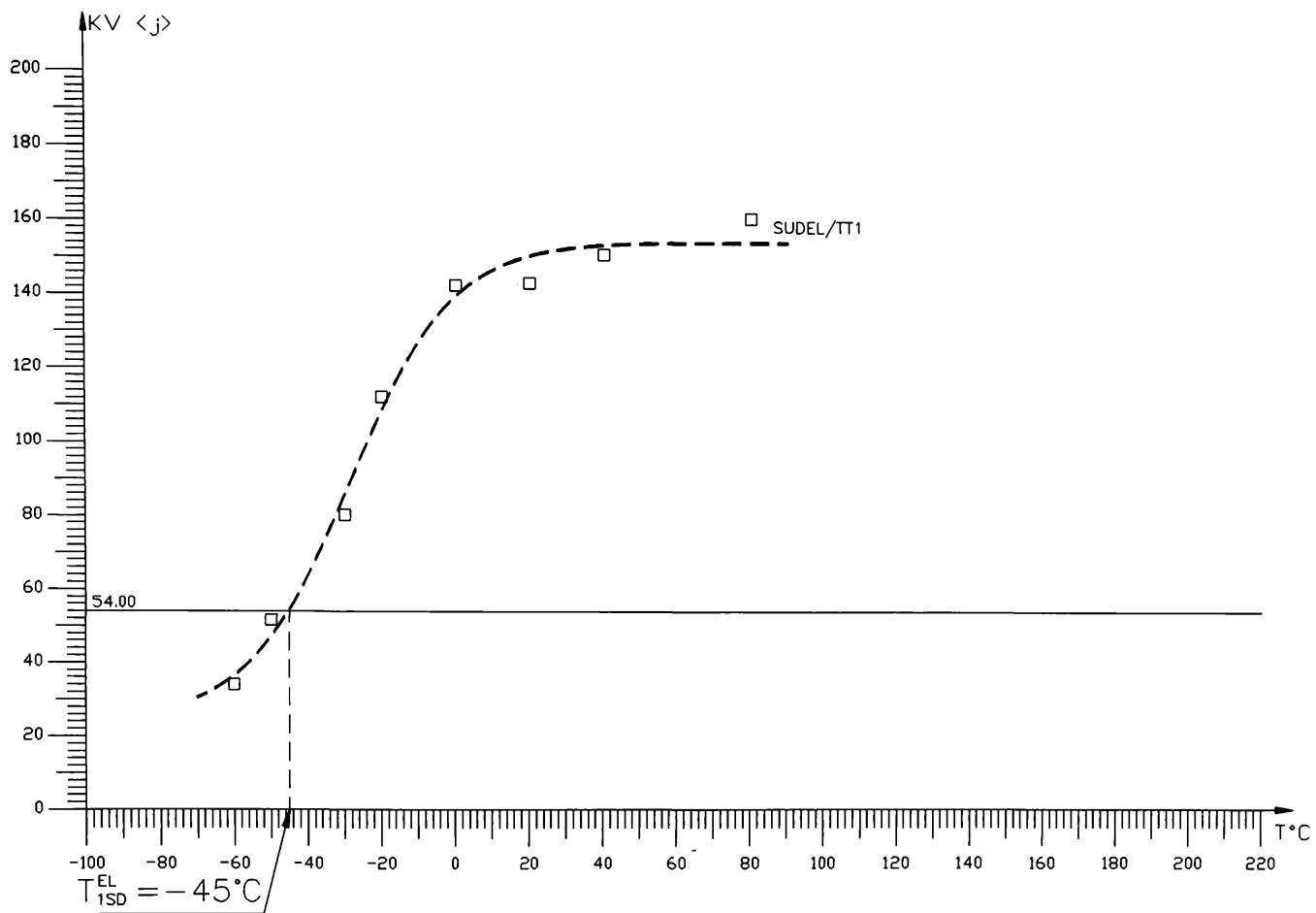
MBT20/TT1 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate transversal si supuse unui tratament termic de detensionare la 670 °C ±10 °C timp de mentinere 8 ore.

