

**UNIVERSITATEA "POLITEHNICA" DIN TIMIȘOARA
FACULTATEA DE MECANICĂ**

Ing. Iulian Georgevici

TEZĂ DE DOCTORAT

**Conducător științific:
Prof.univ.dr.ing. Ion Mitelea**

**BIBLIOTECA CENTRALA
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"
TIMIȘOARA**

2003

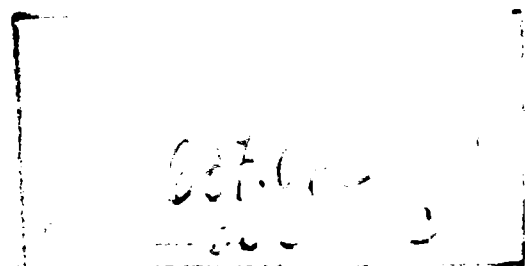
**Contribuții privind dezvoltarea unor
oțeluri inoxidabile
cu transformare martensitică directă**

**Contribuții privind dezvoltarea unor
oțeluri inoxidabile
cu transformare martensitică directă**

Teză de doctorat

**Autor
Ing. Iulian Georgevici**

**Conducător științific
Prof.univ.dr.ing. Ion Mitelea**



Timișoara, 2003

CUPRINS

	Pag.
1. Stadiul actual al cercetărilor privind oțelurile inoxidabile cu transformare martensitică directă	5
1.1 Domenii de utilizare și proprietăți fundamentale ale oțelurilor inoxidabile	5
1.2 Elemente de aliere în oțelurile inoxidabile	8
1.3 Tratamente termice aplicate oțelurilor inoxidabile cu structură martensitică “moale”	14
1.4 Dezvoltarea unor noi oțeluri martensitice cu rezistență mărită și conținut redus în carbon	21
2. Cercetări experimentale privind dezvoltarea oțelurilor inoxidabile 13/4 și 13/6/1	23
2.1 Proiectarea compoziției chimice și prescripții de elaborare	23
2.2 Elaborarea oțelului de bază	24
2.2.1 Încărcarea cuptorului	25
2.2.2 Topirea	25
2.2.3 Reacțiile chimice ale topirii	26
2.2.4 Afănarea	27
2.2.5 Predezoxidarea	29
2.2.6 Dezoxidarea	30
2.2.7 Deșarjarea	30
2.3 Elaborarea mărcilor de oțel	30
2.3.1 Deșarjarea finală	31
2.4 Analiza compoziției chimice și a microstructurii oțelurilor studiate	36
2.5 Investigații metalografice	40
3. Tratamente termice de călire – revenire aplicate oțelurilor cercetate	41
3.1 Determinarea punctelor critice de transformare	41

3.2	Determinarea analitică a temperaturii Ms	43
3.3	Cercetări privind tratamentul de călire martensitică volumică al oțelurilor 13/4 și 13/6/1	45
3.4	Transformări microstructurale intervenite la revenire	55
3.5	Fazele de carburi separate la revenire	65
3.6	Formarea austenitei stabile la tratamentul termic de revenire	80
3.7	Determinarea tensiunilor interne de ordinul al II - lea	91
3.8	Proprietățile mecanice ale oțelurilor inoxidabile 13/4 și 13/6/1	102
	3.8.1 Programul experimental	102
	3.8.2 Interpretarea rezultatelor obținute	103
	3.8.3 Încercări de tenacitate la temperaturi scăzute	109
4.	Cercetări asupra rezistenței la oboseală a oțelurilor 13/4 și 13/6/1	112
4.1	Introducere	112
4.2	Comportarea la oboseală a componentelor nefisurate	112
4.3	Comportarea la oboseală a componentelor fisurate	117
4.4	Mecanismele ruperii prin oboseală	120
4.5	Încercări de oboseală prin încovoiere rotativă	122
4.6	Estimări asupra fiabilității și durabilității turbinelor Pelton	128
	4.6.1 Prezența defectelor. Formarea și propagarea fisurilor	128
	4.6.2 Solicitățile și rezistența rotorului Pelton	129
	4.6.3 Tensiuni și deplasări în domeniul elastic, provenite din mișcarea de rotație uniformă a discului rotorului	130
	4.6.4 Estimarea datelor necesare în calculul la oboseală	132
	4.6.5 Influența concentrării tensiunilor. Regula lui Neuber	135

4.6.6	Influența tensiunii medii	136
4.6.7	Trasarea diagramei ciclurilor limită	137
4.6.8	Trasarea diagramelor de durabilitate	138
4.6.9	Estimarea duratei de viață	140
4.6.10	Controlul integrității structurale	147
4.6.11	Parametrii de funcționare	148
5.	Rezistența la coroziune intercrystalină și la cavitație a noilor oțeluri inoxidabile	151
5.1	Influența Cr și Ni asupra rezistenței la coroziune intercrystalină	151
5.2	Metode de testare a rezistenței la coroziune intercrystalină	152
5.3	Corelația dintre caracteristicile mecanice și comportarea la cavitație a materialelor	156
5.4	Comportarea oțelului inoxidabil 13/6/1 (13%Cr, 6%Ni,1%Mo) la solicitări cavitaționale	156
6.	Concluzii și contribuții originale	167
	Bibliografie	172

Capitolul 1

STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRILOR PRIVIND OȚELURILE INOXIDABILE CU TRANSFORMARE MARTENSITICĂ DIRECTĂ

1.1 Domenii de utilizare și proprietăți fundamentale ale oțelurilor inoxidabile

Principala proprietate a oțelurilor inoxidabile cu conținut ridicat de crom este rezistența la coroziune, fără de care ar fi puțin utilizate comercial din moment ce nivelul general al proprietăților mecanice și tehnologice poate fi egalat sau chiar depășit de multe alte sorturi de oțeluri cu un preț de cost mai scăzut. O concentrație în crom de peste 12% asigură o creștere considerabilă a rezistenței la oxidare.

Deci, oțelurile inoxidabile sunt utilizate industrial în principal pentru rezistența deosebită la coroziune, dar și la temperaturi înalte în condiții de fluaj. Factorii esențiali de care trebuie să se țină seamă la proiectarea diferitelor clase de oțeluri inoxidabile sunt:

- a. rezistența la coroziune și oxidare în mediul de lucru;
- b. valorile proprietăților fizice și mecanice;
- c. caracteristicile de deformabilitate la cald și la rece;
- d. comportarea metalurgică și tehnologică la sudare; o serie de oțeluri inoxidabile sunt îmbinate prin sudare, operație care nu trebuie să afecteze rezistența la coroziune, limita de fluaj și în general proprietățile mecanice.

Proprietățile oțelurilor cu 13%Cr, 4-6%Ni și cel mult 0,1%C, oțeluri care prezintă transformări în stare solidă, depind în mare măsură, pe lângă compoziția lor chimică și de tratamentul termic aplicat, deci de starea structurală finală în condiții de utilizare. Interesul practic deosebit față de această clasă de oțeluri inoxidabile, care în prezent pe scară mondială își găsește aplicații crescânde pentru construcții de înaltă rezistență mecanică exploatate în condiții de coroziune și cavitație cum ar fi echipamentele pentru generarea puterii hidroelectrice (rotoare de turbine, de pompe și de compresoare, palete, etc.) (fig.1.1 ... 1.4), determină efectuarea unor studii teoretice sistematice pentru exploatarea și dezvoltarea cât mai avantajoasă a potențialului lor.



Fig.1.1 Rotor Pelton

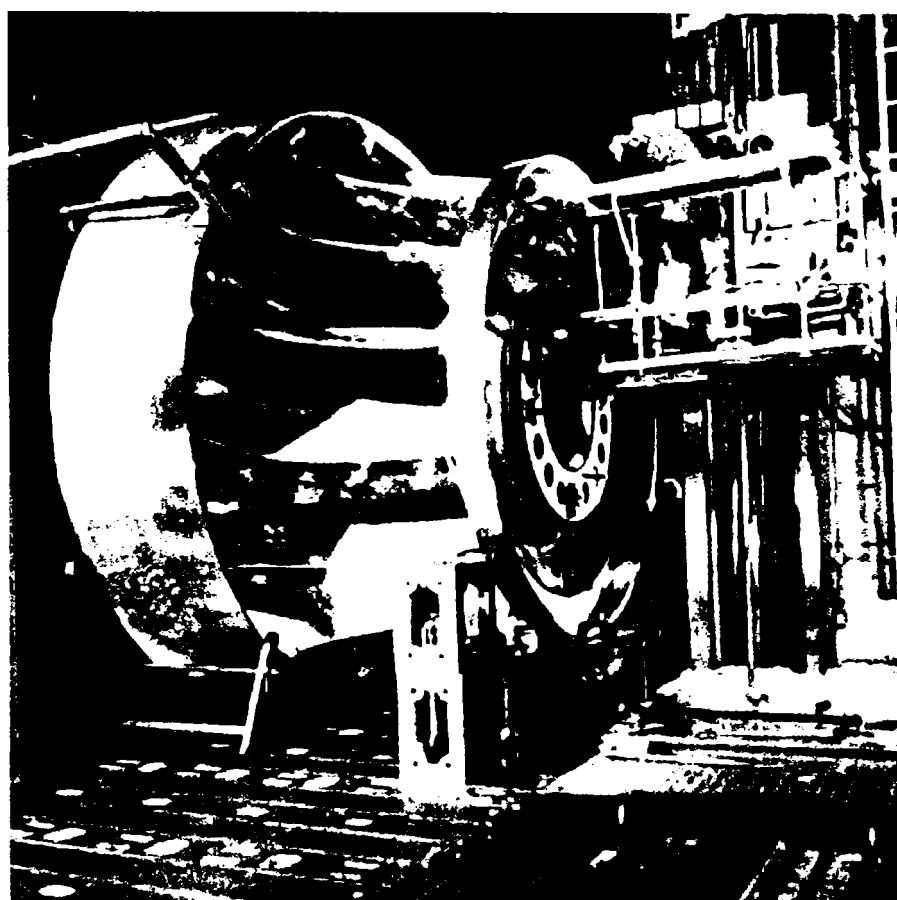


Fig.1.2 Rotor Francis

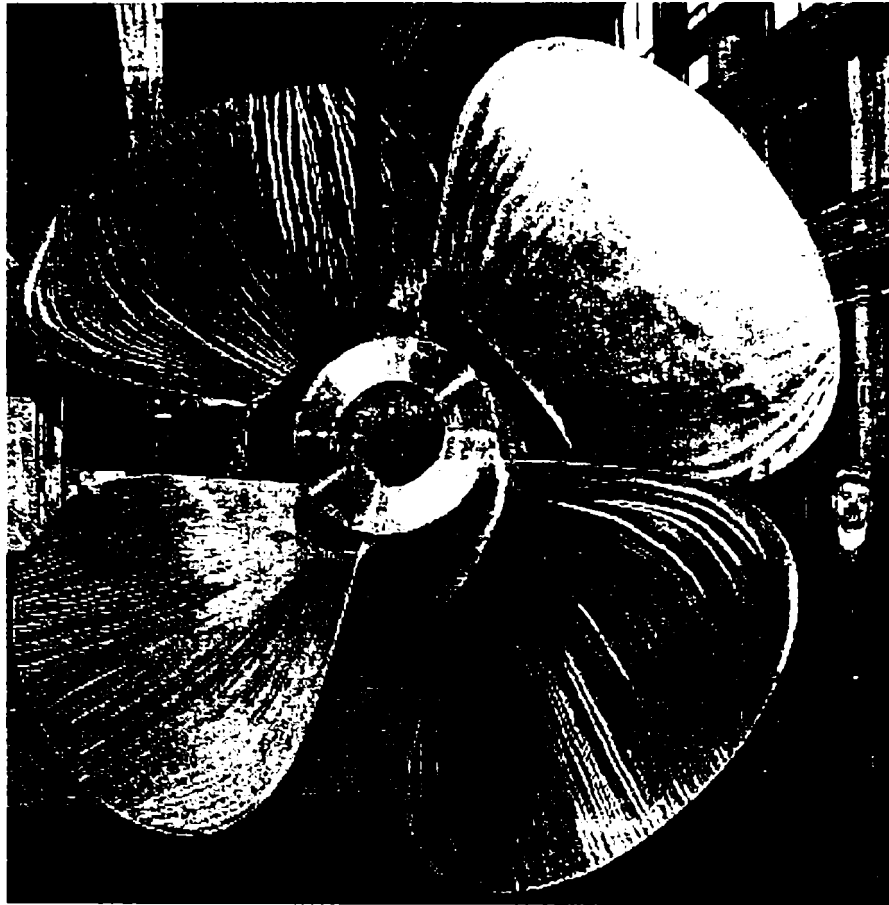


Fig. 1.3 Elice de propulsie



Fig.1.4 Paleta Kaplan

În cele ce urmează, se vor prezenta unele elemente de bază privind microstructura de echilibru și influența principalelor elemente din compoziția chimică asupra transformărilor în stare solidă care definesc parametrii tehnologici de bază ai tratamentelor termice.

1.2 Elemente de aliere în oțelurile inoxidabile

Cel mai important element de aliere al oțelurilor inoxidabile – cromul – îngustează domeniul fazei γ pe diagrama de echilibru cu fierul (fig.1.5); în oțelurile cu conținut în crom cuprins între 13 și 50% precum și cel mult 0,1%C apare o microstructură feritică cu rețea cristalină C.V.C. la temperatura ambiantă [15], [36], [69].

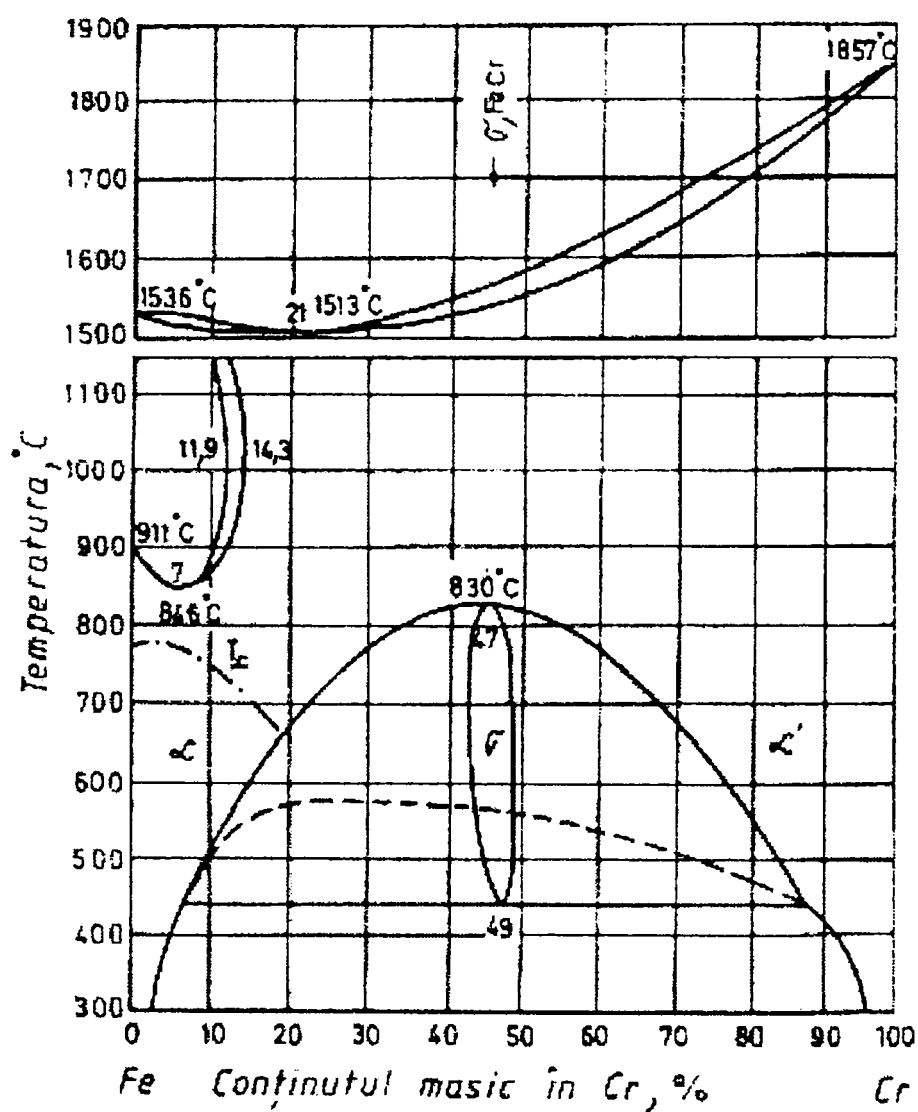


Fig.1.5 Diagrama de echilibru Fe-Cr

De asemenea, molibdenul și siliciul sunt elemente formatoare de ferită. Elementele formatoare de carburi și nitruri ca V, W, Ti, Nb au o acțiune dublă de stabilizare a soluției solide de ferită: pe de o parte, ele se dizolvă în masa feritică, iar pe de altă parte, leagă carbonul și azotul, micșorându-le acțiunea de formare a austenitei [22], [38].

Dimpotrivă, nichelul formează cu fierul o serie nelimitată de soluții solide cu rețea cristalină C.F.C. (fig.1.7), demonstrând caracterul său puternic gamagen.

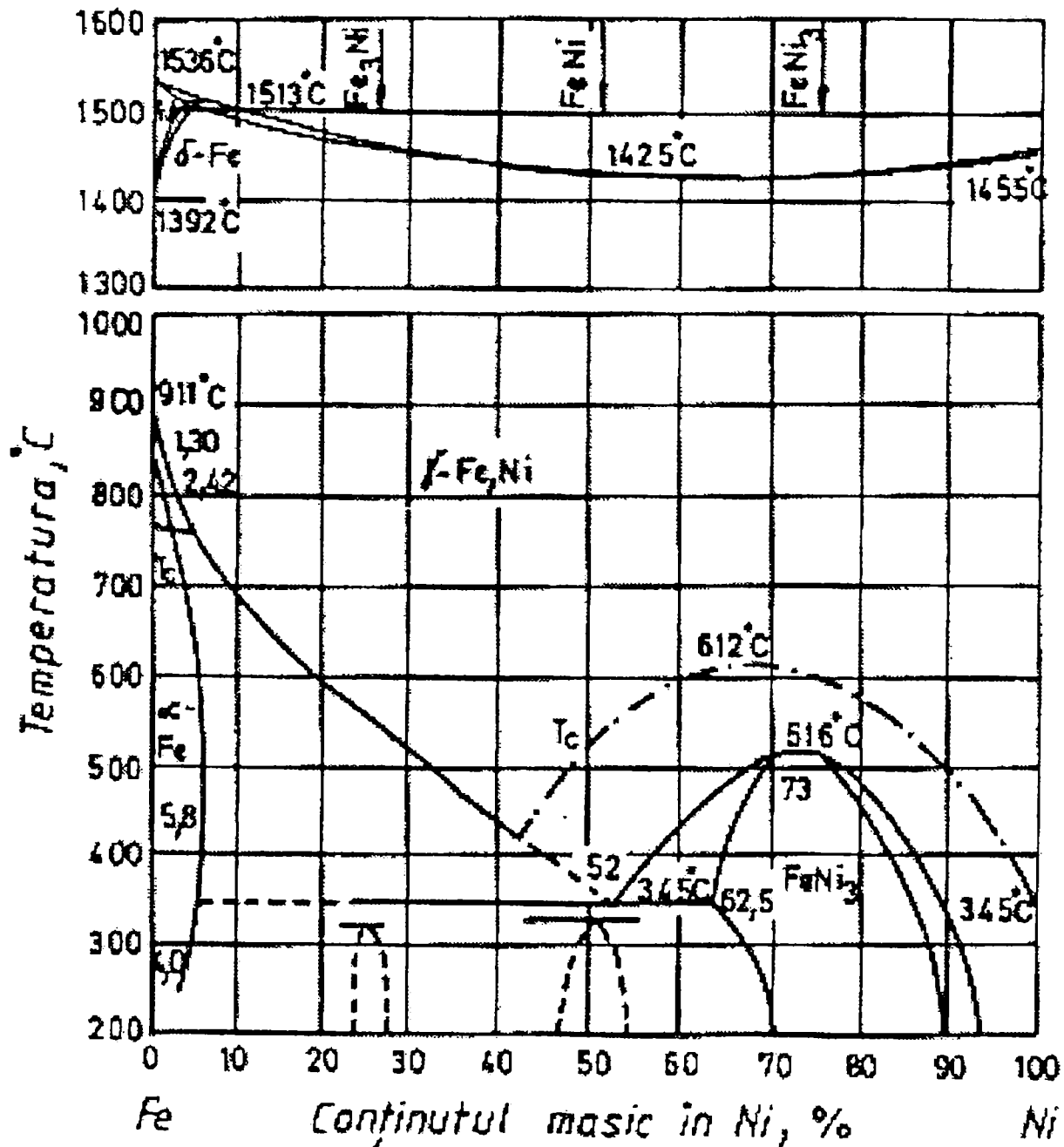


Fig. 1.7 Diagrama de echilibru Fe-Ni

La oțelurile cu un conținut suficient de ridicat în elemente de aliere stabilizatoare ale austenitei- mangan, carbon, azot - , domeniul fazei γ este așa de puternic lărgit și punctul critic de transformare A_3 așa de coborât, încât la temperatura ambiantă și chiar la temperaturi mai scăzute, se va conserva o microstructură austenitică.

Întrucât carbonul și azotul, alături de nichel și mangan provoacă o extindere semnificativă a domeniului fazei gama (fig.1.8) este de înțeles că în oțelurile feritice la temperaturi înalte apare o microstructură alcătuită din ferită și austenită, iar la temperatura camerei pot apare urme ale unei structuri de transformare.

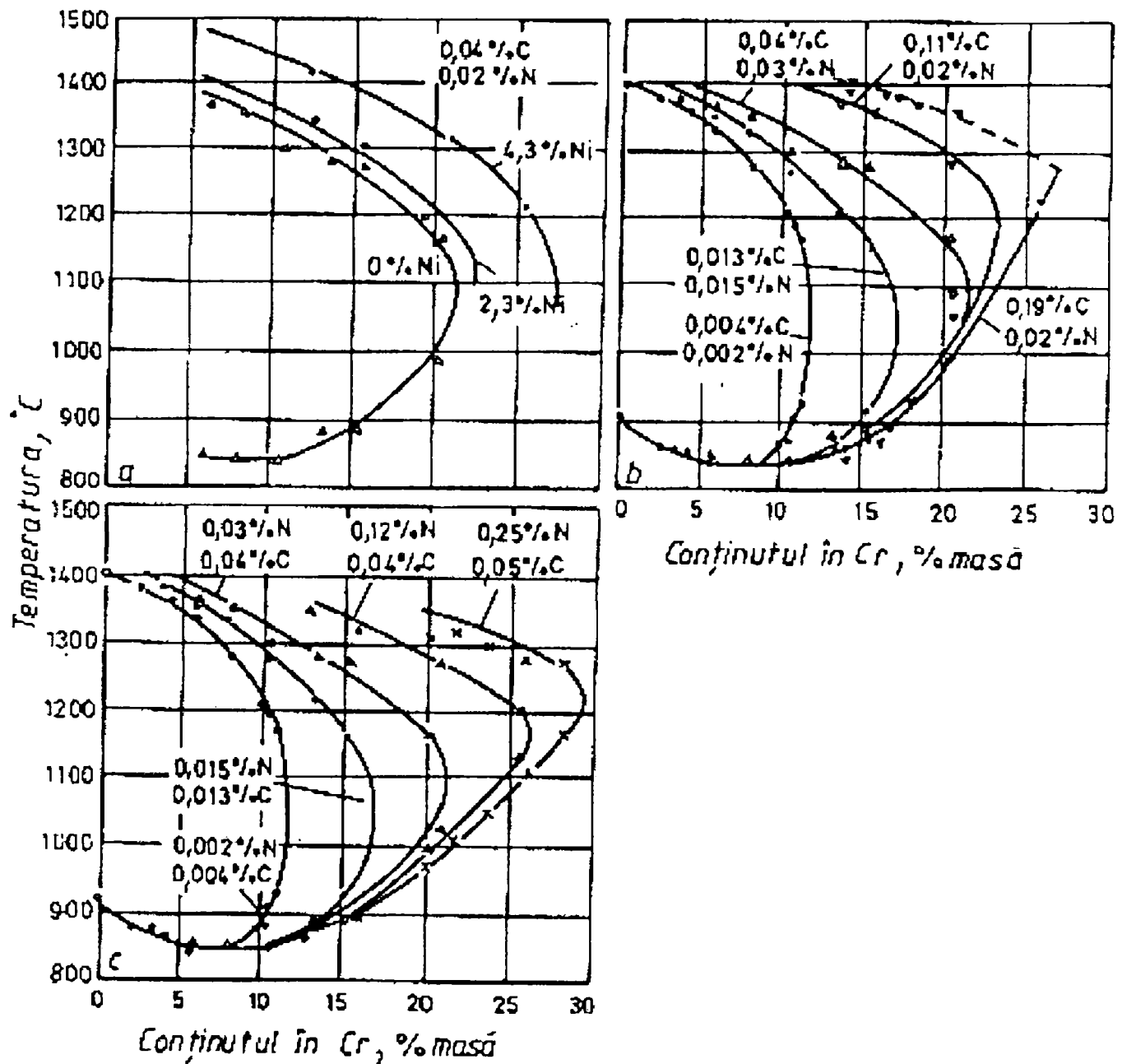


Fig.1.8 Deplasarea linei de separare $(\gamma+\alpha)/\alpha$ în sistemul Fe-Cr prin adaosuri suplimentare de Ni, C și N [52]

De aceea, oțelurile cu conținut în carbon de până la 0,15% sunt doar parțial feritice: deasupra temperaturii de 850°C se produce o austenitizare parțială, care la răcire până la temperatura camerei va conduce la o transformare martensitică (fig.1.9).

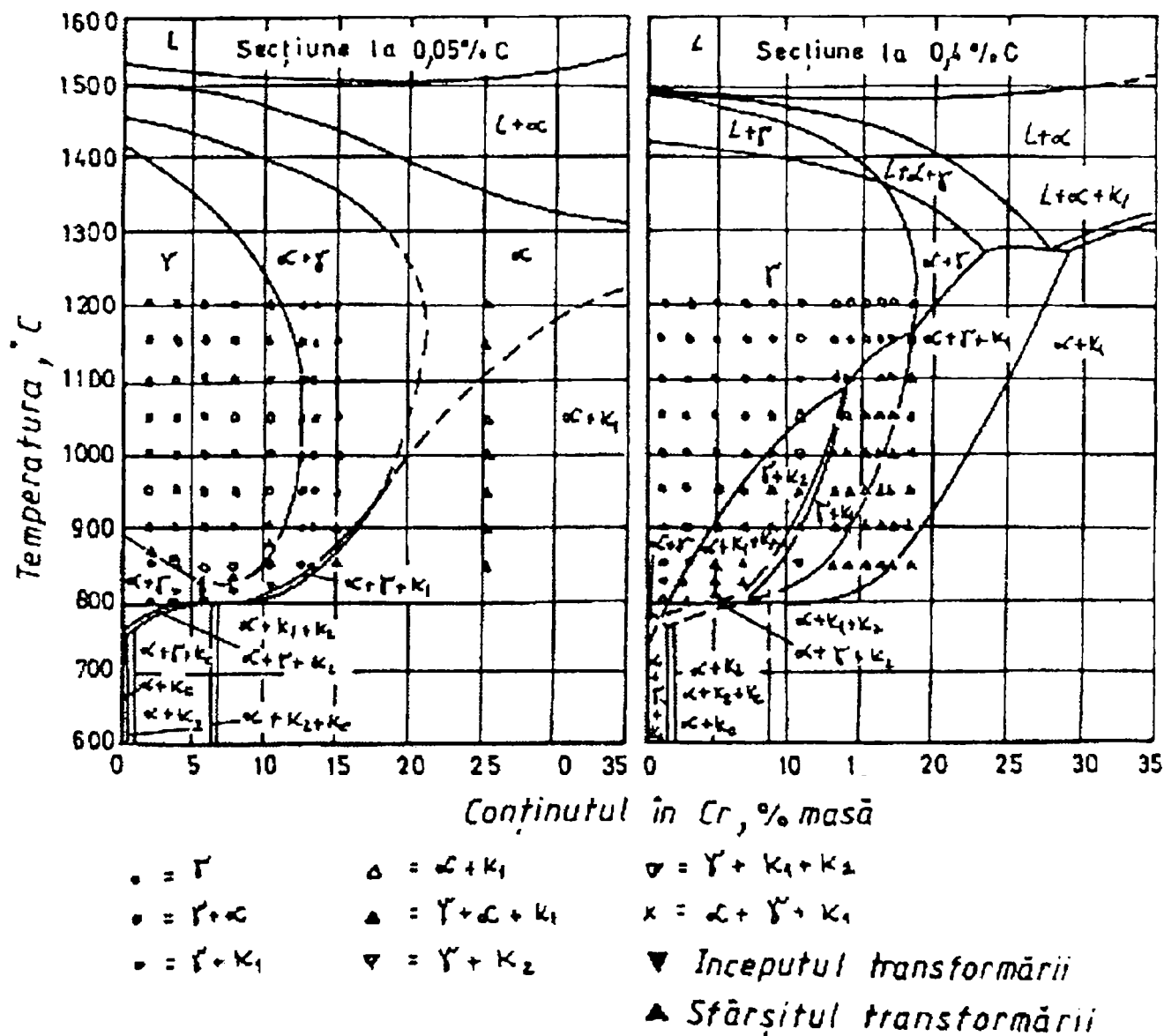
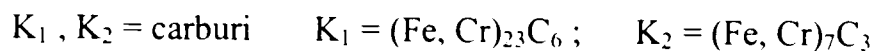


Fig.1.9 Secțiuni prin colțurile fierului din sistemul Fe-Cr-C la 0,05 și 0,40 % C [32]

Alături de crom și nichel, molibdenul este un alt element important de aliere al oțelurilor inoxidabile, el măbind rezistența la coroziune și preîntâmpinând apariția fragilității de revenire. Asemănător cromului, el va îngusta domeniul fazei γ și va favoriza formarea feritei (fig.1.10).

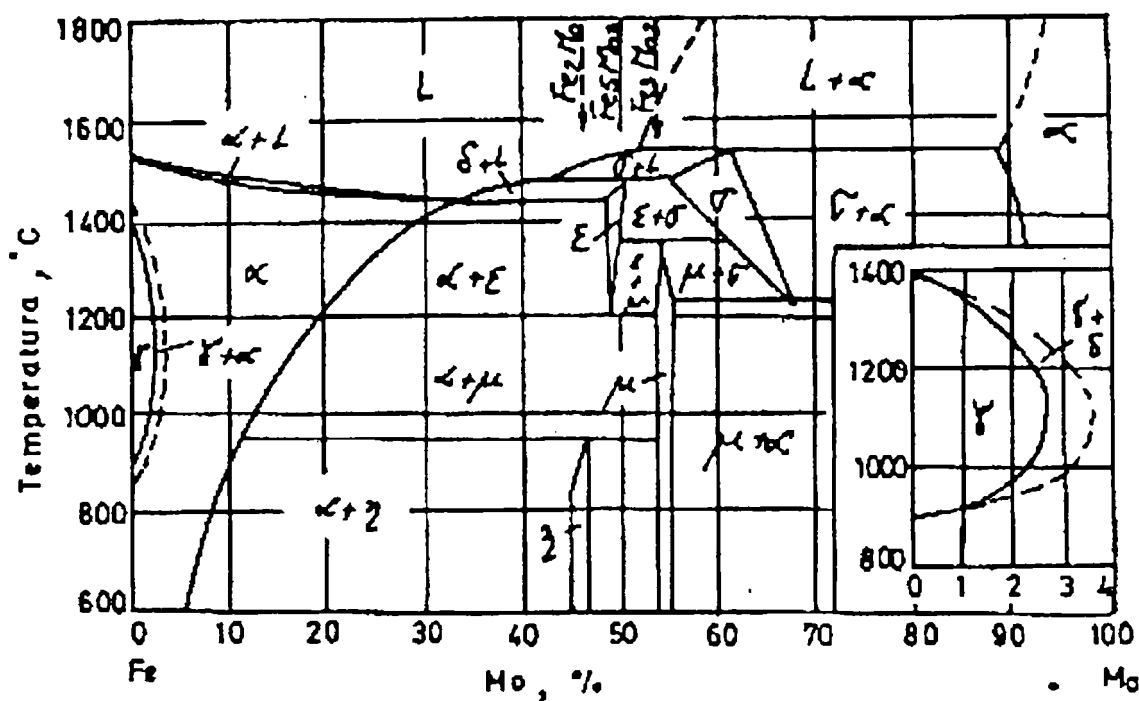


Fig.1.10 Diagrama de echilibru Fe-Mo [18]

Dacă în sistemul Fe-Cr domeniul fazei γ dispăre complet la 11,5% Cr, în sistemul Fe-Mo câmpul fazei γ se închide la 2,7% Mo.

Diagrama redată în figura 1.10 arată că molibdenul formează cu fierul o serie de faze intermetalice dintre care cea mai importantă este faza Laves, Fe_2Mo , cu circa 45% Mo.

În figura 1.11 se prezintă efectul altor elemente de aliere asupra extinderii domeniului γ în sistemul Fe-Cr.

Se observă că la un conținut de 1% Ni, domeniul γ se închide la circa 13% Cr, un procent de vanadiu îl îngustează până la circa 7% , iar 1% Mo la circa 9%.

Diferențele de proprietăți ale acestor oțeluri , dependente de microstructura de bază și de natura și cantitatea elementelor de aliere au condus la întocmirea unor diagrame care să evidențieze ușor aceste corelații. Straus și Maurer au fost primii care au indicat microstructura oțelurilor Cr-Ni cu circa 0,2%C răcite în aer de la 1100°C (fig.1.12) [90].

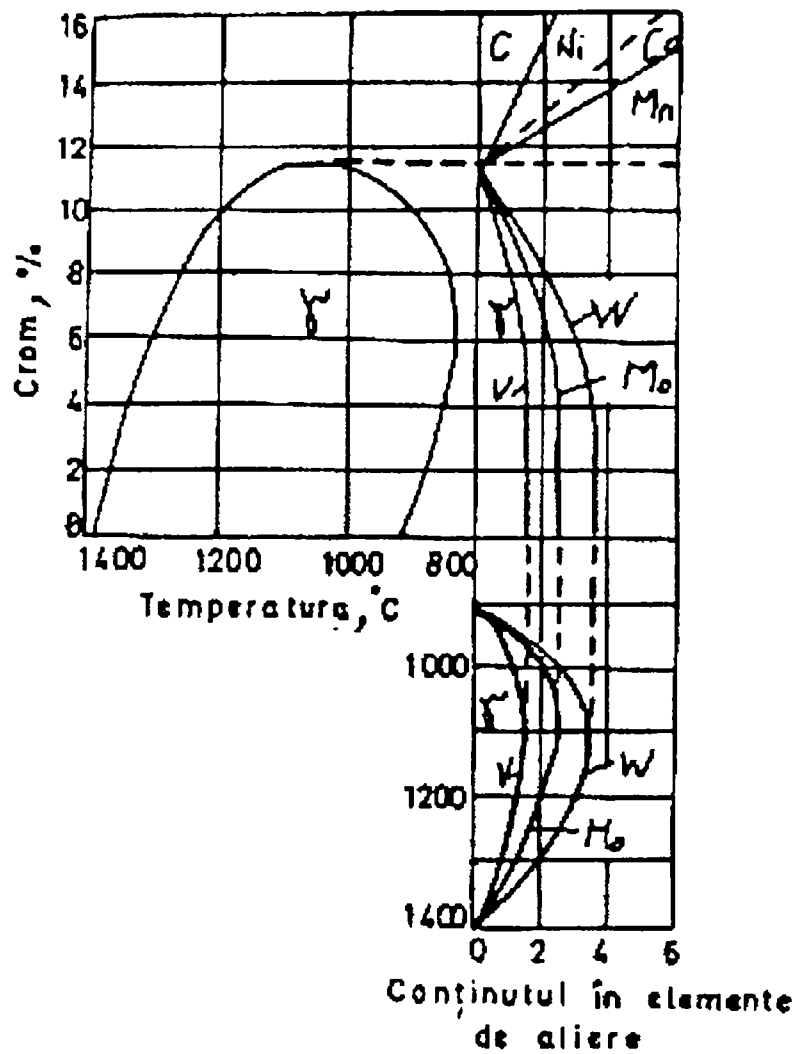


Fig.1.11 Influența diverselor elemente de aliere asupra mărimii domeniului γ în sistemul Fe-Cr

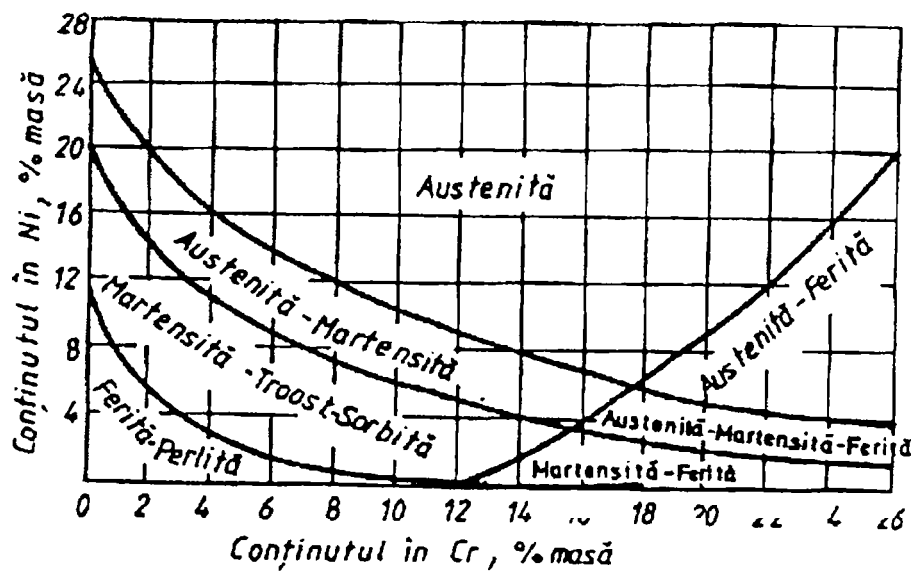


Fig.1.12 Diagrama microstructurală a oțelurilor Cr-Ni după Strauss și Maurer

În funcție de aceasta, oțelurile inoxidabile au fost clasificate în patru grupe distincte: feritice, martensitice, austenitice și austenito-feritice. Neajunsul acestor diagrame este legat de faptul că nu se ține seama de acțiunea elementelor formatoare de ferită sau austenită. De aceea, a fost gândită așa – numita diagramă Schäffler (fig.1.13) care introduce factori de influență ai elementelor din compoziția chimică în raport cu elementele conducătoare Cr respectiv Ni [69].

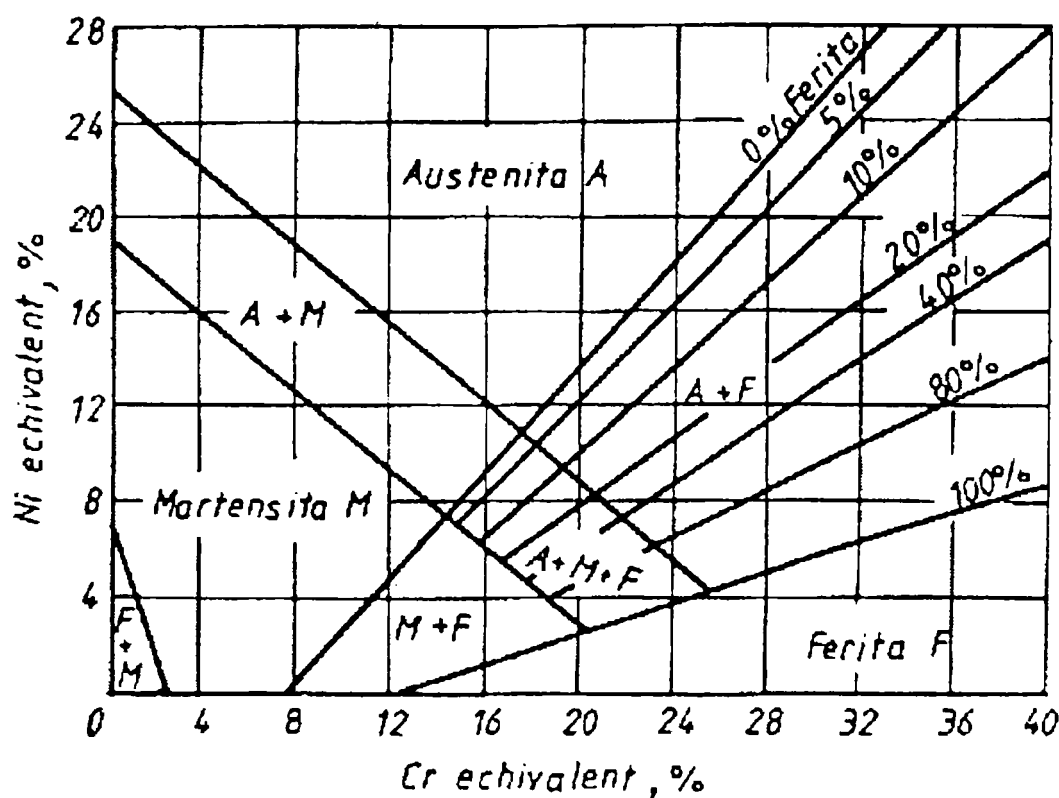


Fig.1.13 Diagrama Schäffler

Ea este valabilă pentru cusăturile sudate din oțeluri Cr-Ni răcite de la temperaturi foarte ridicate.

Relațiile de calcul pentru cromul echivalent și nichelul echivalent sunt:

$$Cr_{ech} = \%Cr + 1,4 \times \%Mo + 0,5 \times \%Nb + 1,5 \times \%Si + 2 \times \%Ti$$

$$Ni_{ech} = \%Ni + 30 \times \%C + 0,5 \times \%Mn + 30 \times \%N_2$$

1.3 Tratamente termice aplicate oțelurilor inoxidabile cu structură martensitică “moale”

S-a menționat anterior, că la oțelurile aliate cu 13-30%Cr și cu până la 0,1%C se urmărește obținerea unei microstructuri feritice. Având în vedere influența mare a carbonului și a azotului asupra domeniului fazei γ , este de așteptat ca la concentrații mai mari în carbon, prin încălzire să se producă o austenitizare, iar la răcire să apară cel puțin parțial o transformare martensitică.

Numai la oțelurile cu un conținut în crom situat la limita superioară, aliate suplimentar cu până la 5% molibden, având un conținut în carbon de cel mult 0,015% și fiind stabilizate cu niobiu, se poate atinge o structură complet feritică.

Aceste oțeluri *superferitice* au aplicații speciale [75].

La oțelurile cu crom și având conținuturi mai mari în carbon, prin încălzire la temperaturi ridicate se obține o microstructură complet austenitică, iar după călire va rezulta o microstructură martensitică la temperatura ambiantă.

Oțelurile cu 13%Cr necesită mai mult de 0,15%C și o austenitizare la cel puțin 950°C, iar cele cu 17%Cr necesită chiar 0,30%C la 1100°C (fig.1.14).

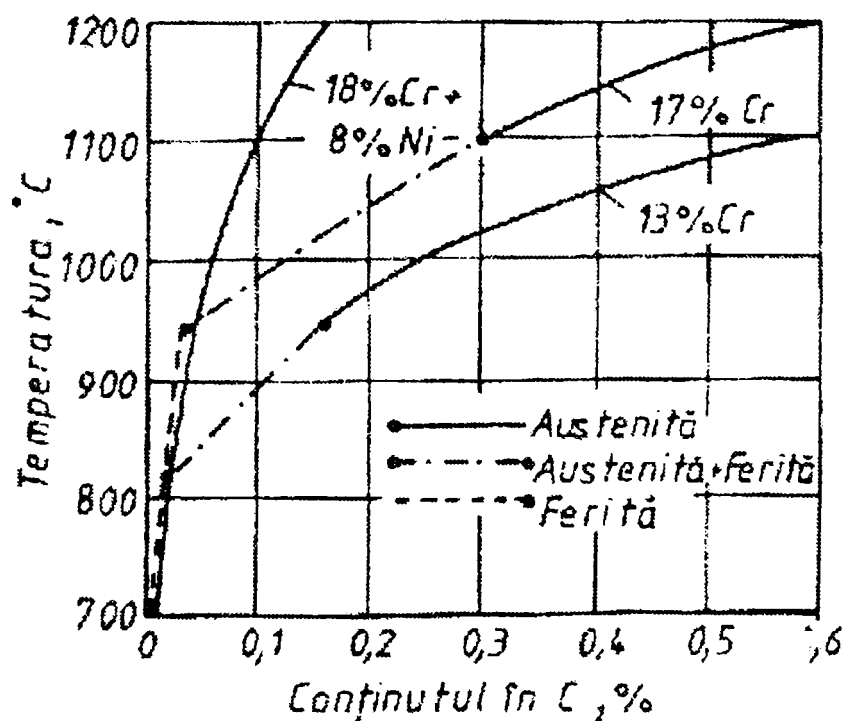


Fig.1.14 Solubilitatea maximă a carbonului în oțelurile cu 13%Cr, 17%Cr precum și cu 18%Cr și 8%Ni [22]

Așadar, oțelurile cu 12 până la 17% Cr prin adaosuri de carbon și chiar adaosuri limitate de nichel și azot devin capabile de transformare sau de durificare prin călire martensitică deoarece câmpul austenitic va fi extins. Tratamentul termic de îmbunătățire aplicat oțelurilor cu 0,10 – 0,45%C asigură obținerea unui ansamblu optim al caracteristicilor de rezistență mecanică și de plasticitate. La concentrații în carbon de peste 0,40% se vorbește despre oțeluri cu crom durificabile prin călire martensitică. Aceste materiale se supun călirii martensitice urmată de o revenire joasă la 200-350°C cu scop de detensionare. Creșterea de duritate depinde de conținutul

de carburi rămase nedizolvate în timpul austenitizării. Solubilitatea carburilor de crom la temperatura de austenitizare în vederea călirii scade cu creșterea conținutului de crom. De aceea, la conținuturi comparabile în carbon și aceeași temperatură de călire, oțelurile cu 13%Cr vor poseda o duritate mai mare comparativ cu cele care au un conținut mai mare în crom. De asemenea, în stare recoaptă conținutul în carbon permite reglarea caracteristicilor mecanice (fig.1.15) [15].

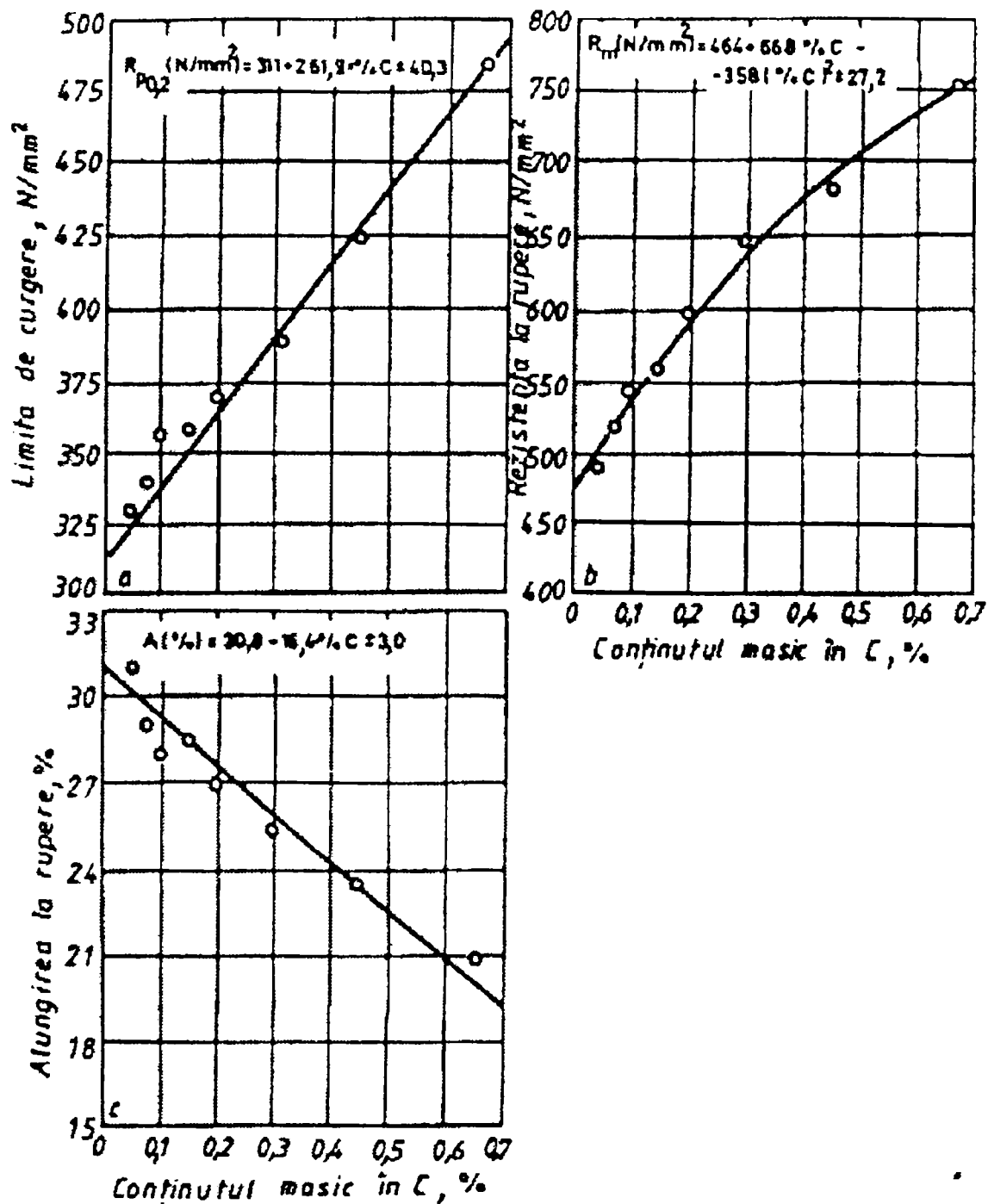


Fig.1.15 Influența conținutului în carbon asupra unor caracteristici mecanice ale oțelurilor inoxidabile cu Cr

Pentru creșterea aptitudinii la sudare a oțelurilor cu circa 13%Cr și 0,20%C s-a recurs la soluția înlocuirii unei părți a carbonului printr-un conținut echivalent în nichel astfel încât duritatea să se micșoreze, dar capacitatea de îmbunătățire să nu se modifice. În afară de aceasta, menținerea unei rezistențe înalte asociate unei bune tenacități a fost posibilă și la secțiuni transversale de peste 400 mm. Astfel a fost dezvoltată grupa *oțelurilor martensitice cu nichel*, din care au apărut oțelurile durificabile prin precipitare.

Alierea cu 4-6%Ni favorizează micșorarea cantității de ferită δ din microstructură, iar scăderea conținutului în carbon provoacă o creștere a tenacității martensitei și o reducere a tendinței de fisurare la rece [107].

Din fig.1.16 se poate observa că în urma cristalizării primare aliajele Cr-Ni 13/4 sau 13/6 au o microstructură formată din soluția solidă δ . La circa 1300°C începe transformarea soluției solide δ în soluția solidă γ iar la 1200 °C aceasta se finalizează. În condiții practice de răcire transformarea $\delta \rightarrow \gamma$ nu va fi completă, o mică porțiune de ferită δ fiind subrăcită.

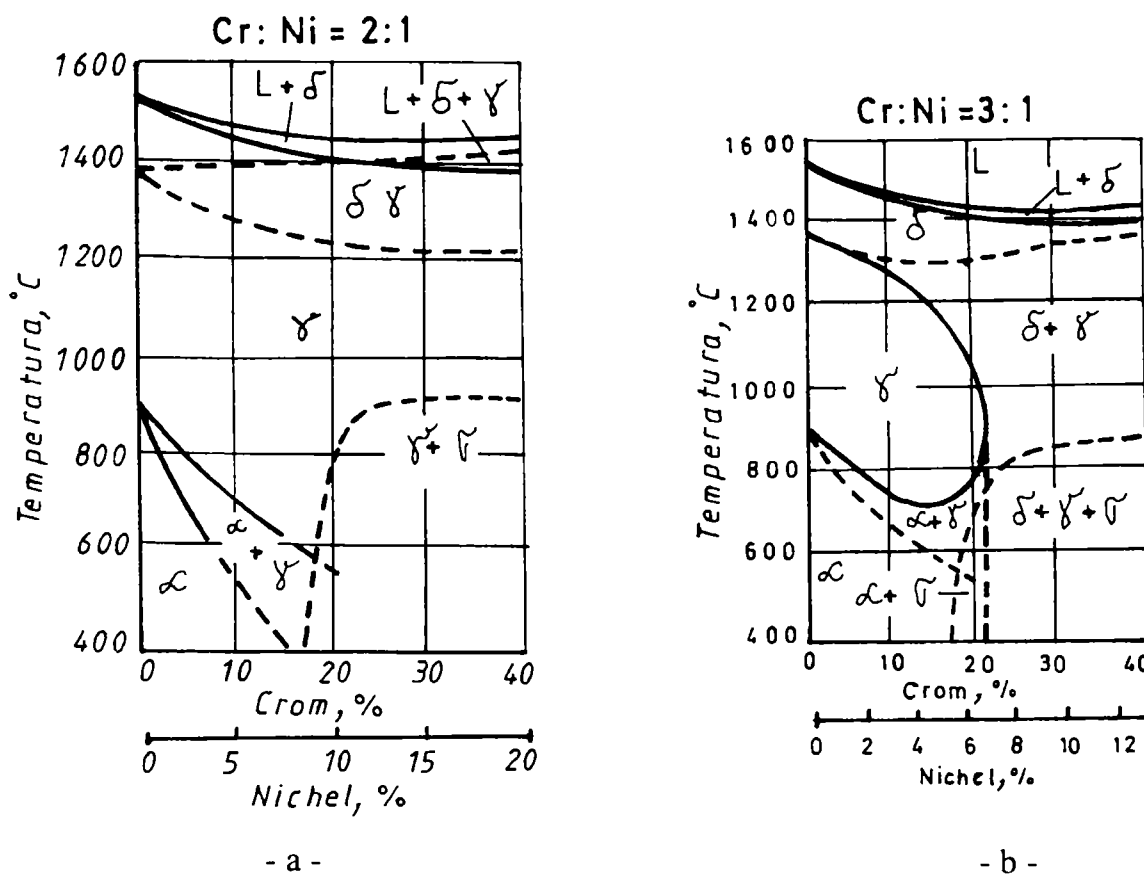


Fig.1.16 Secțiune prin sistemul ternar Fe-Cr-Ni la un raport Cr : Ni = 2 : 1 (a), respectiv Cr : Ni = 3 : 1 (b) [90]

627072
3090

O dată cu scăderea temperaturii sub 1200°C , are loc transformarea fazei γ în martensită, rămânând în microstructură o cantitate de 1-10% austenită reziduală. Datorită conținutului redus în carbon și a alierii cu nichel, martensita formată va avea o bună tenacitate și o duritate de 350-400 HV.

Temperatura de început de transformare martensitică este de $200-250^{\circ}\text{C}$, inferioară celei de la oțelurile aliate numai cu crom. În consecință, microstructura obținută în urma răcirii la temperatura camerei este alcătuită dintr-o martensită “moale” cu cantități reduse de ferită subrăcită și de austenită. Prin revenire se va produce o creștere suplimentară a tenacității și o diminuare a durității și rezistenței la rupere.

În tabelul 1.1 se prezintă compoziția chimică a unor mărci de oțeluri martensitice “moi”.

Tab.1.1 Compoziția chimică a unor oțeluri martensitice “moi”.

Marca de oțel	Compoziția chimică,%			
	C_{\max}	Cr	Mo	Ni
X5CrNi13.1 (DIN 17006)	0,05	13	0-0,4	1-2
X5CrNi13.4	0,05	13	0,4	4
X5CrNiMo13.4.1	0,05	13	1,5	4
X5CrNi13.6	0,05	13	0,4	6
X5CrNiMo13.6.1	0,05	13	1,5	6
2RM2 (Bofors – Suedia)	0,06	13	-	6
2RMO (Bofors – Suedia)	0,06	13	1,5	6
2RO37	0,13	13	1,2	1
COR 134 (Elveția)	0,08	12,5	0,5	3,8
VIRGO105DO (Franța)	0,06	12	1,0	1,5
CA 6 NM (SUA)	0,06	13	0,7	4
CA 6 N (SUA)	0,06	11,5	-	7

Tratamentul termic secundar conține o călire martensitică volumică de la temperaturi cuprinse între $950-1050^{\circ}\text{C}$ urmată de o revenire la $550...650^{\circ}\text{C}$ [108].

Principala particularitate a oțelurilor 13/4 și 13/6 din punctul de vedere al Științei materialelor constă în formarea unor cantități de austenită fin dispersată în cursul revenirii la temperaturi mai mari de 580°C .

Acest fenomen are ca efect o creștere a energiei de rupere KV, obținându-se valori maxime ale acesteia prin revenire la 600-620 °C. Ridicarea temperaturii de revenire la peste 620 °C provoacă o scădere a energiei de rupere KV ca urmare a transformării austenitei de reversiune în martensită în cursul răcirii ulterioare.

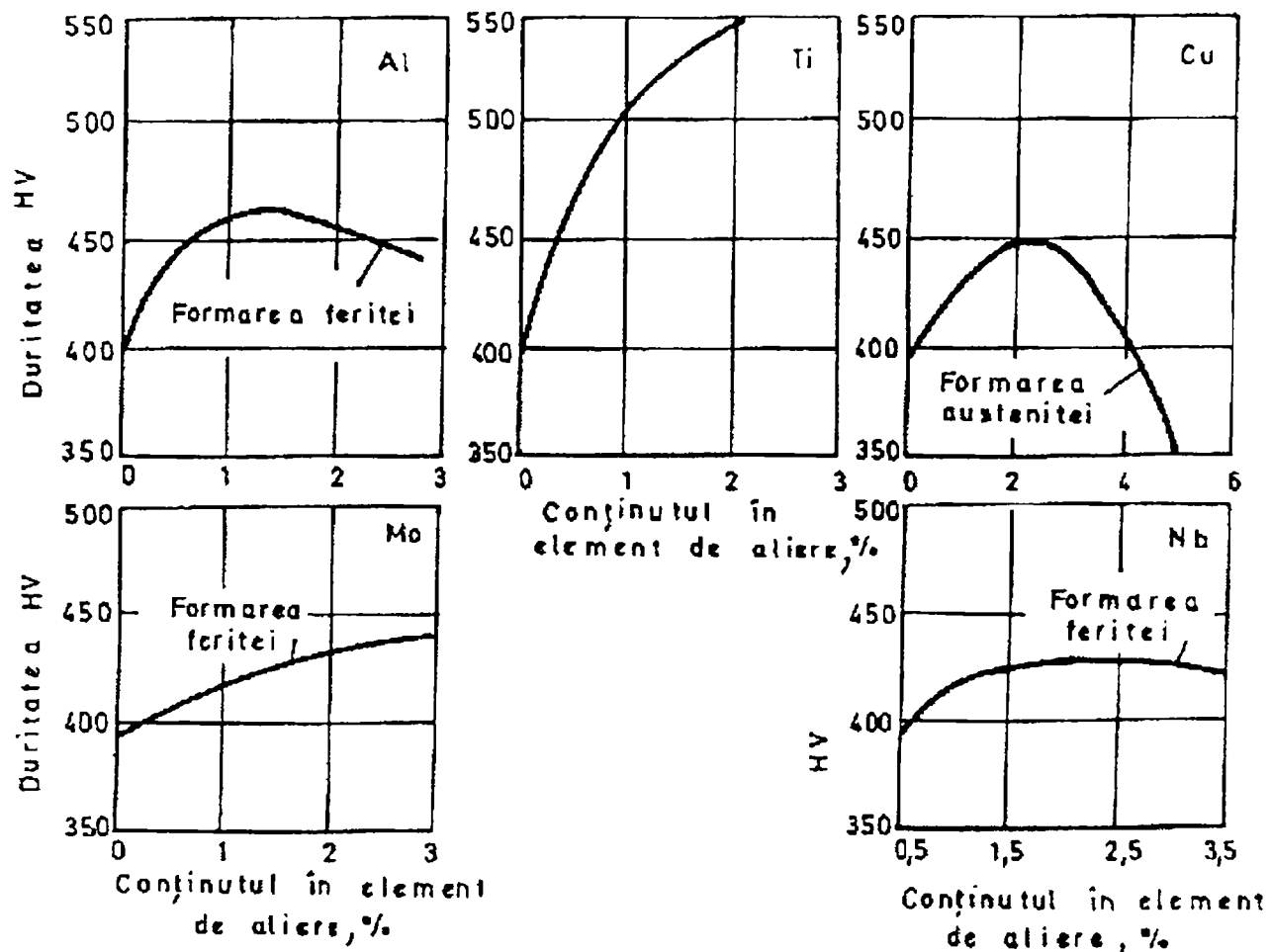
În tabelul 1.2 se exemplifică proprietățile mecanice la temperatura ambiantă, proporțiile volumice de ferită δ și de austenită în masa martensitică precum și temperatura de început de transformare martensitică la unele sorturi de asemenea oțeluri.

Tab.1.2 Caracteristicile mecanice și structurale ale unor oțeluri martensitice “moi”

Marca de oțel	Tratament termic	Proprietăți mecanice				Ferită δ %vol.	Austenită, %vol.	Ms, °C
		R _m , N/mm ²	R _{p0,2} , N/mm ²	A ₅ , %	KV,J			
X3CrNi13.1	Călire	994	755	12	23	12-18	0-2	290
	Călire+ Rev.700°C	675	546	21,2	76			
X3CrNi13.4	Călire	1086	976	15,3	35	1-4	2-5	240
	Călire+ Rev.600°C	834	713	19,1	84			
X3CrNi13.6	Călire	1062	834	12,8	31	0-2	8-10	220
	Călire+ Rev.600°C	825	637	20,8	68			
2RM2	Călire+ Rev.590°C	800	600	15	60			200
2RM0	Călire+ Rev.590-610°C	850	620	15	60		27	175
COR 134	Călire+ Rev.600-625°C	850	600	15	80			
VIRGO 105DO	Călire+ Rev.650°C	700	550	15	70			360
CA 6 NM	Călire+ Rev.565-620°C	760-930	550	15	35			
CA 6 N	Călire+ Rev.815°C+ Rev. 415°C	930	865	15	50			

Unele compoziții chimice de oțeluri martensitice cu nichel sunt susceptibile la *durificare structurală*; în intervalul temperaturilor de îmbătrânire de 400-600 °C se favorizează precipitarea unor faze intermetalice.

Efectul de durificare cel mai pronunțat îl are titanul: el este urmat de aluminiu, cupru, niobiu și molibden. În figura 1.17 prin intermediul unei săgeți este marcat conținutul în elemente durificatoare de la care începând, contribuie la formarea feritei δ sau a austenitei.



Compoziția chimică de bază :0,05%C;12%Cr;8%Ni;0,50%Si;0,50%Mn;0,50%Nb

Tratament termic: Călire 1050 °C/30 min/aer + Revenire 450 °C/4 h/aer.

Fig.1.17 Influența Al, Cu, Mo, Nb și Ti asupra durificării oțelurilor martensitice cu 12%Cr și 8%Ni [15],[37]

1.4 Dezvoltarea unor noi oțeluri martensitice cu rezistență mărită și conținut redus în carbon

Criteriile care stau la baza proiectării oțelurilor inoxidabile cu 13% Cr de înaltă rezistență pot fi rezumate astfel:

- a. absența feritei δ din microstructură;
- b. temperatura punctului critic M_f să fie situată peste cea a camerei;
- c. o stabilitate la revenire cât mai ridicată;
- d. temperatura punctului critic A_{c1} să fie cât mai ridicată posibil.

Combinăția de proprietăți impuse pentru diversele aplicații din industria hidroenergetică este critică în sensul că alături de bune caracteristici de ductilitate și tenacitate se necesită o rezistență mecanică maximă. Din motive evidente carbonul trebuie menținut cât mai redus (max.0,06%), iar oțelul trebuie să aibă un preț de cost rezonabil, respectiv să conțină puține elemente de aliere scumpe ca nichelul și molibdenul.

Nichelul este un element care scade proporția de ferită δ fără să coboare prea mult temperaturile M_s și M_f . Dar el are dezavantajul că prin coborârea temperaturii A_{c1} va fi limitată temperatura superioară la care se poate executa tratamentul termic de revenire fără austenitizare.

Totodată, la conținuturi de peste 3,5%Ni în timpul revenirii la 580-620 °C se formează în structură o anumită proporție de austenită fin dispersată (austenita de reversiune) care favorizează creșterea energiei de rupere KV. Dacă se ridică și mai mult temperatura de revenire, tenacitatea scade brusc datorită transformării austenitei de reversiune în martensită.

Molibdenul în concentrații de 1-2% se manifestă printr-o ridicare a conținutului în crom echivalent și implicit a cantității de ferită δ .

În mod obișnuit, se ia în considerare variația proprietăților mecanice la diferite temperaturi de revenire. Din curbele de revenire se va constata că valori ridicate ale caracteristicilor de rezistență mecanică vor fi obținute la temperaturi de până la 400 °C; în schimb caracteristicile de ductilitate și tenacitate nu vor fi întotdeauna corespunzătoare. Pentru a preveni coroziunea sub tensiune a materialului sunt recomandabile temperaturi de revenire cât mai ridicate. Pe de altă parte însă, trebuie evitate temperaturile de revenire de 640-680 °C care provoacă transformarea austenitei de reversiune în martensită.

Din aceste considerente, ne-am propus ca prim obiectiv optimizarea compoziției chimice a acestor oțeluri astfel încât conținuturile de crom și nichel echivalent transpuse pe diagrama Schöffler să conducă la o limitare la maximum a proporției de ferită δ .

Următorul obiectiv a vizat stabilirea parametrilor tehnologici de bază ai tratamentului termic preliminar și secundar, care să asigure o îmbinare favorabilă a ansamblului de proprietăți tehnologice și de întrebuințare.

Aceste două obiective de cercetare au ca rezultate finale următoarele:

- obținerea unor caracteristici de rezistență mecanică (rezistență la rupere, limită de curgere, rezistență la oboseală) cât mai ridicate și implicit a unei rezistențe specifice mari (R_m/ρ);
- o înaltă tenacitate îndeosebi la temperaturi scăzute și la secțiuni mari ale produselor;
- o bună comportare metalurgică și tehnologică de sudare; oțelurile dezvoltate trebuie să poată fi sudate fără tratamente termice de preîncălzire sau de postîncălzire;
- o mare stabilitate la coroziune și la eroziune cavitațională.

În acest fel se va realiza o valorificare superioară a potențialului maxim posibil pe care-l poate atinge această categorie de oțeluri inoxidabile, creindu-se premisele dezvoltării lor în țara noastră la S.C. U.C.M.Reșița S.A., unitate care produce echipamente hidroenergetice pentru necesitățile interne și pentru export.

Capitolul 2

CERCETĂRI EXPERIMENTALE PRIVIND DEZVOLTAREA OȚELURILOR INOXIDABILE 13 / 4 ȘI 13 / 6 / 1

2.1 Proiectarea compoziției chimice și prescripții de elaborare

În urmă cu 30 de ani oțelul cu 0,12%C, 13%Cr și 1%Ni era considerat materialul de bază în construcția rotoarelor și a paletelor turbinelor hidraulice. Cu toate că acest oțel oferă caracteristici ridicate de rezistență mecanică și o mare rezistență la coroziune și la cavitație, el prezintă anumite dezavantaje ca de exemplu, o slabă comportare metalurgică și tehnologică la sudare, precum și o tenacitate scăzută în cazul secțiunilor mari ale pieselor și la temperaturi scăzute. De aceea, industria de mare putere, respectiv construcția de turbine hidraulice a solicitat noi oțeluri care să elimine aceste inconveniente. Totodată, energetica nucleară dezvoltă stațiuni de puteri tot mai mari și ca urmare necesită recipiente care să lucreze la presiuni din ce în ce mai ridicate. Facem precizarea că în momentul de față se execută recipiente cu o grosime a peretelui de peste 250 mm. Asemenea dezvoltări au solicitat proiectanților și tehnologilor utilizarea unor noi oțeluri cu un spectru mai înalt al proprietăților tehnologice și de întrebuințare.

Cercetările întreprinse pentru obținerea și prelucrarea unor noi oțeluri având performanțe îmbunătățite față de oțelul cu 13%Cr au pornit de la cunoașterea influenței nichelului asupra caracteristicilor de tenacitate (fig.2.1) și de la reducerea conținutului în carbon în vederea îmbunătățirii comportării la sudare și a unei mai mari stabilități la coroziune [38], [39].

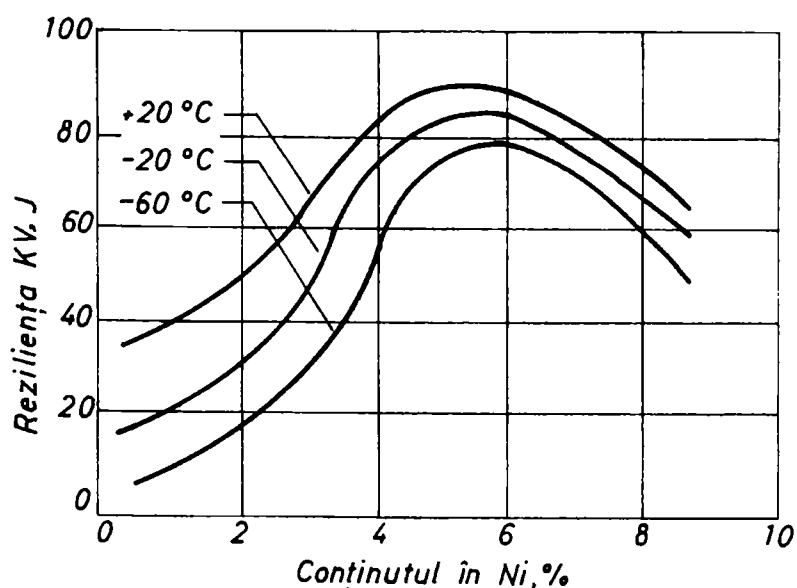


Fig.2.1 Efectul Ni asupra energiei de rupere KV a oțelului turnat cu 13%Cr

Din această figură rezultă că la concentrații de 4-6%Ni se obțin cele mai favorabile valori ale energiei de rupere KV. În consecință ne-am propus obținerea unui oțel din grupa 13/4 (13%Cr, 4%Ni) și a unui oțel din grupa 13/6/1 (13%Cr, 6%Ni, 1%Mo), care în stare turnată să constituie o alternativă atractivă pentru construcția echipamentelor de generare a puterii hidroelectrice, iar în stare deformată, pentru recipientii nucleari sub presiune răciți cu apă care lucrează la temperaturi scăzute și intermediare.

Asigurarea unui grad avansat de puritate și a unui conținut scăzut de gaze a impus elaborarea în sistem "DUPLEX", adică obținerea unui oțel de bază cu conținut scăzut în carbon și apoi rafinarea și alierea acestuia într-un cuptor electric cu inducție.

În tabelul 2.1 se prezintă prescripțiile de compoziție chimică pentru cele două mărci de oțeluri inoxidabile elaborate la S.C. U.C.M.Reșița cu caracter experimental.

Tabelul 2.1 Compoziția chimică proiectată

Marca de oțel	Compoziția chimică, %							
	C	Si	Mn	P max	S max	Cr	Ni	Mo
5CrNi 13.4	0,020-	0,20-	0,50-	0,020	0,020	12,00-	3,50-	-
	0,060	0,50	0,80					
5CrNiMo 13.6.1	0,020 -	0,20-	0,50-	0,020	0,020	12,00-	5,50-	1,00-
	0,060	0,50	0,80					

Pentru a putea asigura un grad de puritate avansat și un conținut scăzut de gaze se adoptă elaborarea în sistem "DUPLEX", adică obținerea unui oțel de bază cu conținut scăzut în carbon și apoi rafinarea și alierea acestuia într-un cuptor electric cu inducție.

2.2 Elaborarea oțelului de bază

Pentru realizarea unei defosforări și desulfurări avansate, precum și a unei afănări cu oxidare ridicată a carbonului se va utiliza un cuptor electric cu arc, cu căptușeală bazică. Se va folosi încărcătură de fier vechi nealiat (șutaje de laminate).

2.2.1 Încărcarea cuptorului

Se verifică starea cuptorului, respectiv să nu aibă denivelări în vatră, uzură pronunțată în zona zgurii și jgheabului de turnare. Cuptorul nu va fi la prima topire, vatra, pereții și bolta vor fi glazurate. Nu se elaborează după o șarjă înalt aliată.

Încărcătura va fi compusă din:

- Fier vechi greu,
- Fier vechi mijlociu,
- Fier vechi ușor,
- Șpan,
- Grafit deșeu (pentru carburare)

Ca fondanți

- Var
- Fluorină.

Oxidantul folosit este minereul de fier.

Ordinea încărcăturii este următoarea:

Pe vatră se adaugă var, fluorină, minereul de fier în proporție de 1,3:0,7:1,5% din încărcătură pentru a realiza oxidarea avansată în timpul topirii a fosforului și legarea chimică de Ca. Fluorina are rol de a fluidifica zgura și a-i mări activitatea. Grafitul deșeu se adaugă în proporție corespunzătoare, cca 0,5% din încărcătură, pentru a asigura la topire $[C]_t=0,35\%$.

Fierul vechi greu se așează pe vatră, în poziția axelor electrozilor și în contact electric direct (de suprafață) între bucăți. Peste acesta se adaugă fierul vechi mijlociu și deasupra fierul vechi ușor.

Pentru o mai ușoară amorsare a arcului electric, peste fierul vechi ușor se așează șpan de oțel. Raportul fier vechi greu, mijlociu, ușor este de 40:30:30. Pentru stabilizarea arcurilor electrice, în craterele formate se introduc bucăți de spărturi de electrozi de grafit.

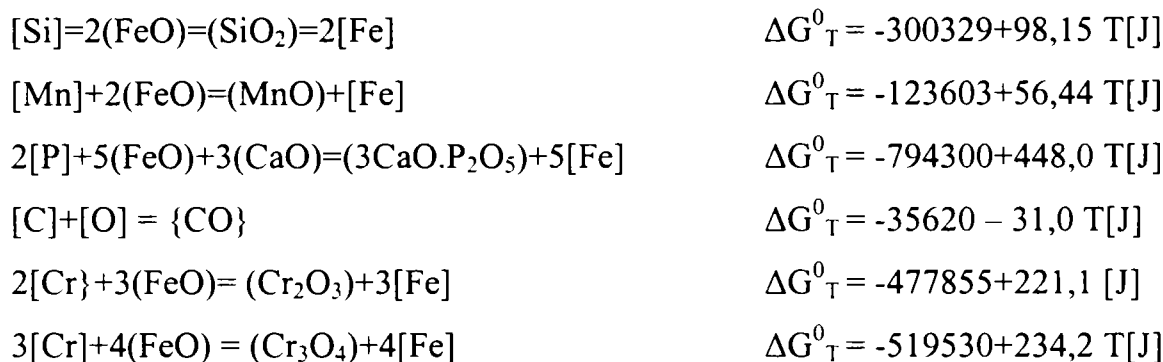
2.2.2 Topirea

Se lucrează cu metoda topirii cu oxidare parțială. Se cuplează bobinele de reactanță (șoc) și se începe topire cu treapta maximă de tensiune a transformatorului (220V c.a.).

După ce topirea avansează în proporție de cca.60%, pentru ca suprafața radiantă a băii metalice să nu supraîncălzească bolta, se trece pe treapta de tensiune imediat inferioară (200V c.a.). La terminarea topirii după luarea probei chimice, se schimbă treapta de tensiune imediat

inferioară (180V c.a) și se scoate din circuit bobina de reactanță. Se trage zgura de topire din cuptor în proporție mare (cca.95%). Se măsoară temperatura băii care trebuie să fie de cca1570⁰C. Se formează o zgură nouă, cu var și fluorină, în proporție de 1,3:0,7% din încărcătură.

2.2.3 Reacțiile chimice ale topirii



Oxidarea celorlalte elemente chimice din baia metalică, în timpul topirii, respectiv Cu, Ni , Mo , este neglijabilă ($\approx 1\div 2\%$). Pierderile în [Fe] sunt de cca. 2% prin volatilizare în arc electric.

Mecanismul formării (FeO) din minereu de fier (hematit) are la bază disocierea termică.

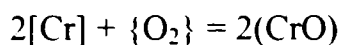
Astfel la $T > 572^0C$



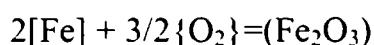
Mecanismul trecerii oxigenului din fază gazoasă în baia metalică, conform teoriei ionice este schematizat în figura 2.2.

Pentru calculul compoziției chimice a zgurii de topire se ține seama de:

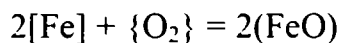




$$Q_{(\text{CrO})} = [\text{Cr}]_{\text{ox}} \cdot 136/104 \text{ instabil}$$



$$Q_{(\text{Fe}_2\text{O}_3)} = [\text{Fe}]_{\text{ox}} \cdot 160/112$$



$$Q_{(\text{FeO})} = [\text{Fe}]_{\text{ox}} \cdot 72/56$$

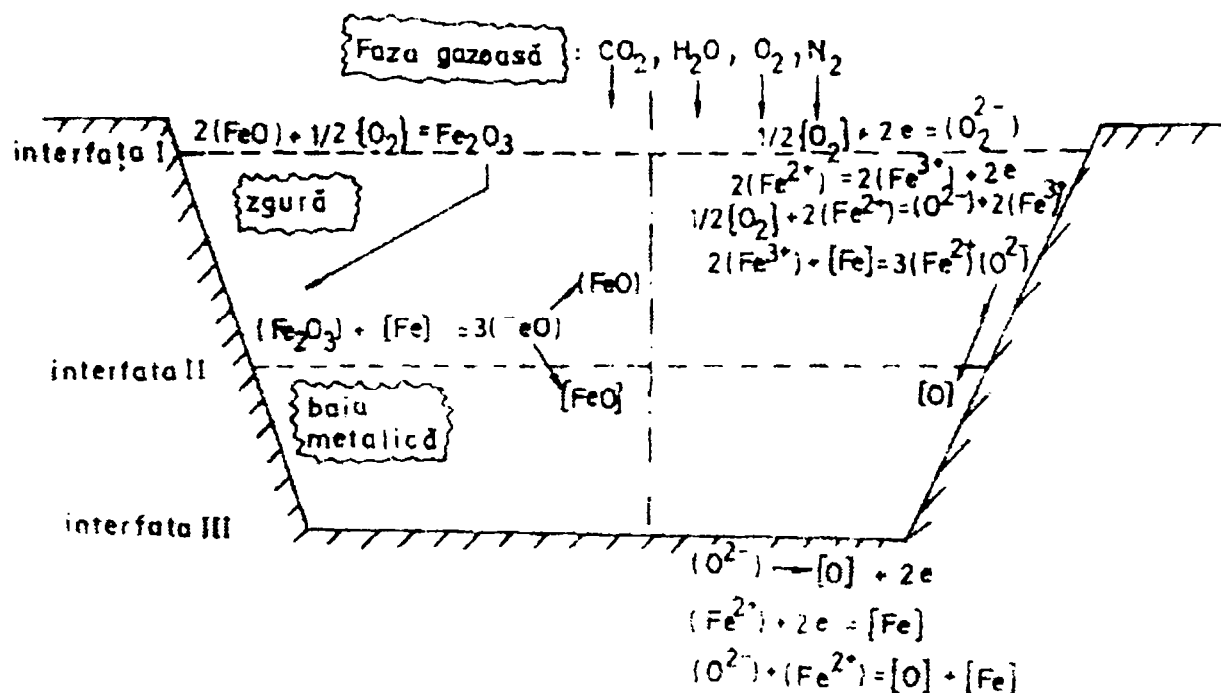


Fig. 2.2 Transferul oxigenului în baia de metal topit

2.2.4 Afânarea

Regimul termic al afânării trebuie astfel condus încât să asigure optimul scopurilor propuse. Astfel se va pune un accent deosebit pe defosforare la începutul afânării, când condițiile fizice - chimice și termice sunt favorabile, temperatură nu prea înaltă (cca. 1590°C), bazicitate ridicată (adaosul de var de 1,3%), (FeO) liber asigurat de adaosul de minereu de fier, hematit (după disociere) și activitate ridicată a zgurii (asigurată de fluiditatea corespunzătoare prin adaos de fluorină). La toate acestea se adaugă agitația termodinamică a zgurii prin însăși natura fazei de elaborare (fierbere cu minereu, cu formare de $\{\text{CO}\}$ și $\{\text{CO}_2\}$).

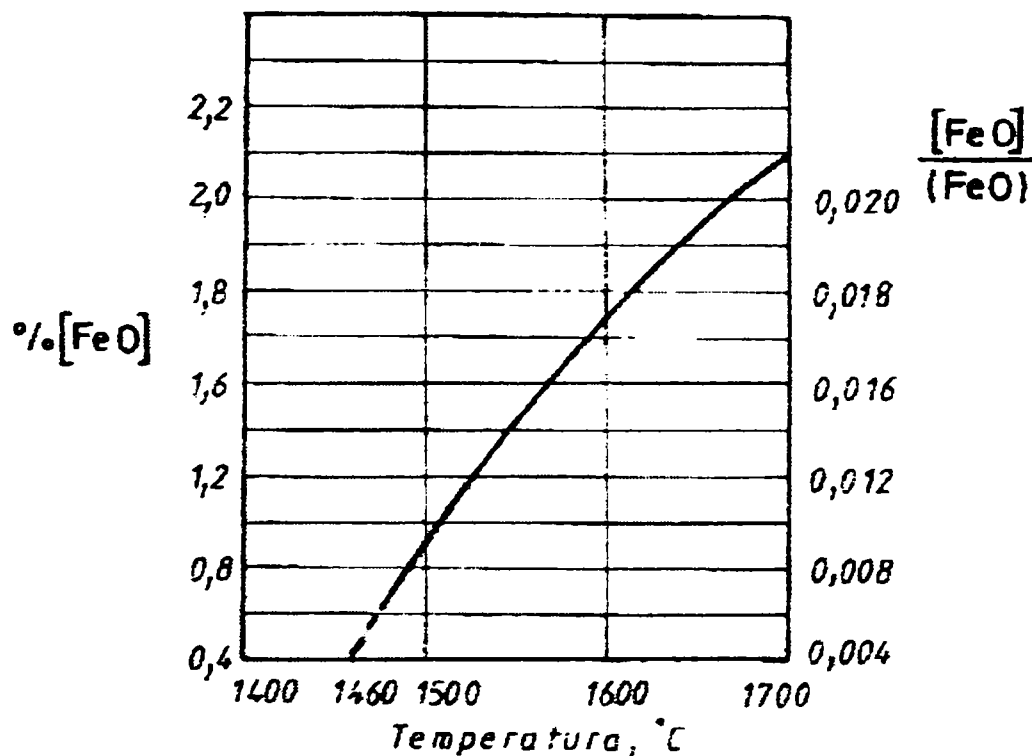
Dinamica procesului se menține prin adăugarea permanentă de var alternant cu minereu de fier pe suprafața zgurii, deci formând noi cantități de zgură capabilă de diluție a fosforului în ea și micșorând posibilitatea de saturare cu $(3\text{CaOP}_2\text{O}_5)$.

Defosforarea se consideră încheiată când zgura debordează din cuptor și temperatura băii metalice atinge 1630°C . Se urmărește ca prin adaosul de minereu de fier să se mărească

temperatura băii prin reacțiile exoterme de oxidare ce au loc. Ritmul de adaos de minereu se corelează cu echilibrul termic, forțarea lui ar produce răcirea băii prin reacția endotermă de disociere a hematitului în (FeO).

În continuare, se urmărește intensificarea regimului termic și a vitezei de decarburare la cca. $0,7^{\circ}\text{C/h}$, eliminând perioada de fierbere liniștită, aceasta fiind asigurată de însăși scăderea solubilității în baia lichidă a oxigenului la o anumită temperatură (cca. 1700°C), temperatură peste care căptușeala refractară a cuptorului ar fi puternic afectată.

Conform lui L:S: RĪBAKOV



$$L_{\text{FeO}} = 0,588 \cdot 10^{-5} \cdot t^0 - 0,0793$$

$$L_{\text{FeO}} = [\text{FeO}]/(\text{FeO})$$

$$[\text{FeO}] = O''_b \cdot 72/16 \cdot 2/3$$

$$(\text{Fe}_2\text{O}_3) = 10/100 \cdot Q_{<\text{Fe}_2\text{O}_3>} + 1/3 O''_b \cdot 160/48$$

Oxigenul rămas în baie la afânare fiind:

$$O''_b = 16 - 72 \cdot (0,0124 + 0,05[\text{C}]_0)/[\text{C}]_0$$

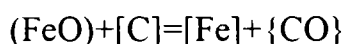
Solubilitatea oxigenului în fierul lichid pur, la echilibru cu (FeO).

$$\lg[\%O]_{\max} = -6320/T + 2,734$$

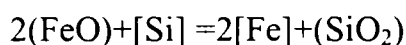
deci la $T = 1600^{\circ}\text{C}$

$$[O]_{\text{sat}} = 0,23\% \text{ sau } 2300 \text{ p.p.m}$$

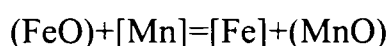
2.2.4.1 Calculul necesarului de minereu de fier



$$Q_{(\text{FeO})} = [\text{C}]_{\text{ox}} \cdot 72/12$$



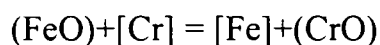
$$Q_{(\text{FeO})} = [\text{Si}]_{\text{ox}} \cdot 144/28$$



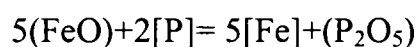
$$Q_{(\text{FeO})} = [\text{Mn}]_{\text{ox}} \cdot 72/55$$



$$Q_{(\text{FeO})} = [\text{Cr}]_{\text{ox}} \cdot 216/104$$



$$Q_{(\text{FeO})} = [\text{Cr}]_{\text{ox}} \cdot 68/52$$



$$Q_{(\text{FeO})} = [\text{P}]_{\text{ox}} \cdot 260/62$$



$$Q_{\langle \text{Fe}_2\text{O}_3 \rangle} = \Sigma_{(\text{FeO})} \cdot 160/216 = \Sigma(\text{FeO}) \cdot 0,74$$

Temperatura la sfârșitul afânării este de 1685°C , suficientă pentru a coborî carbonul la $[C]_0 = 0,030\%$. Pentru a scădea și mai mult temperatura lichidus și implicit modificarea favorabilă a solubilității oxigenului în baie la echilibrul cu temperatura de 1685°C , în încărcătura metalică se poate introduce Ni și Mo necesare compoziției chimice finale, respectiv Ni=4...6% și Mo=1,5%.

La sfârșitul afânării, după luarea probei chimice, se trage zgura (peste 90%) și se formează o nouă zgură, cu var și fluorină (1,4 și 0,2%).

Durata afânării nu va depăși 45 minute.

2.2.5 Predezoxidarea

Predezoxidarea se realizează prin precipitare cu SiMn₇₀, 0,3% și Al tehnic pe bară imersată în baie, 0,6Kg/t. Consumul de Al este ridicat datorită conținutului mare de O₂ rămas în baie la echilibru cu $[C]=0,03\%$ și $T=1685^{\circ}\text{C}$.

Regimul termic al băii metalice trebuie coborât treptat pentru a eficientiza dezoxidarea. Baia metalică pierde treptat temperatura începând de la formarea noii zgure și până la sfârșitul dezoxidării.

2.2.6 Dezoxidarea

Dezoxidarea se face prin difuzie sub zgură albă, prin adaos de FeSi₇₅ și SiCa, la [Si]=0,37%. Durata dezoxidării nu va depăși 30 minute, completarea dezoxidării cu SiCaAl_{1,5} realizându-se la oala de turnare. Zgura se va corecta cu spărturi de șamotă: 0,1Kg/t pentru scăderea bazicității de la 3,8 la 3÷3,2. Pe tot parcursul dezoxidării prin difuzie, ușa cuptorului va fi închisă pentru a diminua din efectul oxidant al atmosferei cuptorului:

Temperatura băii metalice ajunge la 1655⁰C, corespunzătoare pentru deșarjare.

2.2.7 Deșarjarea

În timpul deșarjării temperatura șarjei scade cu cca. 20⁰C. Pe jgheabul de turnare se fac dezoxidările finale cu CaSiAl_{1,5} și șpan de Al.

Temperatura în oala de turnare va fi 1635⁰C, corespunzătoare turnării calupilor.

2.3 Elaborarea mărcilor de oțel

Secvența a-II-a a procesului “DUPLEX” constă în rafinarea și alierea oțelului de bază în cuptor electric cu inducție.

Necesarul de feroaliaje pentru aliere și corecții, calculate pentru o șarjă de 250 kg este:

SiCa = 1 kg

Mn metalic = 1,25 kg

Ni metalic = 12-15 kg

FeCr₆₇ = 49 kg

FeMo₆₂ = 178 kg

Cantitate de feroaliaj:

$$Q_{FeA} = \frac{[\%E_f - \%E_i] \cdot 10 \cdot Q_s}{\frac{\%E_{FeA}}{100} \cdot \frac{100 - a}{100}} \cdot [\text{kg}]$$

unde :

Q_{FeA} = cantitate de feroaliaj [kg]

$\%E_f$ = % element chimic din baie, final

$\%E_i$ = % element chimic din baie, inițial

Q_s = dimensiunea șarjei [t]

$\%E_{FeA}$ = element chimic din feroaliaj [%]

a = arderea chimică a elementului

Pentru calculul temperaturii lichidus, în vederea turnării cu optim de 50°C peste T_L , se folosește relația:

$$T_L^0F = T_{LFe} - \Sigma \Delta T_{el} \text{ [}^0F\text{]}$$

$$\Delta T_{el} = \Sigma K_{el} \cdot a_{el}$$

$$T_{LFe} = 2795 \text{ }^0F$$

a_{el} = %mediu al elementului de aliere

$$T_L^0C = 5/9(T_L^0F + 32)$$

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Co	Al	Ti	Σ Ta+Nb	Ni	
K_{el}	141	22	7,2	4,2	5,5	3	2	2,7	9	2,7	12,5	$\leq 6,2$	$> 6,2$
												8	49,6+2,6(Ni-6,2)

2.3.1 Deșarjarea finală

Alierea și corecțiile nu trebuie să depășească 45 de minute. Temperatura finală, înaintea deșarjării trebuie să fie de 1570°C, adaptată turnării probelor și lingourilor din ambele mărci de oțel. Turnarea se protejează pentru reținerea zgurii printr-un sistem de sifonare.

În figurile 2.3 ... 2.5 se exemplifică condițiile de elaborare – turnare a celor două oțeluri proiectate.

Pentru experimentări au fost turnate două lingouri a câte 150 kg (unul din oțel 13 / 4 și altul din oțel 13 / 6 / 1) în cochilă invers conică de secțiune hexagonală (fig.2.6) și un număr suficient de probe tip pană (fig.2.7). Atât lingourile cât și probele turnate au fost supuse tratamentului termic preliminar de recoacere pentru omogenizare urmată de revenire înaltă conform ciclului din fig.2.8.

Ulterior, lingourile metalice au fost cojite și apoi forjate sub formă de bare cilindrice având diametre cuprinse între 25 și 50 mm. Probele turnate au fost prelucrate prin frezare și strunjire în vederea realizării diferitelor tipuri de epruvete pentru încercări mecanice și examinări metalografice.



Fig.2.3 Imaginea cuptorului de elaborare și a oalei de turnare



Fig.2.4 Procesul de turnare



Fig.2.5 Procesul de turnare a unui rotor de Francis

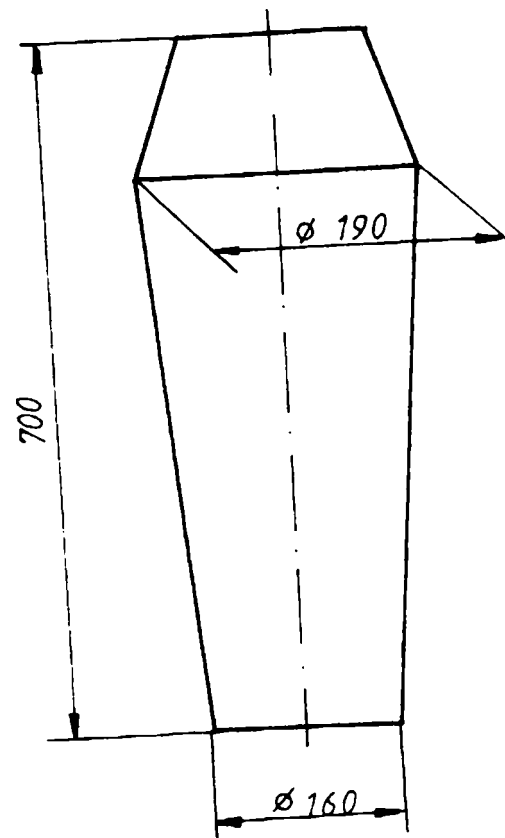


Fig.2.6 Lingou turnat cu masa de 150 kg

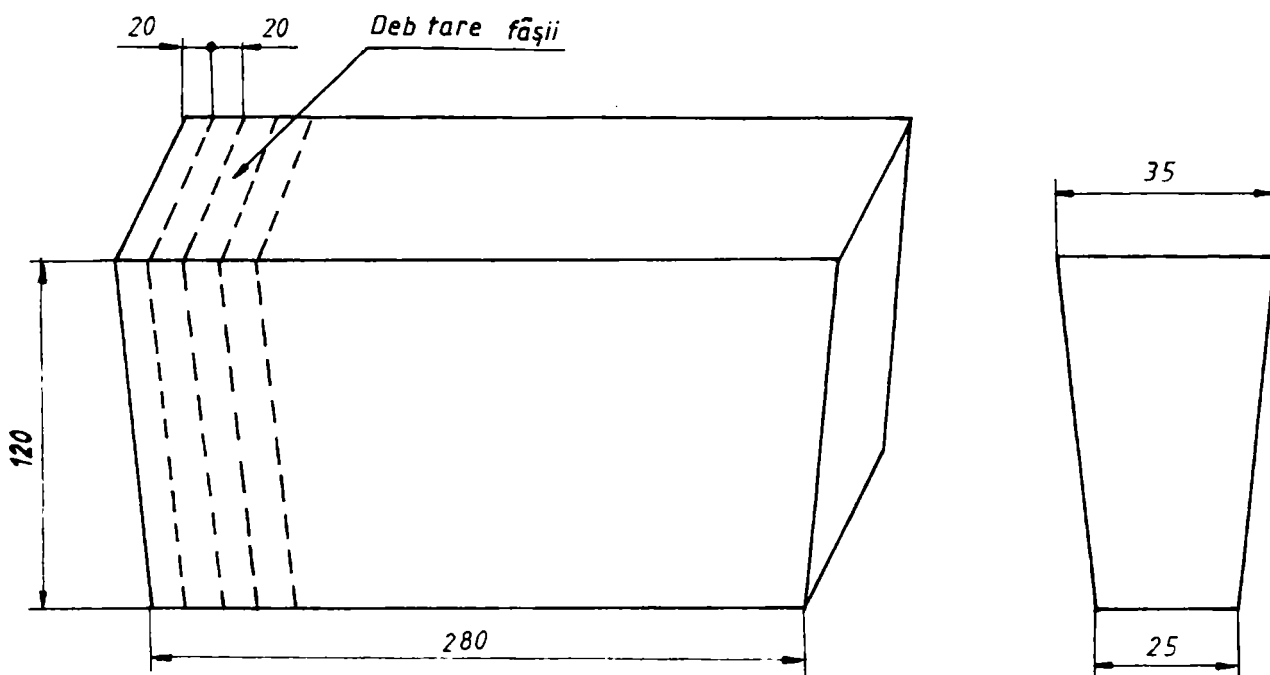


Fig. 2.7 Forma și dimensiunile probelor turnate tip pană

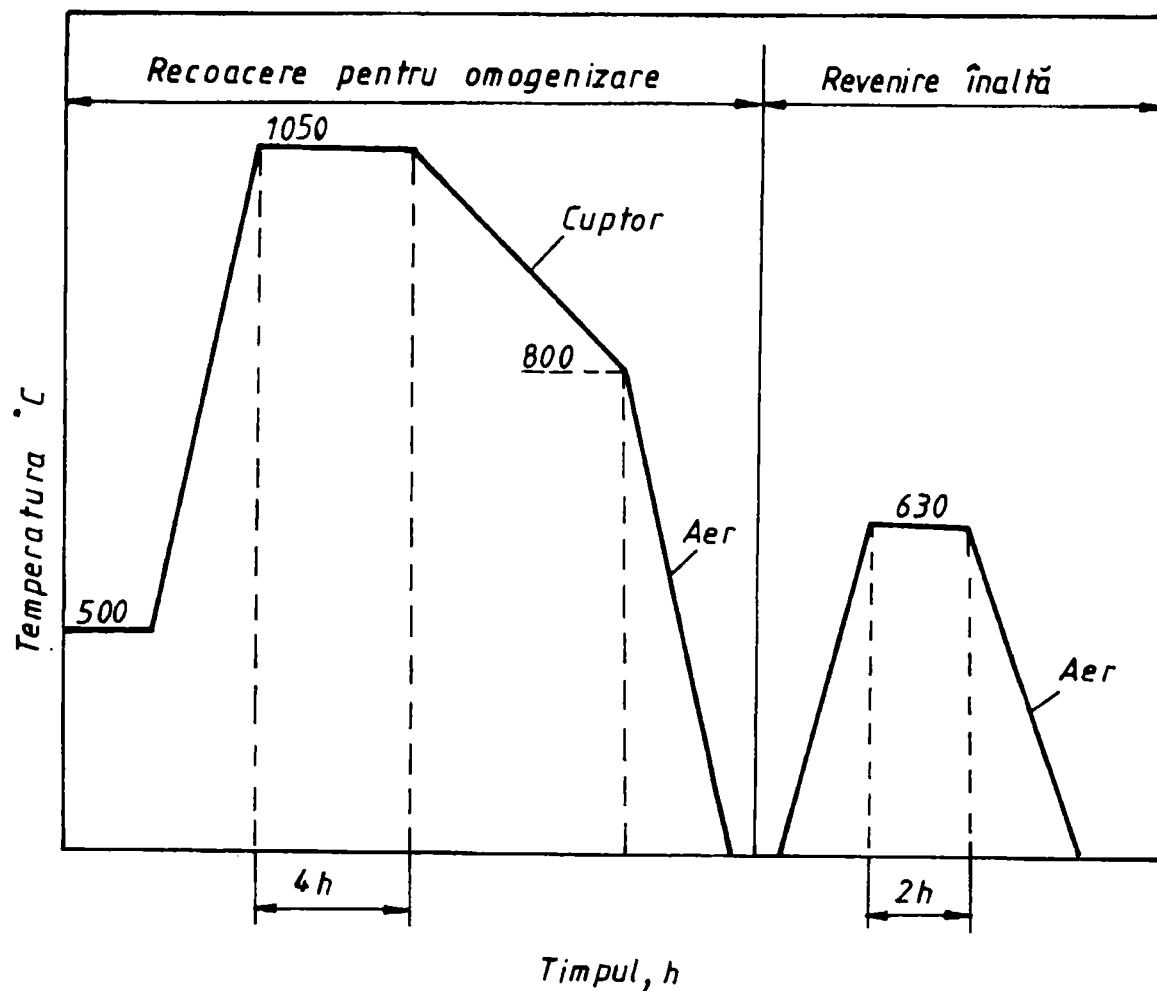


Fig.2.8 Ciclograma recoacerii pentru omogenizare urmată de revenire înaltă

2.4 Analiza compoziției chimice și a microstructurii oțelurilor studiate

În tabelul 2.2 se prezintă rezultatele analizelor chimice clasice și spectrale efectuate asupra șarjelor elaborate din cele două oțeluri proiectate.