Figura 4.53



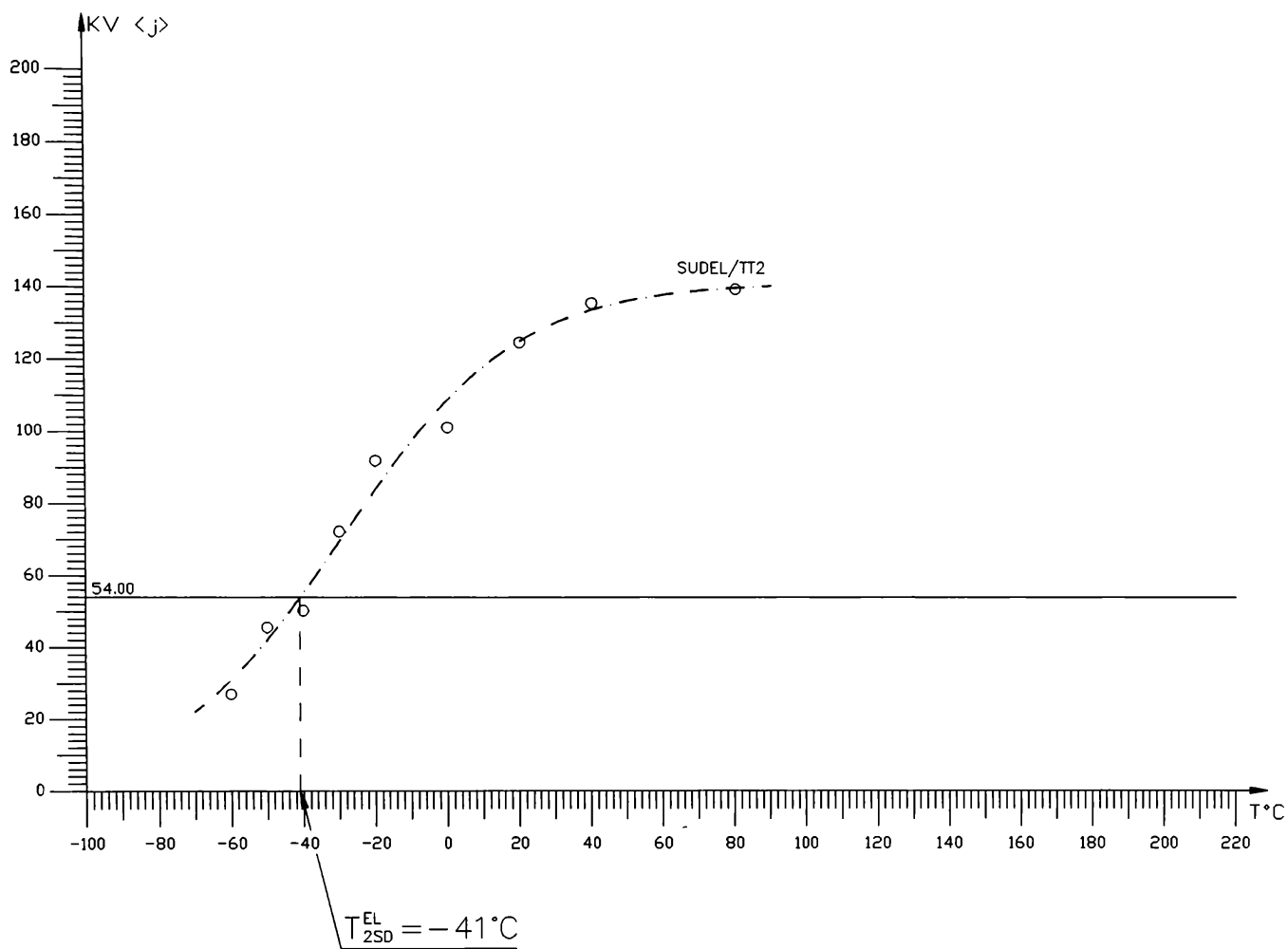
MBT20/TT2 – metal de baza otel RRC sub forma de tabla laminata de 20 mm grosime. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate transversal si supuse unui tratament termic de detensionare la $670^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore, urmat de un tratament termic cu racire controlata in trepte.

Figura 4.53



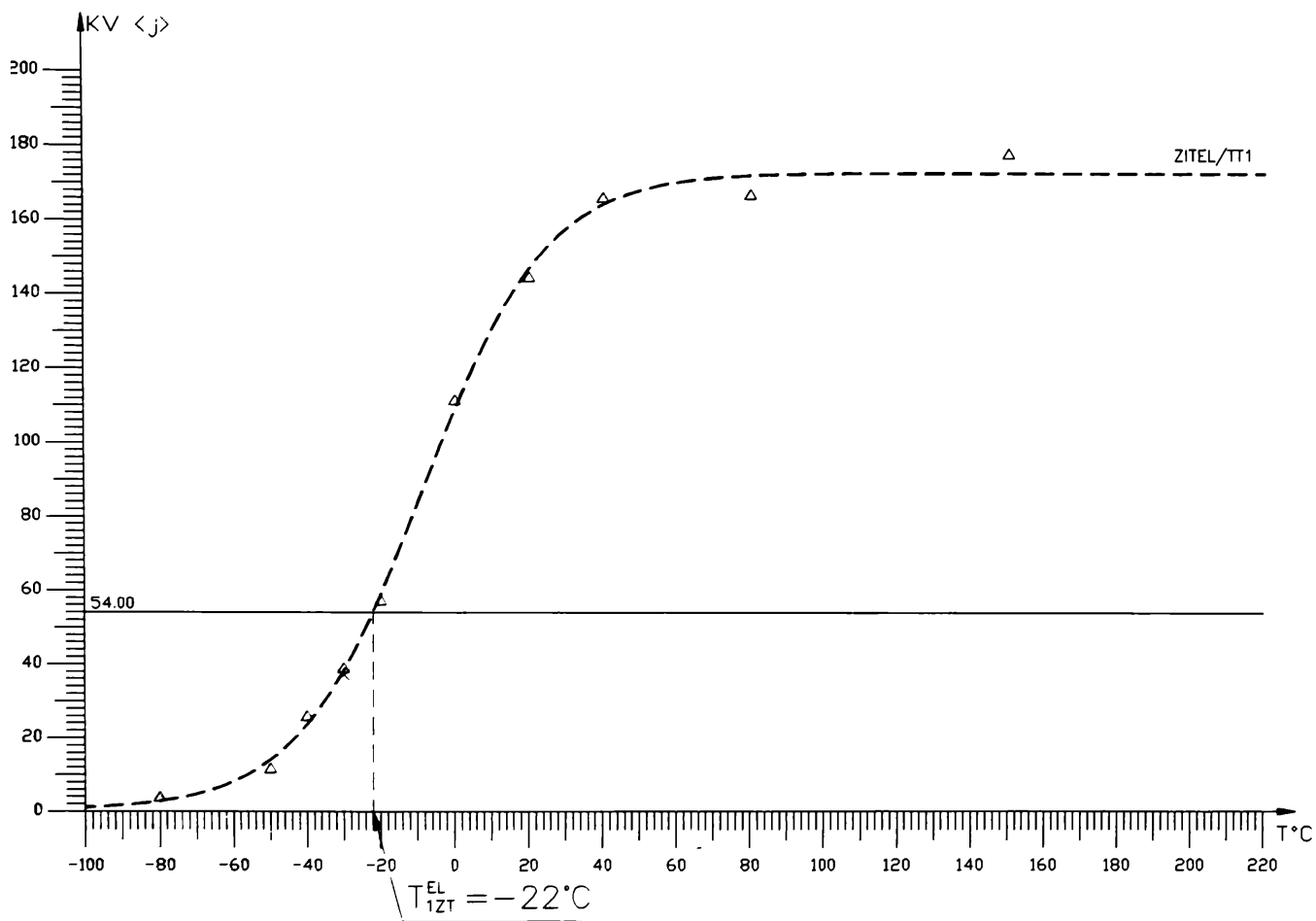
SUDEL/TT1 – imbinare sudata din oțel RRC de 20 mm grosime, prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliti FOX DCMSKb, supusa unui tratament termic de detensionare post sudare la $670 °C \pm 10 °C$ timp de mentinere 8 ore. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate din sudura.