Tab.2.2 Compoziția chimică prescrisă și efectivă a oțelurilor cercetate

Oțel	Compoziția chimică, %	Valori prescrise	Valori efective	Compoziția chimică, %	Valori Prescrise	Valori efective
13/4	C	max. 0,06	0,050	N	-	-
	Si	0,20-0,50	0,42	Ti	-	0,010
	Mn	0,50-0,80	0,61	Al	-	0,021
	P	max. 0,020	0,018	V	-	-
	S	max.0,020	0,018	Nb	-	-
	Cr	12,00-14,00	12,80	Cu	-	0,020
	Ni	3,50-4,50	4,12	W	-	-

13/6/1	C	max. 0,06	0,050	N	-	0,053
	Si	0,20-0,50	0,49	Ti	-	0,020
	Mn	0,50-0,80	0,53	Al	-	0,023
	P	max.0,020	0,017	V	-	0,09
	S	max.0,020	0,018	Nb	-	0,01
	Cr	12,00-14,00	12,01	Cu	-	0,03
	Ni	5,50-6,50	6,05	W	-	0,01
	Mo	1,00-2,00	1,42			

Comparativ cu oțelul clasic 13/1 (13%Cr, 1%Ni), conținutul în carbon a fost redus la 0,05% iar cel de nichel a crescut de la 1% la 4% (oțelul 13/4) respectiv la 6% (oțelul 13/6/1). Suplimentar, oțelul 13/6/1 a fost aliat cu molibden în vederea preîntâmpinării sau întârzierii fenomenelor de fragilizare și a îmbunătățirii rezistenței la coroziune.

Pentru aprecierea microstructurii acestor oțeluri în funcție de compoziția lor chimică au fost utilizate diagramele Schöffler (fig.2.9), respectiv Schöffler modificată de Schneider (fig.2.10).

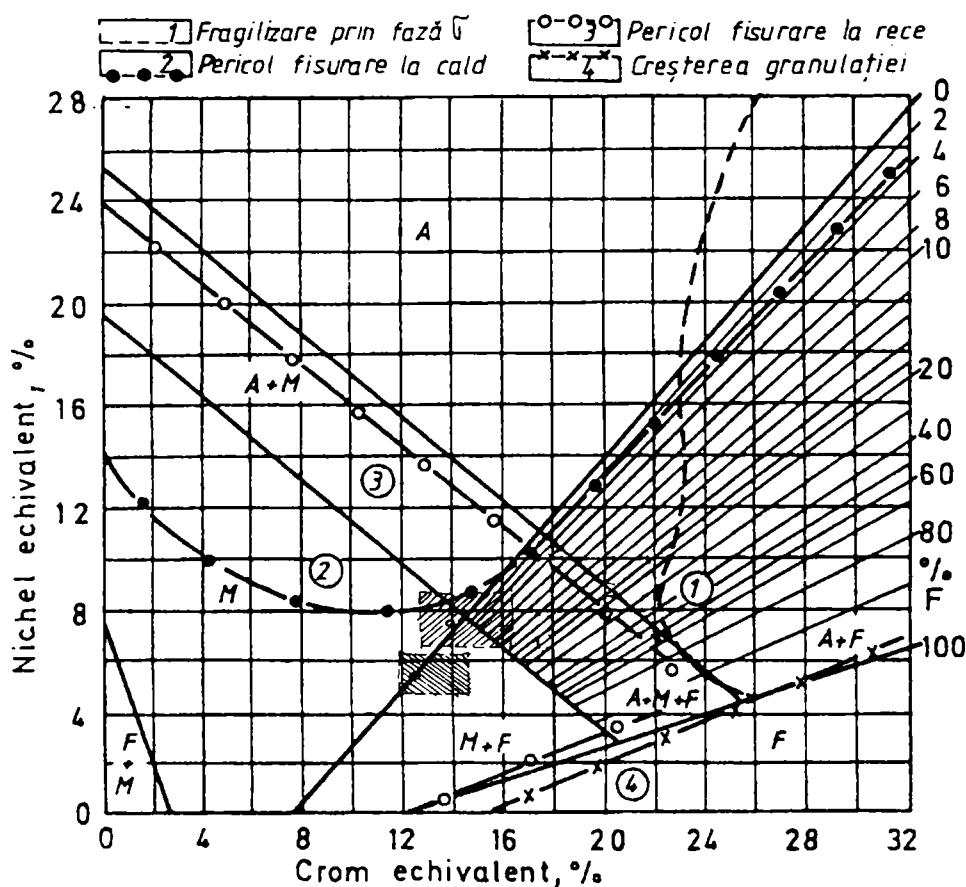


Fig. 2.9 Diagrama Schöffler

Relațiile de calcul a cromului echivalent și nichelului echivalent sunt:

a) pentru diagrama Schöffler

$$Cr_{ech} = \%Cr + 1,5x\%Si + \%Mo + \%Al + 0,5x(\%Ta+\%Nb) + 2x\%Ti + \%W + \%V$$

$$Ni_{ech} = \%Ni + 30x\%C + 0,5x\%Mn + 0,5x\%Co$$

b) pentru diagrama Schöffler modificată de Schneider

$$Cr_{ech} = \%Cr + 2x\%Si + 1,5x\%Mo + 5x\%V + 5,5x \%Al + 1,75x\%Nb + 1,5x\%Ti + 0,75x\%W$$

$$Ni_{ech} = \%Ni + \%Co + 0,5x\%Mn + 0,3x\%Cu + 25x\%N + 30x\%C$$

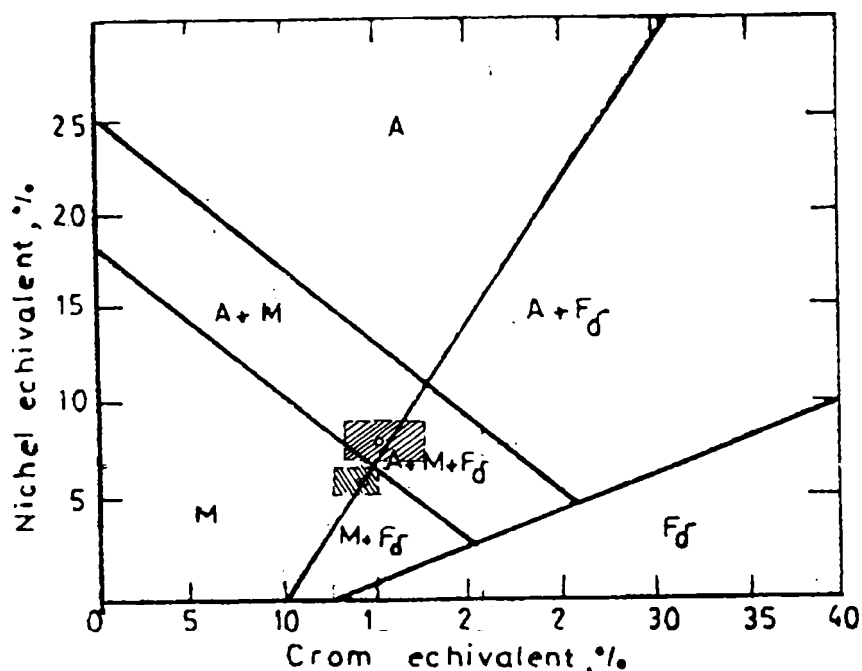


Fig.2.10 Diagrama Schöffler modificată de Schneider

În tabelul 2.3 sunt indicate perechile de valori ale conținutului echivalent în crom, respectiv în nichel pe baza cărora au fost stabilite punctele nominale și dreptunghiurile nominale caracteristice. Se menționează faptul că dreptunghiul caracteristic cuprinde mulțimea punctelor caracteristice și de aceea este mai reprezentativ decât punctul corespunzător compoziției chimice nominale.

Tab.2.3 Valorile cromului și nichelului echivalent

Diagrama	Oțel	Cr _{ech} min.	Cr _{ech} max.	Ni _{ech} min.	Ni _{ech} max.	Cr _{ech} nom.	Ni _{ech} nom.
Schöffler	13/4	12,30	14,75	4,95	6,70	13,47	5,92
	13/6/1	13,30	16,75	6,95	8,70	14,42	7,79
Schöffler-Schneider	13/4	12,40	15	5,1	6,70	13,77	5,62
	13/6	13,90	18,00	6,95	8,70	15,61	7,80

Transpunerea perechilor de valori calculate pe cele două diagrame permite următoarele observații:

- punctul nominal caracteristic evidențiază pe fig.2.9 o microstructură martensitică, fapt care demonstrează că ambele oțeluri sunt autocălibile; în consecință principala dificultate care poate însoți prelucrările tehnologice este sensibilitatea față de fisurarea la rece;
- pe diagrama Schäßler-Schneider (fig.2.10), același punct nominal ne conduce către o microstructură formată din martensită(13/4) sau martensită și o mică proporție de austenită (13/6/1); formarea austenitei este o consecință a efectului gamagen al Ni, C, N, Cu, elemente care intră cu o pondere mare în relația de calcul a nichelului echivalent;
- dreptunghiul caracteristic, pe ambele diagrame și la ambele oțeluri arată posibilitatea formării în microstructură a unor cantități de austenită sau de ferită δ .

Aceste oțeluri pot fi livrate atât sub formă de piese turnate cât și sub formă de semifabricate prelucrate prin deformare plastică la cald.

După turnare, se aplică o recoacere pentru detensionare și apoi o recoacere pentru omogenizare urmată de o revenire înaltă. Ciclul tratamentului termic de recoacere pentru omogenizare și revenire înaltă a fost redat în fig.2.8, iar valorile caracteristicilor mecanice obținute sunt sintetizate în tab.2.4

Tab.2.4 Caracteristicile mecanice ale celor două oțeluri turnate și recoapte

Oțel	Rm	Rp _{0,2}	A5	Z	KCU _{300/2}	HV5, daN/mm ²	
	N/mm ²		%		J/cm ²	Valori experimentale	Media
13/4	842	715	13,1	42	58	225;268;256;262;265;256;256;265;268	260,8
13/6/1	898	764	16,2	46	72	265;265;268;265;265;265;268;262;265	265,3

Se remarcă faptul că compoziția chimică proiectată, alături de condițiile tehnologice de turnare și recoacere asigură la ambele oțeluri o asociere optimă a caracteristicilor de rezistență mecanică cu cele de ductilitate și tenacitate.

2.5 Investigații metalografice

Oțelul clasic 13/1 (13%Cr, 1%Ni) are o microstructură formată din martensită revenită și uneori conține proporții variate de ferită δ și o rețea de carburi între martensită și ferită (fig.2.11) [36].



500 : 1

Fig. 2.11 Microstructura oțelului 13/1

Această microstructură este dezavantajoasă și nedorită pentru proprietățile oțelului. După operația de sudare, în zona influențată termic apare o microstructură martensitică relativ dură și fragilă care în plus este sensibilă la fragilizare prin hidrogenul absorbit în cursul procesului de formare a băii de metal topit. Oțelurile dezvoltate sunt utilizate în stare călită – revenită. Ele se călesc în aer într-o gamă variată de dimensiuni, fapt determinat de influența nichelului care întârzie în mare măsură transformarea austenitei în constituenți de treaptă perlitică sau bainitică.

Capitolul 3

TRATAMENTE TERMICE DE CĂLIRE – REVENIRE APPLICATE OȚELURILOR CERCETATE

3.1 Determinarea punctelor critice de transformare

Pentru determinarea experimentală a punctelor critice de transformare în stare solidă, din ambele oțeluri s-au executat probe având dimensiunile 15 x 3 x 3 mm, care au fost încălzite în vid înalt (10^{-5} mmHg) până la temperaturi de 1050°C.

Experimentările au fost conduse într-un dilatometru Ernst-Leitz care a permis înregistrarea fotografică a curbelor de dilatație.

În figurile 3.1 și 3.2 se reproduc două asemenea înregistrări, iar în figurile 3.3 și 3.4 sunt exemplificate microstructurile obținute în urma ciclurilor de încălzire - răcire menționate.

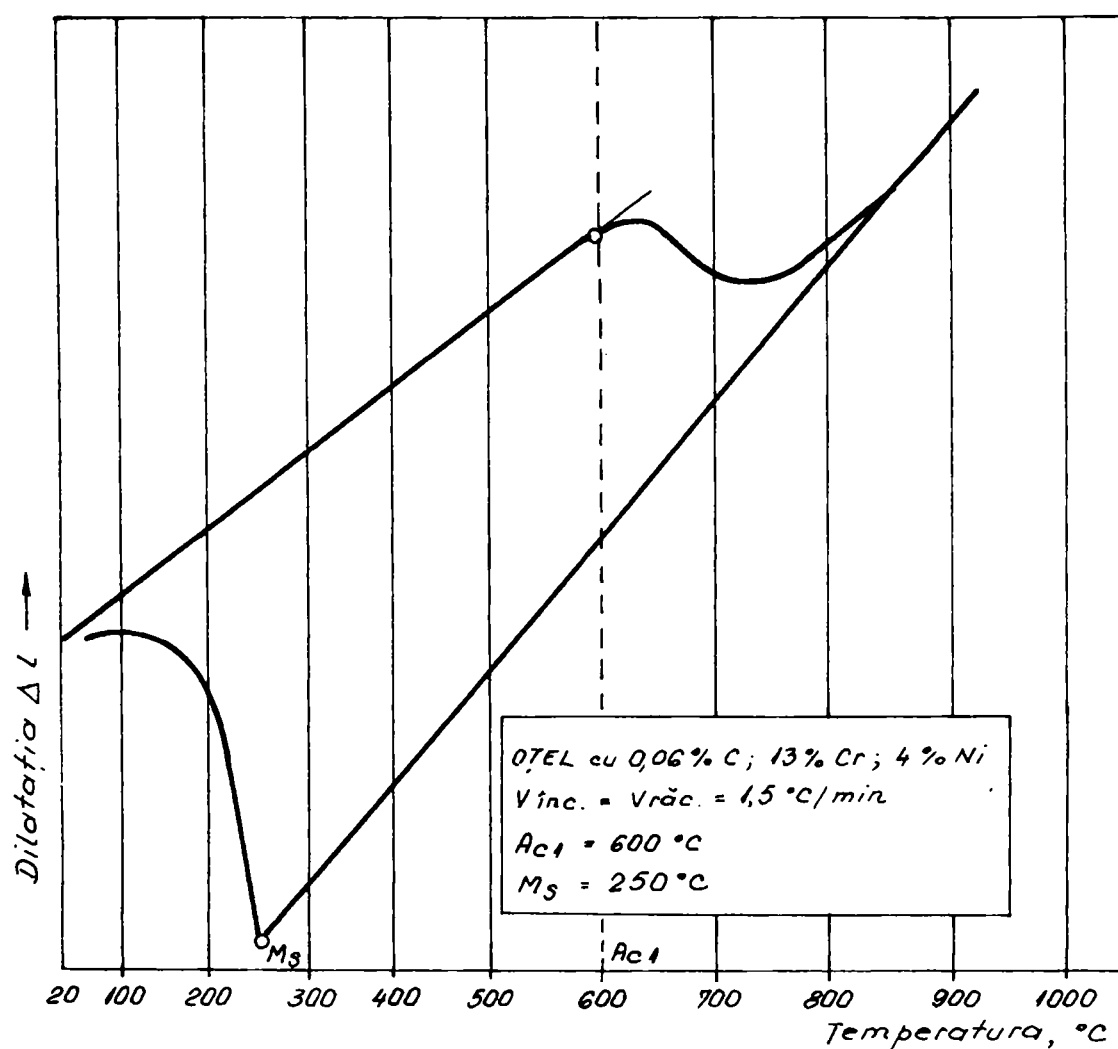


Fig.3.1 Curba dilatometrică a oțelului 13 / 4

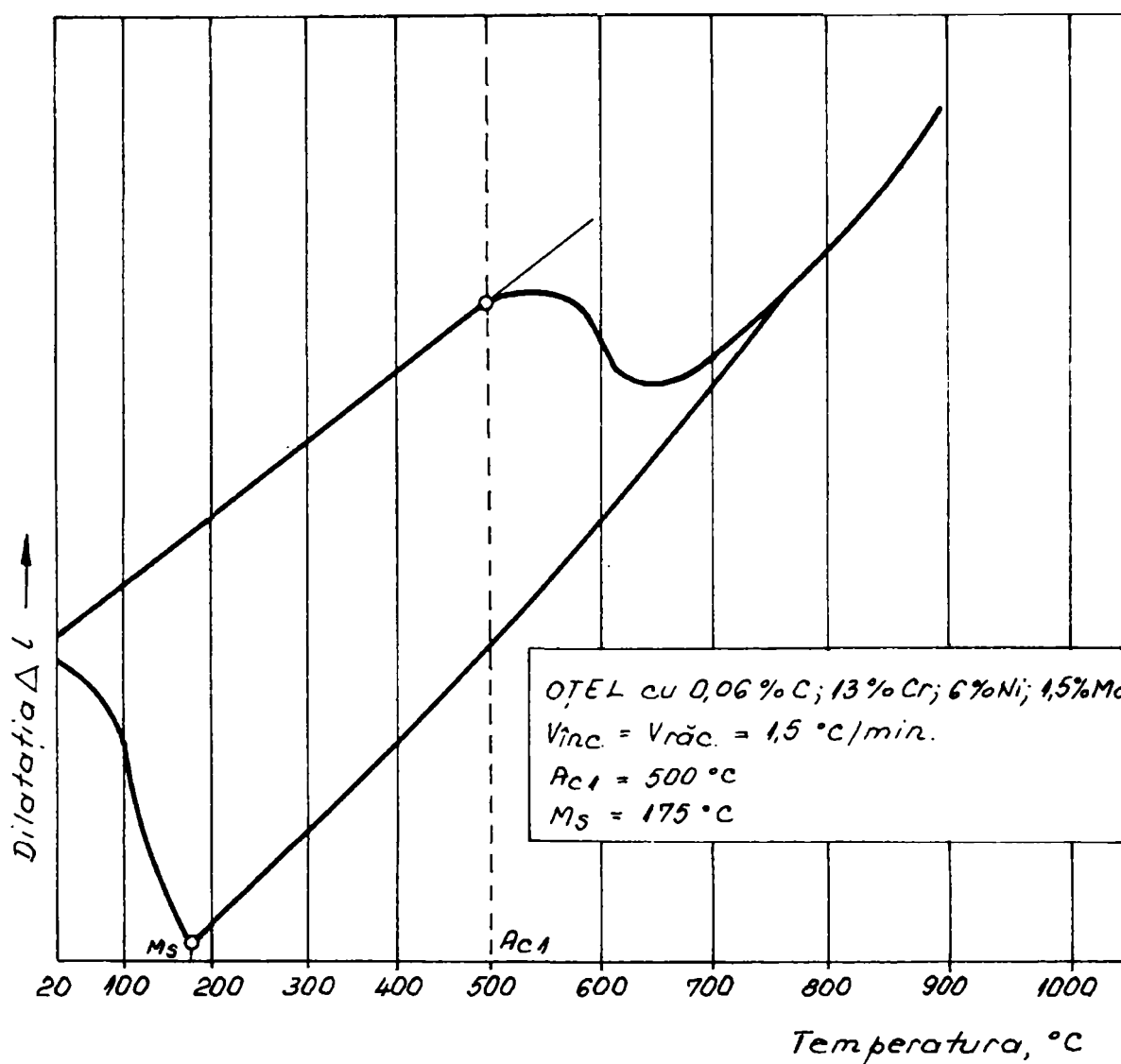


Fig.3.2 Curba dilatometrică a oțelului 13 / 6 / 1

Aceste date demonstrează că Ni se manifestă ca un element puternic gamagen, favorizând coborârea temperaturilor de transformare A_{c1} și M_s . Totodată, gradul înalt de aliere conferă ambelor oțeluri o mare călibilitate, respectiv o viteză critică de călire de valori mici, care justifică obținerea structurii martensitice în probele testate dilatometric.

Urmare a coborârii punctului critic A_{c1} va fi limitată temperatura maximă la care poate fi efectuat tratamentul de revenire, necesar pentru descreșterea durtății și creșterea tenacității. Se știe că dacă punctul critic A_{c1} va fi depășit, austenita formată se va transforma în martensită nerevenită în urma răcirii până la temperatura camerei.



500:1

Fig.3.3 Microstructura probei dilatometrice din oțel 13 / 4



500:1

Fig.3.4 Microstructura probei dilatometrice din oțel 13 / 6 / 1

3.2 Determinarea analitică a temperaturii Ms

Cercetările au stabilit că în urma răcirii în aer a oțelurilor inoxidabile cu 12%Cr și sub 0,10%C se obține o microstructură constituită din 95-98% martensită și 2-5% austenită reziduală. Elementele de aliere prezente în compoziția chimică a acestor oțeluri influențează poziția punctelor critice M_s , M_f de transformare martensitică. În fig.3.5 se arată efectul principalelor elemente de aliere (Cr,Ni) din oțelurile inoxidabile asupra temperaturii de început de transformare martensitică [18].

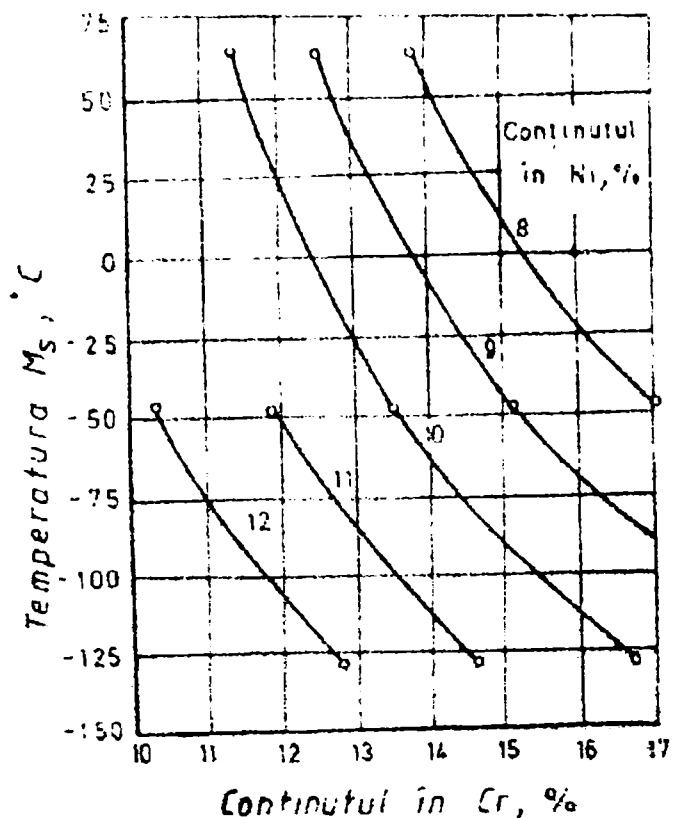
Se observă că ambele elemente coboară aproximativ în aceeași măsură punctul M_s ; pentru un conținut de 18%Cr și 8%Ni acest punct critic se situează la cca. -50°C și ca urmare, în urma răcirii în aer de la temperatura de călire pentru punere în soluție de 1050°C , austenita formată se conservă până la temperatura camerei. În schimb, la oțelurile aliate cu 13%Cr și cele martensitice moi Cr-Ni (13/1, 13/4, 13/6) austenita se transformă în martensită.

Kulmburg și colaboratorii [47] propun următoarea relație de calcul a temperaturii Ms:

$$M_s = 492 - 125x\%C - 65,5x\%Mn - 10x\%Cr - 29x\%Ni$$

Dispersia valorilor calculate vis-a-vis de cele măsurate este de cca. $\pm 20^\circ\text{C}$.

Pentru oțelurile cercetate se obține:

Fig.3.5 Influența Cr și Ni asupra temperaturii M_s

OȚEL 13 / 4 :

$$M_s = 492 - 125 \times 0,05 - 65,5 \times 0,61 - 10 \times 12,80 - 29 \times 4,12 \approx 98^\circ\text{C}$$

OȚEL 13 / 6 / 1 :

$$M_s = 492 - 125 \times 0,05 - 65,5 \times 0,53 - 10 \times 12,01 - 29 \times 6,05 \approx 55^\circ\text{C}$$

Alți cercetători, Irvine, Crowe și Pickering [35] prezintă influența mai multor elemente de aliere din compoziția oțelurilor cu 12%Cr asupra începutului transformării martensitice (tab.3.1).

Tab.3.1 Modificarea temperaturii M_s prin adaosul elementelor de aliere în oțelurile cu 12%Cr

Element	Micșorarea temperaturii M_s pentru 1% (masă) element de aliere , °C
Carbon	- 474
Siliciu	- 11
Mangan	- 33
Crom	- 17
Nichel	- 17
Molibden	- 21
Aluminiu	-
Cobalt	-
Vanadiu	-
Wolfram	- 11

Temperatura M_s a oțelurilor cu 0,10%C și 12%Cr este în jur de 300°C, iar punctul M_f este situat între 100 și 150°C. Conform datelor din tab.3.1, pentru cele două mărci de oțeluri se obțin următoarele valori :

OȚEL 13 / 4 :

$$M_s = 300 - 4,12\%Ni \times 17 \approx 230^\circ C$$

OȚEL 13 / 6 / 1 :

$$M_s = 300 - 6,05\%Ni \times 17 - 1,42\%Mo \times 21 \approx 167^\circ C$$

3.3 Cercetări privind tratamentul de călire martensitică volumică al oțelurilor 13/4 și 13/6/1

Microstructura oțelurilor inoxidabile este de cele mai multe ori extrem de complexă. Cele mai importante clase structurale de asemenea aliaje sunt: oțeluri feritice, austenitice, martensitice, durificabile prin precipitare și duplex.

Oțelurile inoxidabile durificabile prin transformare martensitică au un conținut de peste 10,5%Cr, iar suplimentar mai pot avea elemente care extind domeniul fazei austenitice (C, Ni, N, Mn, etc.) și permit aplicarea tratamentului termic. Totodată, în compoziția lor chimică pot apare elemente care măresc stabilitatea la revenire și care favorizează producerea unei durificări secundare.

Din diagrama de echilibru a sistemului termic Fe- Cr- C, pentru o secțiune la 12% Cr (fig.3.6), se poate remarca starea critică a compoziției oțelurilor cu până la 0.1% C, din punct de vedere al structurii fazice existente la temperaturile ridicate (950-1150°C) la care se efectuează încălzirea pentru punerea în soluție.

Conform fig. 3.6, la temperaturi de peste 950°C, aceste aliaje se situează foarte aproape de linia de separare a domeniului austenitei stabile de domeniul bifazic $(\delta) + \gamma$. De aceea, a fost necesară echilibrarea foarte atentă a compoziției chimice a oțelului dezvoltat, încât să fie prevenită formarea feritei δ la temperatura de austenitizare. Orice cantitate de ferită δ care este prezentă la temperatura de încălzire pentru punere în soluție va rămâne în microstructură după răcire la temperatura camerei și va afecta nivelul proprietăților mecanice. În consecință, controlul temperaturii în timpul austenitizării prezintă importanță deosebită pentru prevenirea formării feritei δ . În general, mărcile de oțel inoxidabil martensitic sunt imune la formarea

fazei σ . Creșterea caracteristicilor de rezistență mecanică depinde, în principal, de conținutul de carbon aflat în soluție și de stabilitatea feritei δ la temperatura de austenitizare.

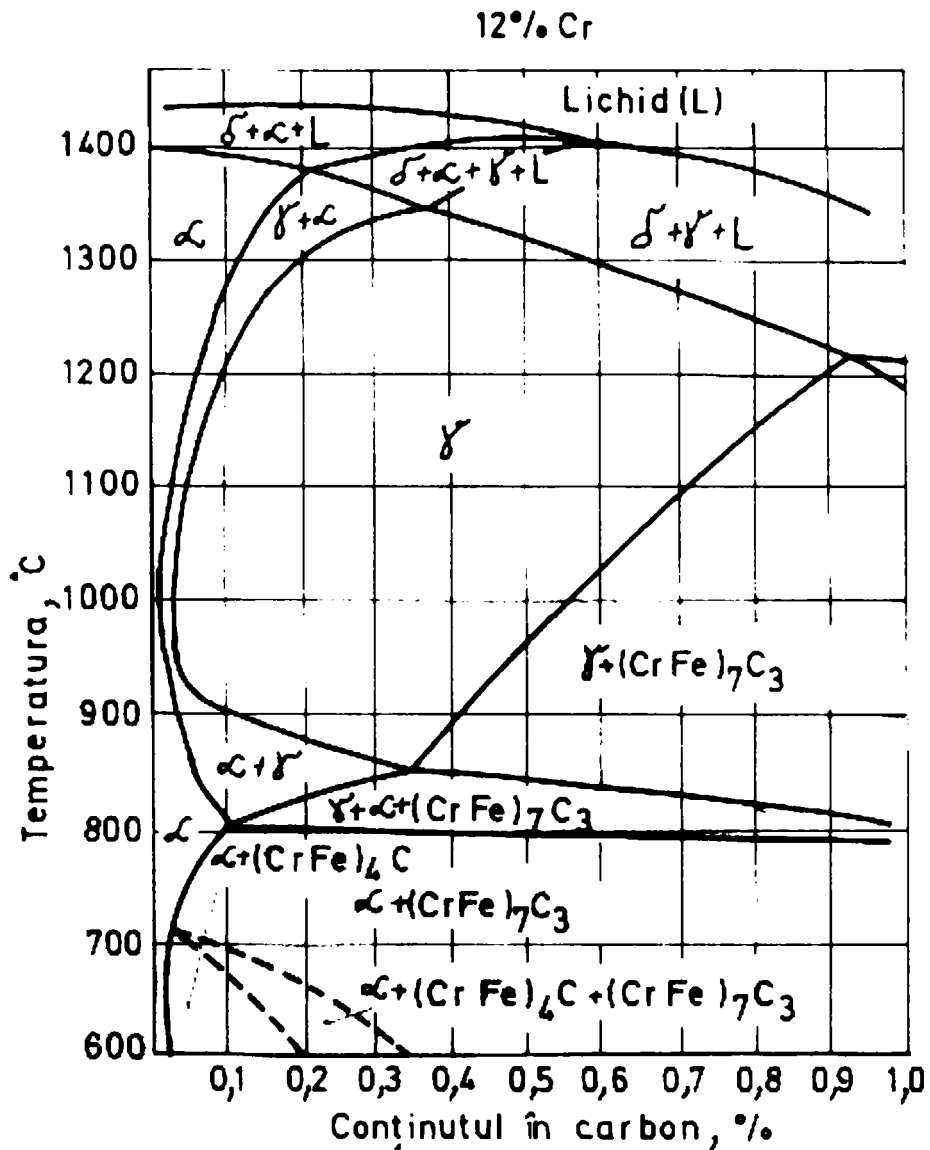


Fig.3.6 Secțiune prin diagrama de echilibru Fe-Cr-C, la 12%Cr

Conținutul ridicat în crom și în elemente de aliere provoacă o întârziere a transformărilor perlitice și bainitice (fig. 3.7 și 3.8), respectiv o mărire semnificativă a călibilității, astfel că în urma răcirii în aer se obține o microstructură martensitică chiar la secțiuni mari ale produselor cu formă complexă.

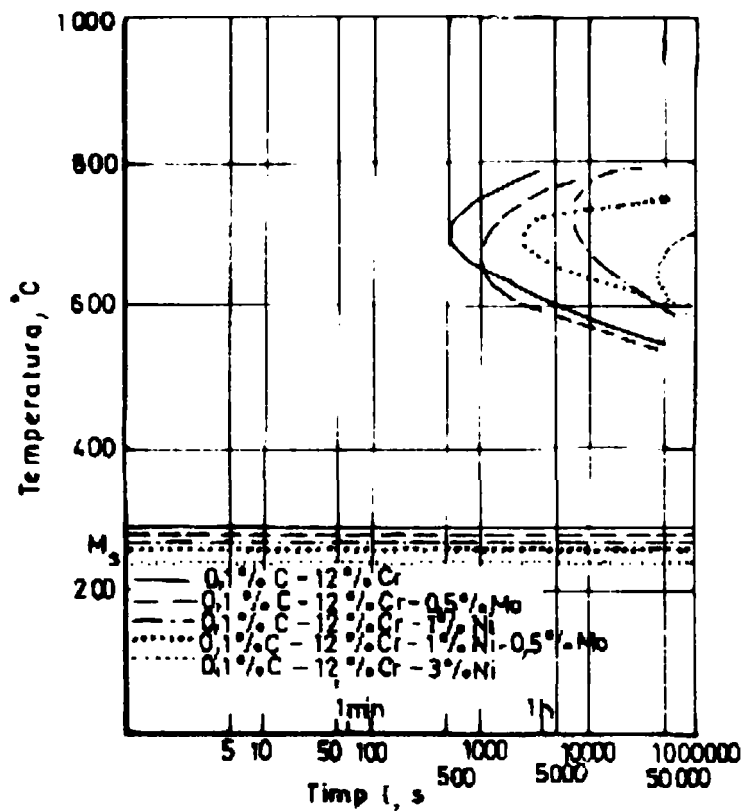


Fig. 3.7 Diagrama de transformare izotermă (curbe de transformare) pentru diferite oțeluri cu 12%Cr [15]

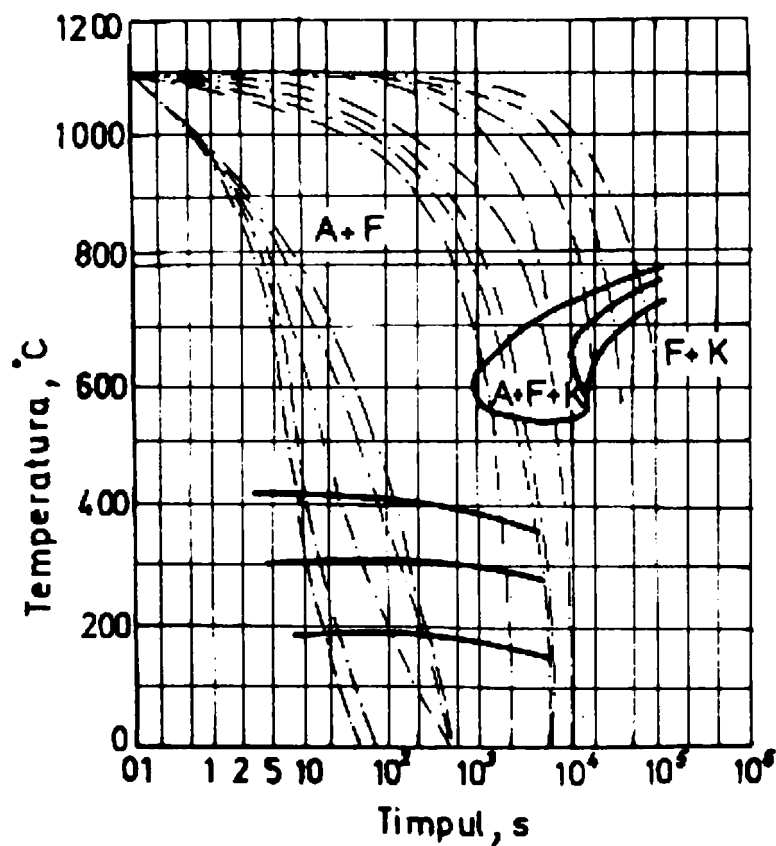


Fig. 3.8 Diagrama termocinetică a oțelului cu 16%Cr și 12% Ni. Austenitizare 1100 °C timp de 20 min. Ac₃= 860°C; Ac₁=796°C; Ms=360°C [100]

Pe baza celor prezentate, se poate conchide că oțelurile inoxidabile cu 12% Cr prezintă dificultăți și limite în privința efectuării corecte a tratamentului termic și a posibilităților de aliere suplimentară cu elemente alfagene (Mo, V, Nb), în vederea îmbunătățirii proprietăților mecanice și a creșterii stabilității la revenire. Pe de altă parte, prin aliere suplimentară există pericolul coborârii punctelor critice de transformare A_{C1} și M_s , ceea ce împiedică efectuarea revenirilor la temperaturi înalte și transformarea cât mai completă a austenitei la tratamentul de călire.

Printr-o echilibrare judicioasă cantitativă și calitativă a adaosurilor de elemente alfacene și gamagene s-a putut realiza și definitivă compoziția chimică a noilor oțeluri 13 / 4 și 13 / 6 / 1, înalt aliate, având o microstructură complet martensitică.

Temperatura optimă de austenitizare se stabilește astfel încât, după călire să se asigure o durificare maximă, evitarea feritei δ , dizolvarea cât mai completă a carburilor și păstrarea unei granulații austenitice fine.

Din datele prezentate în tabelele 3.2, 3.3 și 3.4, respectiv figurile 3.9, 3.10 și 3.11, obținute cu ajutorul unor probe călite succesiv în aer de la diferite temperaturi, se desprinde concluzia că această temperatură nu trebuie să depășească 1050°C. Se menționează faptul că întrucât ambele mărci de oțeluri au o comportare similară la tratament termic, în cele ce urmează se vor prezenta doar rezultatele cantitative aferente mărcii de oțel 13/6/1 care se caracterizează printr-un potențial mai ridicat al proprietăților de întrebuințare.

Tab.3.2 Metoda călirilor succesive - valori de duritate

Nr. crt.	Tratament termic	Nr. Probă	Nr. Bucăți	Duritate Vickers HV5		
				Valori experimentale	Media	
1.	Călire 950°C/45min/aer	2.1	3	A	349; 149; 358	354
				B	358; 358; 362	
				C	349; 358; 353	
2.	975°C/45min/aer	2.2	3	A	329; 321; 329	331,5
				B	329; 332; 336	
				C	329; 332; 329	
3.	1000°C/45min/aer	2.3	3	A	336; 336; 332	333,3
				B	332; 332; 332	
				C	332; 336; 332	

4.	1025°C/45min/aer	2.4	3	A	332; 332; 332	331,5
				B	332; 335; 325	
				C	332; 332; 332	
5.	1050°C/45min/aer	2.5	3	A	366; 360; 360	363
				B	363; 366; 363	
				C	363; 360; 366	
6.	1075°C/45min/aer	2.6	3	A	353; 349; 341	344
				B	341; 336; 345	
				C	345; 345; 341	
7.	1100°C/45min/aer	2.7	3	A	332; 329; 329	331
				B	332; 332; 332	
				C	332; 332; 329	

Tab. 3.3 Metoda călirilor succesive – valorile caracteristicilor de tracțiune statică și de tenacitate (probe din semifabricate forjate)

Nr. crt.	Tratament Termic	Nr. probă	Caracteristici de tracțiune statică								Energia de rupere	
			Rm		Rp02		A5		Z		KV	
			N/mm ²				%		%		J	
1.	Călire 950°C/45min/aer	2.1	1237	1261,75	1082	1022,6	10	11	55,1	56,5	48	50
			1280		1057		12		57,2		48	
			1261		929		11		57,2		54	
2.	Călire 1000°C/45min/aer	2.3	1209	1224	993	979	10	11	50	50,5	59	57
			1224		979		12		50		54	
			1239		965		11		51,5		58	
3.	Călire 1050°C/45min/aer	2.5	1210	1210	955	965,3	10	10,66	53	51,5	60	60
			1210		929		12		50,9		60	
			1210		1012		10		50,9		60	
4.	Călire 1100°C/45min/aer	2.7	1210	1201,3	955	940	11,6	10,86	50,9	50,43	58	60
			1197		936		10		50,9		60	
			1197		929		11		49,5		62	

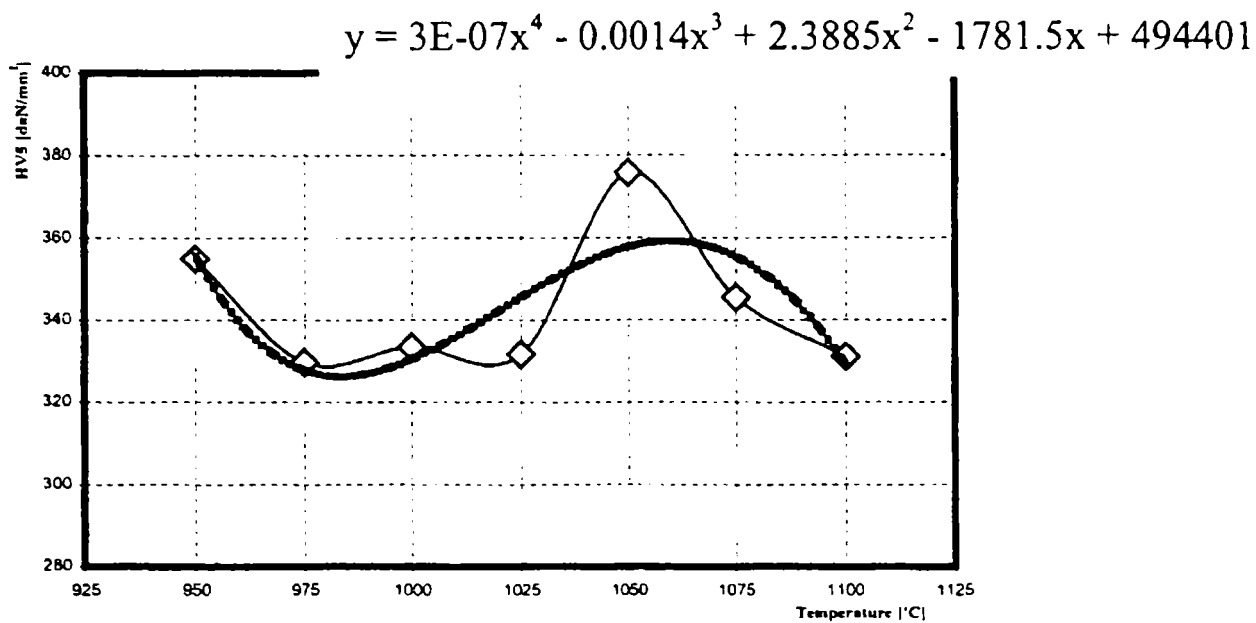


Fig. 3.9 Variația durtății după călire în funcție de temperatura de austenitizare

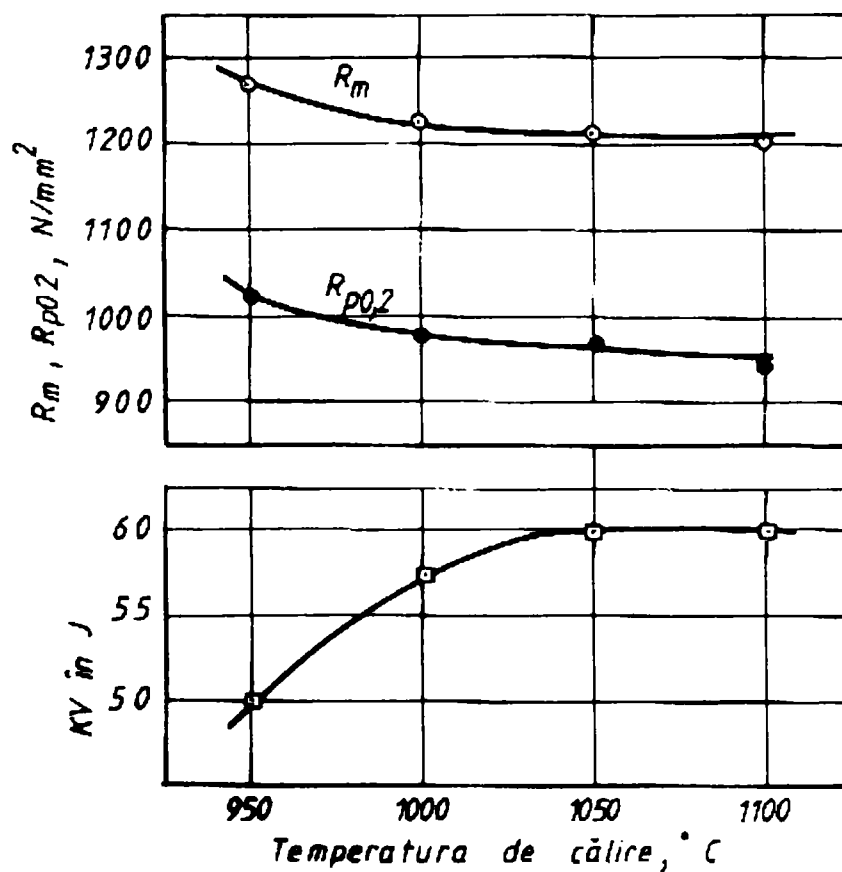


Fig. 3.10 Variația unor caracteristici mecanice în funcție de temperatura de austenitizare pentru călire (semifabricate forjate)

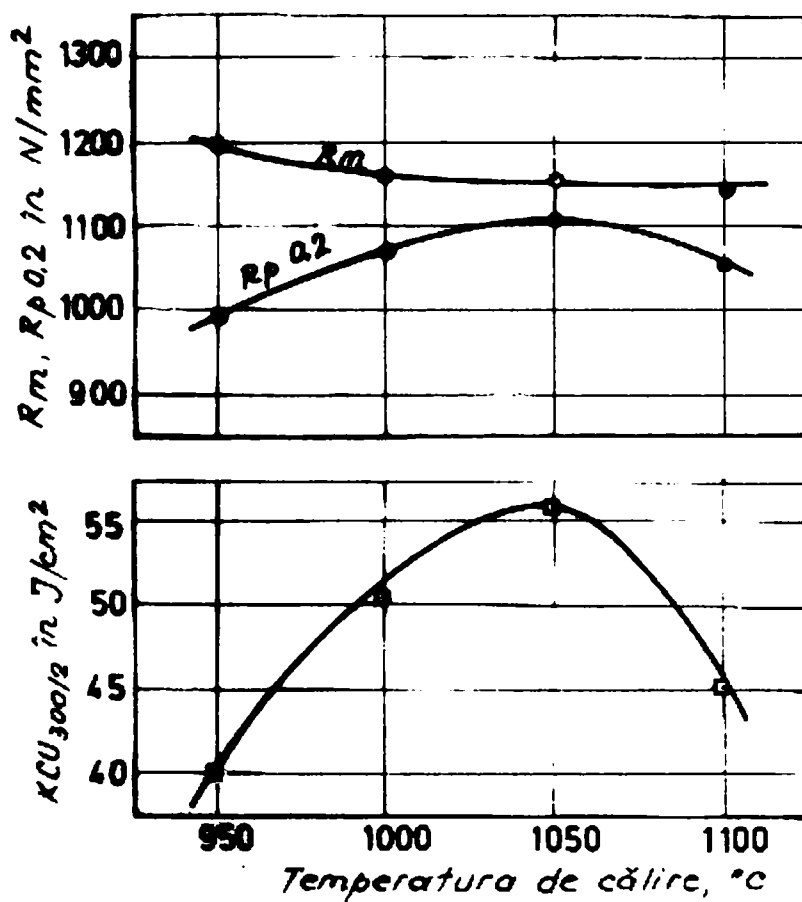


Fig. 3.11 Variația unor caracteristici mecanice în funcție de temperatura de austenitizare pentru călire (probe turnate)

Tab. 3.4 Metoda călirilor succesive – valorile caracteristicilor de tracțiune statică și de tenacitate (probe turnate)

Nr. crt.	Tratament termic	Nr. Probă	Valorile caracteristicilor de tracțiune statică							Reziliență		
			Rm		Rp02		A5		Z		KCU 300/2	
			N/mm ²		N/mm ²		%		%		J/cm ²	
1.	Călire 950°C45min/aer	2.1	1194	1197,3	986	992	4,2	6,6	8	19,3	36	40
			1210		993		13		44			
			1188		997		2,6		6			
2.	Călire 1000°C45min/aer	2.3	1145	1153,3	1075	1074,7	4,2	5,5	6	14,5	44	50,7
			1150		1068		5,8		18			
			1156		1081		6,4		19,6			
3.	Călire 1050°C45min/aer	2.5	1160	1156	1140	1109,3	4,2	3,53	17	13,7	52	56
			1152		1076		2,8		8			
			1156		1112		3,6		16			
4.	Călire 1100°C45min/aer	2.7	1146	1145	968	1053,7	2,4	4,06	8	13,6	38	45,3
			1165		1130		5,2		20,7			
			1124		1063		4,6		12			

Știind că o durificare maximă la călirea oțelurilor inoxidabile cu crom se realizează numai după o încălzire suficient de ridicată, având în vedere faptul că dizolvarea carburilor de crom este destul de lentă chiar și la aceste temperaturi, precum și că însăși scopul investigațiilor de față este de a urmări reprecipitarea carburilor în cursul revenirii, deci implicit realizarea unei dizolvări inițiale cât mai complete a carburilor, pentru ambele mărci de oțeluri cercetate s-a adoptat temperatura de austenitizare de 1050°C. Pentru această temperatură, la oțelul 13/6/1 se realizează o duritate HV5 de circa 340daN/mm², o rezistență la rupere de 1150-1200N/mm², o limită tehnică de curgere de 950- 1100N/mm², și valori avantajoase pentru tenacitate (KV \cong 60J la materialul deformat plastic, respectiv KCU_{300.2} \cong 56J/cm³ la materialul turnat).

Din planșa I, fig. 2 se poate remarca faptul că microstructura de călire în aer de la 1050°C are aspectul unei martensite sărace în carbon, cu urme de carburi aliate nepuse în soluție și cu o proporție redusă de austenită reziduală.

Dacă temperatura de austenitizare pentru călire ar fi situată la 950°C, pe de o parte punerea în soluție a carburilor ar fi mai puțin completă, iar pe de altă parte, începutul și sfârșitul transformării martensitice ar avea loc la temperaturi mai ridicate astfel că în cursul răcirii în aer până la temperatura camerei s-ar produce și o ușoară autorevenire cu implicații în scăderea caracteristicilor de tenacitate (KV, KCU) și creșterea rezistenței mecanice.

Microstructura redată în planșa I fig.1 evidențiază clar particulele de carburi nepuse în soluție la austenitizare și o creștere a sensibilității la atac chimic a martensitei.

O temperatură de austenitizare de 1100°C deși favorizează trecerea în soluție aproape în totalitate a fazelor de carburi, provoacă o ușoară creștere a granulației și a cantității de austenită reziduală (planșa I fig.3); mai mult decât atât, la materialul turnat, unde fenomenele de segregare sunt mai accentuate, există riscul reapariției feritei delta în microstructură, care afectează îndeosebi valorile rezilienței.