Figura 4.55



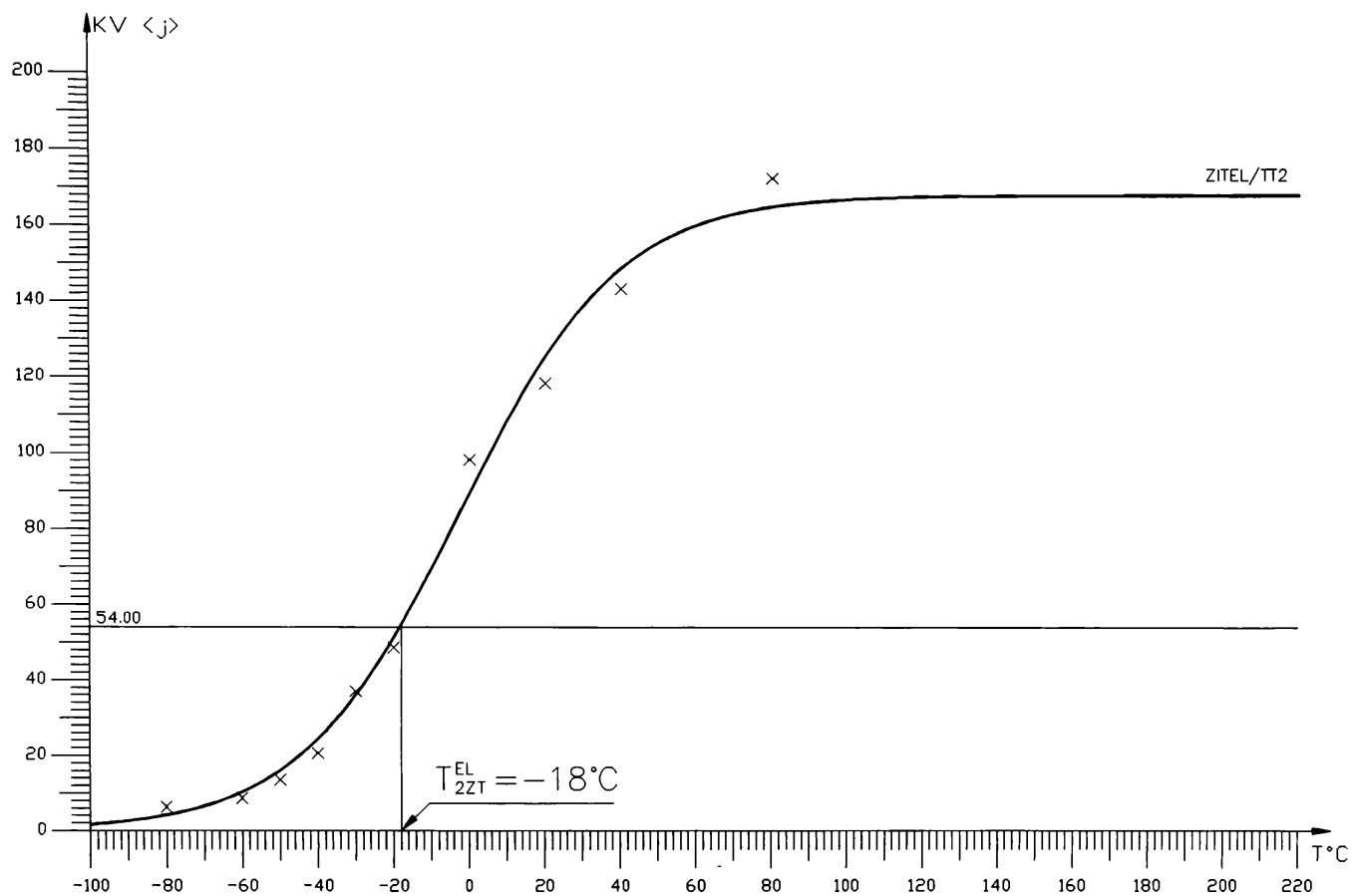
SUDEL/TT2 – imbinare sudata din oțel RRC de 20 mm grosime, prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliti FOX DCMSKb, supusa unui tratament termic de detensionare post sudare la $670\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore, urmat de un tratament termic cu racire controlata in trepte. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate din sudura.

Figura 4.55



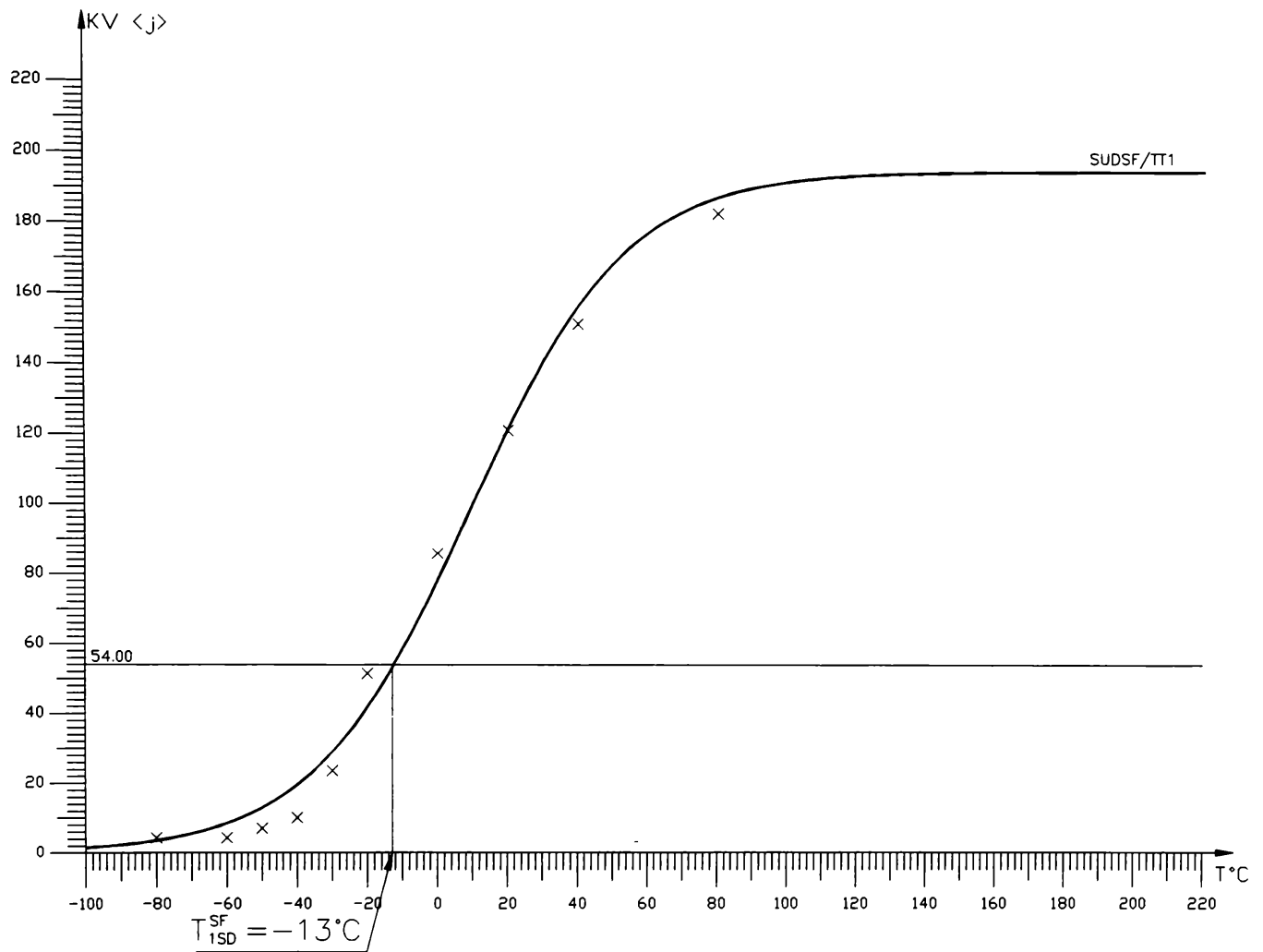
ZITEL/TT1 - imbinare sudata din otel RRC de 20 mm grosime, prin procedeul de sudare manual cu electrozi inveliti FOX DCMSKb supusa unui tratament termic de detensionare post sudare la $670^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore. Epruvete de incoviere prin soc Charpy V prelevate din zona influentata termic.