Concluzii parțiale : la baza producerii unor caracteristici ridicate de rezistență mecanică în urma călirii martensitice a acestui oțel, concură următoarele mecanisme de durificare:

- durificarea cu elemente de aliere dizolvate în soluția solidă; această acțiune este cea mai puternică la elementele dizolvate interstițial (C și N), fiind urmată de elementele alifagene dizolvate substituțional (Mo,Si) și fiind foarte slabă la elementele gamagene dizolvate substituțional (Mn, Ni);

Plașa I – Microstructuri specifice diverselor temperaturi de călire



a- x 126



b- x 500

Fig.1 Călire 950⁰C /45 min / aer



a- x 126



b- x 500

Fig.2 Călire 1050⁰C /45 min / aer

Planșa I (continuare)



a- x 126



b- x 500

Fig.3 Călire 1100⁰C /45 min / aer

- durificarea prin interacțiunea dintre dislocații; oțelul având un conținut redus în carbon, microstructura martensitică cu formă de șipci are o densitate mare de dislocații iar carbonul este segregat în jurul acestora și acționează eficient în sensul măririi densității dislocațiilor;

- durificarea structurală; o temperatură de austenitizare care să conducă la o granulație fină, favorizează micșorarea dimensiunilor cristalelor martensitice și prin aceasta, o creștere a caracteristicilor de rezistență mecanică fără o diminuare semnificativă a tenacității;

- durificarea prin precipitare; întrucât temperatura M_s este situată peste cea a camerei, în momentul călirii în aer se produce ieșirea carbonului din soluție prin precipitarea sa sub formă de carburi; evident că nu se poate separa contribuția durificării prin precipitare de contribuția celorlalte mecanisme de durificare a martensitei din aceste oțeluri.

3.4 Transformări microstructurale intervenite la revenire

De fiecare dată, tratamentul termic de revenire aplicat oțelurilor călite la martensită are ca scop diminuarea sau chiar eliminarea tensiunilor remanente și obținerea proprietăților mecanice impuse. Macrotensiunile remanente prezente în acest oțel au în principal o origine structurală (sunt datorate diferenței de volum specific între austenită și martensită), iar microtensiunile remanente sunt produse de atomii de carbon dizolvați interstițial în rețeaua cristalină a martensitei.

În cursul încălzirii pentru revenire are loc o creștere a mobilității atomilor de carbon și a atomilor elementelor metalice, favorizându-se descompunerea prin difuzie a martensitei de călire și transformarea austenitei reziduale. Procesele prin care au loc transformările fazice și structurale la revenire sunt:

- micșorarea tensiunilor interne elastice care n-au fost eliminate prin deformarea plastică invariantă la formarea martensitei;
- rearanjarea dislocațiilor în rețele de dislocații și anihilarea celor de semn opus;
- precipitarea de carburi metastabile și apoi de carburi stabile prin ieșirea carbonului din soluție;
- transformarea austenitei reziduale;
- creșterea grăunților matricei și coalescența particulelor de carburi.

Fiind vorba de oțeluri înalt aliate, deși succesiunea transformărilor intervenite la revenire este aceeași cu cea caracteristică oțelurilor carbon, totuși apropierea de starea de echilibru se va produce mai lent, toate procesele fiind deplasate spre temperaturi mai ridicate. Aceste procese care implică migrarea prin difuzie a elementelor metalice substituționale (formarea carburilor aliate sau formarea compușilor intermetalici la revenirea martensitei din oțeluri cu conținut foarte redus în carbon) nu se produce decât la temperaturi de revenire mai mari de 350°C. Acesta este motivul pentru care temperatura minimă de revenire considerată pentru stabilirea condițiilor de tratament termic a fost de 400°C (tab. 3.5 și fig.3.12).

Tab.3.5 Valorile de duritate ale oțelului 13 / 6 / 1 după tratamentul termic de călire – revenire (probe din semifabricate forjate)

Nr. Crt.	Tratament termic	Nr. probă	Nr. bucăți	Duritate Vickers HV5		
				Valori experimentale	Media	
1.	Călire 1050°C/aer	3.1	3	a	358;363	363
				b	369;360	
				c	363;366	

2.	Călire 1050°C/aer rev.400°C/aer	3.2	3	a	396;396	393,5
				b	396;391	
				c	391;391	
3.	Călire 1050°C/aer rev.450°C/aer	3.3	3	a	381;381	381
				b	381;381	
				c	381;381	
4.	Călire 1050°C/aer rev.500°C/aer	3.4	3	a	345;353	346
				b	345;345	
				c	345;345	
5.	Călire 1050°C/aer rev.550°C/aer	3.5	3	a	293;293	293
				b	289; 296	
				c	296;293	
6.	Călire 1050°C/aer rev.600°C/aer	3.6	3	a	274;274	274
				b	274;274	
				c	274;274	
7.	Călire 1050°C/aer rev.650°C/aer	3.7	3	a	286;286	286
				b	286;286	
				c	286;286	
8.	Călire 1050°C/aer rev.700°C/aer	3.8	3	a	358;358	358
				b	358;358	
				c	358;358	
9.	Călire 1050°C/aer rev.750°C/aer	3.9	3	a	362;362	362
				b	362;362	
				c	362;362	

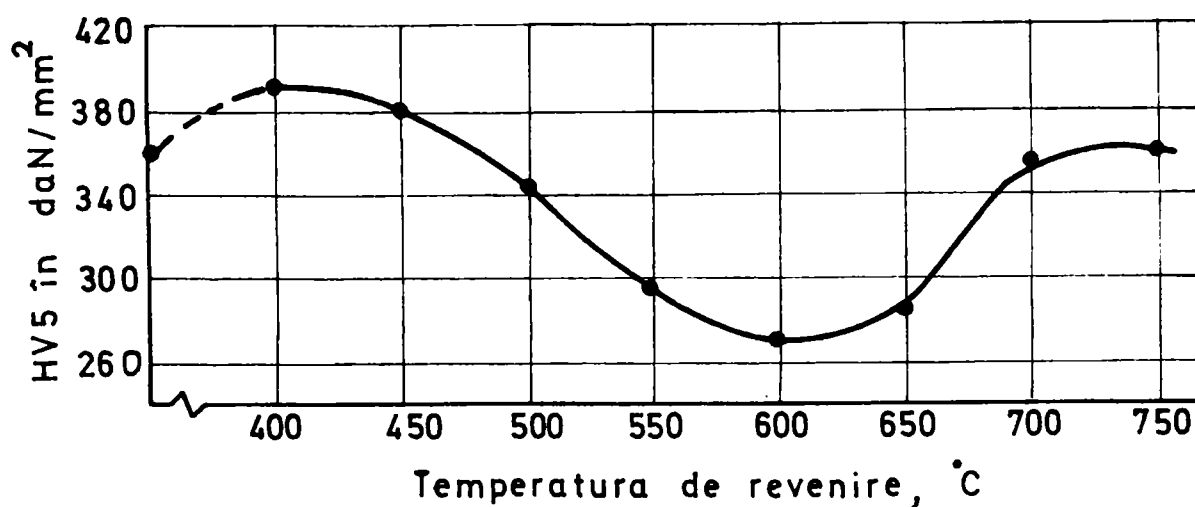


Fig. 3.12 Variația durtății Vickers în funcție de temperatura de revenire

Din datele prezentate în tabelul 3.5 și fig. 3.12 se constată apariția unei durificări produsă de precipitate (carburi ϵ , Fe_3C , carburi aliate, compuși intermetalici) al căror efect este determinant de finețea dispersiei și de gradul de coerență al precipitatelor cu matricea.

Vârful de durificare semnalat la 400°C se datorește probabil rolului elementelor de aliere, în special a Mo, de finisare și stabilizare a fazelor de durificare dispersă M_7C_3 și în special M_2X în care se dizolvă masiv.

Pe intervalul temperaturilor de revenire $400\text{-}600^\circ\text{C}$ se desfășoară procesul de creștere și de globulizare a carburilor aliate separate anterior, concomitent cu apariția carbunii de echilibru M_{23}C_6 cu tendință mare de coalescență (Planșa II fig. 1,2,3) și intensificarea proceselor de restaurare a matricei, fapt care determină o scădere continuă a caracteristicilor de rezistență mecanică și o mărire a celor de ductilitate și tenacitate.

Temperaturile de revenire de $650\text{-}750^\circ\text{C}$ provoacă reapariția unei cantități de austenită în faza de încălzire care suferă transformare martensitică în cursul răcirii ulterioare. În consecință, microstructura finală (Planșa II, fig.4) obținută, va fi constituită dintr-un amestec de ferită, carburi, martensită nerevenită și austenită reziduală în proporții dependente de temperatura la care s-a efectuat încălzirea. Aceste modificări de structură antrenează o creștere a durtății și a celorlalte caracteristici de rezistență mecanică, respectiv o diminuare a celor de ductilitate și tenacitate.

Având în vedere schimbările microstructurale și de duritate în timpul ciclului singular de revenire, influențate semnificativ de prezența Ni, care coboară punctul critic Ac_1 , s-a încercat aplicarea unui tratament dublu de revenire și anume: mai întâi s-a efectuat încălzirea la o temperatură superioară lui Ac_1 ($650,670,690^\circ\text{C}$) cu durată de menținere de 7 h și răcire în aer la temperatura camerei, iar ulterior s-a aplicat al doilea ciclu la 580°C timp de 7 h și răcire în aer.

Rezultatele experimentale obținute sunt centralizate în tab. 3.6 și reprezentate grafic în fig.3.13.

Planșa III cuprinde imagini micrografice reprezentative pentru ciclurile de revenire dublă testate. Necesitatea unor analize comparative a impus și prezentarea câtorva imagini specifice revenirii singulare (Planșa III fig. 1,2,3).

Plasa II – Microstructuri specifice diverselor temperaturi de revenire



a- x 126



b- x 500

Fig.1 Călire 1050⁰C /45 min / aer + Revenire 400⁰C/aer



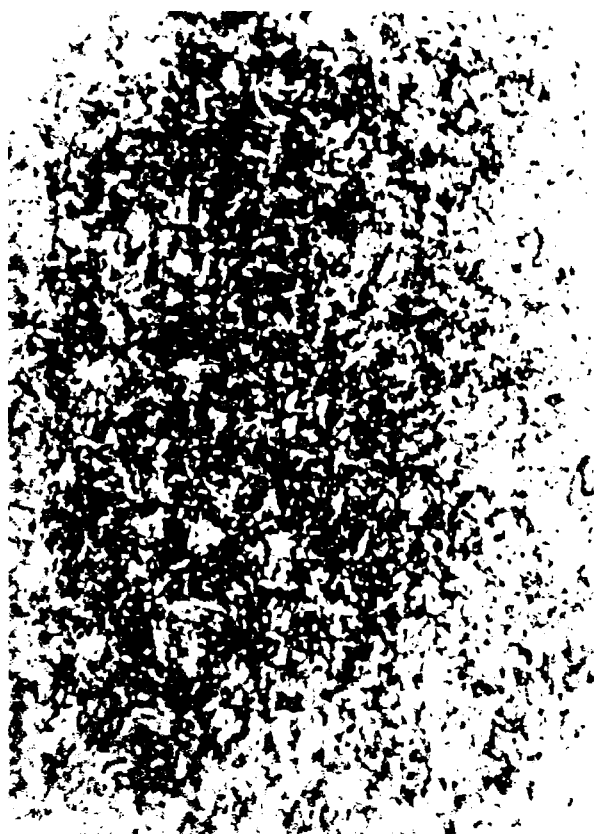
a- x 126



b- x 500

Fig.2 Călire 1050⁰C /45 min / aer + Revenire 550⁰C/aer

Planșa II (continuare)



a- x 126



b- x 500

Fig.3 Călire 1050°C /45 min / aer + Revenire 600°C/aer



a- x 126



b- x 500

Fig.4 Călire 1050°C /45 min / aer + Revenire 750°C / aer

Tab. 3.6 Unele proprietăți mecanice ale oțelului cercetat după tratamentul termic de călire urmată de revenire dublă.

Nr Crt	Tratam. termic	HV5		Valorile caracteristicilor de tracțiune statică								Energia de Rupere KV	
		daN/mm ²		R _m		R _{p0,2}		A ₅		Z		J	
				N/mm ²		%		%		J			
1	Călire 1050°C/ Aer + Revenire 580°C/aer	286; 286	286	949	929,3	866	861,7	17	16,7	61,5	60,6	90	90,7
		286; 286		929		866		15		60,2		90	
		286; 286		910		853		18		60,2		92	
2	Călire 1050°C/ aer + Revenire 650°C/aer + Rev. 580°C/ aer	274; 274	273	859	859,3	732	728	21,2	19,06	63,2	64,06	100	108,7
		274; 274		866		726		18		65,1		100	
		271; 271		853		726		18		63,9		126	
3	Călire 1050°C/ aer + Revenire 670°C/aer + Rev. 580°C/ aer	274; 277	277,5	866	868	789	806,3	20,4	17,5	63,9	63,5	96	96,7
		277; 277		866		802		16		62,7		96	
		280; 280		872		828		16		63,9		98	
4	Călire 1050°C/ aer + Revenire 690°C/aer + Rev. 580°C/ aer	289; 293	290,3	942	946,3	866	874,3	18	17,06	63,9	63,1	78	78,7
		289; 289		980		904		16,2		61,5		86	
		293; 289		917		853		17		63,9		72	

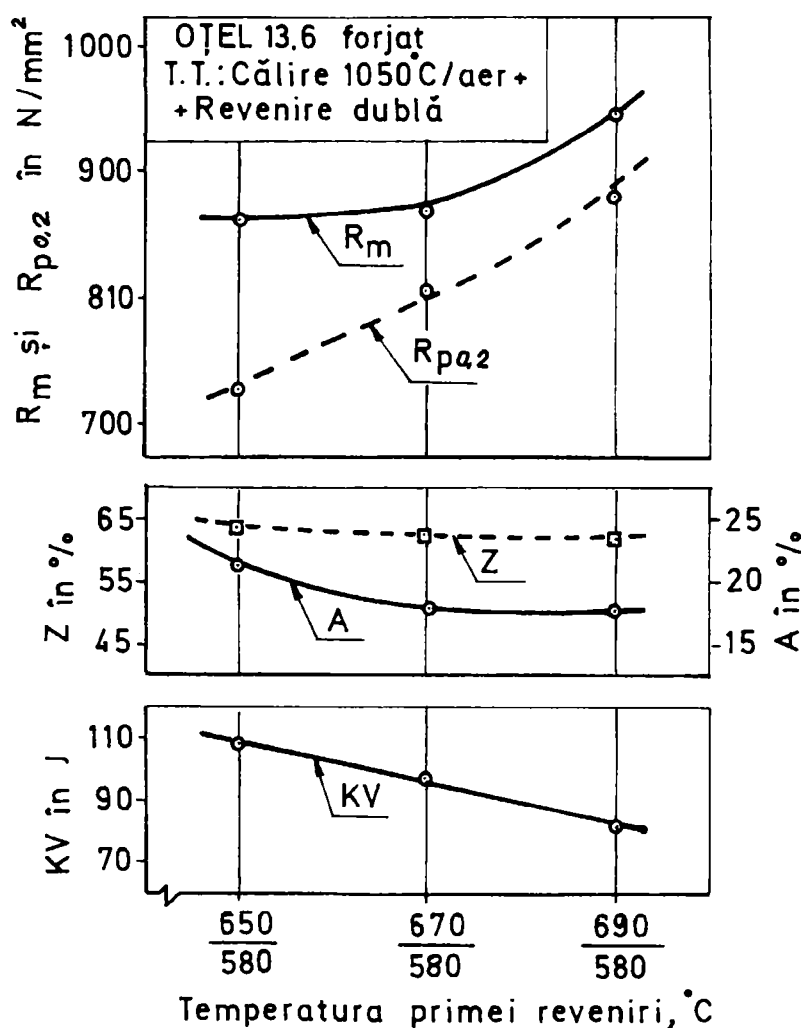
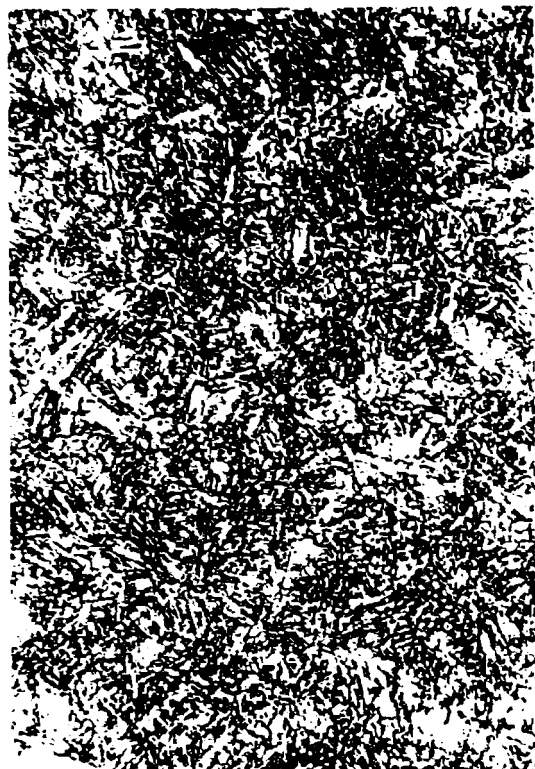


Fig. 3.13 Variația unor proprietăți mecanice ale oțelului cercetat cu temperatura primului ciclu de revenire dublă

Plansa III – Microstructuri specifice tratamentului termic de călire – revenire dublă



a-x126



b- x500

Fig.1 Călire 1050⁰C/aer + Revenire 560⁰C/aer



a-x126



b- x500

Fig.2 Călire 1050⁰C/aer + Revenire 580⁰C/aer

Plasa III (continuare)



a-x126



b- x500

Fig.3 Călire 1050⁰C/aer + Revenire 600⁰C/aer



a-x126



b- x500

Fig.4 Călire 1050⁰C/aer + Revenire 650⁰C/aer+ Revenire 580⁰C/aer

Plasa III (continuare)



a-x126



b- x500

Fig.5 Călire 1050⁰C/aer + Revenire 670⁰C/aer+ Revenire 580⁰C/aer



a-x126



b- x500

Fig.6 Călire 1050⁰C/aer + Revenire 690⁰C/aer+ Revenire 580⁰C/aer

Explicația acestor modificări de proprietăți este următoarea: o temperatură inițială mai înaltă pentru tratamentul de revenire provoacă pe de o parte o înmuiere a martensitei de călire, iar pe de altă parte o retransformare parțială în austenită. Prin răcire la temperatura camerei, austenita se transformă în martensită, obținându-se o structură mixtă de martensită revenită și nerevenită. Al doilea ciclu de revenire este condus la o temperatură mai joasă, dar suficient de ridicată pentru a produce revenirea martensitei obținută după primul ciclu. Comparativ cu cazul revenirii singulare, ciclul dublu de revenire, 650/580°C, favorizează o creștere semnificativă a energiei de rupere KV și obținerea unei durtăți de numai 273 HV5, fapt care asigură o rezistență mare la coroziunea tenso- fisurantă în medii de sulfuri. Precizăm că normele americane NACE MRO 175/1993 [] acceptă valori de duritate de 275 HV pentru echipamente care lucrează în medii cu sulf și care sunt susceptibile la coroziune tenso- fisurantă.

Concluzii parțiale :

Temperatura de revenire de 400°C se manifestă prin apariția unei ușoare durificări, determinată de precipitățile de carburi și carbonitruri fin dispersate, legate coerent cu matricea de bază.

La temperatura de revenire de 600°C apare o înmuiere semnificativă a materialului, fenomen explicabil prin apariția carburii de echilibru $M_{23}C_6$ cu tendință spre coalescență și prin intensificarea proceselor de restaurare a matricei feritice.

Ridicarea temperaturii de revenire la 650-750°C provoacă reapariția unei cantități de austenită în faza de încălzire care suferă transformare martensitică în cursul răcirii ulterioare; ca rezultat, pe curba de revenire se constată o nouă creștere a durtății.

Tratamentul termic de revenire dublă (650 / 580°C) conduce la o creștere pronunțată a energiei de rupere (KV=100-120 J) și la o scădere a durtății la cca. 273 HV, fapt care asigură o rezistență mare la coroziune tenso- fisurantă în medii cu sulf.

3.5 Fazele de carburi separate la revenire

S-a arătat anterior că oțelurile inoxidabile 13 / 4 și 13 / 6 / 1 se supun de fiecare dată tratamentului termic de îmbunătățire. Urmare a conținutului scăzut în carbon, după călire se obține o microstructură martensitică relativ moale și tenace. Alierea cu 4 – 6% Ni favorizează extinderea domeniului fazei γ și estompează formarea feritei δ (fig. 3.14) [82].

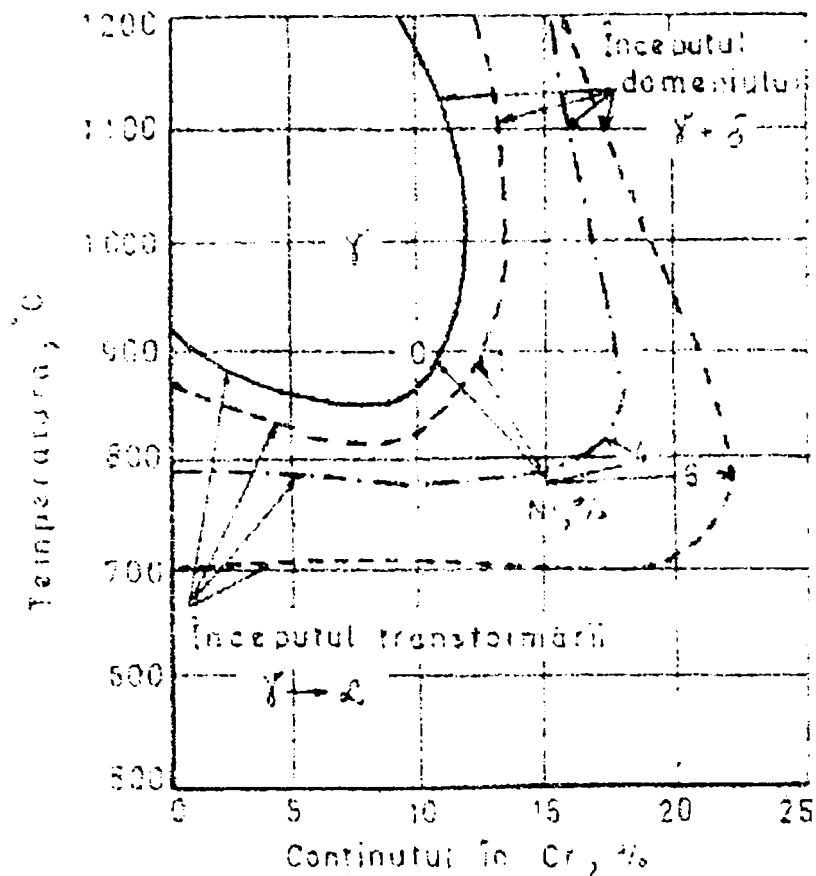


Fig. 3.14 Efectul Ni asupra domeniului de existență al austenitei în sistemul Fe-Cr

În plus, datorită călibilității ridicate, prin răcire în aer se obține o microstructură martensitică chiar la mărimi mari ale secțiunii transversale a pieselor.

O altă particularitate a acestor oțeluri este apariția unei anumite proporții de austenită de reversiune în cursul tratamentului de revenire la anumite temperaturi, cu efect benefic asupra caracteristicilor de tenacitate. De asemenea, tot datorită alierii cu Cr, Ni și Mo, va fi încetinit procesul de descompunere a martensitei și de creștere a particulelor de carburi.

Prin analize calitative de difracție cu raze X ne-am propus să decelăm natura constituenților microstructurali și îndeosebi a fazelor de carburi separate la revenire.

Experimentările au fost conduse cu ajutorul difractometrului de raze X "DRON 3" utilizând radiația caracteristică $K\alpha$ a molibdenului ($\lambda = 0,71 \text{ \AA}$). Parametrii de lucru ai instalației au fost: $U = 30 \text{ KV}$ și $I = 3 \text{ mA}$.

Probele testate au fost supuse tratamentului termic de călire de la 1050°C cu răcire în aer urmată de revenire la temperaturi cuprinse între 400 și 680°C , răcirea efectuându-se tot în aer. Pentru fiecare regim de tratament termic s-au folosit minimum trei probe, iar la fiecare probă au fost înregistrate câte cinci difractograme.

În cele ce urmează se vor prezenta doar rezultatele obținute pe probele provenite din semifabricate forjate, executate din oțel 13 / 6 / 1. Menționăm faptul că la probele turnate apar rezultate similare din punct de vedere calitativ și diferențe nesemnificative din punct de vedere cantitativ față de cele specifice probelor prelevate din semifabricate deformate.

Pentru identificarea fazelor microstructurale care s-au format în funcție de tratamentul aplicat s-a efectuat investigația probelor în domeniul unghiular $2\theta \in (7^\circ \dots 66^\circ)$. Viteza de deplasare a detectorului a fost de $1^\circ/\text{min}$, iar viteza de deplasare a hârtiei a fost de 300mm/h . Întrucât linia (111) a austenitei și linia (110) a martensitei prezente în vecinătatea unghiului $2\theta = 20^\circ$, au intensitățile mult mai mari decât celelalte linii, pentru evidențierea clară a tuturor liniilor de difracție, în intervalul unghiular $2\theta \in (7^\circ \dots 22^\circ)$ fanta din fața detectorului a avut o deschidere mică, astfel ca aceste linii să ia valoarea maximă, iar în intervalul unghiular $2\theta \in (22^\circ \dots 66^\circ)$, această fantă a fost deschisă la o astfel de valoare încât linia (220) a austenitei și linia (211) a martensitei să ia valoarea maximă.

În figurile 3.15...3.21 se exemplifică câteva difractograme specifice stărilor reprezentative de tratament termic.

Martensita a fost evidențiată prin prezența liniilor de difracție: (110) la $2\theta = 20,34^\circ$; (200) la $2\theta = 28,78^\circ$; (211) la $2\theta = 35,20^\circ$; (220) la $2\theta = 40,88^\circ$; (310) la $2\theta = 46,22^\circ$; (222) la $2\theta = 51,12^\circ$; (321) la $2\theta = 55,37^\circ$; (330) la $2\theta = 63,41^\circ$.

Austenita a fost pusă în evidență prin prezența liniilor de difracție: (111) la $2\theta = 19,65^\circ$; (200) la $2\theta = 22,74^\circ$; (220) la $2\theta = 32,46^\circ$; (311) la $2\theta = 38,20^\circ$; (222) la $2\theta = 40,03^\circ$; (400) la $2\theta = 46,08^\circ$; (420) la $2\theta = 52,55^\circ$; (422) la $2\theta = 58,1^\circ$; (333) la $2\theta = 61,72^\circ$.

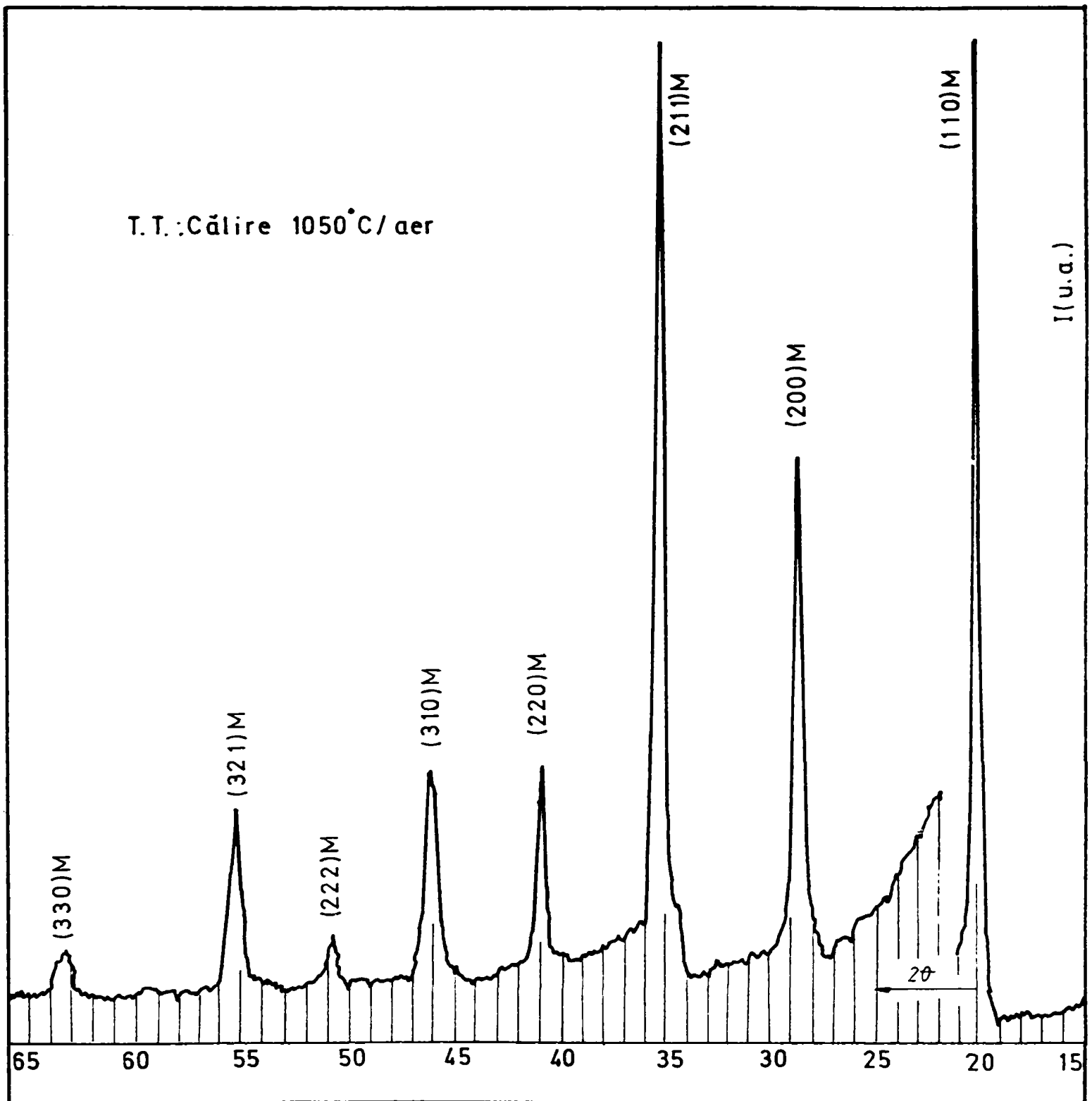


Fig.3.15 Spectrul de difracție caracteristic oțelului 13 / 6 / 1 supus tratamentului termic de călire de la 1050°C / aer

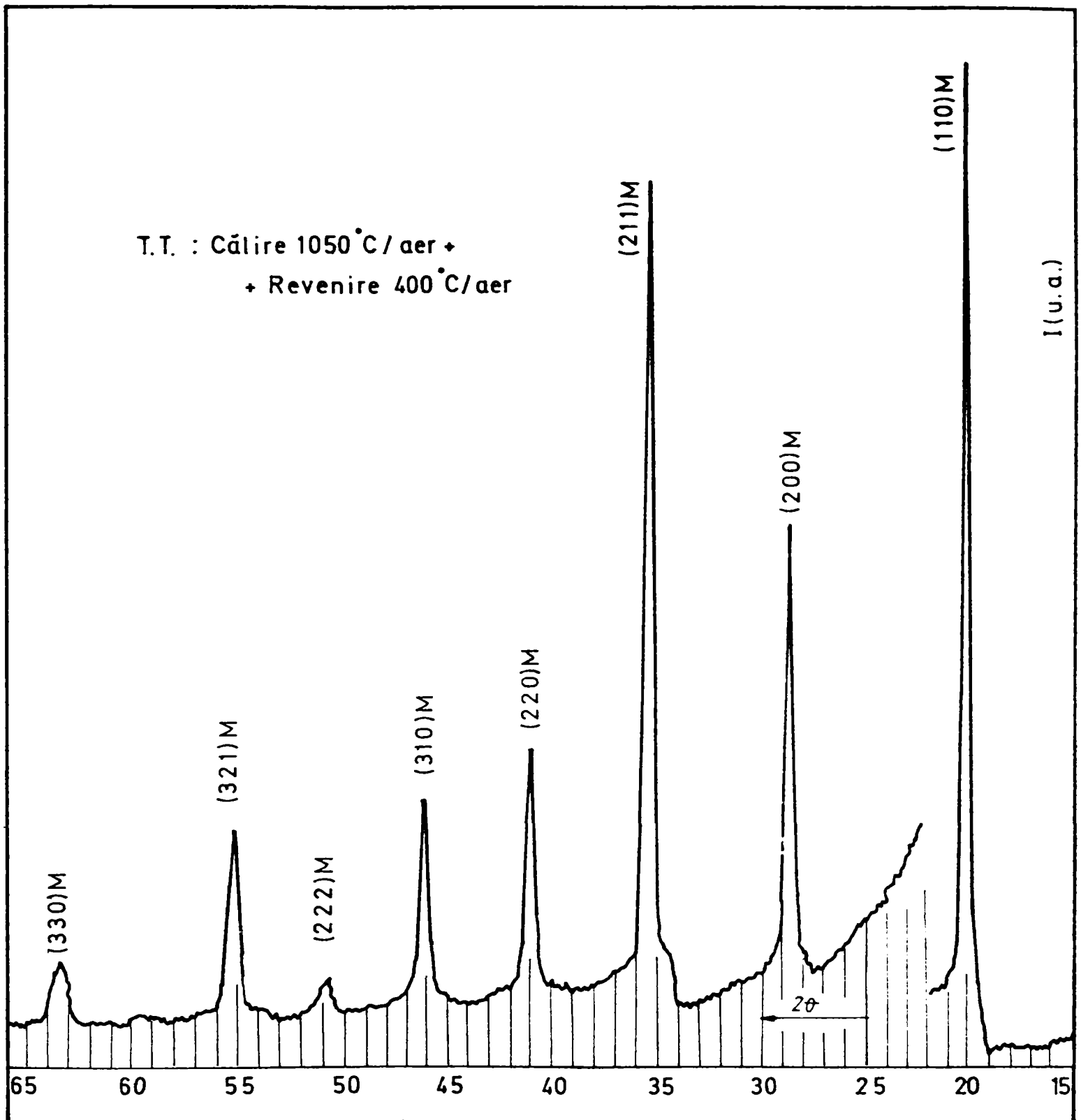


Fig.3.16 Spectrul de difracție caracteristic oțelului 13 / 6 / 1 supus tratamentului termic de călire de la 1050°C / aer + revenire la 400°C/aer

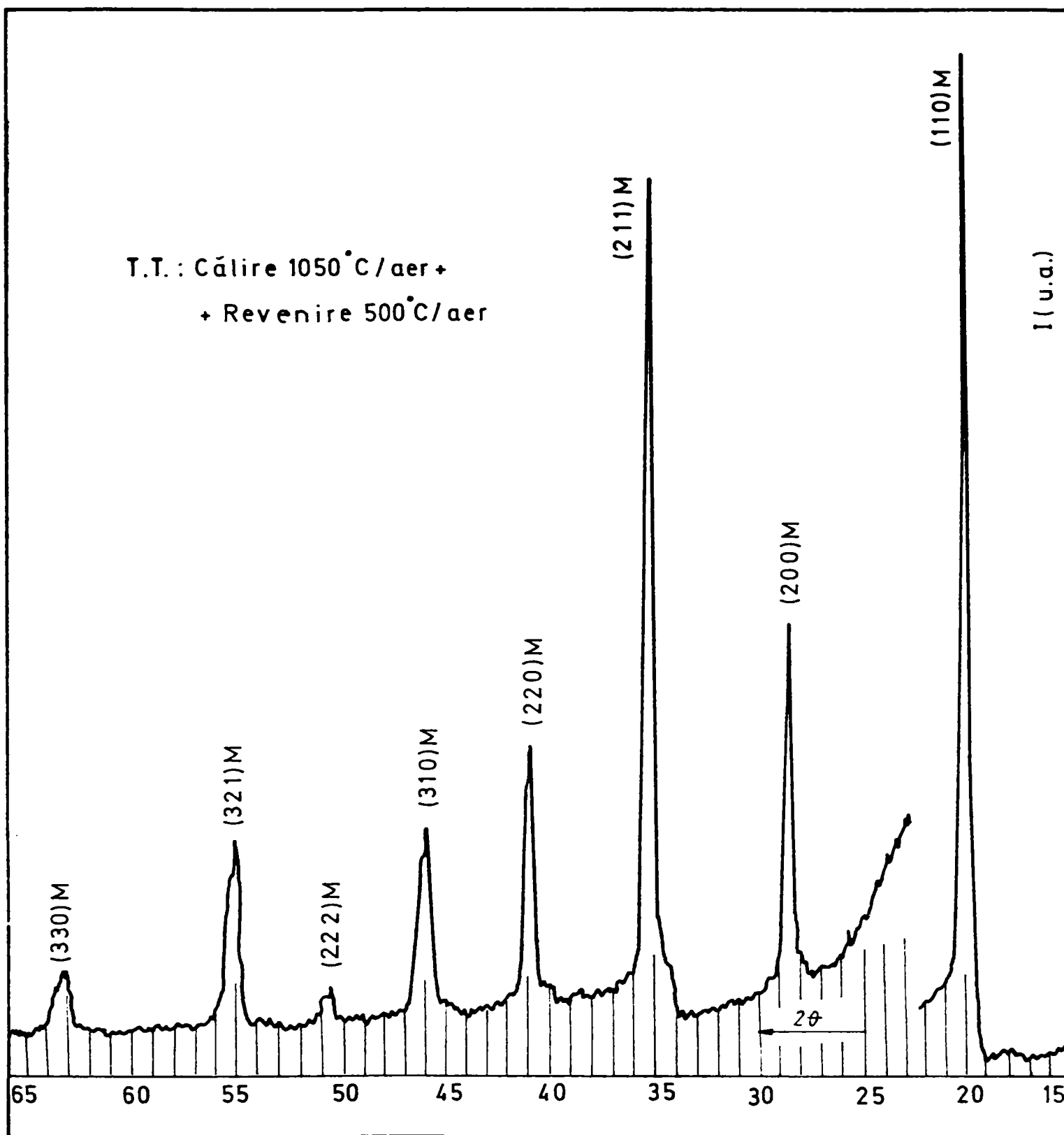


Fig.3.17 Spectrul de difracție caracteristic oțelului 13 / 6 / 1 supus tratamentului termic de călire de la 1050°C / aer + revenire la 500°C/aer

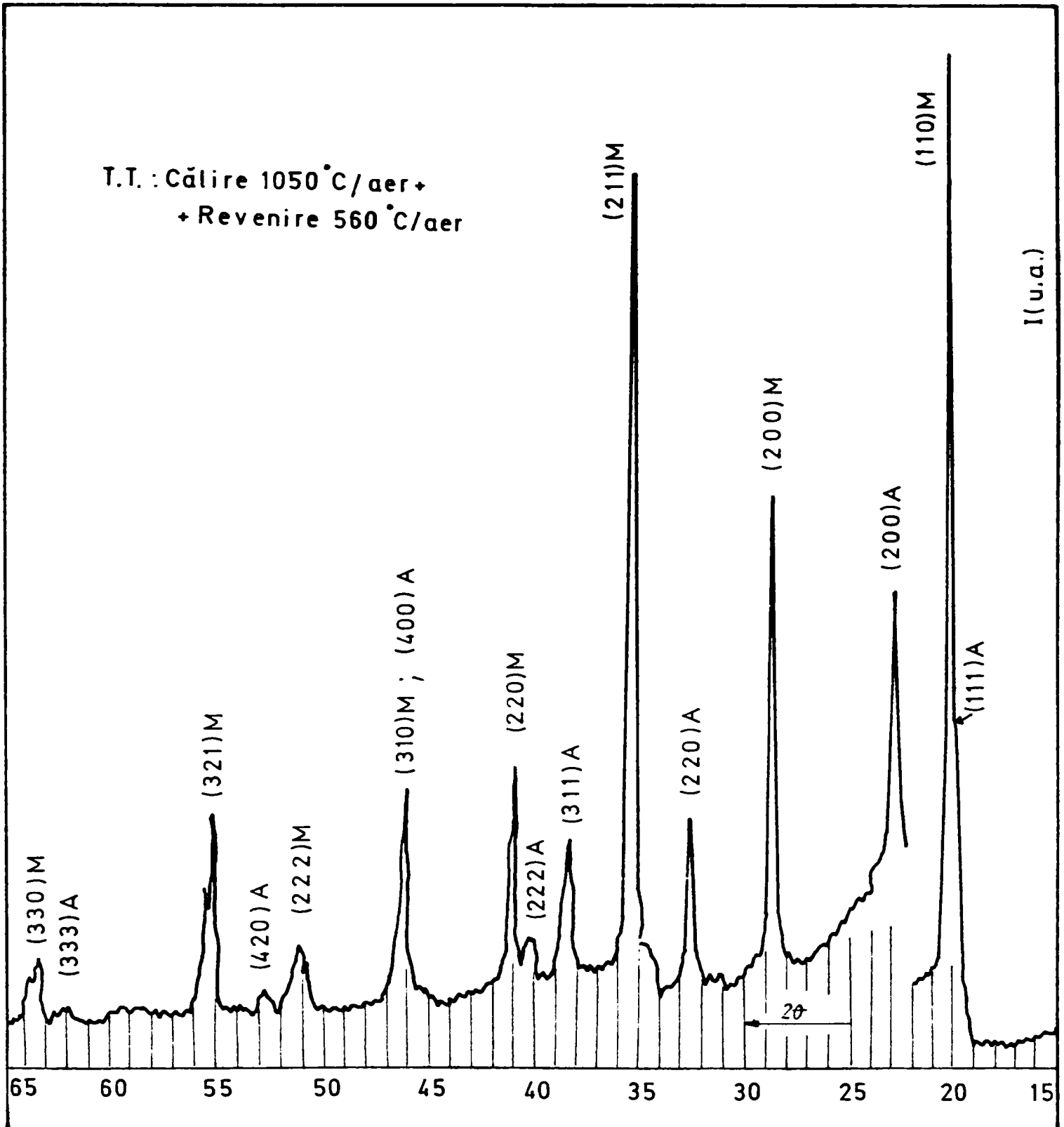


Fig.3.18 Spectrul de difracție caracteristic oțelului 13 / 6 / 1 supus tratamentului termic de călire de la 1050°C / aer + revenire la 560°C/aer

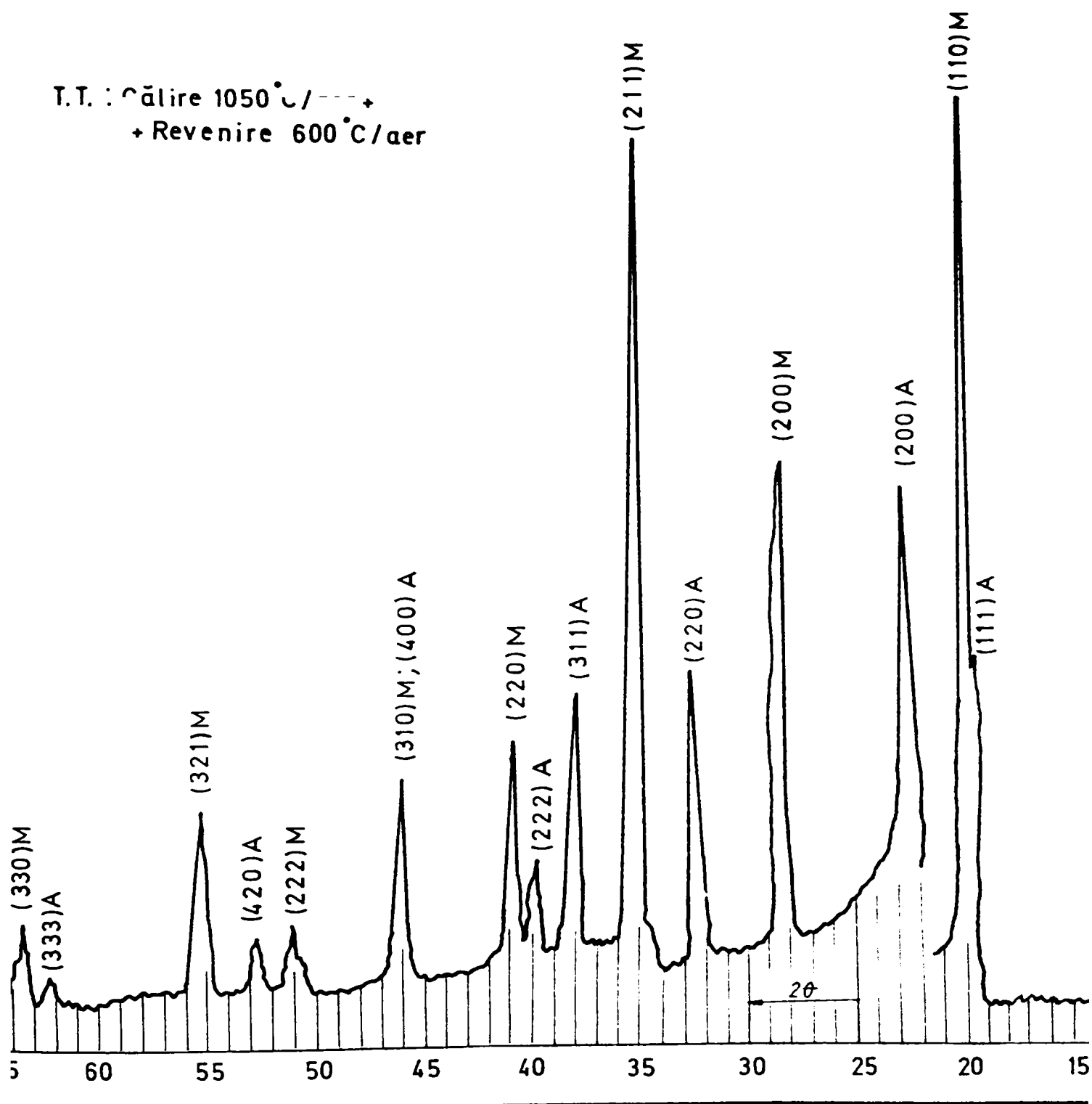


Fig.3.19 Spectrul de difracție caracteristic oțelului 13 / 6 / 1 supus tratamentului termic de călire de la 1050°C / aer + revenire la 600°C/aer

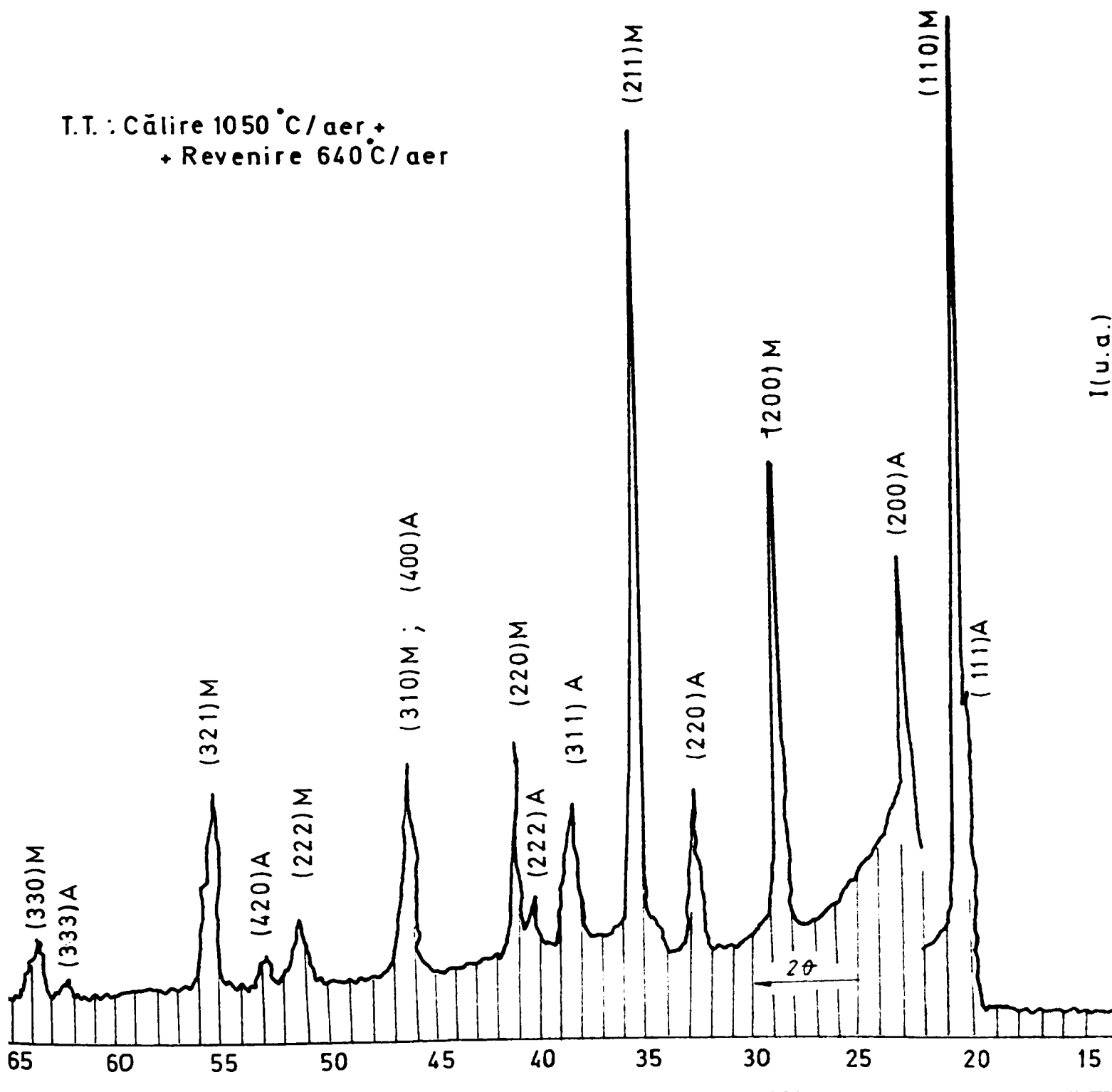


Fig.3.20 Spectrul de difracție caracteristic oțelului 13 / 6 / 1 supus tratamentului termic de călire de la 1050°C / aer + revenire la 640°C/aer

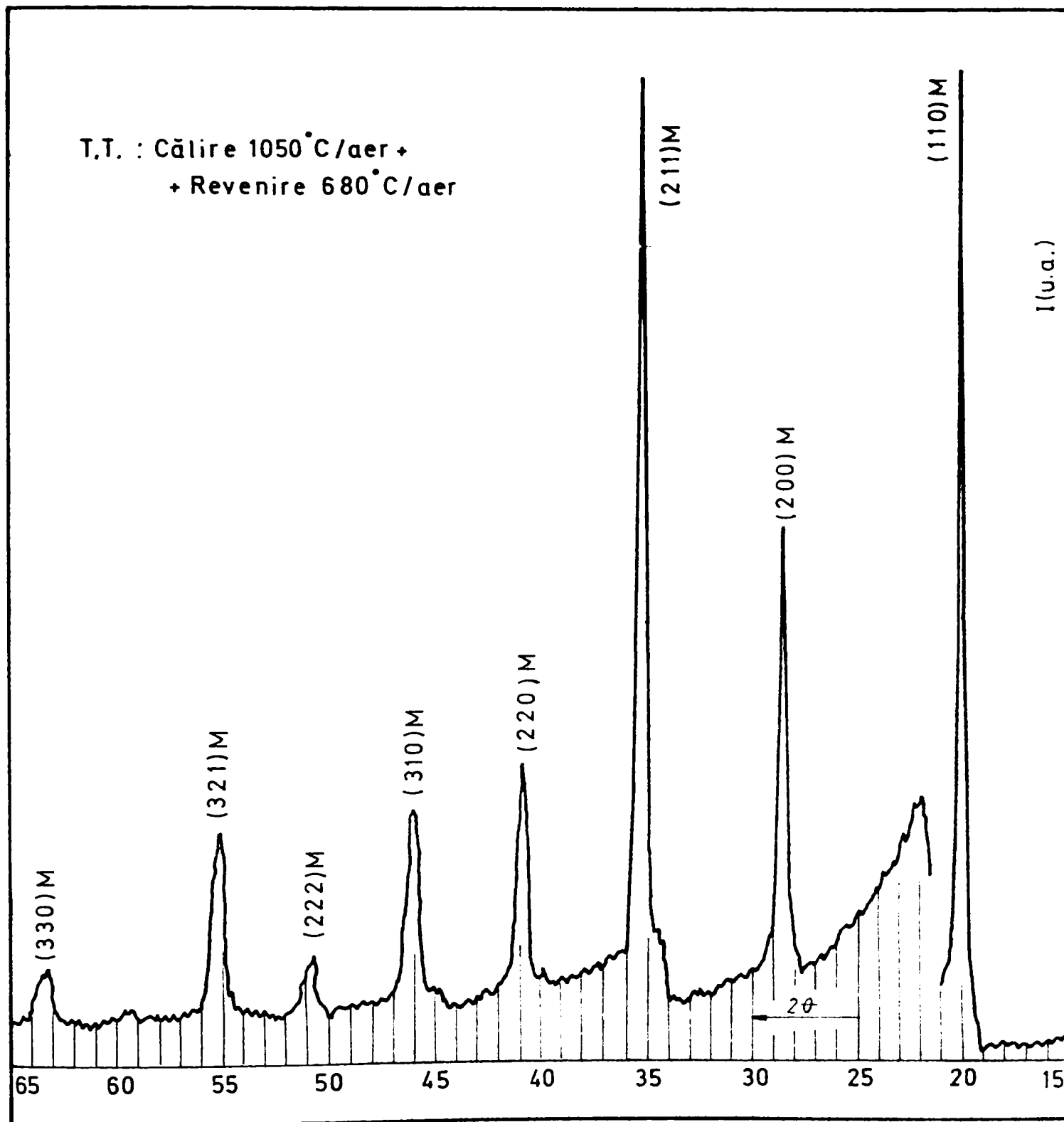


Fig.3.21 Spectrul de difracție caracteristic oțelului 13 / 6 / 1 supus tratamentului termic de călire de la 1050°C / aer + revenire la 680°C/aer

Din analiza acestor difractograme se constată următoarele :

- în stare călită, singura fază pusă în evidență este martensita ;
- independent de temperatura de revenire folosită, proporția de carburi separate fiind foarte redusă, ele nu au putut fi decelate prin această metodă de investigație ;
- atât pentru starea de călire cât și pentru cele de călire urmată de revenire până la 500°C, prezența austenitei reziduale, inerentă călirii martensitice nu a putut fi identificată deoarece această fază se află în cantitate mică, sub 5% ;
- temperaturile de revenire de 560, 600 și 640°C se manifestă prin apariția unei anumite proporții de austenită de reversiune, care provoacă o creștere a tenacității materialului ;
- la temperatura de revenire de 680°C, nu se mai sesizează existența unui pic de interferență caracteristic austenitei, deoarece aceasta este instabilă și în urma răcirii la temperatura camerei a suferit transformare martensitică.