Figura 4.55



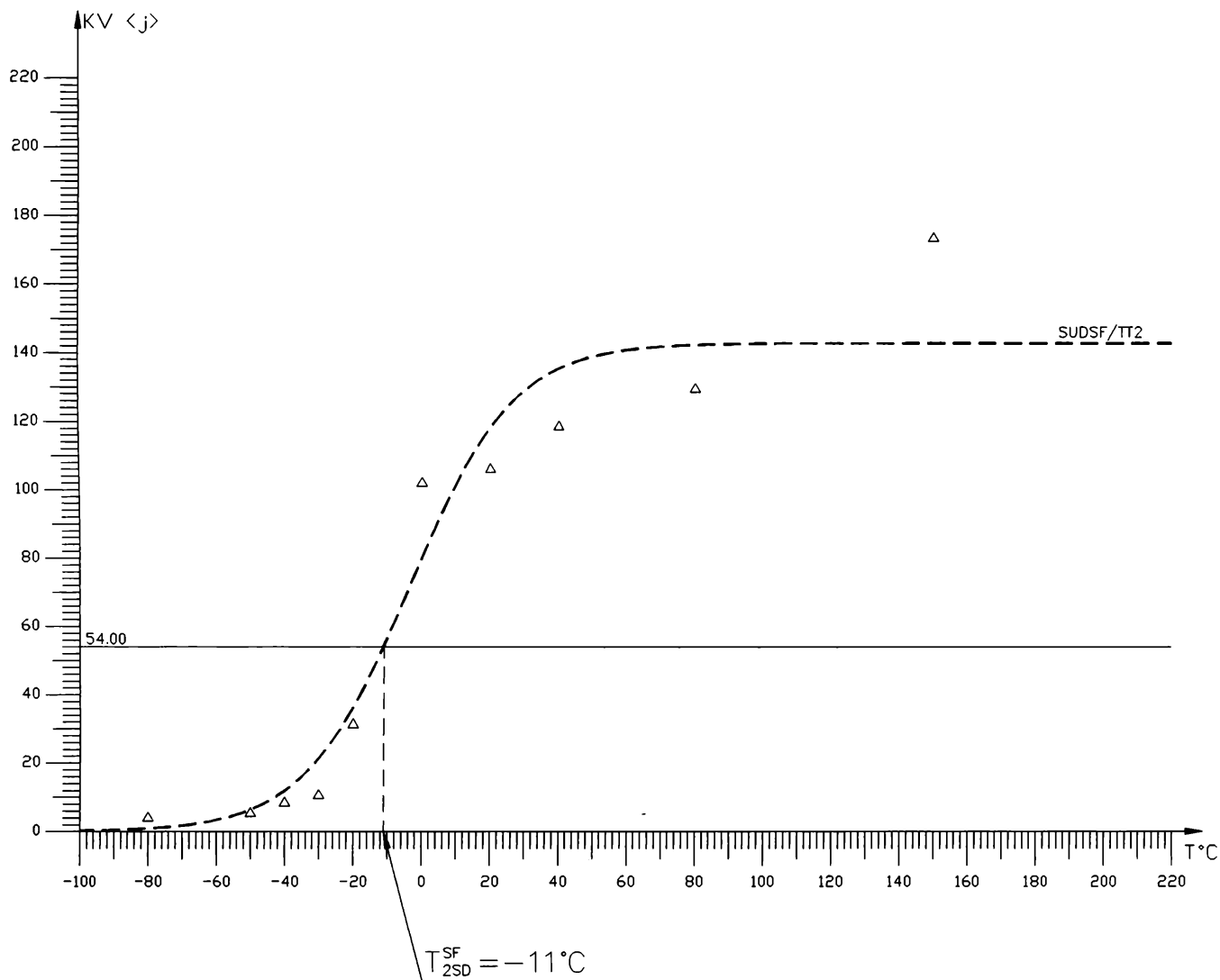
ZITEL/TT2 – imbinare sudata din oțel RRC de 20 mm grosime, prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliți FOX DCMSKb supuși unui tratament termic de detensionare post sudare la $670\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore, urmat de un tratament termic cu racire controlată în trepte. Epruvete de încovoiere prin soc Charpy V prelevate din zona influențată termic.

Figura 4.55



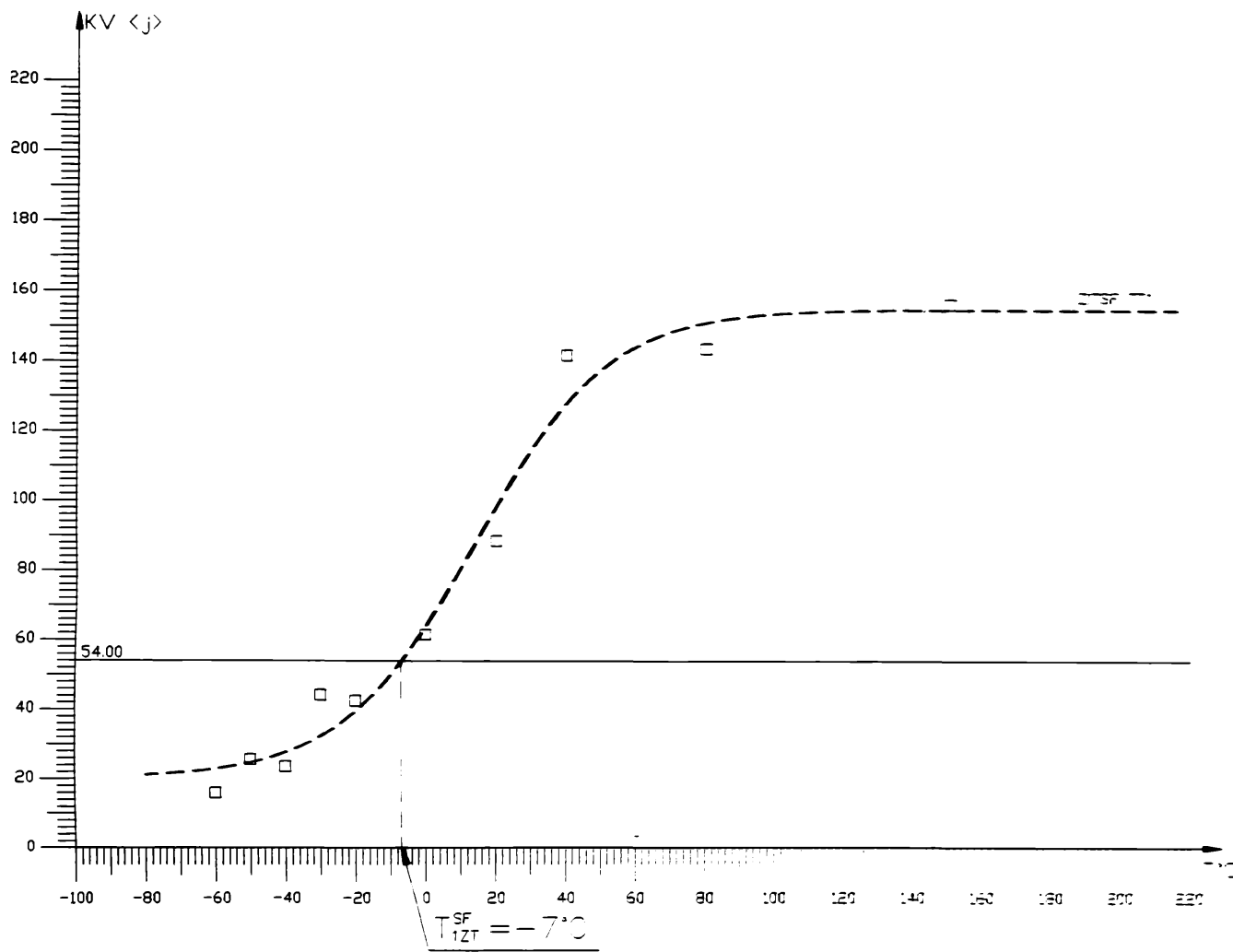
SUDSF/TT1 – imbinare sudata din otel RRC de 60 mm grosime, prin procedeul mecanizat sub flux: sarma EMS 2CrMo, flux BB25, supusa tratamentului termic de detensionare post sudare la $670\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate din sudura.