Cercetările anterioare [15] efectuate asupra oțelurilor inoxidabile cu 12% Cr au demonstrat că fazele de carburi prezente la diferite temperaturi de revenire sunt: M_3C , M_7C_3 , $M_2(C,N)$ și $M_{23}C_6$.

Alte cercetări [44,77] arată că se formează carburi $M_{23}C_6$ grosolane pe limitele grăunților și fine în interiorul acestora alături de carbonitruri extrem de fine de tipul $M_2(C,N)$ dispersate uniform. Ele provoacă o sărăcire în crom atât pe limitele grăunților cât și pe suprafața acestora. Acest fapt explică apariția extrem de rară a coroziunii intercrystaline la oțelurile inoxidabile cu microstructură martensitică “ moale ”.

Totodată, conținutul lor redus în carbon (max. 0,06%) face ca rezistența la coroziune să fie mai bună decât cea a oțelurilor inoxidabile feritice cu 13% Cr.

Fazele de carburi precizate anterior au un anumit domeniu de stabilitate termodinamică, după care se redizolvă în masa de bază sau se transformă pe loc într-o carbură superioară. Formarea carburii definitive de compoziție stoechiometrică are loc treptat prin intermediul unor faze intermediare instabile. În urma formării carburilor cu rețea de echilibru, sub formă de particule de diferite dimensiuni și forme, ele mai pot suporta modificări determinate de tendința de a-și micșora energia superficială prin procese de creștere și globulizare.

În conformitate cu studiile efectuate de Irvine și Heuser [35], [28] privind tipurile, domeniile de existență și compozițiile carburilor la diferite temperaturi de revenire a rezultat că la oțelurile cu 12% Cr, reacțiile de formare a carburilor se succed în următoarea ordine și pe intervale de temperaturi:

Plansa IV – Aspecte microscopice ale fazelor de carburi



a- x 500



b- x 1000



c- x 5000

Fig.1 Călire 1050⁰C /45 min / aer

Plasa IV (continuare)



a- x 500



b- x 1000



c - x 5000

Fig.2 Călire 1050⁰C/ aer + Revenire 400⁰C/aer

Plasa IV (continuare)



a- x 500



b- x 1000



c – x 5000

Fig.3 Călire 1050⁰C / aer + Revenire 600⁰C/aer

Temperaturile de revenire de 400°C se manifestă prin separarea unor precipitate fine, irezolubile, plasate ordonat în raport cu structura și substructura martensitei pe limite și rețeaua de sublimite (Planșa IV, fig.2). Acestea reprezintă carbura M_7C_3 și carbonitrura M_2X , considerate a fi fazele durificatoare de bază ale acestui oțel.

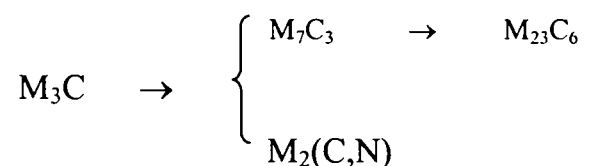
La temperaturi de revenire mai ridicate (600°C) pe seama precipitatelor fine M_7C_3 se formează carburi de tipul $M_{23}C_6$ (Planșa IV, fig. 3) plasate îndeosebi pe limitele grăunților de ferită. Aceste modificări structurale au ca rezultat o înmuiere pronunțată a materialului, evidențiată clar pe curbele de revenire.

Concluzii parțiale:

Elementele de aliere (Cr, Ni, Mo) prezente în compoziția chimică a noului oțel inoxidabil din clasa 13 / 6 /1 încetinesc procesul de descompunere a martensitei și de creștere a particulelor de carburi.

Principalele faze structurale decelate prin investigații cu raze X în microstructura de călire – revenire sunt martensita și austenita de reversiune, aceasta din urmă semnalându-se în intervalul temperaturilor de revenire de 560 – 640°C.

Coroborând rezultatele unor cercetări anterioare cu investigațiile metalografice electronice se arată că succesiunea reacțiilor de formare a carburilor o dată cu creșterea temperaturii de revenire este :



3.6 Formarea austenitei stabile la tratamentul termic de revenire

Principala particularitate a oțelurilor inoxidabile cu structură martensitică “moale” 13 / 4 și 13 / 6 constă în formarea unor cantități de austenită fin dispersată în cursul tratamentului termic de revenire. Ea este localizată între acele de martensită și este atât de stabilă încât nici în urma răcirii în azot lichid (-196°C) nu se descompune. Probabil că formarea ei are la bază fenomene de segregare a carbonului, nichelului, cromului și altor elemente prezente în compoziția chimică a acestor oțeluri.

În tabelul 3.7 este redată influența elementelor de aliere asupra temperaturii punctului critic A_{c1} , de transformare la încălzire a Fe_{α} în Fe_{γ} .

Tabelul 3.7. Modificarea punctului critic A_{c1} al oțelurilor inoxidabile cu 12% Cr prin adaose de elemente de aliere [76,77].

Element	Modificarea lui A_{c1} , în $^{\circ}\text{C}$, prin adaos de 1% element de aliere
Siliciu	+ 25
Mangan	- 25
Nichel	- 30
Molibden	+ 25
Aluminiu	+ 30
Cobalt	- 5
Vanadiu	+ 50

Se observă că prin aliere cu nichel, mangan și cobalt, temperatura critică A_{c1} va fi deplasată către valori mai coborâte. Această acțiune poate fi urmărită și pe diagramele de echilibru ale sistemelor de aliaje binare Fe-Ni și Fe-Mn [69].

Elementul principal de aliere, cromul, așa cum rezultă din diagrama de echilibru Fe-Cr acționează tot în direcția coborârii punctului critic A_{c1} .

Acțiunea comună a cromului și nichelului asupra temperaturii critice A_{c1} este pusă în evidență pe secțiunea de concentrație în sistemul ternar Fe-Cr-Ni la un raport Cr : Ni de 2 : 1 sau 3 : 1 (fig.3.23).

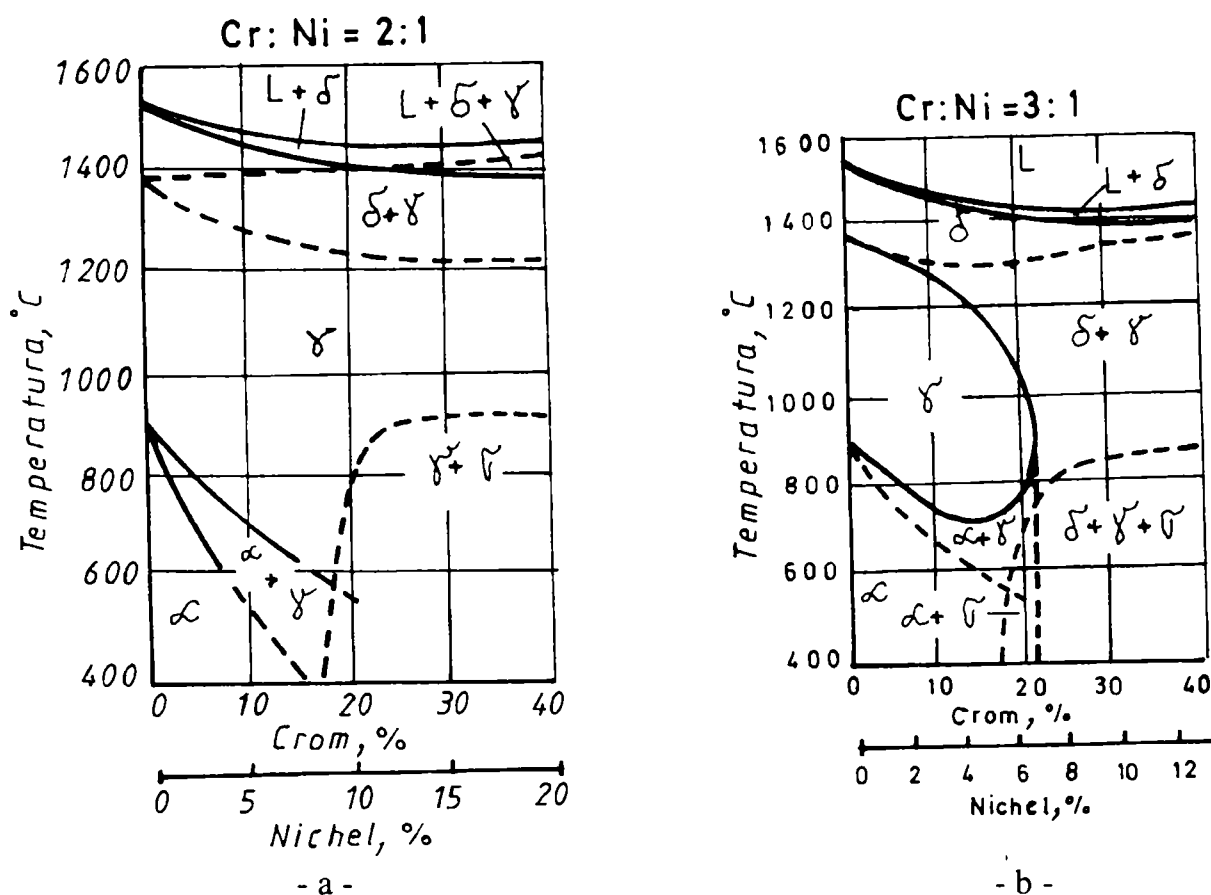


Fig.3.23. Secțiune de concentrații pe diagrama ternară de echilibru Fe-Cr-Ni la un raport Cr : Ni = 2: 1 (a) respectiv Cr : Ni = 3 :1 (b)

Pentru concentrații de 12 – 15%Cr și 4 – 6% Ni în care se situează aceste oțeluri, domeniul bifazic ($\alpha + \gamma$) se extinde până la cca. 600°C.

Determinarea cantității de austenită prezentă în microstructura de revenire a fost posibilă prin analize de difracție cu raze X.

Pentru asemenea investigații s-a utilizat linia (211) a martensitei și linia (311) a austenitei. De menționat este faptul că utilizarea radiației Mo $K\alpha$, prezintă avantajul adâncimii mari de pătrundere (0,25mm) a acesteia în material, deci conferă rezultate sigure în privința determinării cantității de austenită din stratul de suprafață, și o precizie mare de determinare cantitativă a acesteia, fapt care poate fi asigurat de o bună aliniere a difractometrului.

Calculul procentului de austenită în acest caz se realizează cu ajutorul relației :

$$\% A = [I_A / (I_A + 3,38 I_M)] \times 100, \%$$

unde I_A și I_M reprezintă intensitățile integrale ale liniei de austenită, respectiv de martensită.

În vederea determinării cantității de austenită, respectiv cantității de martensită au fost ridicate difractograme, cinci pentru fiecare probă, în intervalul unghiular $2\theta \in (34^\circ \dots 42^\circ)$ în care se

găsesc cele două linii, a austenitei (311), respectiv a martensitei (211). Pentru mărirea gradului de precizie a determinărilor s-a ales viteza detectorului, de $\frac{1}{2}^\circ$ și viteza hârtiei, de 720 mm/h. Pentru exemplificarea aspectului acestor linii, prezentăm câte o difractogramă caracteristică fiecărui regim de tratament termic (fig 3.24....3.30).

În urma determinărilor efectuate, prin măsurarea intensității integrale a liniilor menționate, de austenită și de martensită, și medierea rezultatelor celor cinci măsurători, în cazul fiecărui ciclu de tratament, a fost trasat graficul de variație a cantității de austenită în funcție de temperatura de revenire (fig.3.31).

Din aceste grafice rezultă că inițierea procesului de formare a austenitei stabile are loc la 560°C și aceasta atinge un maxim la 600°C (cca.31% vol.).Încălzirea oțelului peste această temperatură conduce la formarea unui alt tip de austenită, care nu mai este stabilă și care în urma răcirii la temperatura camerei suferă din nou o transformare martensitică. În schimb, cantitatea de austenită stabilă care se formează prin ridicarea temperaturii la peste 620°C scade continuu, ea fiind dizolvată de austenita instabilă.

Prezența unei anumite proporții de austenită stabilă fin dispersată în masa de bază martensitică se manifestă prin creșterea tenacității materialului (fig.3.31) și scăderea limitei de curgere.

Concluzii parțiale: Investigațiile cu raze X atestă că în microstructura de revenire a oțelului inoxidabil 13 / 6 / 1 apar trei tipuri de austenită și anume, cca.2...3 % austenită rămasă netransformată în urma călirii continue în aer de la 1050°C ; o austenită stabilă fin dispersată apărută în intervalul temperaturilor de revenire de $560\text{-}620^\circ\text{C}$ și care la cca. 600°C atinge un maxim de aproximativ 31% vol. și o austenită instabilă care se formează la temperaturi de revenire de peste 600°C și care în urma răcirii se va transforma în martensită.

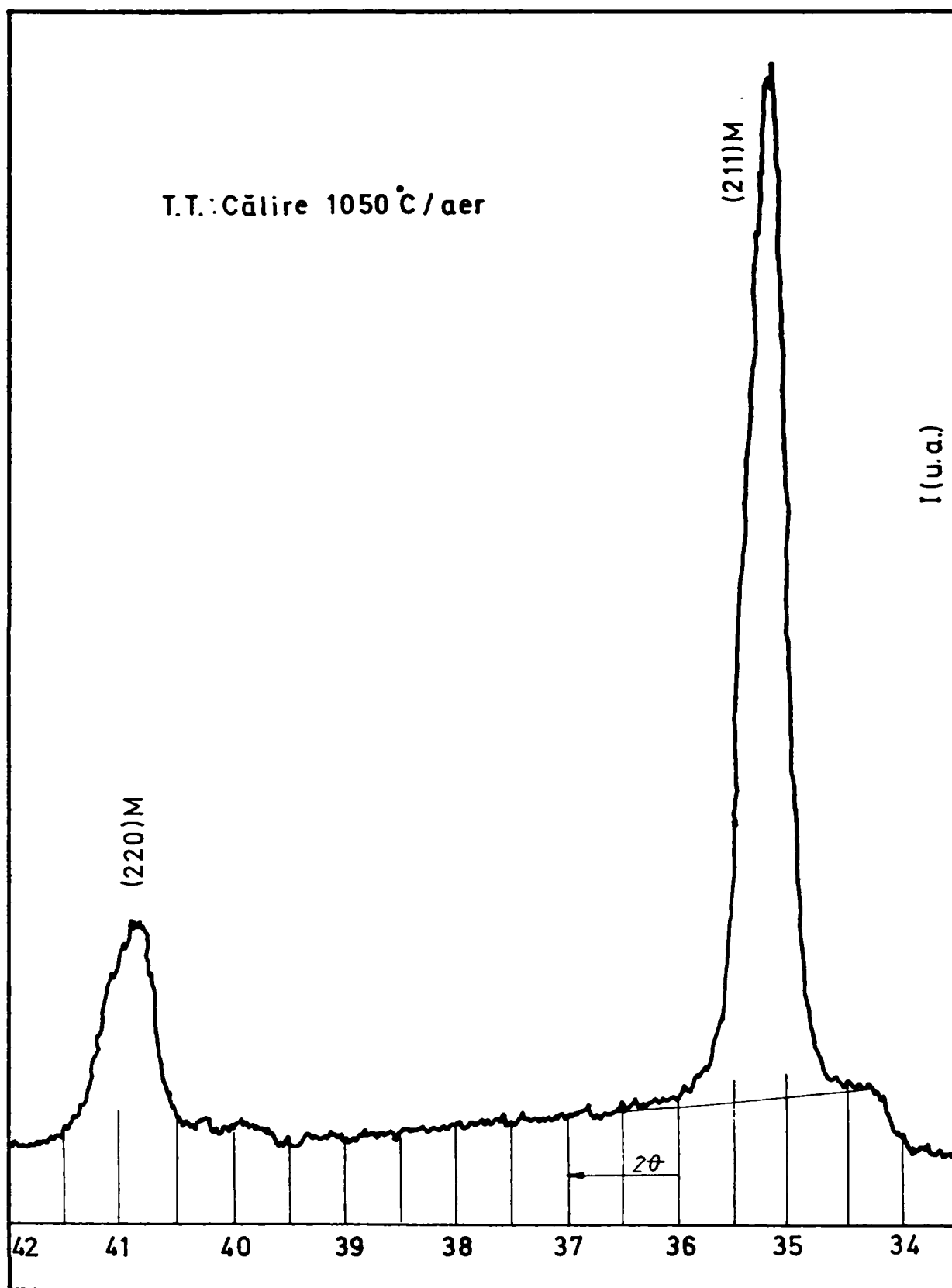


Fig.3.24 Spectrul de difracție caracteristic liniilor austenitei și martensitei pentru starea de tratament termic de călire 1050°C / aer

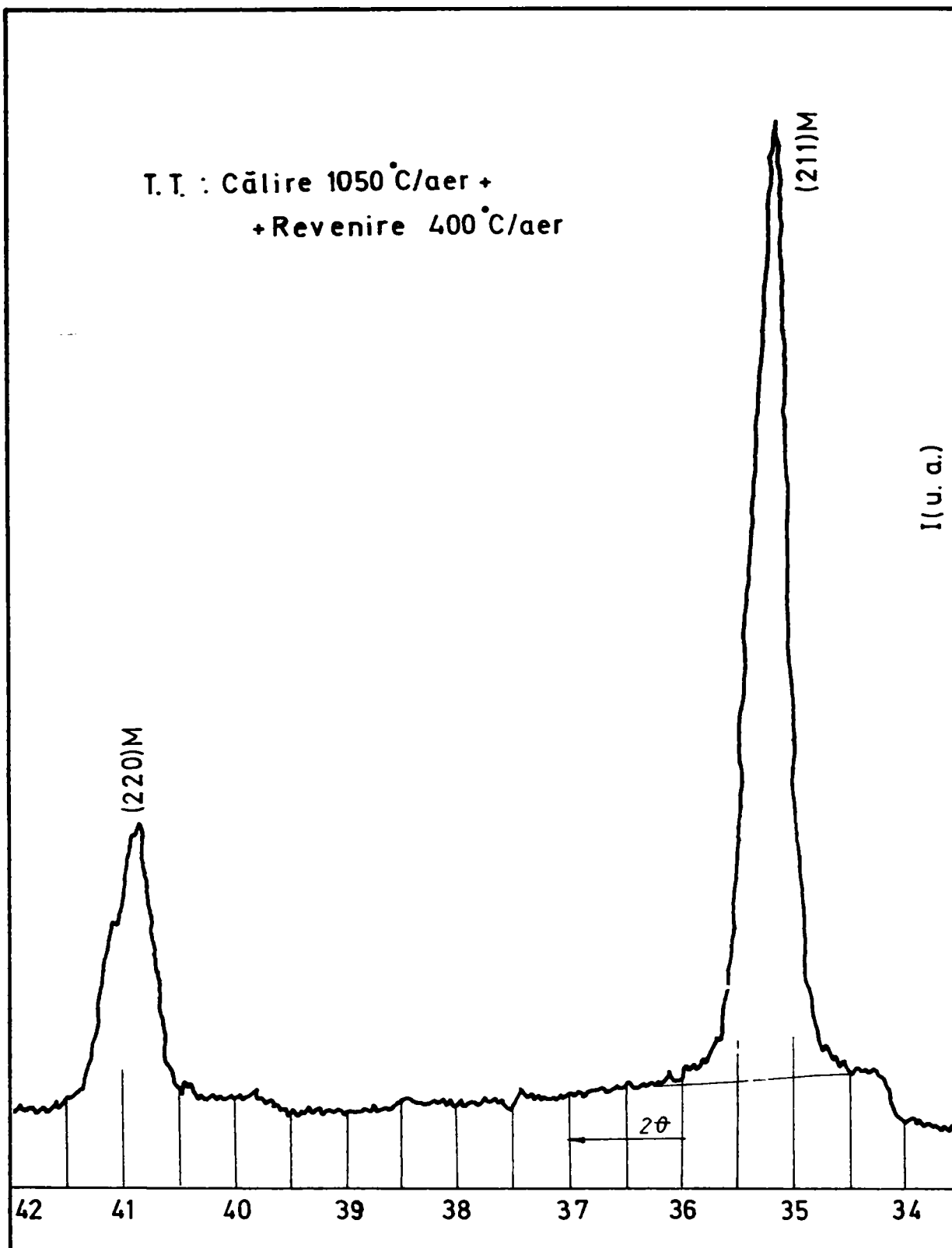


Fig.3.25 Spectrul de difracție caracteristic liniilor austenitei și martensitei pentru starea de tratament termic de călire 1050°C / aer + revenire 400°C/aer

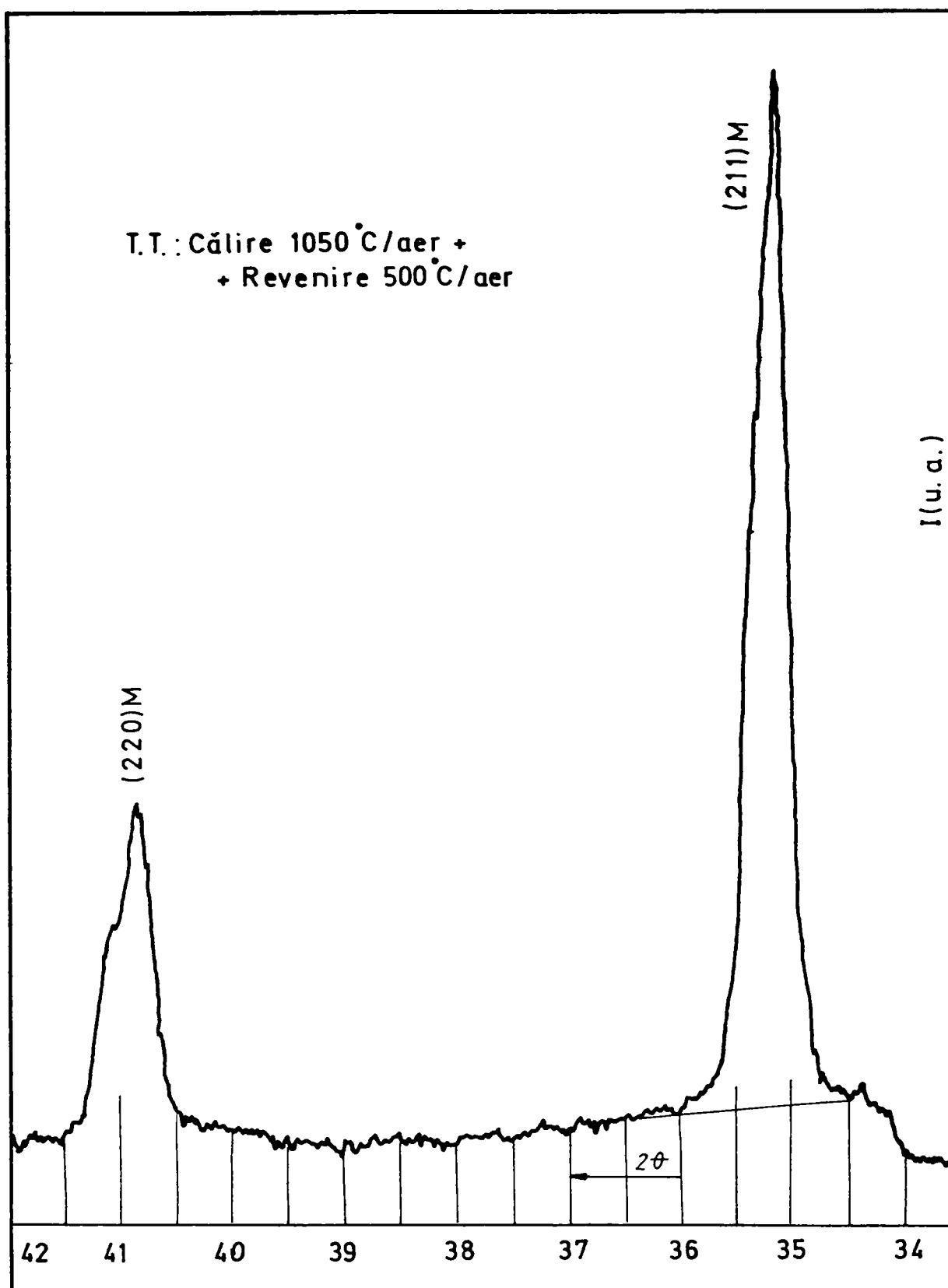


Fig.3.26 Spectrul de difracție caracteristic liniilor austenitei și martensitei pentru starea de tratament termic de călire 1050°C / aer + revenire 500°C/aer

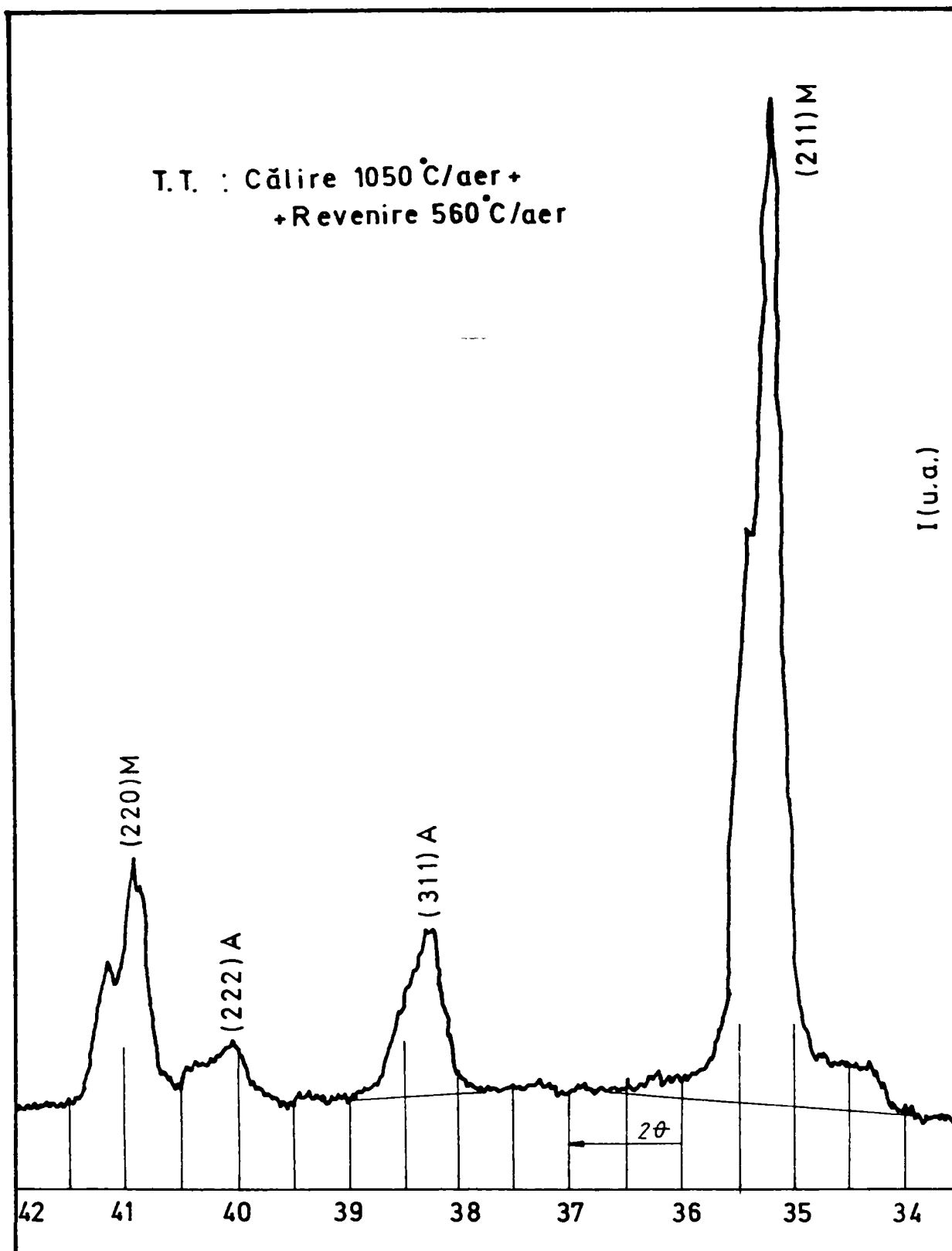


Fig.3.27 Spectrul de difracție caracteristic liniilor austenitei și martensitei pentru starea de tratament termic de călire 1050°C / aer + revenire 560°C/aer

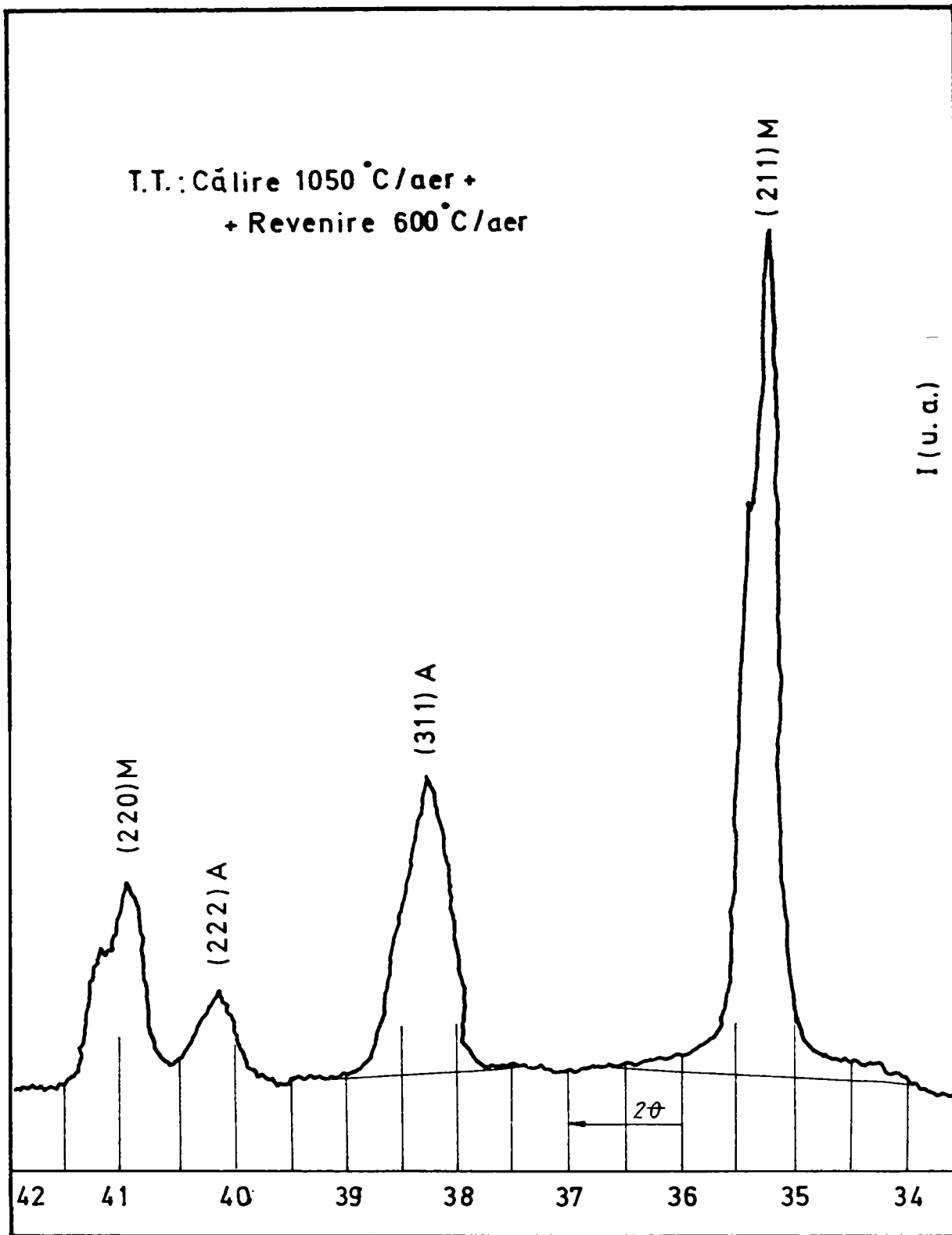


Fig.3.28 Spectrul de difracție caracteristic liniilor austenitei și martensitei pentru starea de tratament termic de călire 1050°C / aer + revenire 600°C/aer

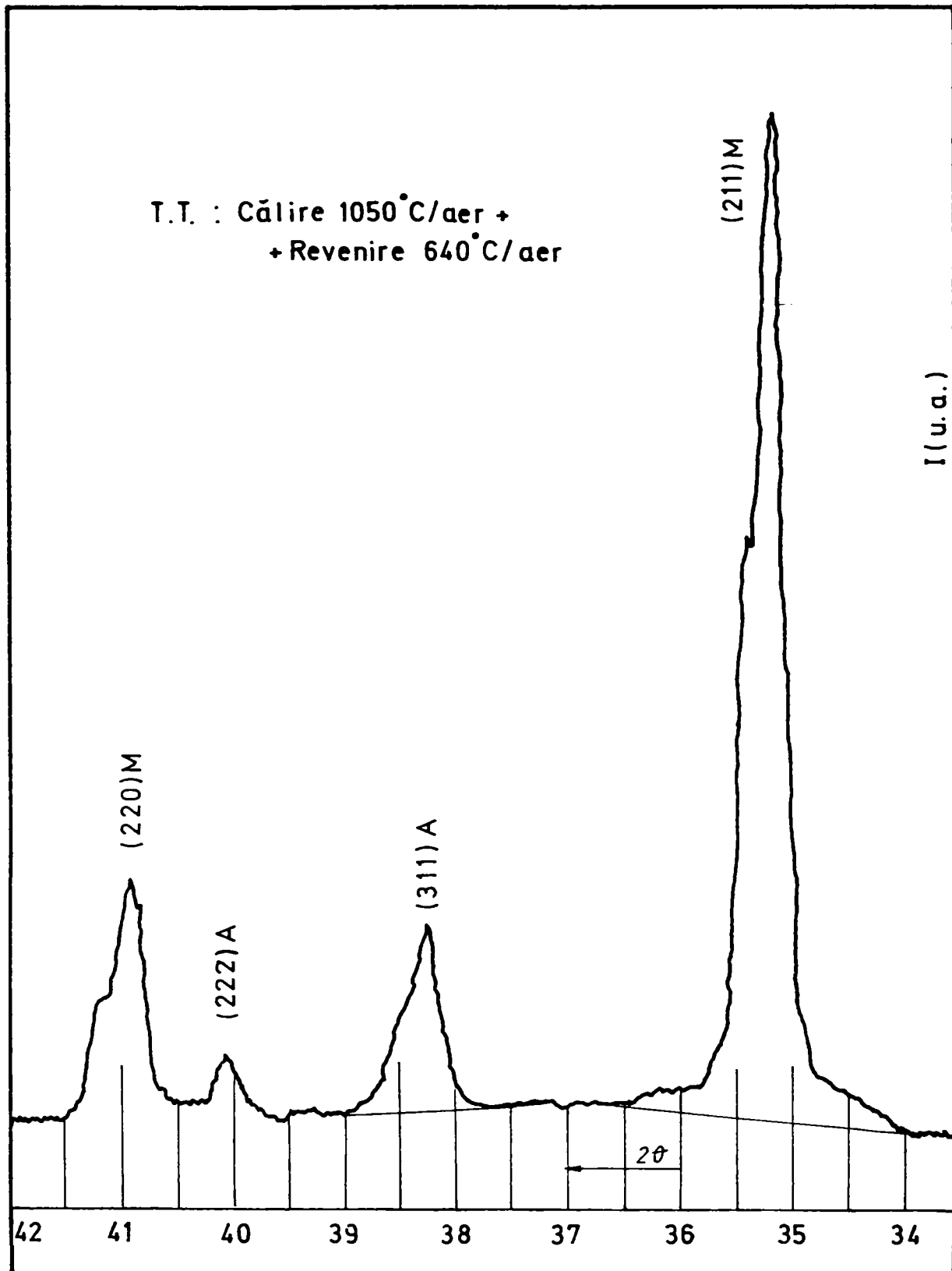


Fig.3.29 Spectrul de difracție caracteristic liniilor austenitei și martensitei pentru starea de tratament termic de călire 1050°C / aer + revenire 640°C/aer

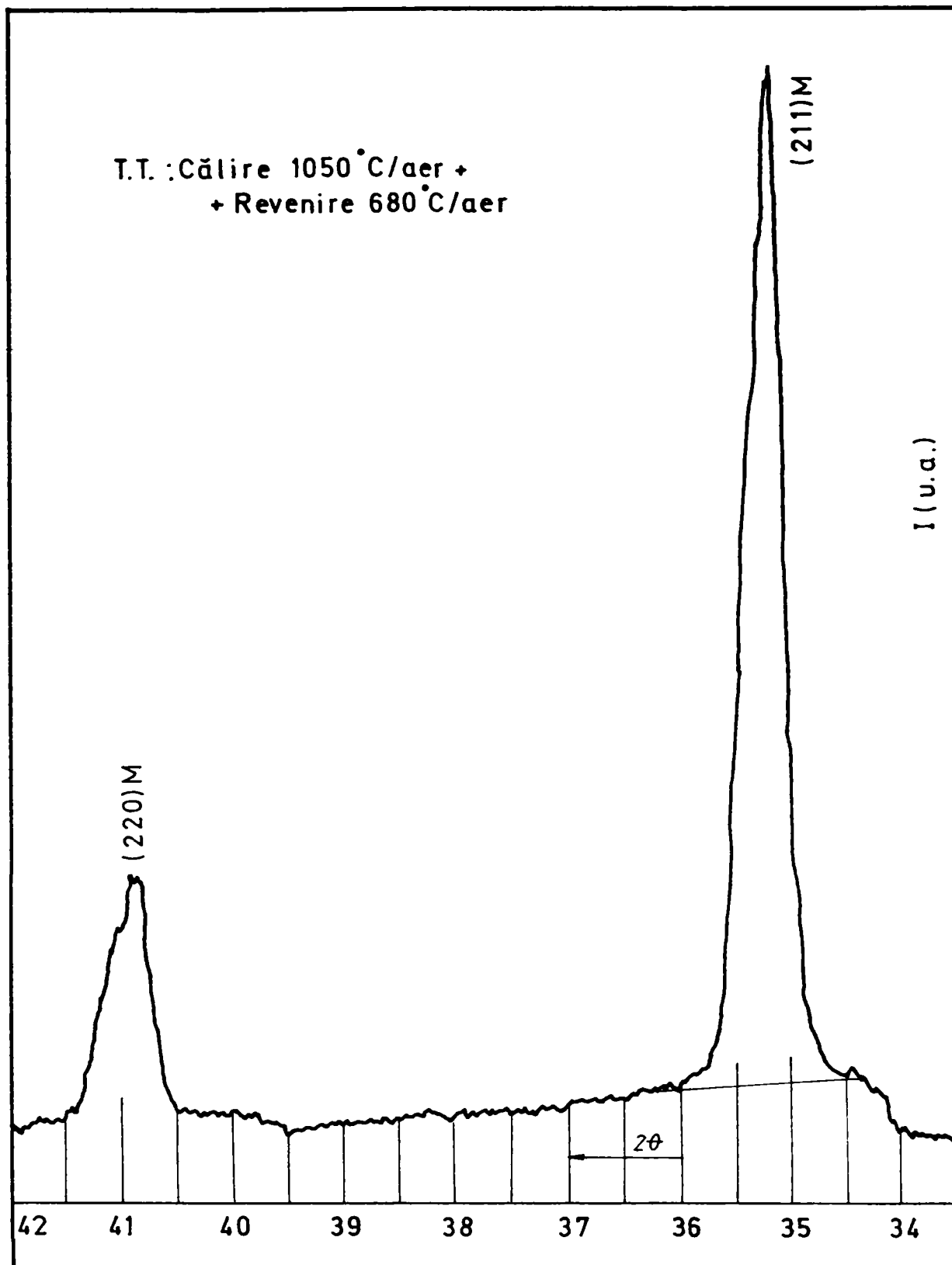


Fig.3.30 Spectrul de difracție caracteristic liniilor austenitei și martensitei pentru starea de tratament termic de călire 1050°C / aer + revenire 680°C/aer

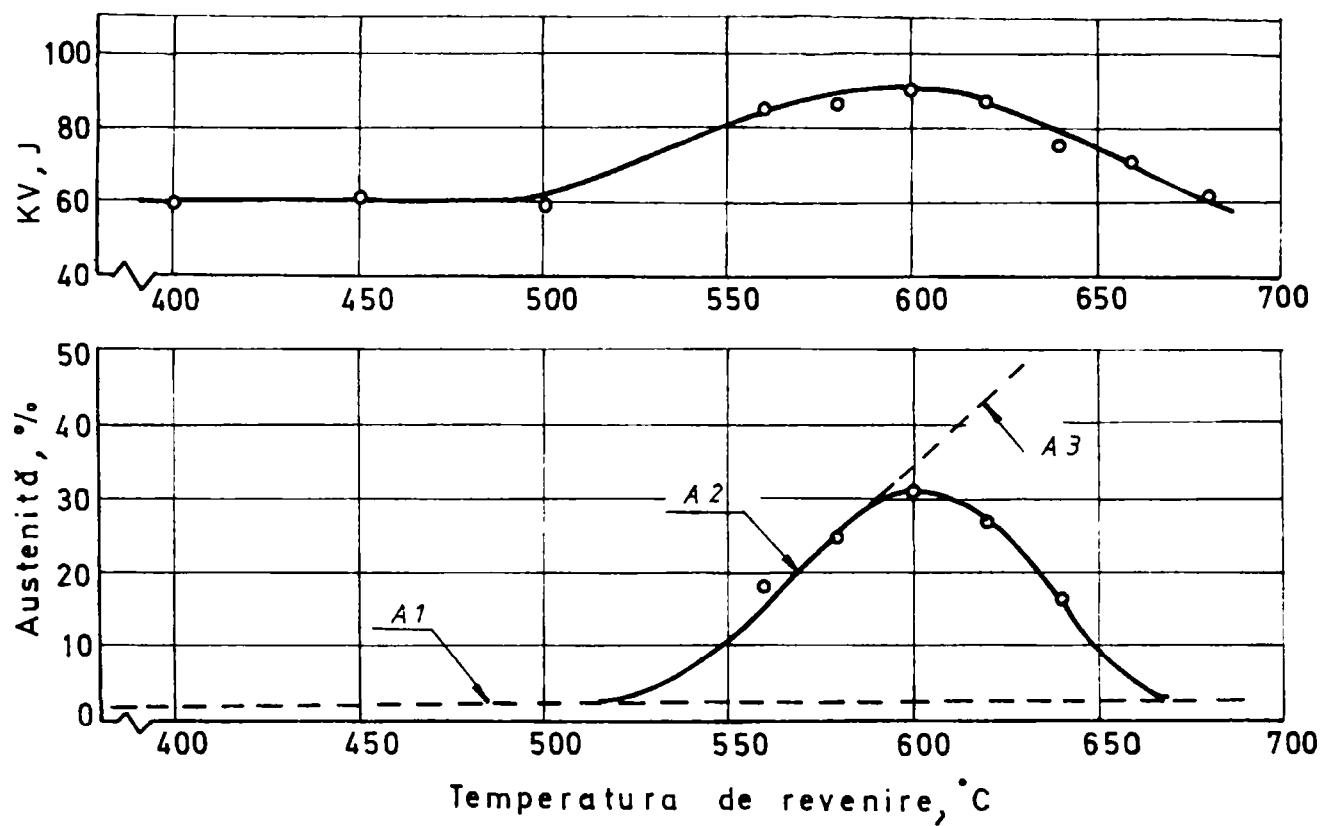


Fig.3.31 Evoluția energiei de rupere KV și a cantității de austenită în funcție de temperatura de revenire

3.7 Determinarea tensiunilor interne de ordinul al II - lea

Este cunoscut faptul că apariția tensiunilor interne într-un oțel călit este determinată de:

-răcirea neuniformă a suprafeței și miezului piesei; aceste tensiuni poartă denumirea de **tensiuni termice**;

-creșterea volumului și ecartul desfășurării transformării martensitice pe secțiunea transversală a piesei; tensiunile provocate de aceste transformări se numesc **tensiuni structurale (sau de fază)**.

Tratamentul termic de călire martensitică aplicat acestor oțeluri inoxidabile produce simultan atât tensiuni termice cât și tensiuni structurale. În majoritatea cazurilor, tensiunile termice care solicită suprafața pieselor sunt cele de compresiune, iar cele care acționează asupra miezului sunt cele de tracțiune. Acest rezultat se explică prin faptul că tensiunile provizorii provoacă nu numai o deformare elastică, ci în oarecare măsură și o deformare plastică nesimultană a cărei mărime diferă de la un strat la altul al secțiunii piesei [69].

Transformarea martensitică produce la suprafață tensiuni reziduale de tracțiune și în miez tensiuni reziduale de compresiune. De regulă, tensiunile termice sunt mai mari decât tensiunile structurale și de aceea, în urma însumării lor, vor apare la suprafață tensiuni de compresiune.

Cele mai periculoase sunt tensiunile de tracțiune, care contribuie la formarea fisurilor și micșorează limita de oboseală a oțelurilor.

În programul experimental ne-am propus determinarea tensiunilor localizate la scară microscopică, la nivelul blocurilor în mozaic.

Evaluarea acestora prin investigații cu raze X se bazează pe efectul de lărgire a liniilor cauzat de existența simultană în rețeaua unui bloc în mozaic, atât a unei întinderi cât și a unei comprimări a rețelei cristaline.

Astfel, din punct de vedere al difracției cu raze X, comprimarea, care presupune plane în care $d_{hkl} = d_0 - \Delta d$, conduce la o microdeplasare a liniei de difracție spre stânga, iar întinderea, care presupune plane în care $d_{hkl} = d_0 + \Delta d$, conduce la o microdeplasare a acesteia spre dreapta. Compunerea celor două efecte, asupra aceleiași linii de difracție, are ca efect lărgirea acesteia. În cazul de față prezența tensiunilor de ordinul II a condus la variația relativă a parametrului rețelei cristaline $\Delta a / a$. Conform legii lui Hooke, din teoria elasticității, tensiunea σ este proporțională cu această deformare relativă a parametrului de rețea:

$$\sigma = -(\Delta a / a) \cdot (E / \mu)$$

unde E este modulul lui Young, iar μ este coeficientul lui Poisson. În cazul oțelurilor considerate s-a luat $E = 21 \times 10^4 \text{ N/mm}^2$ și $\mu = 0,25$.

Pentru calculul variației relative a parametrului de rețea $\Delta a / a$ se indică următoarea relație:

$$\Delta a / a = \sqrt{(B^2 - B_0^2)} \cos^2 2\theta / 4\alpha R \operatorname{tg} \theta$$

unde B_0 – este lărgimea liniei probei netensionate (proba recoaptă); B – lărgimea liniei probei tensionate; $R = 192 \text{ mm}$ – distanța probă – detector; α - raportul dintre viteza hârtiei și a detectorului; θ - unghiul de difracție Bragg pentru linia de difracție considerată.

Pentru determinarea stării de tensiune s-a efectuat difracția la unghiul $2\theta = 35,19^\circ$ pentru linia (211) a martensitei și la unghiul $2\theta = 38,20^\circ$ pentru linia (311) a austenitei. Determinările s-au efectuat în aceleași condiții geometrice.

Drept referință pentru maximul liniilor și al lărgimii acestora la semiînălțime s-au luat probele supuse tratamentului de recoacere. Pentru mărirea preciziei de determinare s-a ales viteza de deplasare a contorului de $1/8^\circ/\text{min}$ și viteza de deplasare a hârtiei de 2400 mm/h .

Având în vedere caracteristicile mărcilor de oțeluri (E și μ), valorile parametrilor experimentali (R și α) și valorile unghiului de difracție θ , au fost exprimate relațiile de calcul a tensiunilor asociate martensitei și austenitei sub forma:

$$\sigma_M = 7,2 \sqrt{B_M - B_{0M}}, \text{ N/mm}^2$$

$$\sigma_A = 7,2 \sqrt{B_A - B_{0A}}, \text{ N/mm}^2$$

Pentru fiecare regim de tratament termic s-au ridicat câte cinci spectre de difracție în domeniul unghiular $2\theta \in (34^\circ \dots 39^\circ)$. Spre exemplificare în fig.3.32 ...3.38, se prezintă pentru fiecare stare structurală un asemenea spectru caracteristic.

Pe spectrele de difracție au fost determinate lărgimile B , la semiînălțimea liniilor de difracție ale martensitei și ale austenitei, iar evoluția valorilor medii ale tensiunilor calculate pentru cele două faze în funcție de temperatura de revenire este redată în fig.3.39.

Analiza acestor date reliefează următoarele:

- distorsiunile apărute în rețeaua cristalină a martensitei de călire sunt relativ mici și deci tensiunile interne asociate tratamentului de călire au valori reduse; fenomenul se justifică prin concentrația scăzută de atomi de carbon dizolvați interstițial în rețeaua cristalină a fazei α ;

- fenomenele de precipitare a fazelor secundare la temperaturi de revenire de până la 400...500°C se manifestă prin menținerea aproape neschimbată a tensiunilor interne; explicația are la bază stabilitatea ridicată la revenire a oțelului înalt aliat și păstrarea coerenței particulelor de carburi precipitate cu rețeaua cristalină a matricei de bază;
- la temperaturi de revenire de 600°C , descompunerea martensitei este finalizată, coerența se pierde și apare o izolare a rețelelor de ferită și carburi; în consecință, nivelul tensiunilor interne devine minim pentru faza α și maxim pentru faza γ ;
- ridicarea temperaturii de revenire la 640...680°C, provoacă transformarea austenitei instabile în martensită și deci o creștere a tensiunilor interne; fiecare cristal de martensită este compus dintr-un număr mare de blocuri care se fragmentează sub acțiunea microtensiunilor produse de modificările volumice caracteristice transformării $\gamma \rightarrow \alpha$ și a deformării plastice rezultate și care dă naștere unei ecruisări de fază;
- valorile maxime ale tensiunilor interne nu depășesc 60 N/mm² și în consecință ele nu devin periculoase pentru fisurarea sau deformarea pieselor realizate din acest nou material ;
- variația tensiunilor interne în funcție de tratamentul aplicat este în concordanță deplină cu modificările cantitative ale constituenților structurali și cu schimbările de proprietăți mecanice ce vor fi analizate ulterior.

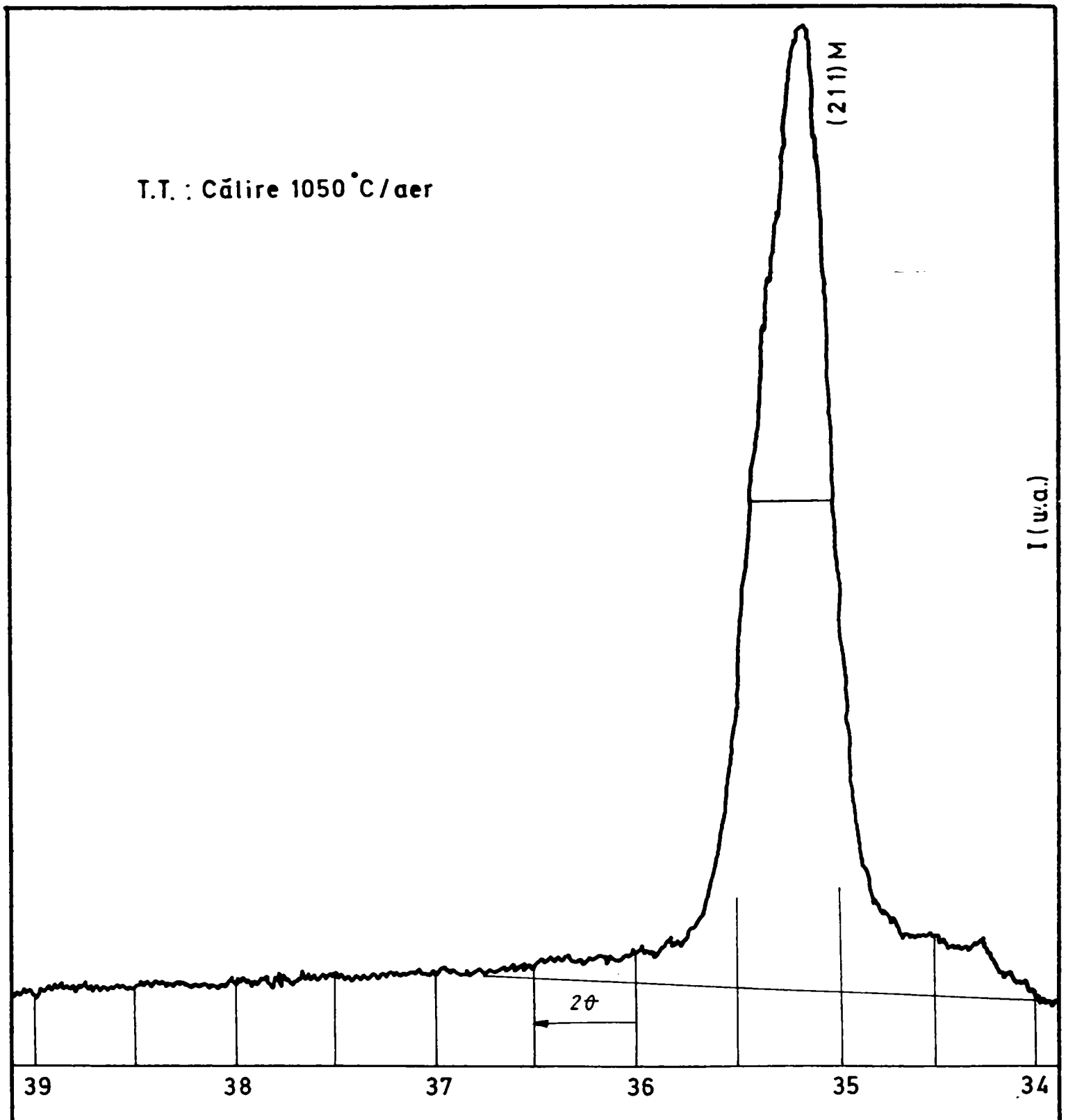


Fig.3.32 Spectrul de difracție pentru linia martensitei și pentru linia austenitei la probele tratate termic prin călire 1050°C/ aer

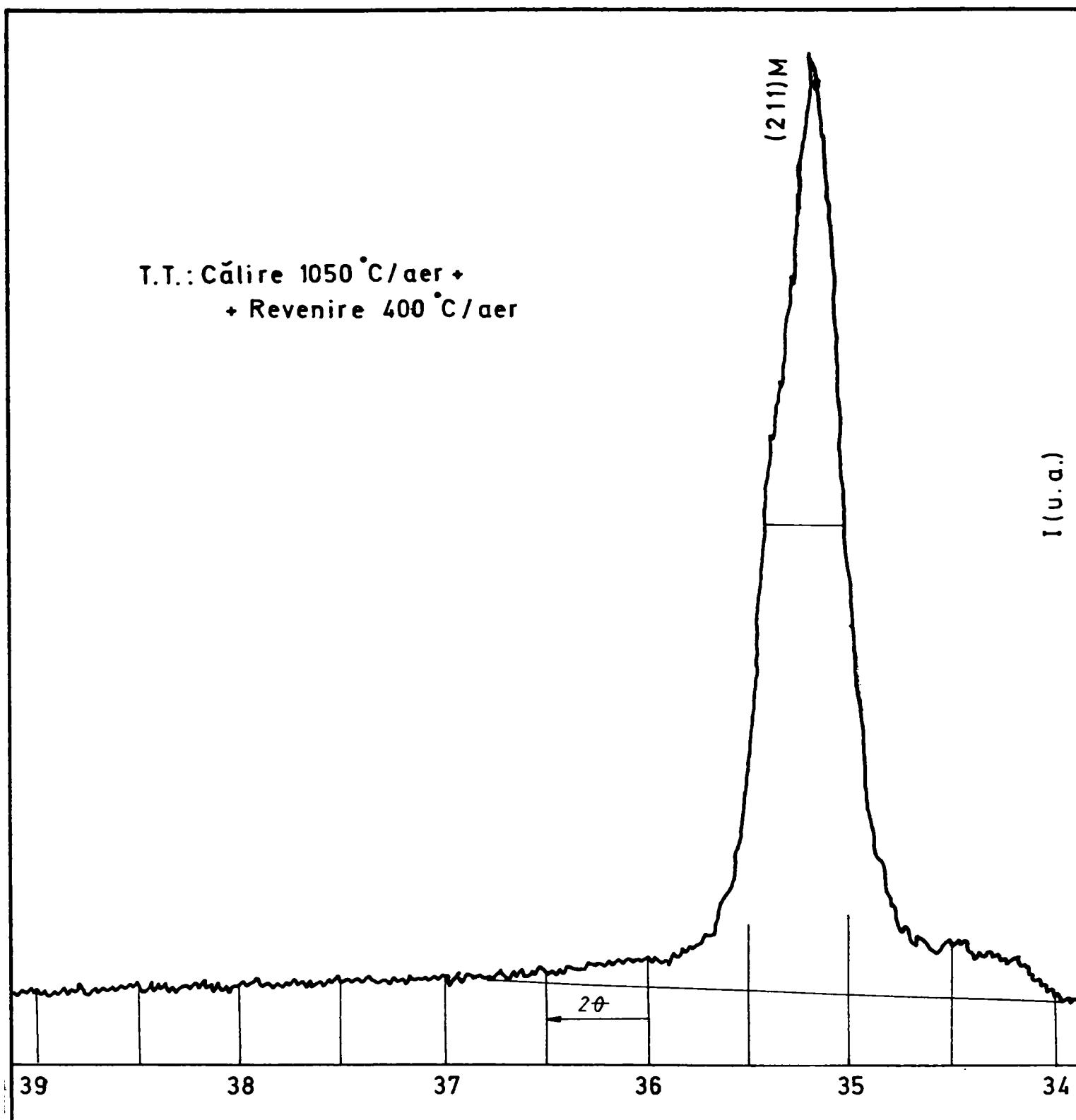


Fig.3.33 Spectrul de difracție pentru linia martensitei și pentru linia austenitei la probele tratate termic prin călire 1050°C/ aer + revenire 400°C/aer

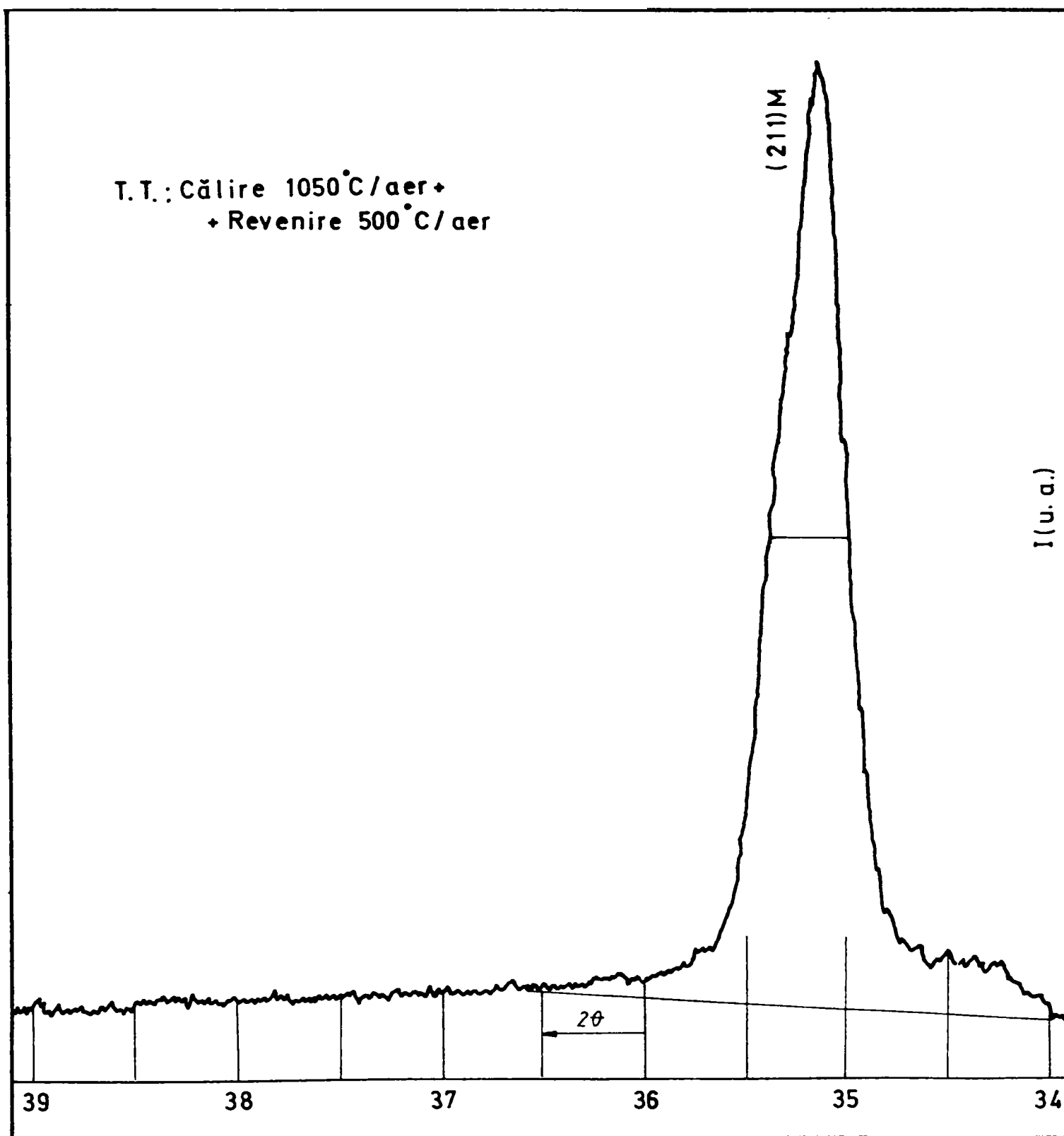


Fig.3.34 Spectrul de difracție pentru linia martensitei și pentru linia austenitei la probele tratate termic prin călire 1050°C/ aer + revenire 500°C/aer

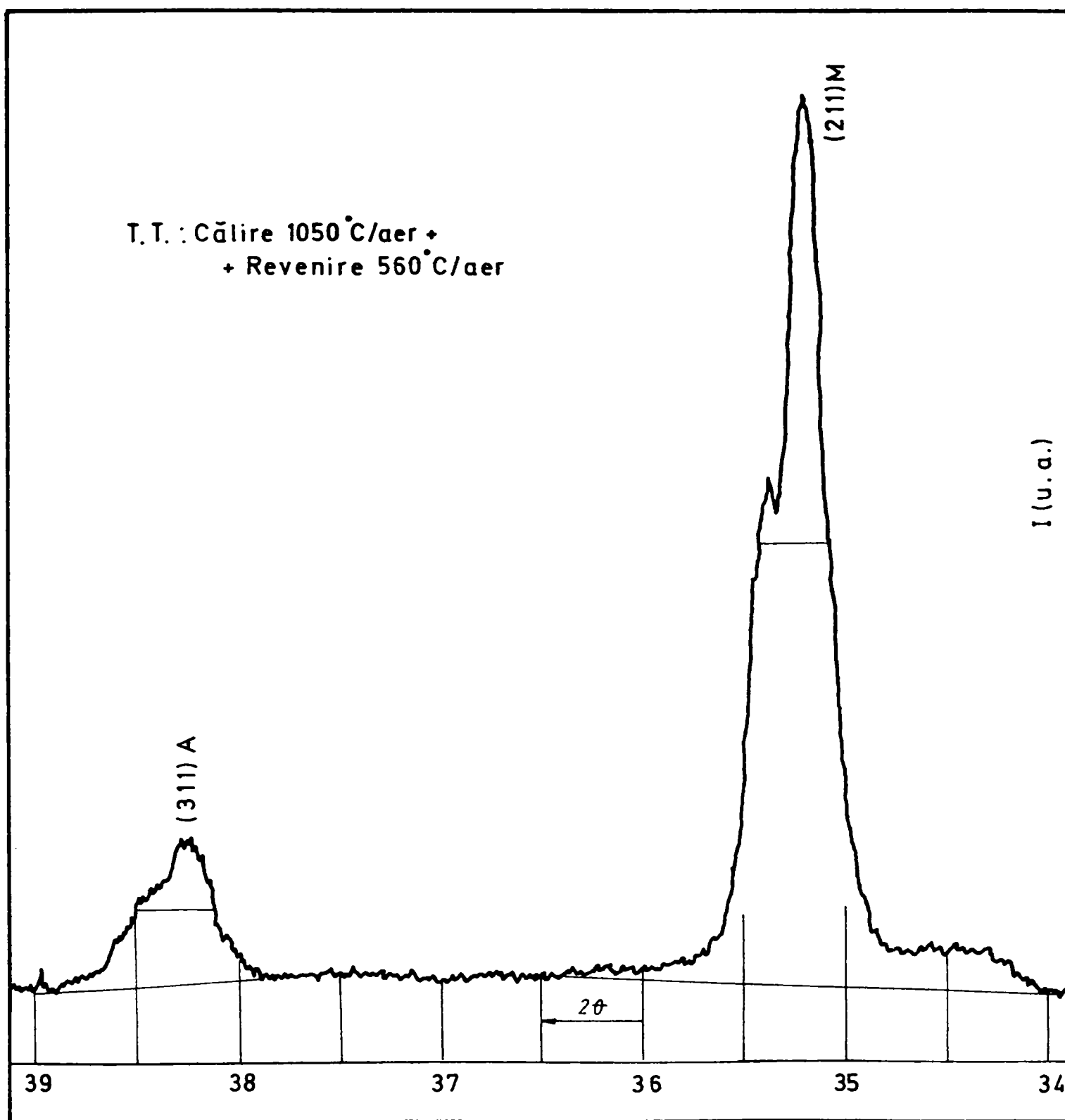


Fig.3.35 Spectrul de difracție pentru linia martensitei și pentru linia austenitei la probele tratate termic prin călire 1050°C/ aer + revenire 560°C/aer

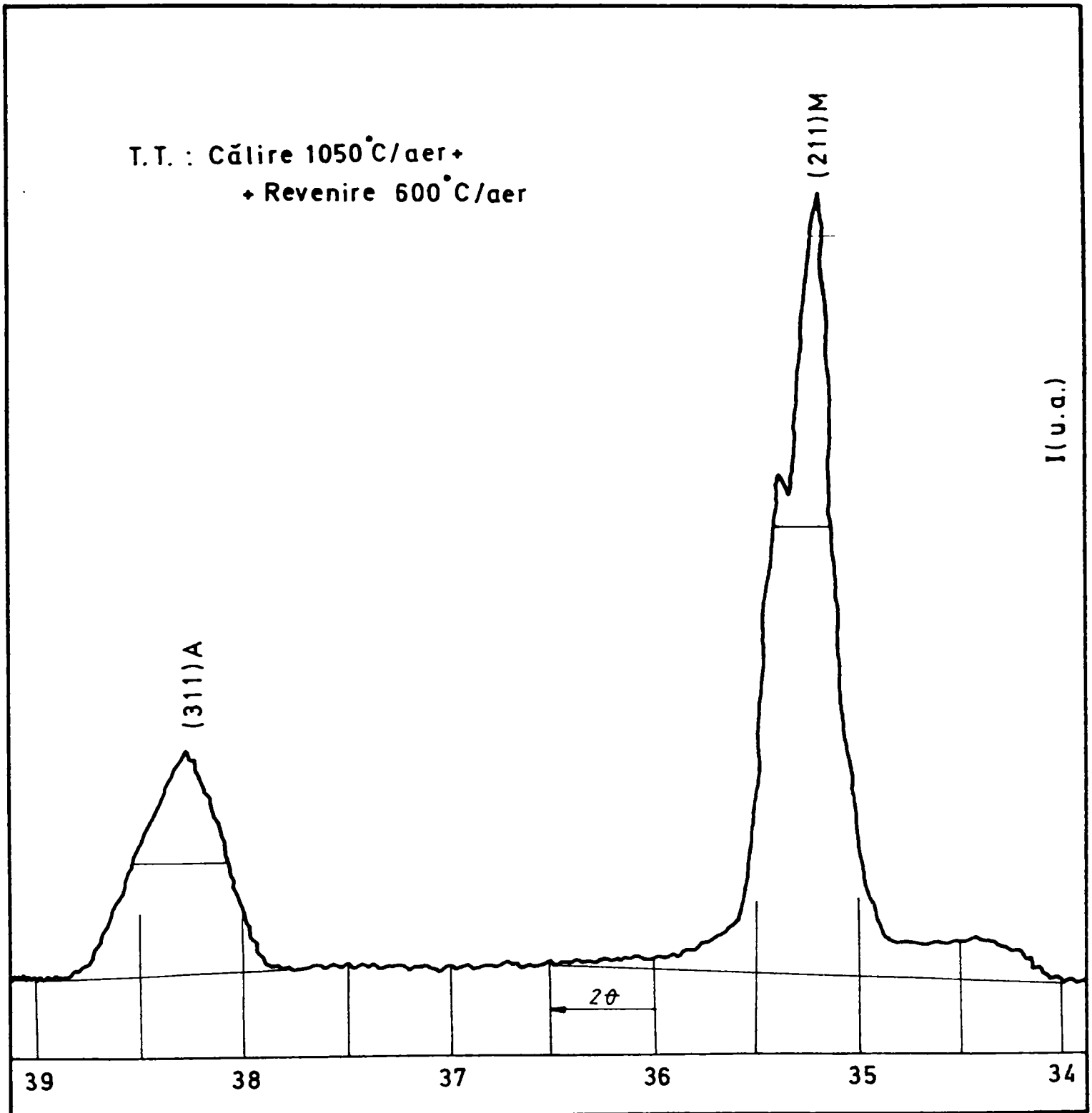


Fig.3.36 Spectrul de difracție pentru linia martensitei și pentru linia austenitei la probele tratate termic prin călire 1050°C/ aer + revenire 600°C/aer

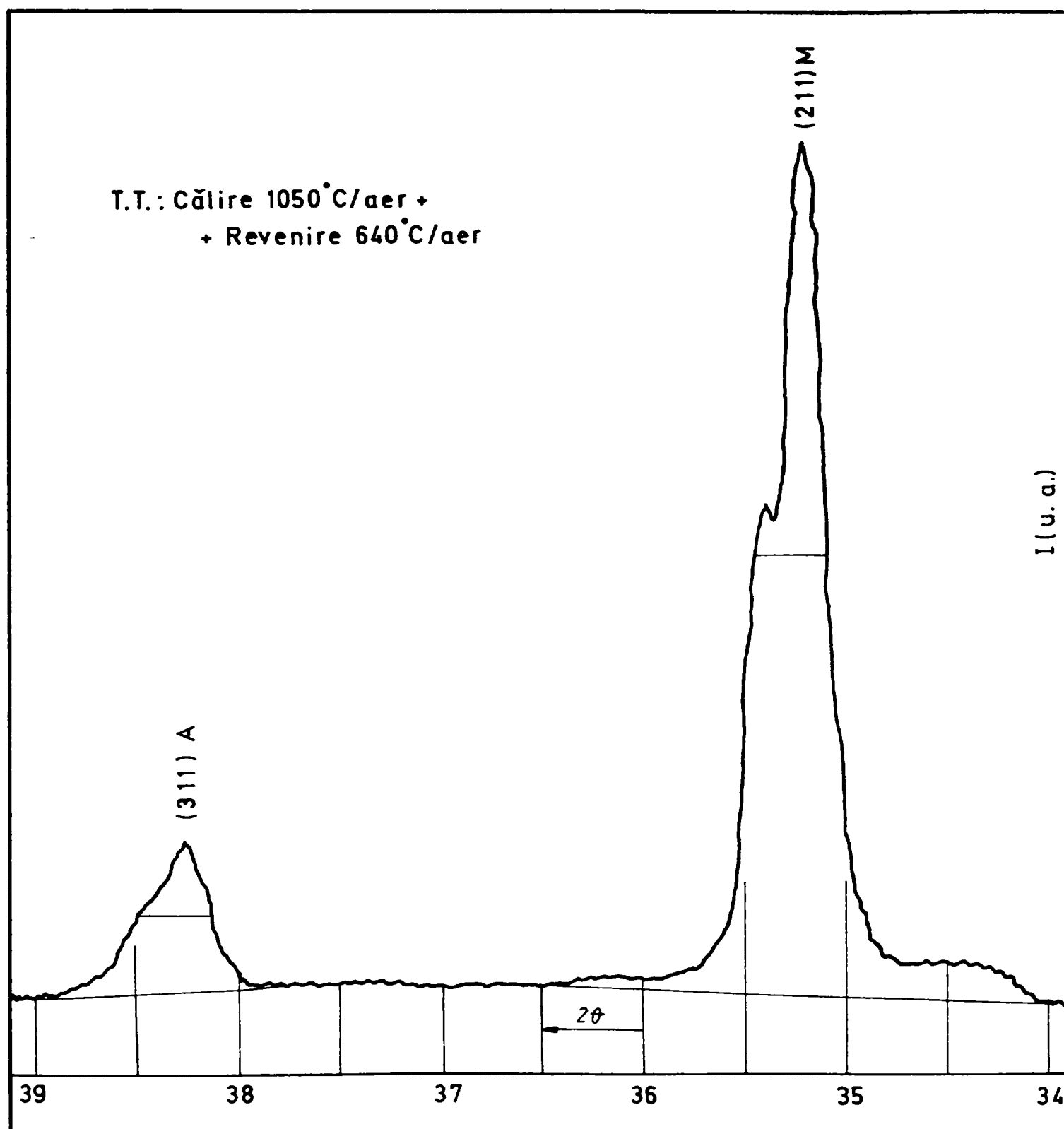


Fig.3.37 Spectrul de difracție pentru linia martensitei și pentru linia austenitei la probele tratate termic prin călire 1050°C/ aer + revenire 640°C/aer

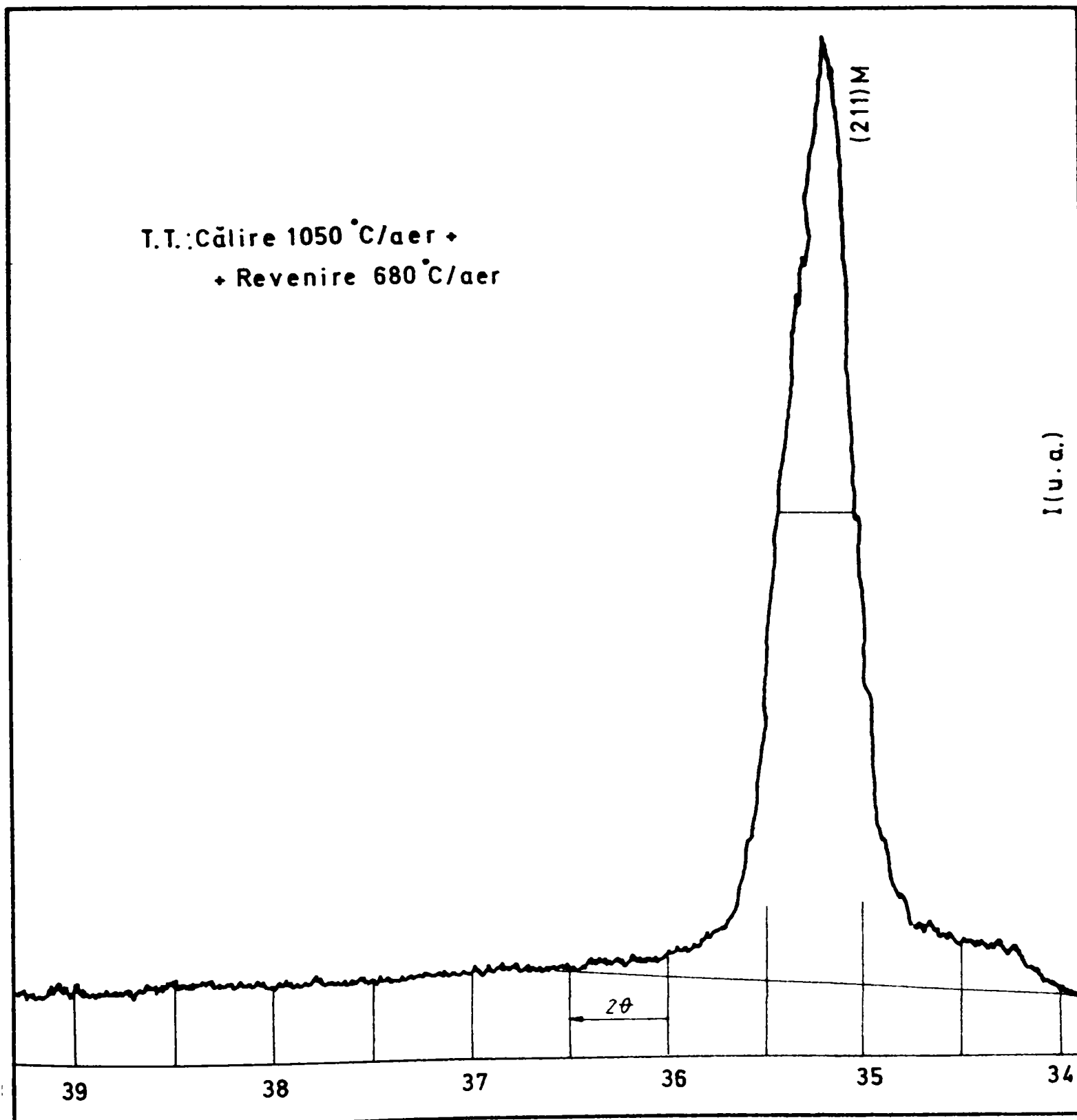


Fig.3.38 Spectrul de difracție pentru linia martensitei și pentru linia austenitei la probele tratate termic prin călire 1050°C/ aer + revenire 680°C/aer

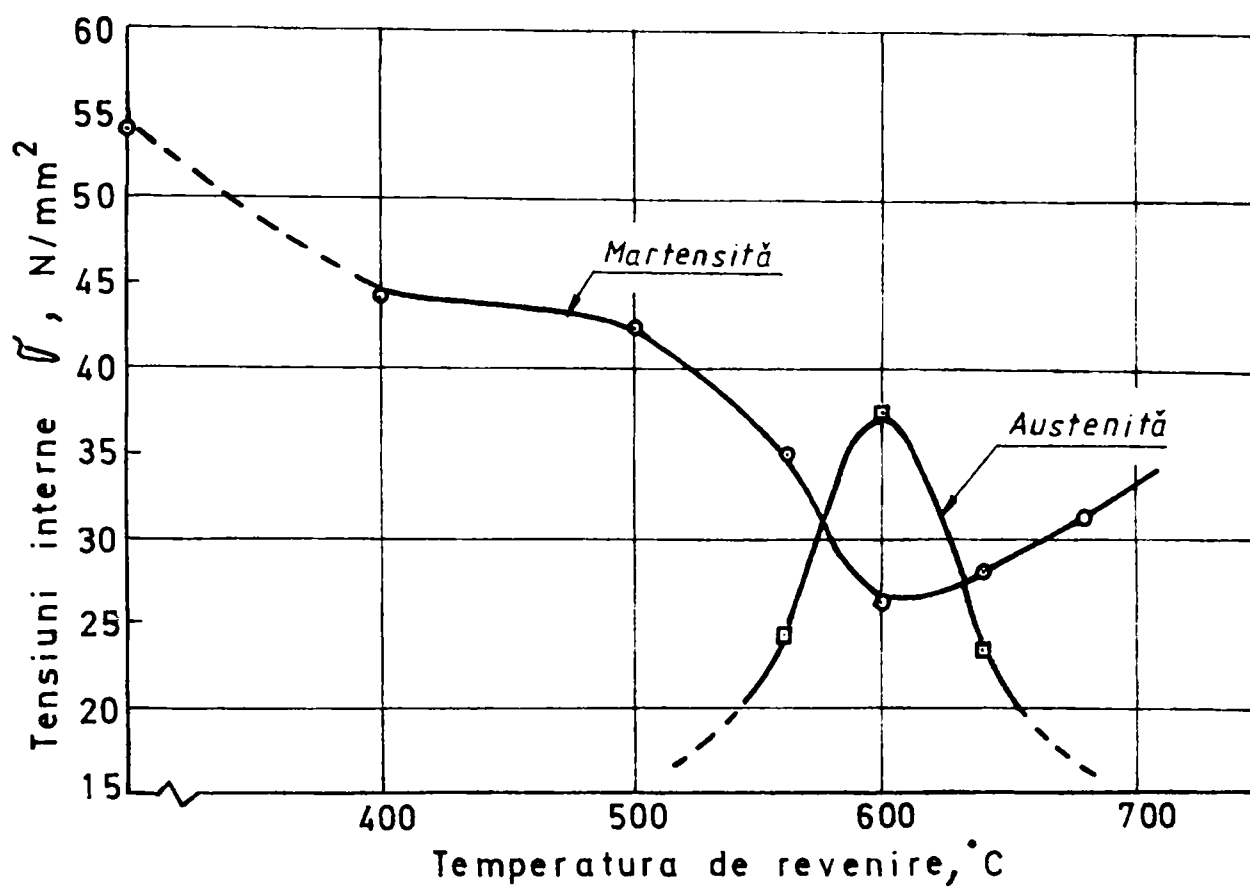


Fig.3.39. Efectul temperaturii de revenire asupra nivelului tensiunilor interne ale martensitei și austenitei

3.8 Proprietățile mecanice ale oțelurilor inoxidabile 13/4 și 13/6/1

3.8.1 Programul experimental.

S-a arătat anterior că oțelurile inoxidabile sunt aliaje complexe care au în compoziția lor chimică cel puțin 12% Cr și alte elemente de aliere pentru producerea claselor structurale feritice, martensitice, austenitice, duplex sau durificabile prin precipitare.

Dintre acestea, oțelurile martensitice cu un conținut în carbon de până la 0,1%C oferă un spectru ridicat al caracteristicilor de rezistență mecanică asociate unor bune caracteristici de ductilitate și tenacitate.

Oțelurile inoxidabile dezvoltate experimental la S.C. U.C.M. Reșița S.A. fac parte din grupa celor cu structură martensitică "moale" deoarece având un conținut scăzut în carbon vor poseda o duritate nu prea ridicată, iar prin aliere cu 4...6% Ni se vor obține valori favorabile ale energiei de rupere KV și ale rezilienței KCU.

Pentru obținerea unor valori maxime ale caracteristicilor de rezistență mecanică, aceste oțeluri trebuie să conțină 100% austenită la temperatura de 1050°C, iar după răcire în aer microstructura să devină complet martensitică deoarece orice urme de ferită δ afectează nivelul rezistenței care se poate atinge.

Totuși, rezistența la rupere a martensitei cu 0,1%C este limitată la 1300 N/mm² și întrucât după călire se aplică tratamentul termic de revenire prin care rezistența mecanică scade și plasticitatea crește, a fost necesară alierea cu elemente care măresc stabilitatea la revenire și deci permit atingerea unor rezistențe foarte ridicate.

Cel mai favorabil element de aliere a fost Mo, care are un caracter alfa-gen; în consecință, exista tendința de formare a feritei δ în structură la 1050°C și astfel rezistența mecanică obținută ar fi fost mai mică. De aceea, pentru echilibrarea constituției, a fost mărit conținutul în Ni (element gamma-gen) de la 4% la 6%.

Cercetările efectuate vor permite aprecierea potențialului de proprietăți mecanice oferite de ambele mărci de oțeluri după aplicarea tratamentelor termice de călire-revenire. Pentru aceasta, au fost executate probe de tracțiune statică și epruvete de reziliență prelevate atât din semifabricate turnate cât și din semifabricate forjate.

Încercările mecanice au fost conduse la temperatura camerei și fiecare caracteristică mecanică reprezintă media aritmetică a cel puțin trei măsurători.

Examinarea microfractografică a suprafețelor de rupere a oferit informații legate de nivelul deformațiilor plastice premergătoare ruperii, de modul cristalografic în care s-a produs ruperea, de aspectul suprafețelor de rupere și de caracterul precipitărilor de faze secundare.

3.8.2 Interpretarea rezultatelor obținute

În figurile 3.40 și 3.41 sunt prezentate curbele de variație a caracteristicilor mecanice în funcție de temperatura de revenire pentru probele din oțel 13 / 6 / 1 provenite din semifabricate turnate respectiv forjate.

Se face mențiunea că pentru aceste experimente, temperatura de austenitizare în vederea călirii a fost de 1050°C, iar cea de revenire a variat între 400 și 700 °C.

Curbele de revenire redade în aceste două figuri confirmă pe deplin rezultatele investigațiilor microstructurale și examinărilor sclerometrice demonstrând că acest oțel posedă un spectru înalt al proprietăților mecanice și că acestea pot fi modificate în limite foarte largi în funcție de regimul de tratament termic aplicat.

Pe ambele grafice se constată o ușoară tendință de durificare la temperatura de revenire de 450°C, fenomen datorat inițierii procesului de precipitare a unor carburi extrem de fine coerente cu rețeaua cristalină a masei de bază.

Până la temperatura de revenire de 500°C se remarcă o mare stabilitate la revenire, valorile rezistenței la rupere, R_m , fiind de cca. 1150-1160 N/mm² la probele din semifabricate turnate, respectiv de 1230-1240 N/mm² la cele din semifabricate forjate.

Ridicarea temperaturii de revenire până la 600-620°C se manifestă printr-o scădere continuă a caracteristicilor de rezistență mecanică și o creștere a celor de ductilitate și tenacitate, fenomen explicabil atât prin descompunerea martensitei de călire cât și prin apariția austenitei de reversiune.

Efectuarea revenirii la temperaturi mai mari de 620°C, provoacă o creștere pronunțată a rezistenței la rupere și mai lentă a limitei de curgere și inevitabil o diminuare a caracteristicilor de plasticitate, A, Z, KCU, KV; această modificare de proprietăți mecanice este o consecință a formării austenitei instabile care suferă transformare martensitică în cursul răcirii în aer de la temperatura de revenire.

Pe baza acestor încercări, se poate concluziona că temperatura optimă de revenire este de 600°C, ea asigurând o îmbinare corespunzătoare a caracteristicilor de rezistență mecanică cu cele de ductilitate și tenacitate.

Astfel, la oțelul 13/6/1 tratamentul termic de îmbunătățire (călire 1050°C/aer +revenire 600°C/aer) dezvoltă următoarele proprietăți mecanice:

- stare turnată : $R_m=850 \text{ N/mm}^2$; $R_{p_{0,2}}=690 \text{ N/mm}^2$; $A=20\%$; $Z=55\%$; $KCU=100 \text{ daJ/cm}^2$
- stare forjată: $R_m=930 \text{ N/mm}^2$; $R_{p_{0,2}}=850 \text{ N/mm}^2$; $A=19 \%$; $Z=64 \%$; $KV=94 \text{ J}$.

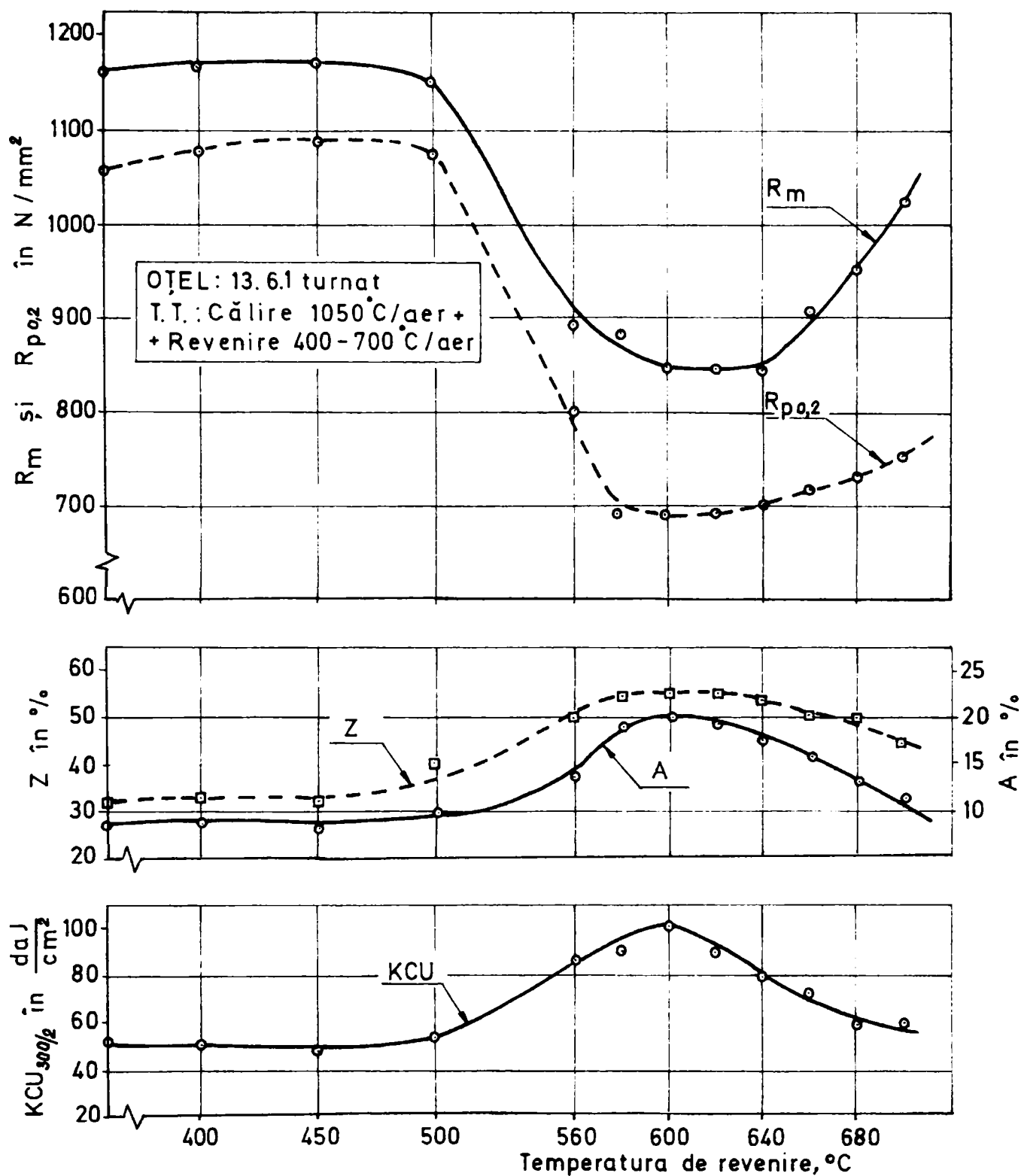


Fig.3.40 Evoluția proprietăților mecanice ale oțelului 13/6/1 (semifabricat turnat) în funcție de temperatura de revenire

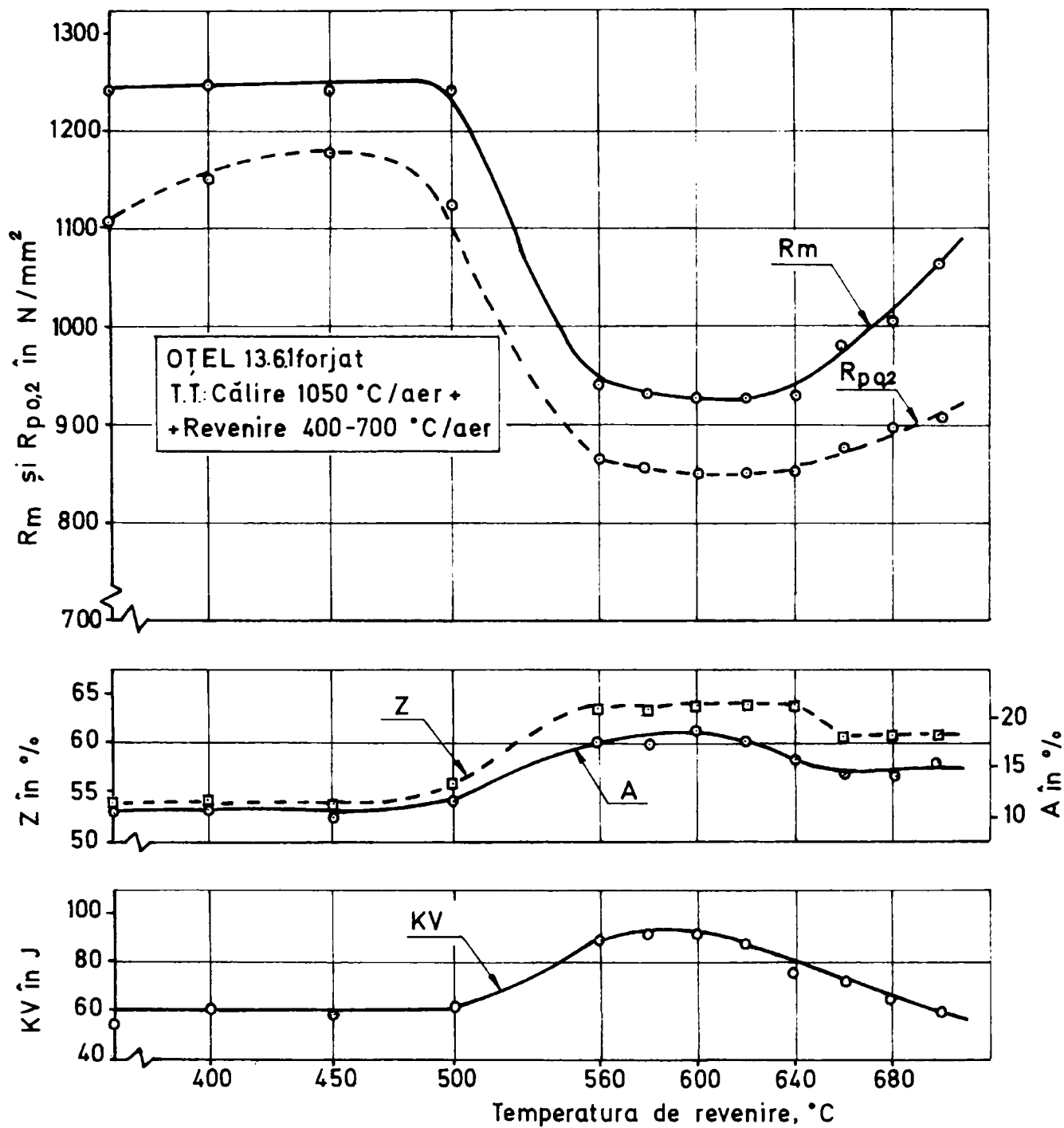


Fig.3.41 Evoluția proprietăților mecanice ale oțelului 13/6/1 (semifabricat forjat) în funcție de temperatura de revenire

Pentru aceleași condiții de tratament termic la oțelul 13 4 au fost obținute următoarele valori medii ale proprietăților mecanice:

-stare turnată : $R_m=796 \text{ N mm}^2$; $R_{p_{0,2}}=624 \text{ N mm}^2$; $A=15\%$; $Z=50\%$; $KCU=76 \text{ J cm}^2$

-stare forjată: $R_m=842 \text{ N mm}^2$; $R_{p_{0,2}}=730 \text{ N mm}^2$; $A=16\%$; $Z=54\%$; $KV=82 \text{ J}$.

În figurile 3.42... 3.43 sunt exemplificate imaginile microfractografice ale suprafețelor de rupere la probele de tracțiune statică și de reziliență din oțel 13 6 1, tratate termic prin călire de la 1050°C aer urmată de revenire la 600°C aer.