Figura 4.62



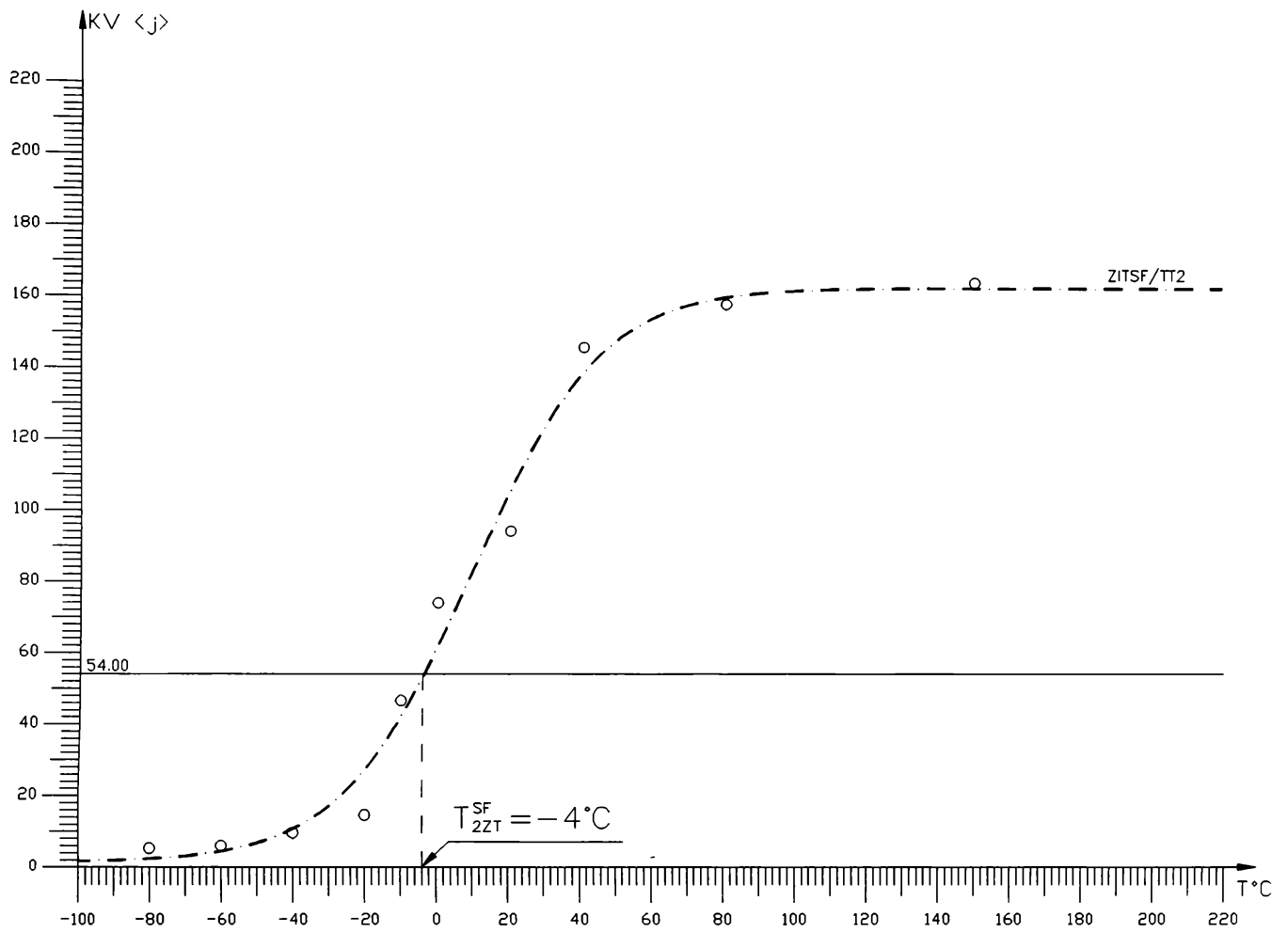
SUDSF/TT2 – imbinare sudata din oțel RRC de 60 mm grosime, prin procedeul mecanizat sub flux: sarma EMS 2CrMo, flux BB25, supusa unui tratament termic de detensionare post sudare la 670 °C ±10 °C timp de mentinere 8 ore, urmat de un tratament termic cu racire controlata in trepte. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate din sudura.

Figura 4.62



ZITSF/TT1 - imbinare sudata din oțel RRC de 60 mm grosime, prin procedeul mecanizat sud flux sarmă EMS 2CrMo, flux BB25, supusă tratamentului termic de detensionare după sudare la 670 °C ±10 °C timp de menținere 8 ore. Ecruvete de încoviere prin soc Charpy V prelevate din zona influențată termic.

Figura 4.62



ZITSF/TT2 - imbinare sudata din oțel RRC de 60 mm grosime, prin procedeul mecanizat sub flux: sarma EMS 2CrMo, flux BB25, supusa unui tratament termic de detensionare post sudare la $670^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ timp de mentinere 8 ore, urmat de un tratament termic cu racire controlata in trepte. Epruvete de incovoiere prin soc Charpy V prelevate din zona influentata termic.

Figura 4.62