5000 : 1

- a -



5000 : 1

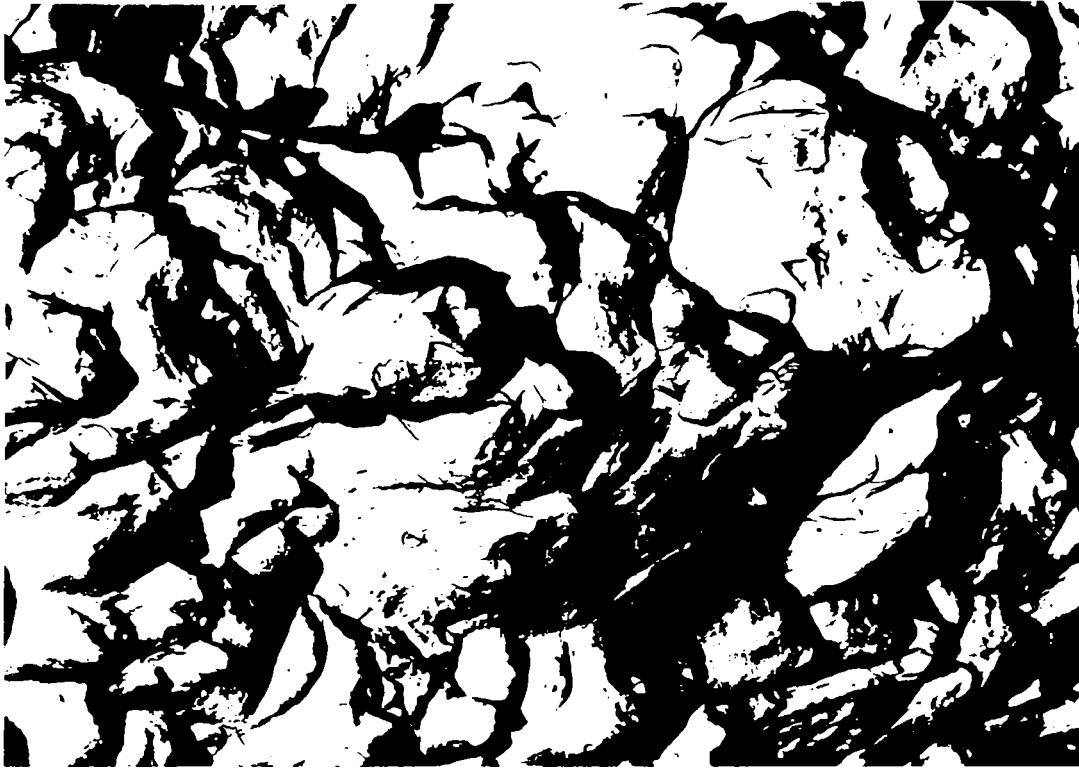
- b -

Fig. 3.42 Microfractografia probelor de tracțiune (a) și de reziliență (b) provenite din semifabricate turnate și supuse tratamentului termic de îmbunătățire



5000 : 1

- a -



5000 : 1

- b -

Fig. 3.43 Microfractografia probelor de tracțiune (a) și de reziliență (b) provenite din semifabricate forjate și supuse tratamentului termic de îmbunătățire.

Atât la probele de tracțiune cât și la cele de tenacitate, ruperea se produce în totalitate prin alunecare și are caracter ductil, demonstrând că materialul posedă o mare rezervă de plasticitate.

Pe suprafețele de rupere ductilă se observă formarea unor scobituri sau cavități care au o structură concavă, rezultată în urma ruperii mai multor vacanțe care se inițiază și se multiplică în cursul procesului de deformare plastică.

La probele la care planul de rupere a fost perpendicular pe axa de solicitare, cavitățile formate sunt predominant echiaxiale.

În cazurile când planul de rupere a fost altul decât cel perpendicular pe axa forței, cavitățile au o formă alungită, ușor parabolică, orientate cu axa către tensiunea principală.

Alături de aceste cavități pe imaginile microfractografice mai apar alte caracteristici cum ar fi clivajul și precipitățile de carburi sau de alte faze secundare.

3.8.3 Încercări de tenacitate la temperaturi scăzute

Se știe că încercările statice de tracțiune se caracterizează printr-o viteză mică de deformare, la care epruveta se lungește foarte lent. Dacă un material este supus dintr-o dată unei lovituri intense, astfel că viteza de deformare este foarte mare, tendința spre rupere fragilă va fi mai mare comparativ cu cea observată la încercarea de tracțiune. De aceea, prin încercări dinamice de încovoiere prin șoc se evidențiază sensibilitatea unui material la fragilizare în anumite condiții.

Unul dintre dezavantajele importante ale oțelului cu 13%Cr și 1%Ni a fost tocmai rezistența mică la rupere fragilă în condițiile unor solicitări cu șoc la temperaturi scăzute. Acest neajuns a condus la dezvoltarea oțelurilor 13 / 4 și 13 / 6 / 1.

Pentru a determina tendința acestor oțeluri de a trece din stare ductilă în stare fragilă s-au făcut încercări de tenacitate la temperaturi cuprinse între +20°C și -100°C. Epruvetele folosite au avut la mijloc o creștură în formă de V și au fost prelevate din semifabricate forjate, longitudinal față de direcția de deformare. Tratamentul termic secundar aplicat conține o călire martensitică volumică (1050°C/aer), urmată de o revenire la temperatură înaltă (600°C/aer). Răcirea fiecărui grup de epruvete la temperatura de testare s-a făcut timp de 40min. într-o instalație Amsler, utilizând ca medii zăpada carbonică și azotul lichid în combinație cu eter de petrol. Aparatul de încercare a fost un ciocan pendul Charpy cu o energie disponibilă de 300J.

Rezultatele furnizate de aceste încercări au permis trasarea curbelor de variație a energiei de rupere KV în funcție de temperatura de testare (fig. 3.44).

Principalele observații desprinse din aceste grafice sunt:

- la orice temperatură de încercare, valorile energiei de rupere specifice oțelului 13/6/1 sunt mai mari decât cele ale oțelului 13/4;

- scăderea temperaturii de încercare se manifestă printr-o micșorare continuă a energiei de rupere la oțelul 13/4 și printr-o păstrare aproape neschimbată a acesteia la oțelul 13/6/1;

- la temperatura de -100°C, ambele oțeluri posedă valori de tenacitate suficient de înalte, respectiv KV= 48 J la oțelul 13/4 și KV=89J la oțelul 13/6/1, fapt care demonstrează că rezistența la rupere fragilă este ridicată.

Examinările microfractografice ale probelor testate la diferite temperaturi (fig.3.45 a,b), confirmă rezultatele încercărilor mecanice, toate ruperile având un caracter ductil și un aspect fibros.

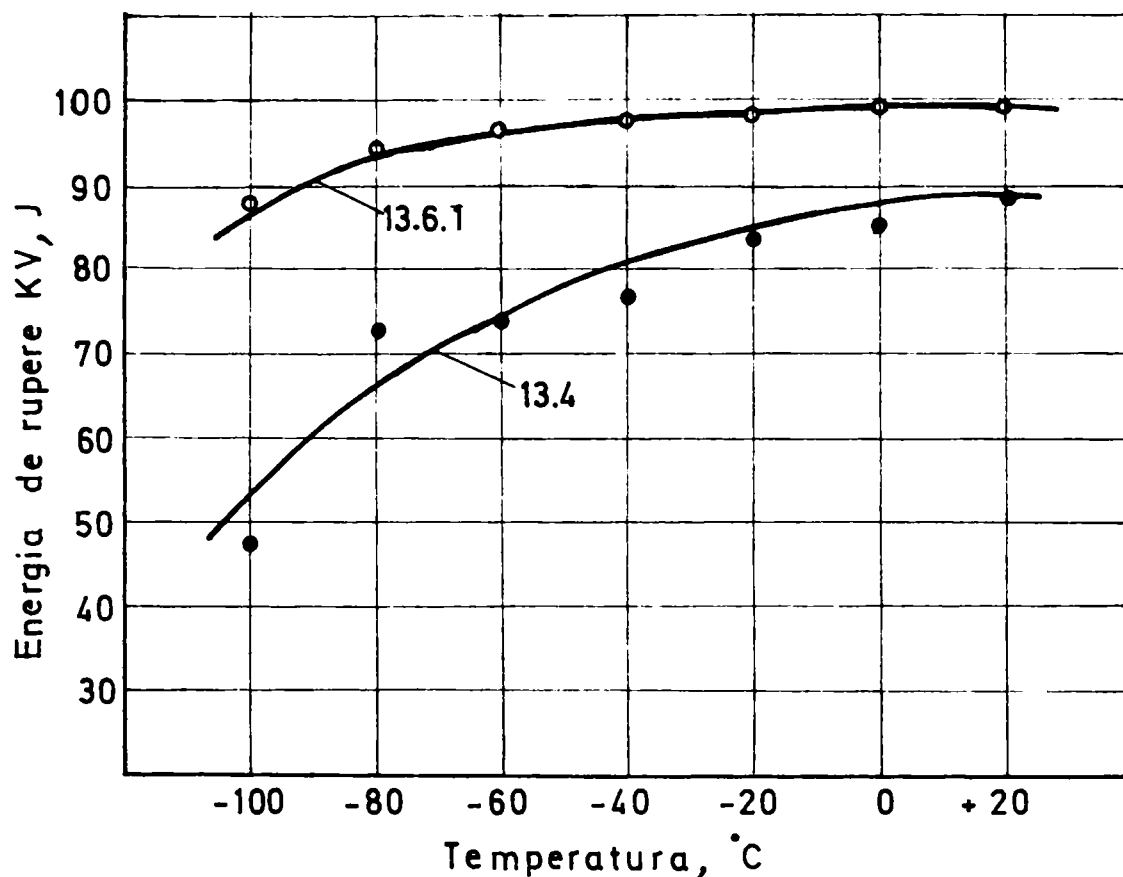


Fig. 3.44 Evoluția energiei de rupere, KV, în funcție de temperatura de încercare

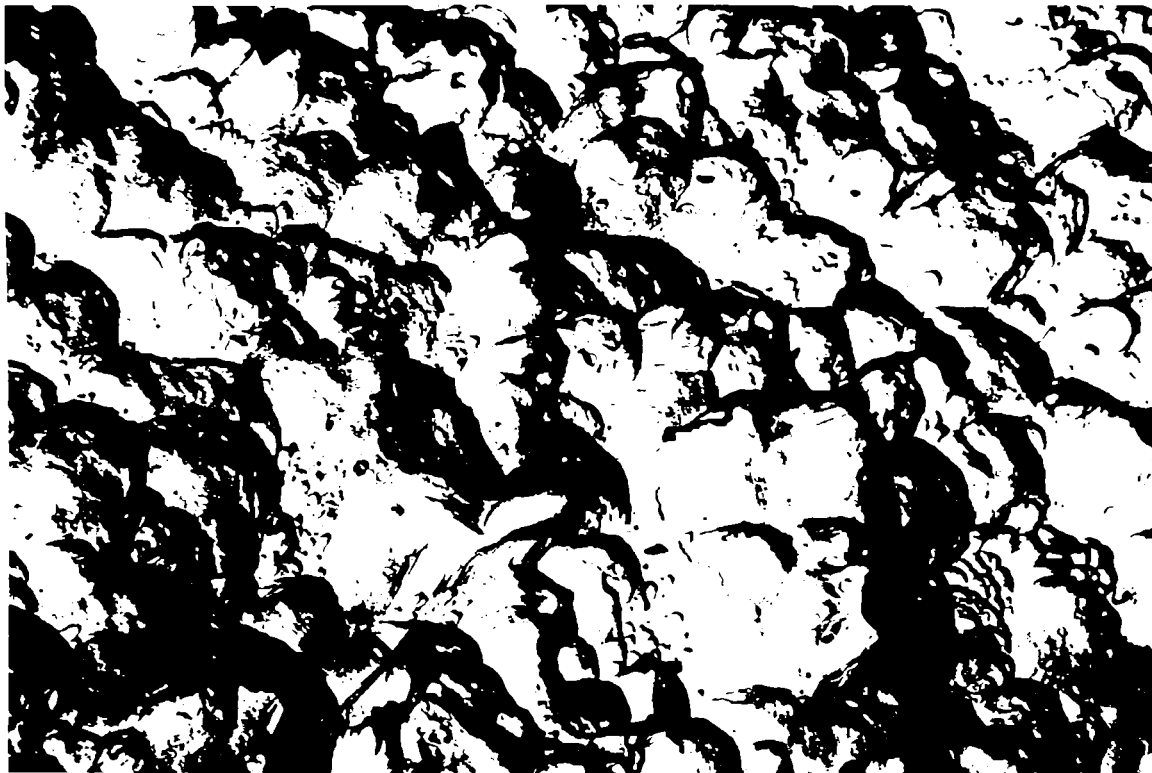
Concluzii parțiale:

-oțelurile cercetate prezintă o ușoară tendință de durificare la temperatura de revenire de 450°C și o mare stabilitate la revenire până la temperaturi de 500°C, fapt datorat păstrării coerenței carburilor precipitate cu rețeaua cristalină a matricei de bază;

-la temperaturi de revenire de peste 500°C dar nu mai mari de 620°C, se constată o scădere a caracteristicilor de rezistență mecanică și o creștere a celor de ductilitate și tenacitate, fenomen datorat finalizării proceselor de descompunere a martensitei de călire și apariției austenitei de reversiune;

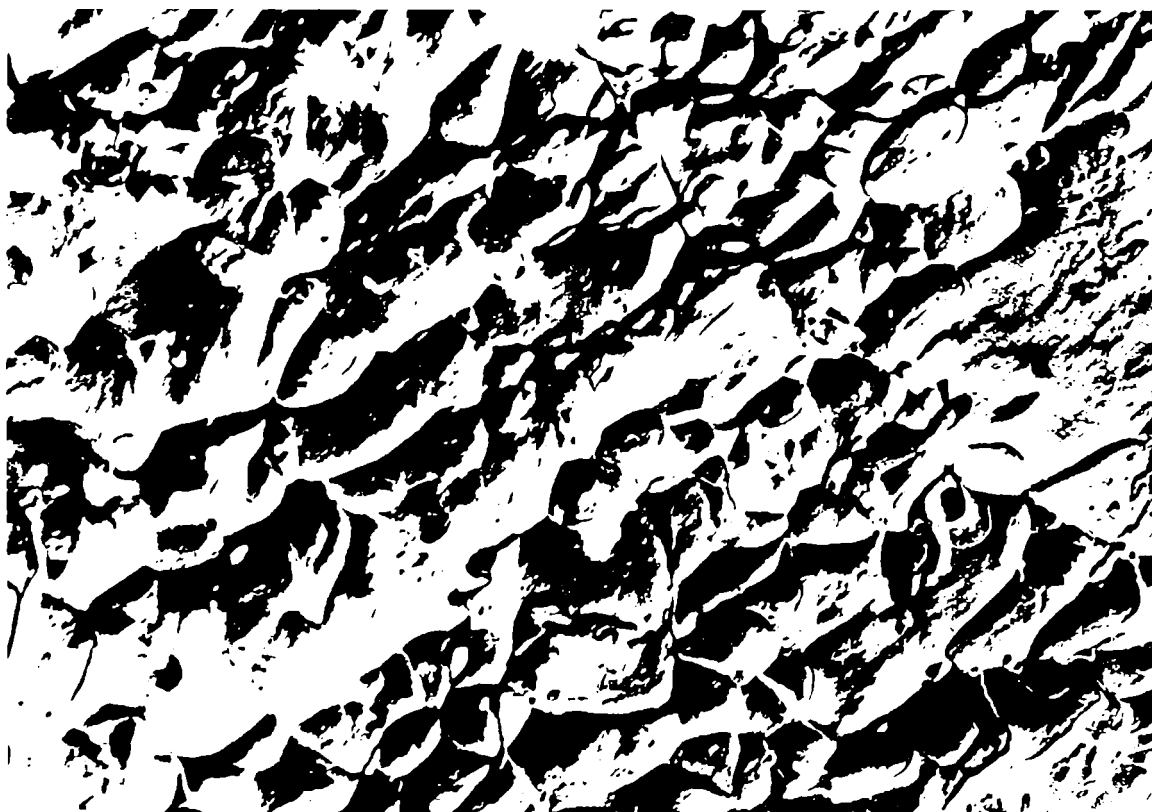
-temperaturile de revenire de peste 620°C se manifestă printr-o creștere semnificativă a rezistenței la rupere și în mai mică măsură a limitei de curgere, precum și printr-o scădere a caracteristicilor de plasticitate, fenomen explicabil prin apariția austenitei instabile și transformarea ei în martensită;

-rezultatele încercărilor dinamice de încovoiere prin șoc atestă că ambele mărci de oțeluri prezintă o bună tenacitate, ruperea având un caracter ductil la temperatura de -100°C.



5000 : 1

- a -



5000 : 1

- b -

Fig.3.45 Imaginea microfractografică a probelor de reziliență testate
la – 100°C: a- oțel 13/6/1; b- oțel 13/4

Capitolul 4

CERCETĂRI ASUPRA REZISTENȚEI LA OBOSEALĂ

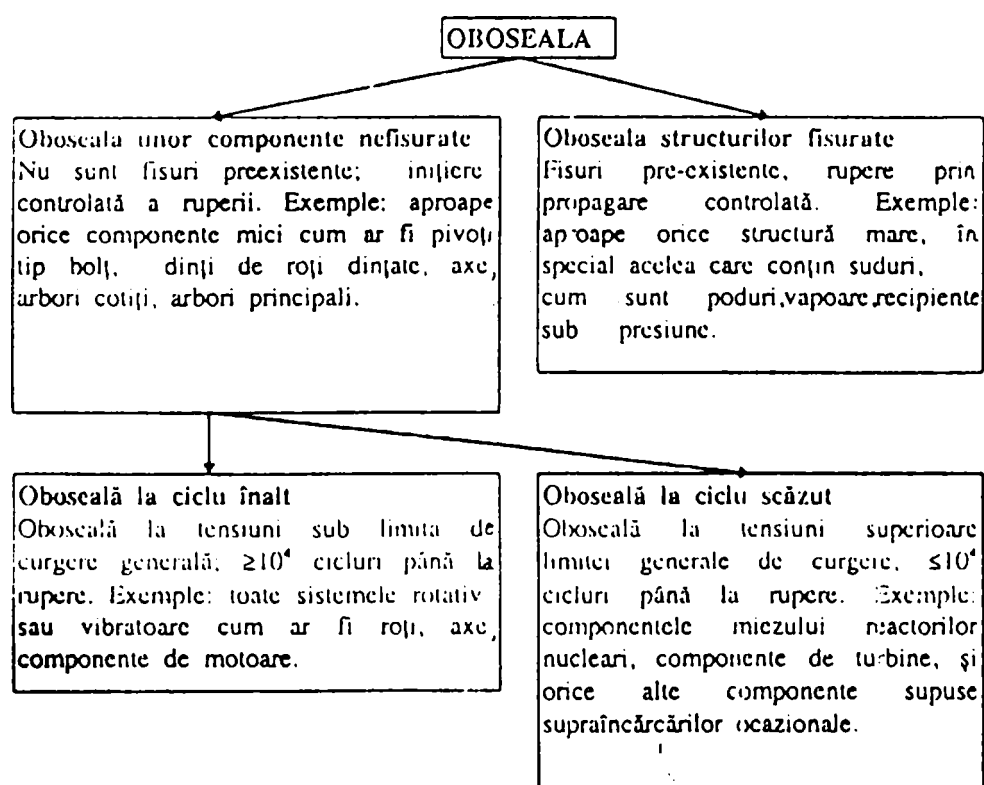
A OȚELURILOR 13/4 ȘI 13/6/1

4.1 Introducere

Dacă o componentă sau o structură este supusă unor cicluri repetate de tensiune, cum este cazul încărcării unui arbore al unui motor sau al aripilor unui avion, ea poate ceda la tensiuni cu mult sub rezistența la rupere prin tracțiune, R_m și de multe ori sub limita tehnică de curgere $R_{p0,2}$ a materialului. Procesele care conduc la asemenea cedări sunt numite “oboseală”, iar capacitatea materialului de a rezista rupei prin oboseală se numește duranță.

Distingem patru categorii de cedări prin oboseală (Tabelul 4.1).

Tabelul 4.1 Cedări prin oboseală



4.2 Comportarea la oboseală a componentelor nefisurate

Testele sunt realizate prin solicitarea ciclică a materialului fie la tracțiune (compresiune), fie la încovoiere rotativă (Fig.4.1) În general, tensiunile variază sinusoidal cu timpul,

utilizându-se mașini servo-hidraulice moderne de testare care permit un control complet al formei undeii.

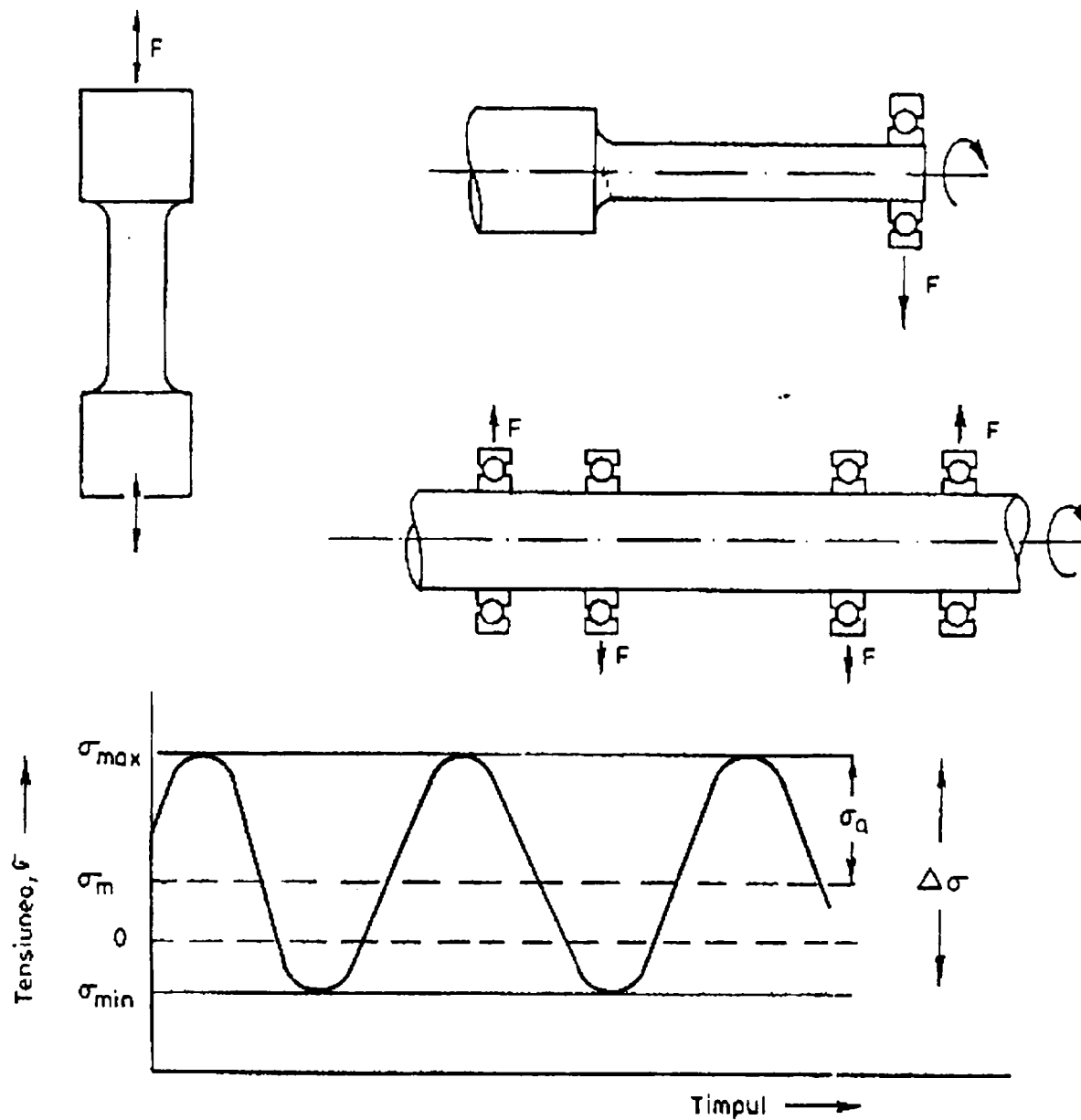


Fig.4.1 Încercări de oboseală

Definim:

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}; \quad \sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}; \quad \sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}$$

Unde N este numărul de cicluri de oboseală și N_f - numărul de cicluri până la cedare .

Mai întâi vom considera că oboseala sub zero înseamnă tensiune ($\sigma_m = 0$) și abia apoi vom generaliza rezultatul la tensiuni medii nenule.

Pentru oboseală la ciclu înalt a componentelor nefisurate unde nici σ_{\max} nici $|\sigma_{\min}|$ nu sunt superioare limitei de curgere, s-a găsit empiric că datele experimentale pot fi exprimate printr-o ecuație de forma:

$$\Delta\sigma N_f^a = C_1$$

Această relație este numită Legea lui Basquin. Aici (a) este o constantă (între 1/8 și 1/15 pentru majoritatea materialelor) și C_1 este de asemenea o constantă.

Pentru oboseală la ciclu scurt a componentelor nefisurate unde σ_{\max} sau $|\sigma_{\min}|$ depășesc limita de curgere R_c , legea lui Basquin nu se mai respectă, (fig.4.2). Astfel se obține o curbă liniară dacă domeniul deformațiilor plastice $\Delta\epsilon^{pl}$, definit în fig.4.3 este trasat pe un grafic în scară logaritmică în funcție de numărul de cicluri până la cedare, N_f (fig. 4.4).

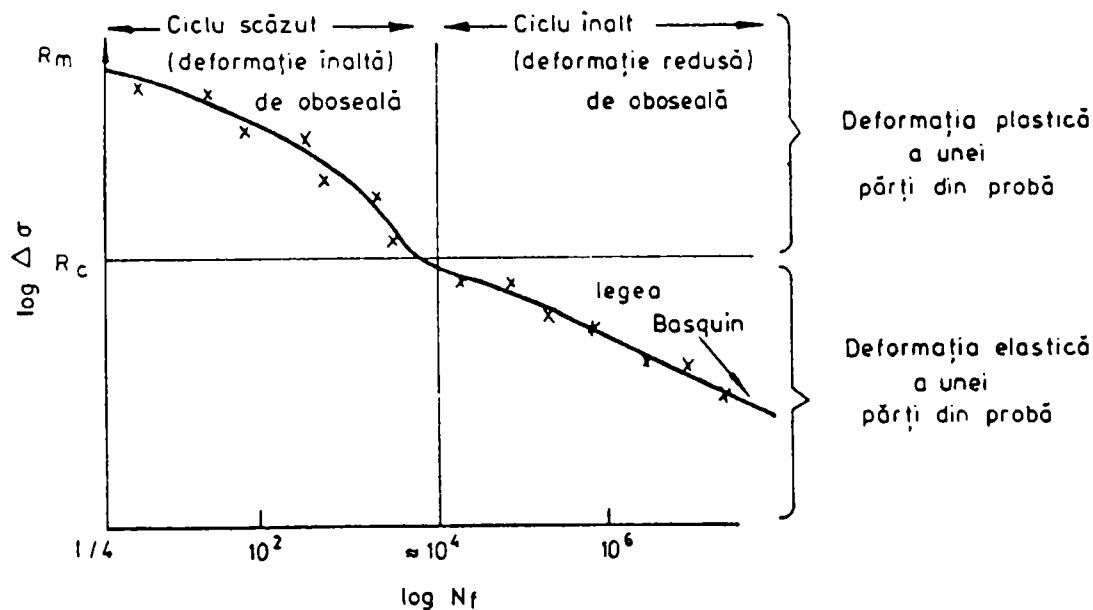


Fig. 4.2 Inițierea oboselii controlate la ciclu înalt –legea lui Basquin [2]

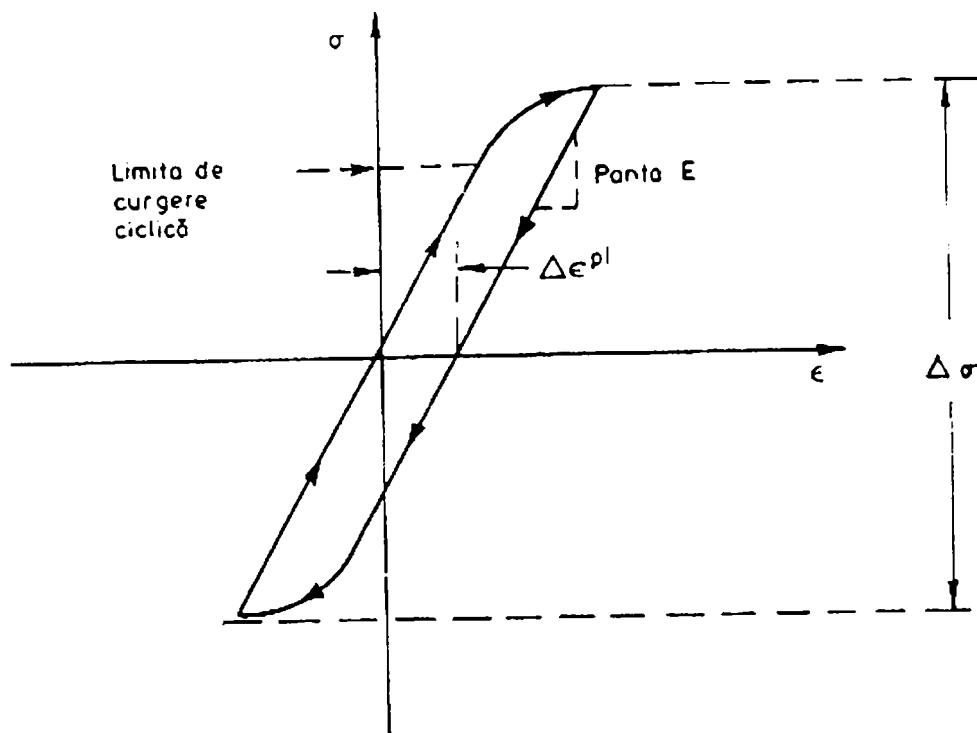


Fig 4.3. Domeniul deformației plastice în cazul oboselii la ciclu scăzut [2].

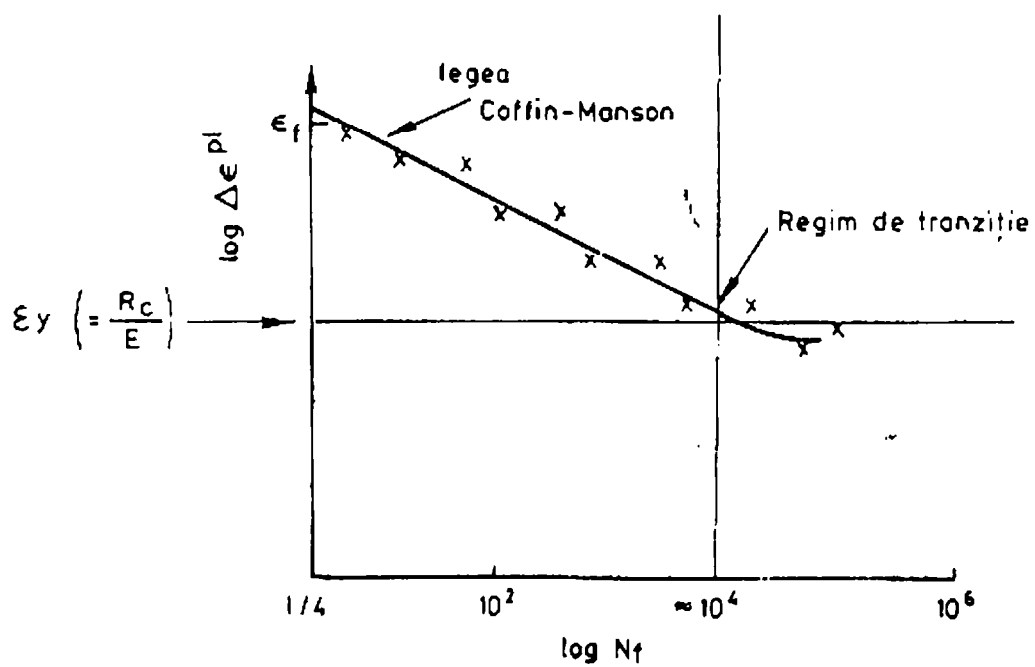


Fig .4.4 Inițierea oboselii controlate la ciclu scurt – legea Coffin – Manson

Acest rezultat este cunoscut sub numele de *Legea Coffin – Manson*

$$\Delta \varepsilon^{pl} N_f^b = C_2$$

unde b (0,5 la 0,6) și C_2 sunt constante.

Aceste două legi (dau datele pentru a , b , C_1 și C_2) descriu în mod corespunzător cedarea prin oboseală a componentelor fără creștătură, solicitate ciclic la amplitudine constantă în jurul unei tensiuni medii egale cu zero. Ce facem când $\Delta \sigma$ și σ_m variază?

Dacă materialul este supus la o tensiune medie de tracțiune sau de compresiune (de exemplu σ_m nu mai este zero) gama de tensiuni trebuie să descrească pentru a conserva același N_f corespunzător *regulii lui Goodman* (fig.4.5).

$$\Delta \sigma_{\sigma_m} = \Delta \sigma_n \left(1 - \frac{|\sigma_n|}{R_m} \right)$$

(Aici $\Delta \sigma_0$ este gama de tensiuni ciclice care conduc la cedare în N_f cicluri în cazul unei tensiuni medii egale cu zero, $\Delta \sigma_{\sigma_m}$ este același lucru dar pentru tensiunea medie σ_m).

Regula lui Goodman este empirică și nu se verifică întotdeauna. În acest caz trebuie făcute teste de simulare a condițiilor de lucru și rezultatele se vor folosi pentru proiectarea finală. Dar proiectarea preliminară se bazează de obicei pe această regulă.

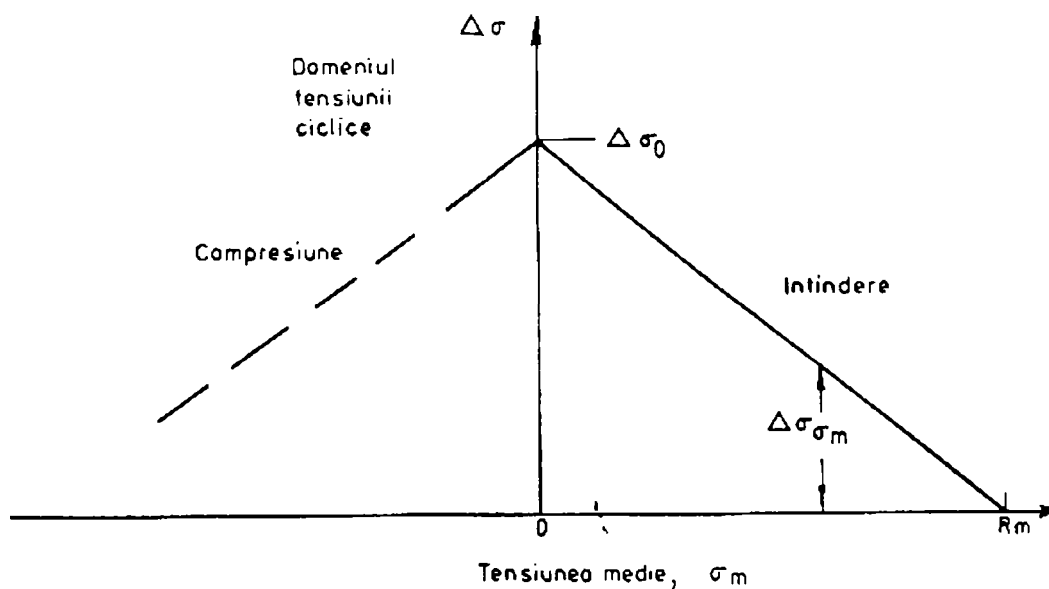


Fig. 4.5 Efectul tensiunii medii diferite de zero asupra inițierii oboselii controlate – regula lui Goodman

Când, suplimentar, $\Delta\sigma$ variază în timpul duratei de viață a unei componente (fig.4.6), concepția adoptată este de a însuma degradările în concordanță cu regula lui Miner de degradare cumulativă:

$$\sum_i \frac{N_i}{N_{fi}} = 1$$

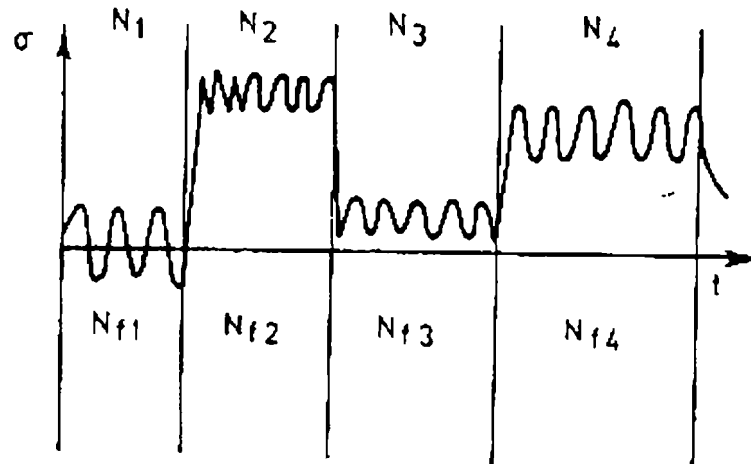


Fig.4.6 Însumarea degradărilor datorate inițierii oboselii controlate

Aici N_{fi} este numărul de cicluri până la rupere sub ciclul de tensiuni din regiunea i , și N_i/N_{fi} este fracția din durata de viață utilizată după N_i cicluri în acea regiune. Cedarea are loc când suma fracțiilor este egală cu unitatea (ecuația 4.). Această regulă, este de asemenea una empirică. Ea este larg folosită în proiectarea pentru cedarea prin oboseală; dar dacă componenta este una critică, regula lui Miner ar trebui să fie verificată prin teste de simulare a condițiilor de exploatare.

4.3 Comportarea la oboseală a componentelor fisurate.

Structurile mari – în special cele sudate cum ar fi podurile, vapoarele, vagoanele de petrol, vasele nucleare de presiune – conțin întotdeauna fisuri.

Tot ceea ce putem fi siguri este că lungimea inițială a acestor fisuri este mai mică decât o lungime dată – lungimea pe care o putem determina efectiv atunci când verificăm sau examinăm structura. Pentru a verifica siguranța în exploatare a structurii trebuie să

cunoaștem cât de lungă (câte cicluri) este durata de exploatare a structurii înainte ca una dintre aceste fisuri să crească la o lungime la care să se propage catastrofal.

Datele asupra propagării fisurii de oboseală sunt adunate prin încărcarea ciclică a probei care conține o fisură ascuțită ca cea din figura 4.7. Definim:

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min}; \quad K_s = \frac{K_{\max} - K_{\min}}{2}; \quad K_m = \frac{K_{\max} + K_{\min}}{2}$$

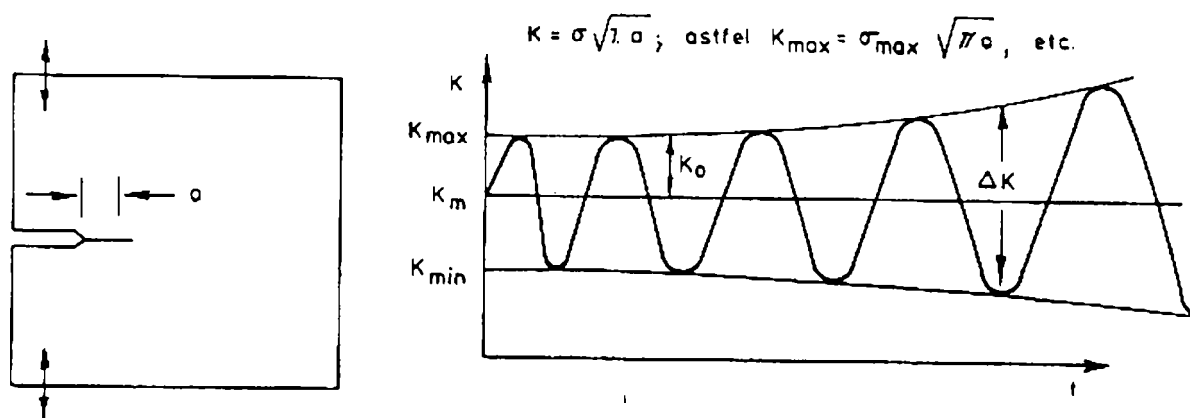


Fig.4.7 Creșterea fisurii de oboseală în componentele prefisurate [104]

Intensitatea tensiunii ciclice ΔK crește cu timpul (la încărcare constantă) deoarece fisura se mărește. S-a descoperit că, dezvoltarea fisurii pe ciclu, da/dN , are loc cu creșterea lui ΔK după modul arătat în figura 4.8.

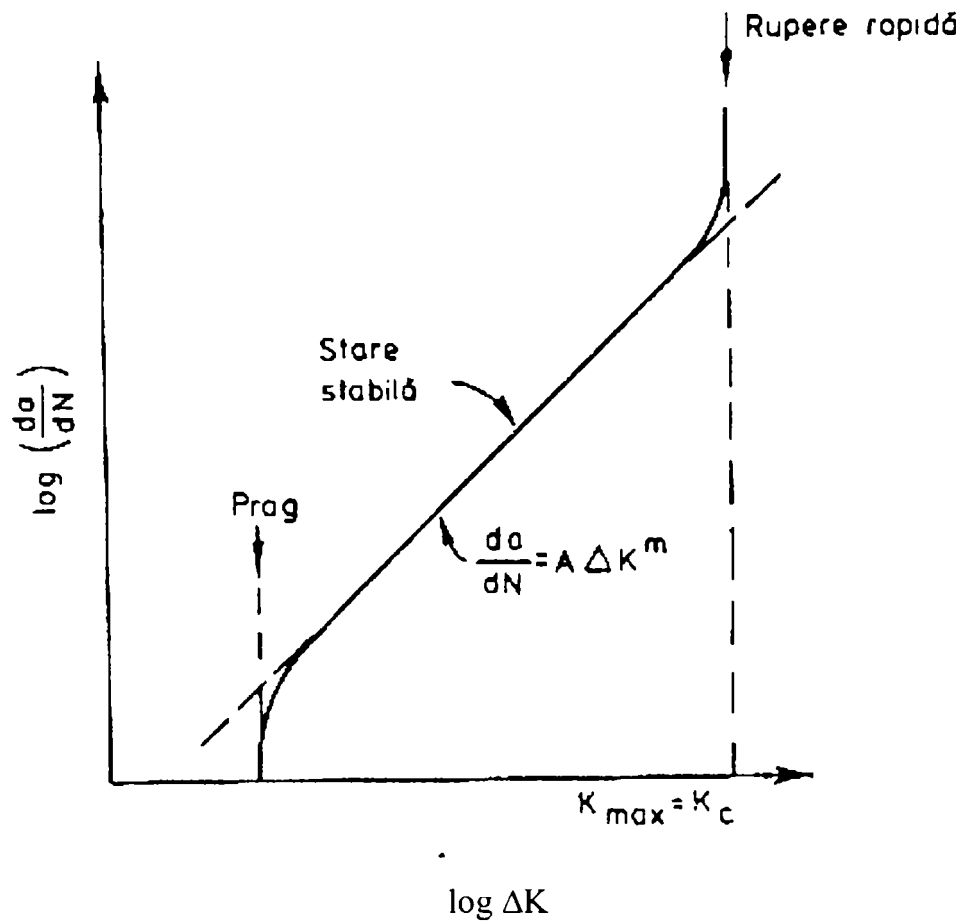


Fig.4.8 Vitezele de creștere a fisurii de oboseală la materialele prefisurate [69].

În regimul staționar, viteza de creștere a fisurii este descrisă de relația :

$$\frac{da}{dN} = A \cdot \Delta K^m$$

în care A și m sunt constante de material. Evident , dacă a_0 (lungimea inițială a fisurii) este dată, și lungimea finală a fisurii (a_f) la care aceasta devine instabilă și se propagă rapid este cunoscută sau poate fi calculată, atunci numărul de cicluri de siguranță poate fi estimat prin integrarea ecuației:

$$N_f = \int_0^{N_f} dN = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{A(\Delta K)^m}$$

și ținând cont că $\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi \cdot a}$

4.4 Mecanismele ruperii prin oboseală

Fisurile cresc în modul arătat în figura 4.9. Într-un metal pur sau un polymer (diagrama din partea stângă), tensiunea ciclică produce o zonă plastică, ce face ca vârful fisurii să se deschidă cu cantitatea δ , creind acolo o nouă suprafață.

Ciclul de compresiune constrânge fisura să se închidă și noua suprafață se pliază înainte, extinzând fisura (cu aproximativ δ). La următorul ciclu de tracțiune, din nou se întâmplă același lucru și fisura înaintează, cu aproximativ $da/dN \approx \delta$.

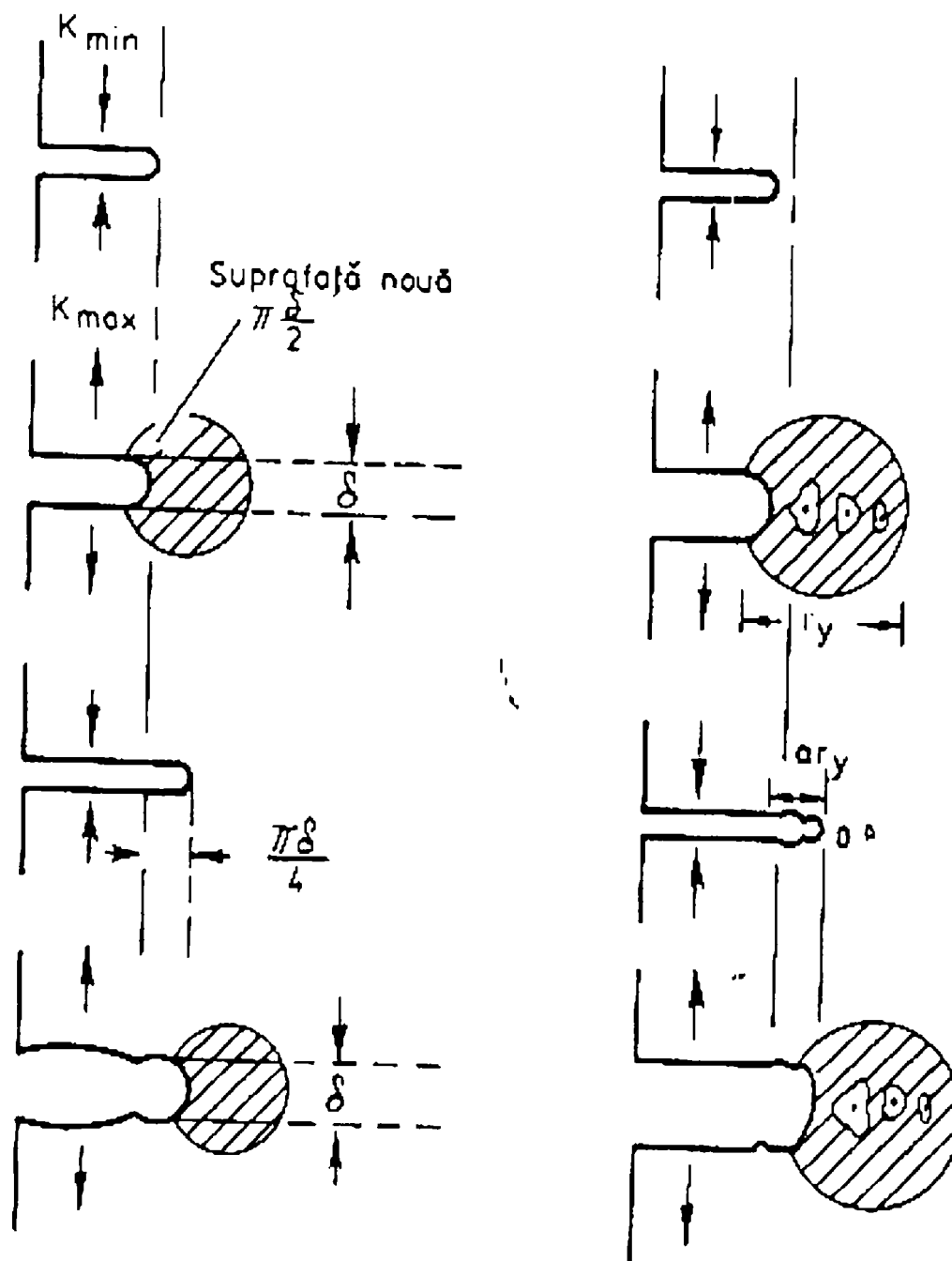


Fig. 4.9 Dezvoltarea fisurii de oboseală

Se știe că aliajele reale ingineresti contin întotdeauna mici incluzuni. În acest caz (diagrama din partea dreaptă a figurii 4.9), în interiorul zonei plastice, se formează găuri și se vor uni unele cu altele și cu vârful fisurii. Fisura avansează acum ceva mai rapid decât înainte fiind ajutată de găuri.

În structurile pre-fisurate aceste procese determină durata de viață la oboseală. În componentele nefisurate supuse la oboseală prin ciclu scăzut, plasticitatea generală grăbește formarea unei suprafețe aspre în care apar fisuri, care se propagă mai întâi de-a lungul planelor de alunecare ("stadiul 1" al fisurii) și apoi, prin mecanismul descris, normal la axa tensiunii de întindere (fig. 4.10).

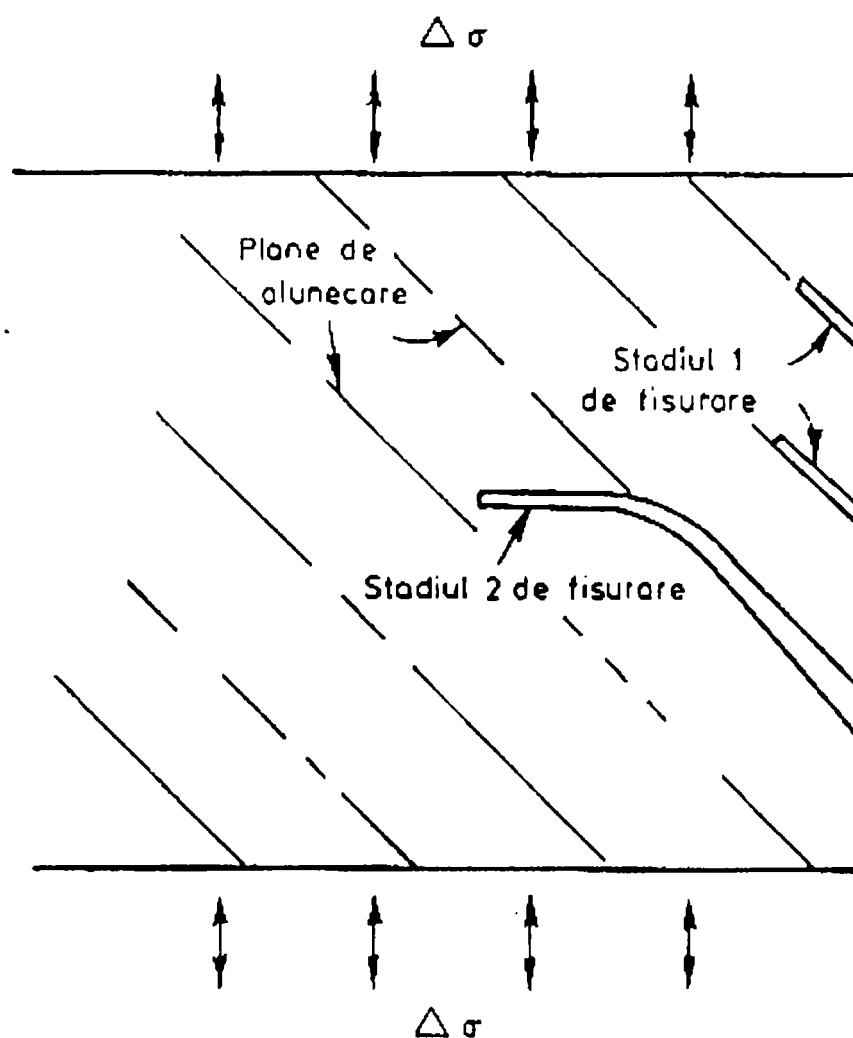


Fig.4.10 Formarea fisurilor de oboseală la ciclu scăzut

Oboseala la ciclu înalt este diferită. Când tensiunea este mai mică decât limita de curgere generală, aproape toată durata de viață este folosită la inițierea unei fisuri. Cu toate că nu există o plasticitate generală, există plasticitatea locală oriunde o creștătură sau o zgârietură, sau o schimbare de secțiune concentrează tensiunea. În final, o fisură se inițiază în zona unui astfel de concentrator de tensiune (fig. 4.11) și se propagă mai întâi foarte încet, apoi mai rapid până când componenta cedează.

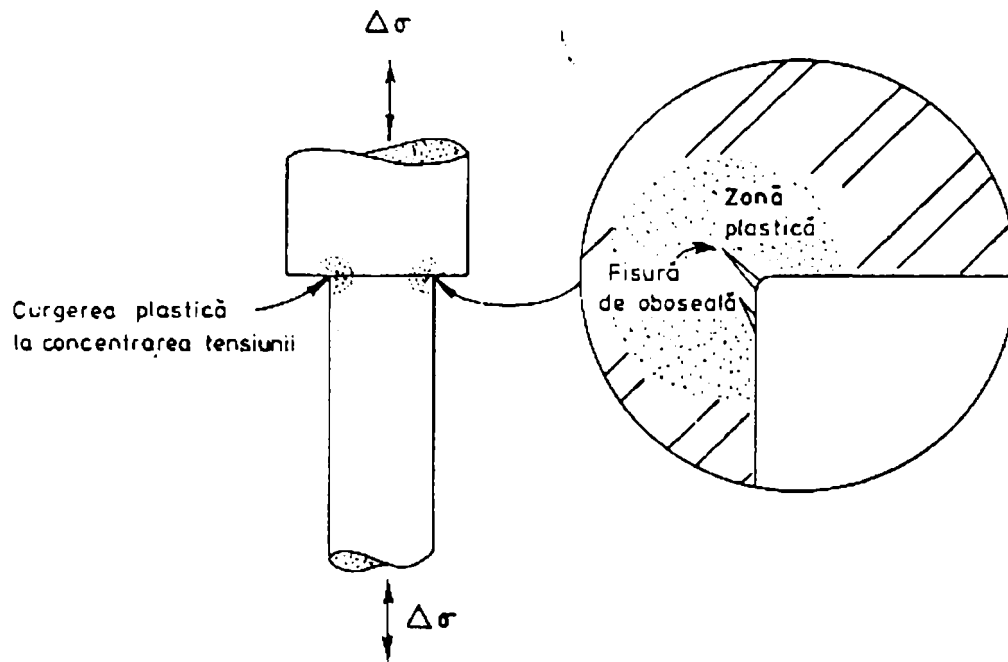


Fig. 4.11 Formarea fisurilor de oboseală la ciclu înalt [70]

Din acest motiv schimbările bruște de secțiune sau zgârieturile sunt foarte periculoase pentru oboseala la ciclu înalt, reducând adesea durata de viață printr-un factor egal cu 10.

4.5 Încercări de oboseală prin încovoiere rotativă

Rezistența la oboseală este definită de limita de oboseală, respectiv de tensiunea maximă pe care oțelul considerat o poate suporta pe parcursul a N cicluri fără a se rupe (N este un număr mare impus de caietul de sarcini, $10^5 \dots 10^8$ sau mai mult). În cazul solicitărilor de încovoiere rotativă, determinarea limitei de oboseală s-a făcut pe câte 60 epruvete prelevate din fiecare marcă de oțel, ele având forma și dimensiunile din fig.4.12.

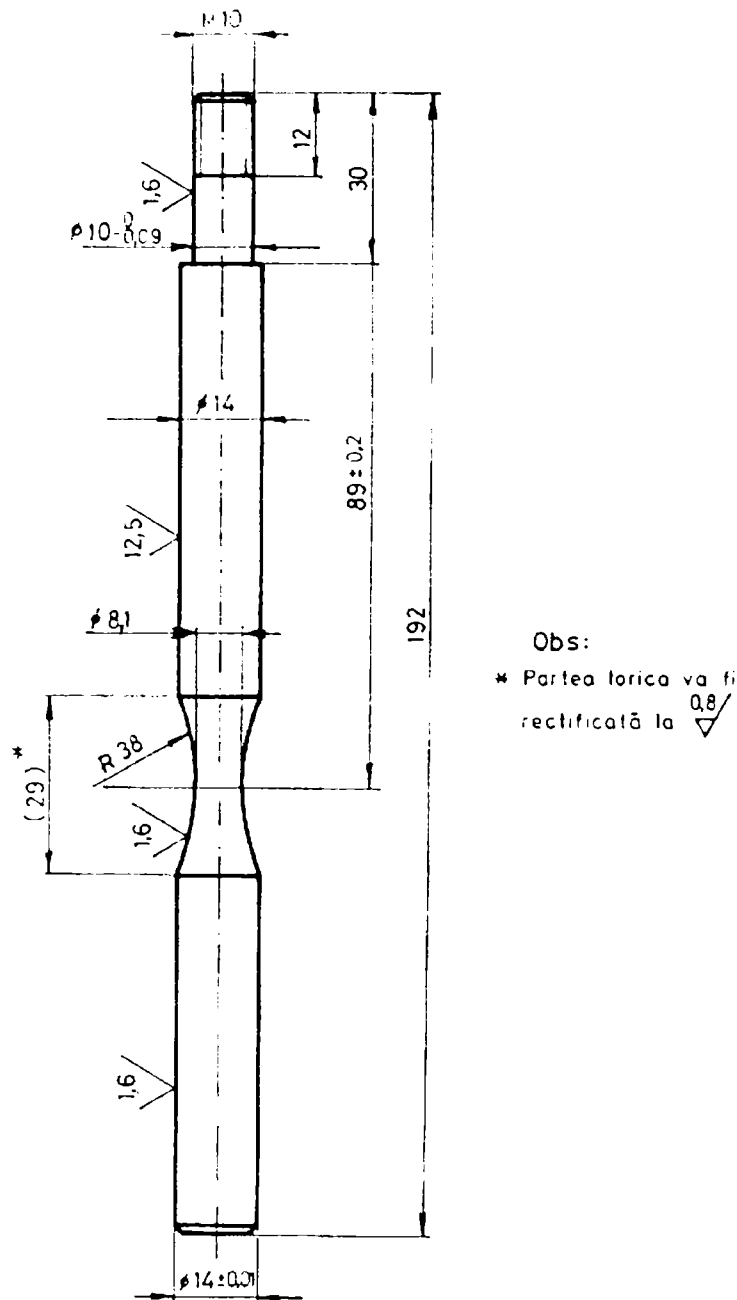


Fig 4.12. Epruveta de oboseală prin încovoiere rotativă

Anduranța organelor de mașini este influențată de următoarele patru grupe de factori:

- factori legați de material (natura și modul de elaborare);
- factori geometrici (forma și dimensiunile piesei);
- calitatea fizică a suprafeței (natura și starea suprafeței);
- condițiile de exploatare (tipul, mărimea și frecvența tensiunii, temperatura, coroziunea, etc).

Având în vedere că agregatele hidroelectrice sunt supuse coroziunii atmosferice, în apa dulce sau apa sărată, experimentele pentru trasarea curbelor Wöhler au fost conduse în aceste trei medii.

Ceilalți factori de influență ai anduranței au fost menținuți constanți.

Probele folosite au provenit din aceeași sarjă de oțel turnat 13/4 respectiv 13/6/1 din care s-au executat epruvetele pentru încercări mecanice și examinări metalografice.

Tratamentul termic preliminar a fost compus dintr-o recoacere pentru omogenizare urmată de o revenire înaltă la parametrii tehnologici precizați în cap.2, iar cel secundar a cuprins o călire martensitică volumică de la 1050°C/aer și o revenire la 600°C/aer.

În funcție de valoarea rezistenței la rupere R_m , prima epruvetă de oboseală a fost supusă unei tensiuni $\sigma = 0,6R_m$, înregistrându-se numărul de cicluri după care s-a produs ruperea. Tensiunile 2, 3, etc aplicate succesiv epruvetelor următoare au fost micșorate fiecare cu 20 ... 40N/mm², în funcție de numărul de cicluri care au provocat ruperea epruvetei anterioare. Rezultatele acestor experimente au permis trasarea curbelor de oboseală (curbele Wöhler) pentru cele trei medii de lucru (fig.4.13 și 4.14). De regulă palierul orizontal al fiecărei curbe corespunde tensiunii maxime care nu provoacă ruperea după un număr infinit de cicluri; aceasta reprezintă limita de oboseală.

Întrucât testele de oboseală au fost efectuate pe probe turnate, asistăm la o scădere continuă a tensiunii cu creșterea numărului de cicluri. În acest caz, rezistența la oboseală este determinată de tensiunea la care materialul poate fi supus unui număr specificat de cicluri. Astfel, din cele două figuri se poate observa că pentru 10⁷ cicluri de solicitare, rezistența la oboseală are următoarele valori:

Oțel 13/4:

$\sigma_{-1} = 260\text{N/mm}^2$, mediul ambiant fiind aerul atmosferic

$\sigma_{-1} = 225\text{ N/mm}^2$, mediul înconjurător fiind apa curgătoare;

$\sigma_{-1} = 40\text{N/mm}^2$, mediul înconjurător fiind apa sărată.

Oțel 13/6/1:

$\sigma_{-1} = 327\text{N/mm}^2$, mediul ambiant fiind aerul atmosferic

$\sigma_{-1} = 298\text{ N/mm}^2$, mediul înconjurător fiind apa curgătoare;

$\sigma_{-1} = 174\text{N/mm}^2$, mediul înconjurător fiind apa sărată.

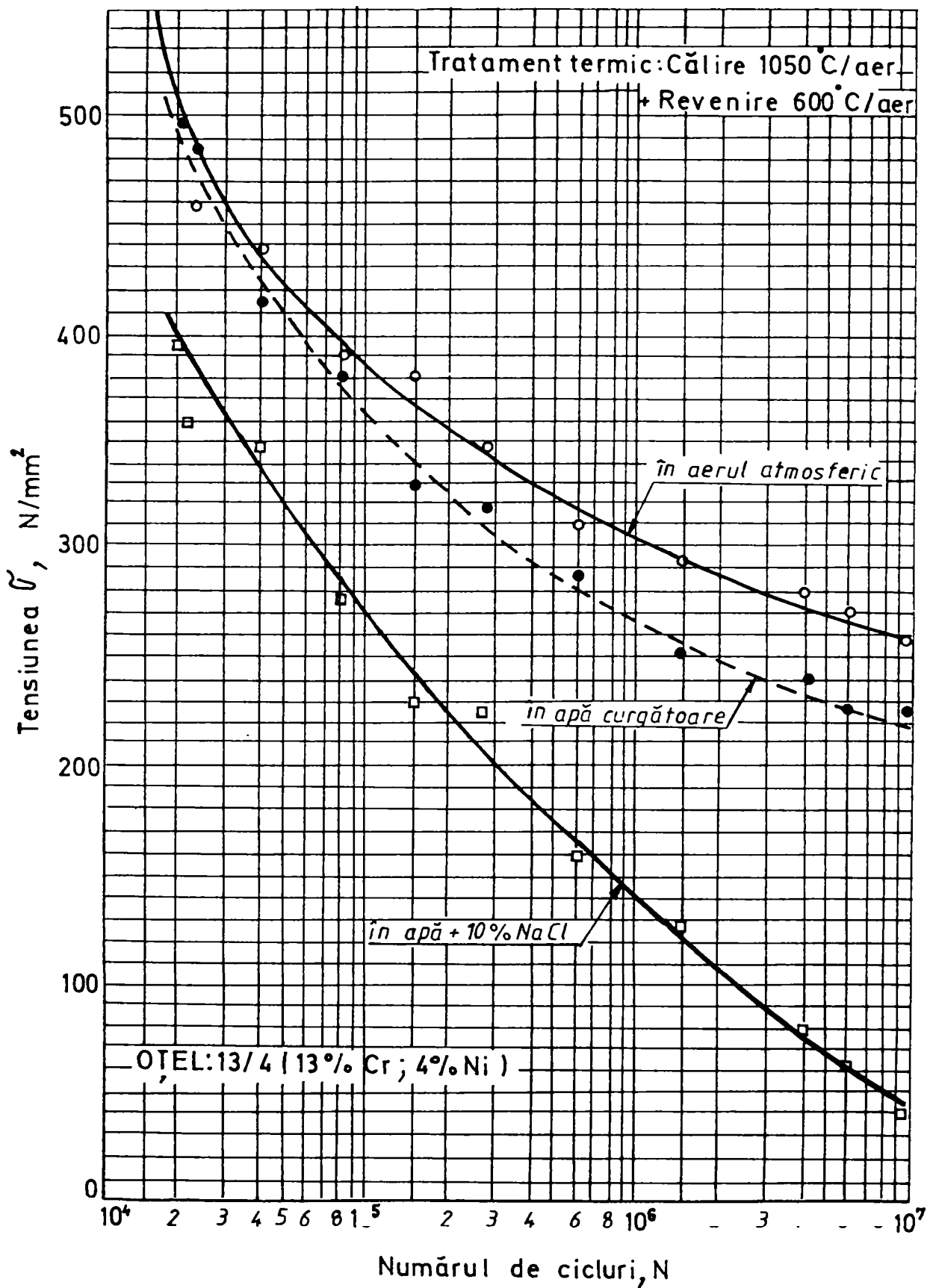


Fig.4.13 Curbele Wöhler ale oțelului 13 / 4

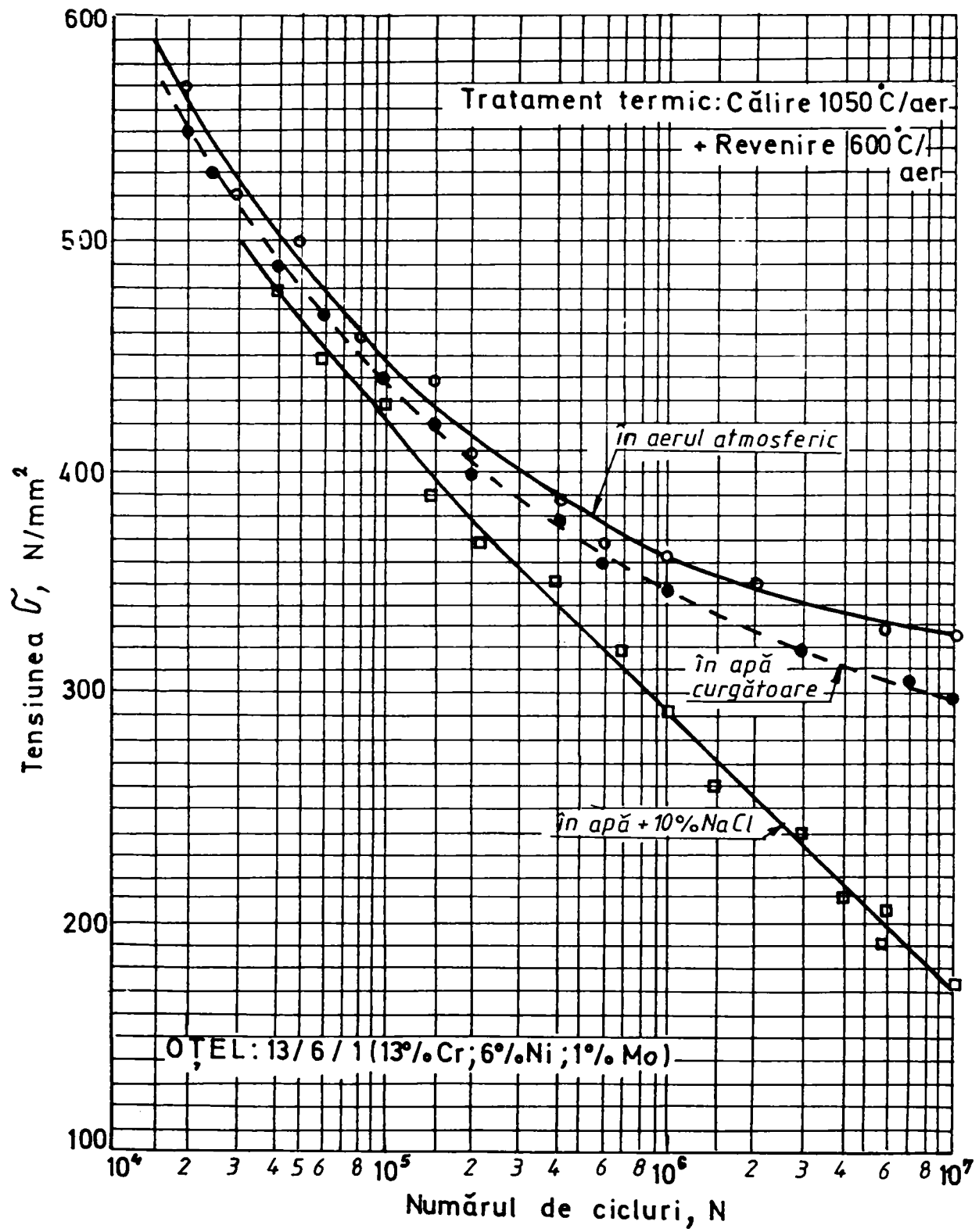


Fig.4.14 Curbele Wöhler ale oțelului 13 / 6 / 1

În schimb pentru $N = 10^5$ cicluri , oțelurile analizate oferă o rezistență mult mai bună la oboseală:

Oțel 13/4:

$\sigma_{-1} = 385 \text{ N/mm}^2$, mediul ambiant fiind aerul atmosferic;

$\sigma_{-1} = 365 \text{ N/mm}^2$, mediul înconjurător fiind apa curgătoare;

$\sigma_{-1} = 270 \text{ N/mm}^2$, mediul înconjurător fiind apa sărată.

Oțel 13/6/1:

$\sigma_{-1} = 450 \text{ N/mm}^2$, mediul ambiant fiind aerul atmosferic;

$\sigma_{-1} = 437 \text{ N/mm}^2$, mediul înconjurător fiind apa curgătoare;

$\sigma_{-1} = 423 \text{ N/mm}^2$, mediul înconjurător fiind apa sărată.

Din analiza acestor date se desprind următoarele observații:

- ambele mărci de oțeluri oferă o rezistență mare la oboseală;
- așa cum era de așteptat, pentru aceleași condiții de tratament termic creșterea gradului de aliere provoacă o îmbunătățire a rezistenței la oboseală;
- apa sărată constituie mediul înconjurător care afectează în cea mai mare măsură valoarea limitei de oboseală.

4.6 Estimări asupra fiabilității și durabilității turbinelor Pelton.

Capacitatea unui sistem de a îndeplini funcțiile pentru care a fost creat, exprimată cantitativ, este denumită **fiabilitatea** sistemului. Pentru a preveni cedarea acestuia, cu consecințele ei nedorite, tendința actuală este de a analiza toate modurile posibile de cedare și de a întocmi pe această bază, programul de control al ruperii.

Ca metodă de diagnoză, procedeul denumit **analiza arborelui de defectare** (Faul-Tree Analysis), poate prevedea cele mai probabile cauze de cedare ale unui sistem.

4.6.1 Prezența defectelor. Formarea și propagarea fisurilor

Anterior s-a precizat că există posibilitatea ca orice structură să prezinte chiar din stadiul inițial, anumite imperfecțiuni, defecte, care la solicitări variabile generează fisuri, de la care se inițiază procesul de oboseală.

Defectele pot proveni din operațiile de turnare, forjare, sudare, prelucrări mecanice, tratamente termochimice sau mecanice, montaj, cărora li se pot adăuga cele din exploatare, datorate factorilor mecanici și de mediu (eroziunea, coroziunea, temperatura).

Cele mai multe fisuri sunt inițiate la suprafața rotorului sau a cupelor rotorului, unde tensiunile au valori maxime; ca urmare impactul apei asupra cupelor influențează pregnant comportarea la oboseală a materialului acestora; nu trebuie însă neglijate nici **defectele interne**, porozități sau incluziuni apărute la elaborare sau în fabricație, întrucât acestea condiționează **tenacitatea la rupere** a materialului.

Ca o primă concluzie operațională este necesitatea controlului nedistructiv al defectelor și fisurilor, atât în faza inițială cât și la intervale de timp prescrise.

Mecanica ruperilor recomandă o serie de metode pentru aprecierea calitativă și cantitativă a duratelor de propagare a fisurilor până la ruperea finală.

Pentru calculele privind propagarea fisurii, elementul esențial este factorul de intensitate a tensiunii, K . Determinarea valorii acestui factor se poate face fie adoptând expresiile prezentate în literatura de specialitate, fie căutând soluții pentru problema nominalizată, pe cale analitică și experimentală.

Așa cum s-a precizat anterior, până la inițierea fisurii solicitarea intervine prin mărirea amplitudinii (de variație a) tensiunii, în timp ce propagarea se produce datorită tensiunilor maxime.

4.6.2 Solicitățile și rezistența rotorului Pelton

Pentru a efectua un calcul ale cărui rezultate să fie acceptate cu încredere este necesară compararea parametrilor care definesc solicitarea, cu rezistența pe care o oferă materialul folosit, pentru forma și tehnologia dată a rotorului.

Obiectul studiului comportamentului rotorului Pelton la oboseală este de a stabili o corespondență între solicitările la care este supus și durata sa de viață. Aceasta presupune corelarea durabilității cu evoluția tensiunilor sau deformațiilor specifice. Deși, riguros, diagrama ϵ -N este cea mai potrivită pentru aprecierea comportării la oboseală în condițiile apariției deformațiilor plastice, parametrul de control în faza de anticipare este tensiunea locală în zona cea mai solicitată, astfel că diagrama de lucru pentru determinarea durabilității este diagrama S-N liniară, în reprezentarea la scară dublu logaritmică. Ea poate fi trasată cunoscând rezistența la rupere și limita la oboseală.

Amplitudinea corespunzătoare variației tensiunii, ca răspuns armonic la pulsațiile jetului, σ_B , este mult mai dificil de evaluat. Ea depinde de spectrul Fourier al frecvențelor forței excitatoare a jetului și de frecvențele proprii ale cupelor rotorului. Cel mai semnificativ mod propriu de vibrație al cupei este pe direcția circumferențială. Coincidența frecvențelor menționate ar putea produce fenomenul de rezonanță. În acest sens, regimul de funcționare cu număr redus de jeturi este defavorabil. Pentru determinarea lui σ_B se estimează frecvența proprie a cupei pentru modul de vibrație dominant și punând condiția de rezonanță cu a N-a frecvență din spectrul lui F_j , se calculează răspunsul. Măsurările arată că frecvențele proprii ale diferitelor cupe ale rotorului pot varia cu cel mult 2% , pentru același mod de vibrație.

Celor două aspecte analizate li se adaugă acela al tensiunilor termice și tensiunilor reziduale.

Tensiunile termice sunt datorate diferențelor de temperatură între zona interioară a discului unde rotorul este încălzit cu $40 - 50^{\circ} \text{C}$, pe parcursul condensării sincrone și zona periferică răcită de apă și nu sunt mai mari de 100 N/mm^2 .

Întrucât numărul de cicluri de solicitare termică este mic (la porniri și opriri), influența deteriorărilor cumulate pe această cale, asupra oboselii rotorului, rămâne mică.

Tensiunile reziduale – care pot atinge valori ridicate, chiar până la nivelul de cedare – pot accelera inițierea și propagarea fisurilor prin oboseală. Există procedee mecanice, termice, chimice, pentru eliminarea tensiunilor reziduale în proporție satisfăcătoare.

4.6.3 Tensiuni și deplasări în domeniul elastic, provenite din mișcarea de rotație uniformă a discului rotorului

Dacă s-ar izola un element de volum dintr-un disc de grosime constantă, egală cu unitatea, ce se rotește în jurul axei sale de simetrie cu viteza unghiulară ω , constantă, asupra acestuia acționează tensiunile normale σ_r și σ_θ , pe direcțiile radială și circumferențială. Calculul acestor mărimi se efectuează în ipoteza că, discul fiind subțire, tensiunile sunt constante pe grosimea lui, pe cercul punctelor situate la o anumită distanță de axa de rotație. Datorită mișcării de rotație uniformă, pe direcția radială se dezvoltă forțe de inerție, constante pe orice cerc de rază r .

Pentru un element dm , aflat la distanța r de axă, forța de inerție elementară este:

$$DF = dm \cdot r\omega^2$$

Folosind ecuațiile de echilibru, de compatibilitate geometrică a deplasărilor și ecuațiilor constitutive, se obține ecuația diferențială a deplasării radiale u .

$$\frac{d^2u}{dr^2} - \frac{ldu}{rdr} - \frac{u}{r^2} = - \frac{l-\nu^2}{E} \rho\omega^2 r \quad (4.1)$$

a cărei soluție generală este:

$$u = C_1 r + \frac{l}{r} C_2 - \frac{l-\nu^2}{8E} \rho\omega^2 r^3, \quad (4.2)$$

unde C_1, C_2 sunt constante de integrare care se determină din condițiile la limită ale problemei:

ρ este densitatea materialului ; E și ν constantele elastice ale acestuia.

Constantele C_1, C_2 pot fi puse sub forma :

$$C_1 = A \frac{l-\nu}{E} \quad C_2 = B \frac{l+\nu}{E} \quad (4.3)$$

Tensiunile se obțin din expresiile:

$$\sigma_r = A - \frac{B}{r^2} - \frac{\rho\omega^2}{8} (3+\nu)r^2; \quad \sigma_\theta = A + \frac{B}{r^2} - \frac{\rho\omega^2}{8} (3+\nu)r^2, \quad (4.4)$$

dependente de constantele A și B, care se determină din condițiile la limită.

În cazul discului cu contururi libere, pentru $r = R_1$ și $r = R_2$ (interiorul și exteriorul discului) σ_{r1} și $\sigma_{r2} = 0$, Aceste condiții aplicate ecuațiilor (4.4) conduc la:

$$A = \frac{\rho\omega^2}{8} (3+\nu)(R_1^2 + R_2^2); \quad B = \frac{\rho\omega^2}{8} (3+\nu)(R_1^2 R_2^2). \quad (4.5)$$

Tensiunile produse de viteza unghiulară ω , în discul aflat în mișcarea de rotație, sunt:

$$(\sigma_r)_\omega = \frac{\rho\omega^2}{8} (3+\nu) \left[R_1^2 + R_2^2 - \frac{R_1^2 R_2^2}{r^2} - r^2 \right]; \quad (4.6)$$

$$(\sigma_\theta)_\omega = \frac{\rho\omega^2}{8} (3+\nu) \left[R_1^2 + R_2^2 - \frac{R_1^2 R_2^2}{r^2} - r^2 \frac{1+3\nu}{3+\nu} \right]; \quad (4.7)$$

$$(\sigma_r)_\omega = (8002,39 \cdot 27^2 / 8)(3,3)[0,65^2 + 1,818^2 / 1,156^2 - 1,156^2] = 6,85 \cdot 10^6 \text{ N/m}^2 = 6,85 \text{ N/mm}^2.$$

$$(\sigma_\theta)_\omega = (8002,39 \cdot 27^2 / 8)(3,3)[0,65^2 + 1,818^2 / 1,156^2 - 1,156^2 \cdot 1,9 / 3,3] = 20,38 \text{ N/mm}^2.$$

Deplasarea radială din (4.2), pentru discul cu contur liber, este:

$$(u)_\omega = \rho\omega^2 (3+\nu) \left[(1-\nu)(R_1^2 - R_2^2)r + \frac{(1-\nu)R_1^2 R_2^2}{r} - \frac{r^3(1-\nu^2)}{3-\nu} \right] / (8E)$$

$$(u)_\omega = 8002,39 \cdot 27^2 \cdot 3,3 [0,7(0,65^2 + 1,818^2)1,156 + 1,3 \cdot 0,65^2 + 1,818^2 / 1,156 - 1,156^3 \cdot 0,91 / 3,3] / 82,110^{11} = 10,085 \cdot 10^{-5} \text{ m} = 0,1 \text{ mm}.$$

Tensiunile calculate pe cele două contururi sunt:

- pentru $r = R_1$, pe conturul interior,
- $\sigma_{r1} = 0$; $\sigma_{\theta 1} = \rho \omega^2 \left[(1 - \nu) R_1^2 + (3 + \nu) R_2^2 \right] / 4$
- $\sigma_{\theta 1} = 8002 \cdot 39,27^2 [0,7 \cdot 0,65^2 + 3,3 \cdot 1,818^2] / 4 = 34560617 \text{ N/m}^2 = 34,6 \text{ N/mm}^2$
- pentru $r = R_2$, pe conturul exterior,
- $\sigma_{r2} = 0$; $\sigma_{\theta 2} = \rho \omega^2 \left[(1 - \nu) R_1^2 + (3 + \nu) R_2^2 \right] / 4$
- $\sigma_{\theta 2} = 8002 \cdot 39,27^2 [0,7 \cdot 0,65^2 + 3,3 \cdot 1,818^2] / 4 = 11438813 \text{ N/m}^2 = 11,44 \text{ N/mm}^2$

Valoarea maximă a tensiunii normale radiale se produce la raza $r_0 = \sqrt{R_1 R_2}$

$$r_3 = \sqrt{0,65 \cdot 1,818} = 1,087 \text{ m}$$

$$\begin{aligned} \sigma_{\max} &= \rho \omega^2 (3 + \nu) (R_2 - R_1)^2 / 8 = 8002 \cdot 39,27^2 \cdot 3,3 \cdot (1,818 - 0,65)^2 / 8 \\ &= 6944324 \text{ N/m}^2 = 7 \text{ N/mm}^2 \end{aligned}$$

$$\gamma = 78,5 \cdot 10^3 \text{ N/m} ; \rho = \gamma / g = 78,5 \cdot 10^3 / 9,81 = 8002 \text{ Kg/m}^3 ;$$

$$g = 9,81 \text{ m/s}^2.$$

4.6.4 Estimarea datelor necesare în calculul la oboseală

Materialul folosit în construcția rotorului monobloc a fost oțelul inoxidabil 13/4, pentru care au fost cunoscute:

1. limita de curgere $R_{p0,2} = 540 - 720 \text{ N/mm}^2$;
2. rezistența la rupere $R_m = 740 - 840 \text{ N/mm}^2$;
3. duritatea Brinell HB = 240 - 300 daN/mm²;
4. alungirea la rupere A = 10 - 18 %;
5. gătuirea la rupere Z ≥ 45%
6. $R_{p0,2} / R_m \leq 0,85$
7. modulul longitudinal de elasticitate E = 206000N/mm²

Constantele de material care definesc comportarea la solicitări variabile pot fi estimate utilizând datele obținute la încercarea statică de tracțiune .

Limita de curgere ciclică σ'_c . Va fi utilă pentru trasarea diagramei ciclice σ - ϵ . Raportul dintre rezistența la rupere și limita de curgere este:

$$R_m / R_{p0,2} = 1,37 (R_m / R_{p0,2} \geq 1,176)$$

Potrivit criteriului propus de Manson [2], pentru rapoarte mai mari de 1,20 oțelul prezintă fenomenul de ecrisare ciclică, în timp ce pentru rapoarte mai mici, oțelul prezintă o înmuiere. O estimare ar fi:

$$\sigma'_c = 0,75R_{p0,2} = 472,5 \text{ N/mm}^2.$$

Limita de oboseală σ_{-1} (σ_{-1} , rezistența la oboseală la ciclul alternant simetric)

Din [69], $\sigma_{-1} = (0,35 \dots 0,45)R_m$. Pe baza experimentelor anterioare s-a adoptat:

$$\sigma_{-1} = 0,40.R_m = 296 \text{ N/mm}^2$$

Rezistența reală la rupere σ_f . Se adoptă relația empirică [70], $\sigma_f = 350 + R_m$ și se obține $\sigma_f = 1090 \text{ N/mm}^2$

În lipsa altor informații se adoptă aceeași valoare și pentru σ'_f , rezistența reală la rupere prin solicitări ciclice.

Amplitudinea solicitării la prag σ_{at} . Este valoarea sub care o fisură nu se propagă. În [2] se estimează această valoare la 70 N/mm^2 , pentru oțelurile dure și 30 N/mm^2 pentru oțelurile moi. Se admite $\sigma_{at} = 50 \text{ N/mm}^2$

Ductilitatea la solicitări ciclice [70], $\epsilon_f = \ln[1/(1-Z)] = \ln[1/(1-0,64)] = 1,02$

Din [2], rezultă că între ductilitatea la solicitări ciclice ϵ'_f și cea la solicitări statice nu este o corespondență directă: sunt propuse, pe baza rezultatelor experimentale relații de forma $\epsilon'_f = c\epsilon_f$, în care c este o constantă având valori între 0,35 (Coffin) și 1,00 (Morrow), sau $\epsilon'_f = 0,75\epsilon_f^{0,7}$ cu $b = 0,6 - 0,75$ (Manson) Se admite că $\epsilon'_f = 0,75\epsilon_f^{0,7} = 0,76$

Exponentul de ecrisare ciclică n' . Din ecuația diagramei caracteristice σ - ϵ ciclice se reține componenta plastică:

$$\epsilon_p = \epsilon'_f (\sigma / \sigma'_f)^{1/n'}$$

Ținând seama că la limita de curgere ciclică σ'_f , deformația plastică este $\epsilon_p = 0,2\%$, rezultă:

$$2 \cdot 10^{-3} = 0,76 (472,5 / 1090)^{1/n'}$$

$$\ln\left(\frac{0,002}{0,76}\right) = (1/n') \ln(472,5/1090)$$

$$n' = 0,141$$

Exponentii b și c din ecuația Coffin-Manson

În domeniul durabilităților de până la 10^5 cicluri, în mod obișnuit încercările la oboseală se execută pe epruvete netede supuse la solicitări axiale cu control prin deformația specifică. Diagramele care se obțin și care modelează relația dintre deformația specifică și durabilitate

mică sau diagrame de oboseală oligociclică. Diagrama ε -N este reprezentarea la scară dublu logaritmică a relației între durabilitate, exprimată prin numărul $2N$ de inversiuni (schimbări de sens ale variației deformației specifice), N fiind numărul de cicluri până la cedare, și $\varepsilon_v/2$, adică amplitudinea deformației. Nefiind stabilit un criteriu unic pentru definirea cedării, acesta poate fi apariția unei mici fisuri detectabile prin mijloace optice la îndemână.

Pentru ciclul alternant simetric, relația deformație specifică-durabilitate este ecuația Coffin-Manson[70]:

$$\varepsilon_v = \varepsilon_{ve} + \varepsilon_{vp} = (\sigma_f/E)(2N)^b + \varepsilon_f(2N)^c \quad (4.8)$$

în care ε_v , ε_{ve} , ε_{vp} sunt amplitudinile deformațiilor specifice: totale, elastice și plastice. Diagrama este asemănătoare curbei de tip Wöhler, cu deosebirea că parametrul controlat este deformația specifică și nu tensiunea. Diagrama ε -N depășește domeniul durabilității mici, păstrându-și valabilitatea și în cel al durabilităților mari, prin extrapolare. Din[2],

$$b = -(1/6)\log(2\sigma_f/R_m) = -(1/6)\log(2 \cdot 1090/740) = -0,0782$$

$$c = b/n = -0,0782/0,141 = -0,5546$$

Rezultă că ecuația de durabilitate, estimată pentru oțelul 13/4 este următoarea:

$$\varepsilon_v = \varepsilon_v/E + \varepsilon_{vp} = 0,0059(2N)^{-0,0782} + 0,76(2N)^{-0,5546} \quad (4.9)$$

Cedarea la un număr redus de cicluri de solicitare este datorită deformațiilor plastice, în timp ce în cazul deformațiilor elastice cedarea se produce la un număr mai mare de cicluri. Tranziția se face la un număr de $2N_t$ inversiuni, care rezultă din egalarea celor două componente ale deformației specifice:

$$\varepsilon_{ve} = \varepsilon_{vp} \longrightarrow 2N_t = (\varepsilon_f E / \varepsilon_f)^{1/(b-c)} = (0,76 \cdot 2,06 \cdot 10^5 / 1090)^{1/0,4764} = 33747,5$$

Tranziția efectuându-se la $2N_t = 3,37 \cdot 10^4$ cicluri, pentru $2N > 2 \cdot 10^3$ cicluri, deformația plastică poate fi neglijată în raport cu cea elastică; la $2N = 2 \cdot 10^3$, raportul dintre ele este 0,016 ($11,86 \cdot 10^4 : 0,189 \cdot 10^4$) din ecuație fiind reținut numai termenul ce se referă la deformația elastică.

$$\sigma_v = \sigma_f(2N)^b = 1090(2N)^{-0,0782}$$

Domeniul relativ restrâns în care variază exponenții b și c [$b = -(0,1..0,05)$; $c = -(0,5..0,7)$], considerate de la valorile corespunzătoare oțelurilor moi spre cele dure], a condus la *ecuația pantelor universale* propusă de Manson.

$$\varepsilon_v = 3,5(\sigma_f/E)(N)^{-0,12} + \varepsilon_f^{0,6}(N)^{-0,6}$$

Cei doi exponenți sunt considerați constanți, având aceleași valori pentru toate metalele. Celelalte constante rămase, vor controla procesul de oboseală (E , σ_r și ϵ_r).

Încercările făcute au dovedit că ecuația pantelor universale poate fi considerată o primă aproximare pentru determinarea durabilității la ciclul alternant simetric pentru piesele netede, de mici dimensiuni.

4.6.5 Influența concentrării tensiunilor. Regula lui Neuber

În cazul oboselii la durabilități mai mari, în analiza stărilor de solicitare se consideră valabilă legea lui Hooke. Notând cu $S = \sigma_{nom}$ și $e = \epsilon_{nom}$, pot fi definiți coeficienții de concentrare, a tensiunilor $k_\sigma = \sigma/S$ și a deformațiilor $k_\epsilon = \epsilon/e$, unde σ sunt tensiunile și ϵ deformațiile locale, la vârful creștăturii, ($\sigma = 139 \text{ N/mm}^2$, $\epsilon = 5,87 \cdot 10^{-4}$).

H.Neuber ajunge la concluzia că media geometrică a celor doi coeficienți de concentrare conduce la o valoare acceptabilă pentru coeficientul de concentrare teoretic, k_t ,

$k_t^2 = k_\sigma \cdot k_\epsilon$, regula lui Neuber sau

$$\sigma \epsilon = k_t^2 S e, \quad k_t = \sqrt{\sigma \epsilon / (S e)} = \sqrt{139 \cdot 5,87 \cdot 10^{-4} / (63 \cdot 2,67 \cdot 10^{-4})} = 2,2 \quad (4.11)$$

în care σ și ϵ reprezintă tensiunea reală și deformația specifică reală, la rădăcina concentratorului, iar S și e mărimile nominale corespondente lor.

Pentru oțelul turnat 13/4, cu constantele de material $\sigma'_r = 1090 \text{ N/mm}^2$; $\epsilon'_r = 0,76$; $b = -0,0782$; $c = -0,5546$ (durata de tranziție este $2N_t = 3,37 \cdot 10^4$ inversiuni), se obțin:

$$\begin{aligned} \text{la } 2N = 10^3, \quad k_\sigma &= k_t \left[1 + (N/N_t)^{(c-b)} \right]^{-1/2} = 0,992 k_t = 2,1824, \\ k_\epsilon &= k_t \left[1 + (N/N_t)^{(c-b)} \right]^{-1/2} = 1,008 k_t = 2,2176 \end{aligned} \quad (4.12)$$

Considerentele teoretice și experimentale scot în evidență faptul că valoarea coeficientului de concentrare depinde de valoarea tensiunii, exprimată indirect prin numărul de cicluri la care se produce cedarea.

Ca urmare, se definește coeficientul de concentrare la oboseală, k_f , ca raport între amplitudinile locală și nominală ale tensiunii, la un număr dat de cicluri.

$$k_f = N^{1-3 \log k_r} / 10^{\log k_r}, \quad k_f = 2,2 \text{ pentru } N = 10^6 \text{ cicluri}, \quad (4.13)$$

în care $k'_f = \sigma_v / S_v$ și $\sigma \epsilon = k'^2_f S e$, σ_v , S_v fiind amplitudinile tensiunilor reală și nominală.

Modulul de ecrisare k' poate rezulta din relația

$$\epsilon_p = (\sigma/k')^{1/n}, \quad (4.14)$$

care este verificată de $\sigma = \sigma'_c$ și $\epsilon_p = 2 \cdot 10^{-3}$, unde $n' = 0,141$,

$$\ln(2 \cdot 10^{-3}) = \frac{1}{0,141} [\ln 472,5 - \ln k'] \quad \text{unde } k' = 1135 \text{ MPa}$$

Ecuția diagramei $\sigma - \epsilon$ poate fi scrisă și sub forma: (4.15)

$$\epsilon = \sigma/E + 2 \cdot 10^{-3} (\sigma/\sigma'_c)^{1/n'}$$

Procedeeul de calcul pentru evaluarea tensiunilor și deformațiilor specifice la concentrator, folosind regula lui Neuber este următorul:

a) se trasează diagrama $\sigma - \epsilon$ ciclică, dată de ecuația:

$$\epsilon = \sigma/E + \epsilon_f (\sigma/\sigma'_f)^{1/n'}$$

în care $\sigma'_f/(\epsilon'_f) = k'$ - modulul de ecrusare:

$$(1090/(0,76))^{0,141} = 1133 \text{ N/mm}^2 = k'$$

- b) cunoscând valoarea concentratorului teoretic $k_t = 2,2$, precum și ΔS (tensiunea nominală de la vârf la vârf), care în cazul rotorului Pelton este $\Delta S = \Delta \sigma_A + \Delta \sigma'_B$ se calculează produsul $k_t^2 (\Delta S^2)/E$, cu care se trasează hiperbola $\Delta \sigma \cdot \Delta \epsilon = k_t^2 (\Delta S^2)/E$;
- c) hiperbola trasată trece prin punctul de pe ramura elastică sau prelungirea ei, a diagramei $\sigma - \epsilon$ ciclică, având ordonata $k_t \Delta S$; intersecția hiperbolei cu diagrama $\sigma - \epsilon$ ciclică este punctul de coordonate $\Delta \sigma$ și $\Delta \epsilon$ determinabile, rezultând astfel σ_v și ϵ_v la concentrator.

4.6.6 Influența tensiunii medii

Pomind de la o diagramă de tip Haigh, Morow propune ca, prin similitudine să se determine un ciclu alternant simetric echivalent unui ciclu asimetric. Denumind amplitudinea ciclului echivalent amplitudine critică, aceasta se poate evalua astfel:

$$\sigma_{vechi} = \sigma_{cr} = \sigma_v / (1 - \sigma_m / \sigma_f) \quad \text{sau} \quad (4.16)$$

$$\sigma_{vechi} = \sigma_{vn} / (1 - \sigma_{mn} / \sigma_f), \quad (4.17)$$

folosind în relația anterioară valorile nominale σ_{vn} și σ_{mn} ale ciclului asimetric.

Coeficientul de concentrare la ciclul asimetric este:

$$k_{Rr} = k_f \frac{\sigma_{vn}}{\sigma_{\max n} (1 - \sigma_n / \sigma_f)} = k_f \frac{1 - R}{2(1 - \sigma_{mn} / \sigma_f)} = 2,2 \frac{1 - 0,14}{2(1 - 77/1090)} = 1,02 \quad (4.18)$$

unde R este coeficientul de asimetrie al ciclului de solicitare. k_f – coeficientul de concentrare al ciclului simetric.

Calculând deformația elastică din expresia Coffin – Manson.

$\epsilon_e = \sigma_v/E = [(\sigma'_f - \sigma_m)/E](2N)^b$, iar tensiunea critică echivalentă

$$\sigma_{cr} = \sigma_v / (1 - \sigma_m / \sigma'_f) = \sigma'_f (2N)^b = 1090 (2N)^{-0,0782}.$$

Pentru $2N = 2 \cdot 10^3$, $\sigma_{cr} \approx 245 \text{ N/mm}^2$; pentru $2N = 2 \cdot 10^9$, $\sigma_{cr} = 204 \text{ N/mm}^2$ (la durate de 22,2 ani).

Relația deformației – număr de cicluri de solicitare, $\epsilon - N$, adoptată în acest caz, este:

$$\Delta\epsilon/2 = [(\sigma'_f - \sigma_m)/E](2N)^b + \epsilon'_f (2N)^c, \quad (4.19)$$

în care tensiunea medie σ_m este pozitivă în cazul întinderilor și este negativă pentru compresuni.

4.6.7 Trasarea diagramei ciclurilor limită

Cunoscând constantele de material se poate trasa diagrama limită de tipul Haigh sau de tipul Smith pentru o anumită durată de viață. Diagrama pentru piesa netedă: se consideră datele pentru $N = 5 \cdot 10^8$ cicluri de solicitare variabilă: la această durată, deformația plastică este neglijabilă și din ecuația Coffin-Manson se reține numai termenul corespunzător deformației elastice, de unde se deduce că limita la oboseală la ciclul alternant simetric, pentru $5 \cdot 10^8$ perechi de inversiuni este:

$$\sigma_{-1} = \sigma'_f (10^9)^b, \text{ adică } \sigma_{-1} = 1090 (10^9)^{-0,0782} = 216 \text{ N/mm}^2.$$

Pe axa absciselor (fig.4.15) se notează punctele A ($\sigma_m = -\sigma_c$) și A₁ ($\sigma_m = \sigma_c$), care se unesc cu A₂ de pe axa ordonatelor, definit de ($\sigma_v = \sigma'_c$); se determină astfel domeniul în care tensiunile maxime (în valoare absolută) nu depășesc limita de curgere. Se reprezintă limita de oboseală σ_{-1} , corespunzând punctului A₃. Acesta este unit cu punctul F, care reprezintă ciclul static cu tensiunea $\sigma_m = \sigma_f = 1090 \text{ N/mm}^2$ printr-o dreaptă care se prelungeste până în punctul B. Conturul poligonului ABCA₁ reprezintă diagrama ciclurilor limită la epruveta netedă, din materialul rotorului.

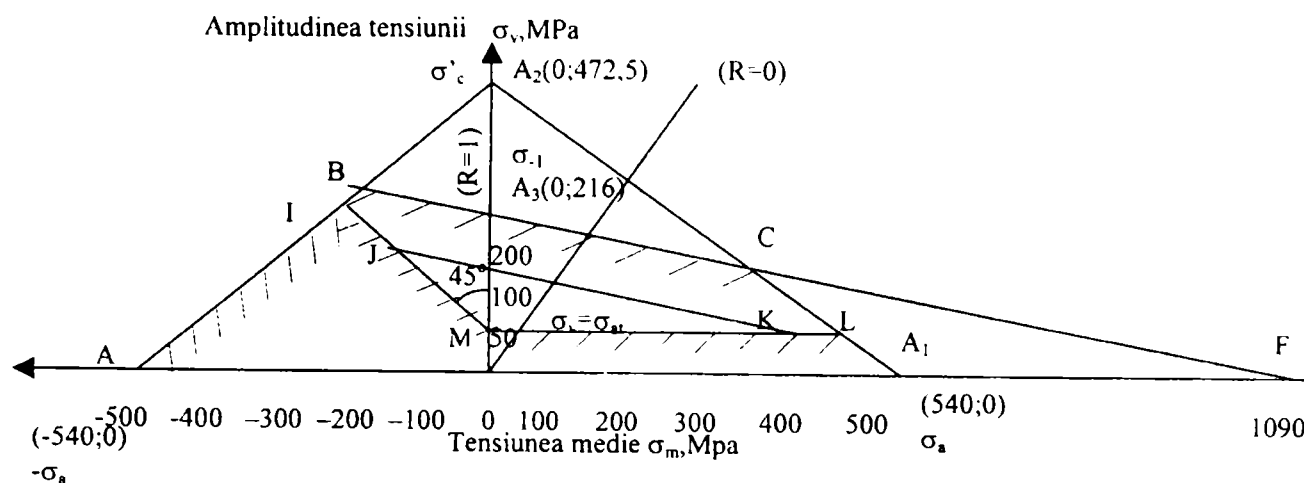


Fig. 4.15 Diagrama Haigh

Punctele situate în interiorul diagramei reprezintă cicluri de solicitare variabilă nepericuloase, în timp ce perechile de coordonate ale punctelor exterioare corespund unor solicitări variabile periculoase.

Dacă este un concentrator, se calculează k_f cu relația Neuber sau cu cea a lui Peterson [2], rezistența la oboseală devenind $2^{\frac{1}{6}}/k_f \leq 4,66$, pentru $\sigma_u = 50 \text{ N/mm}^2$ iar punctul corespunzător din diagramă este H, prin care se duce o paralelă la dreapta BC: aceasta definește zona de inițiere a fisurilor datorate tensiunilor locale. Această paralelă intersectează dreapta $\sigma_v = \sigma_u = 50 \text{ N/mm}^2$ (amplitudinea de prag) în punctul K.

În cadranul absciselor negative (compresiuni) locul punctelor care au $\sigma_{\max} = \sigma_u = 50 \text{ N/mm}^2$ este o dreaptă de pantă (-1), cu originea în punctul de ordonată 50 N/mm^2 și abscisă zero MI. Conturul poligonului AIJMKLA₁, reprezintă în cazul existenței concentratorului, diagrama ciclurilor limită la oboseală.

4.6.8 Trasarea diagramelor de durabilitate

Ecuția de durabilitate a oțelului 13/4 (Coffin - Manson),

$$\epsilon_v = 0,00529(2N)^{-0,0782} + 0,76(2N)^{-0,5546}, \quad (4.20)$$

este prezentată în figura 4.16. Ea poate fi folosită pentru aprecierea durabilității la un anumit nivel al deformației specifice.

Durabilitatea în funcție de tensiuni poate fi determinată din diagramă folosind ca funcție intermediară ecuația diagramei ciclice.

$$\epsilon = \sigma/206 \cdot 10^3 - 0,76(\sigma/1090)^{1/0,141} \quad (4.21)$$

în care σ se introduce în N/mm^2 .

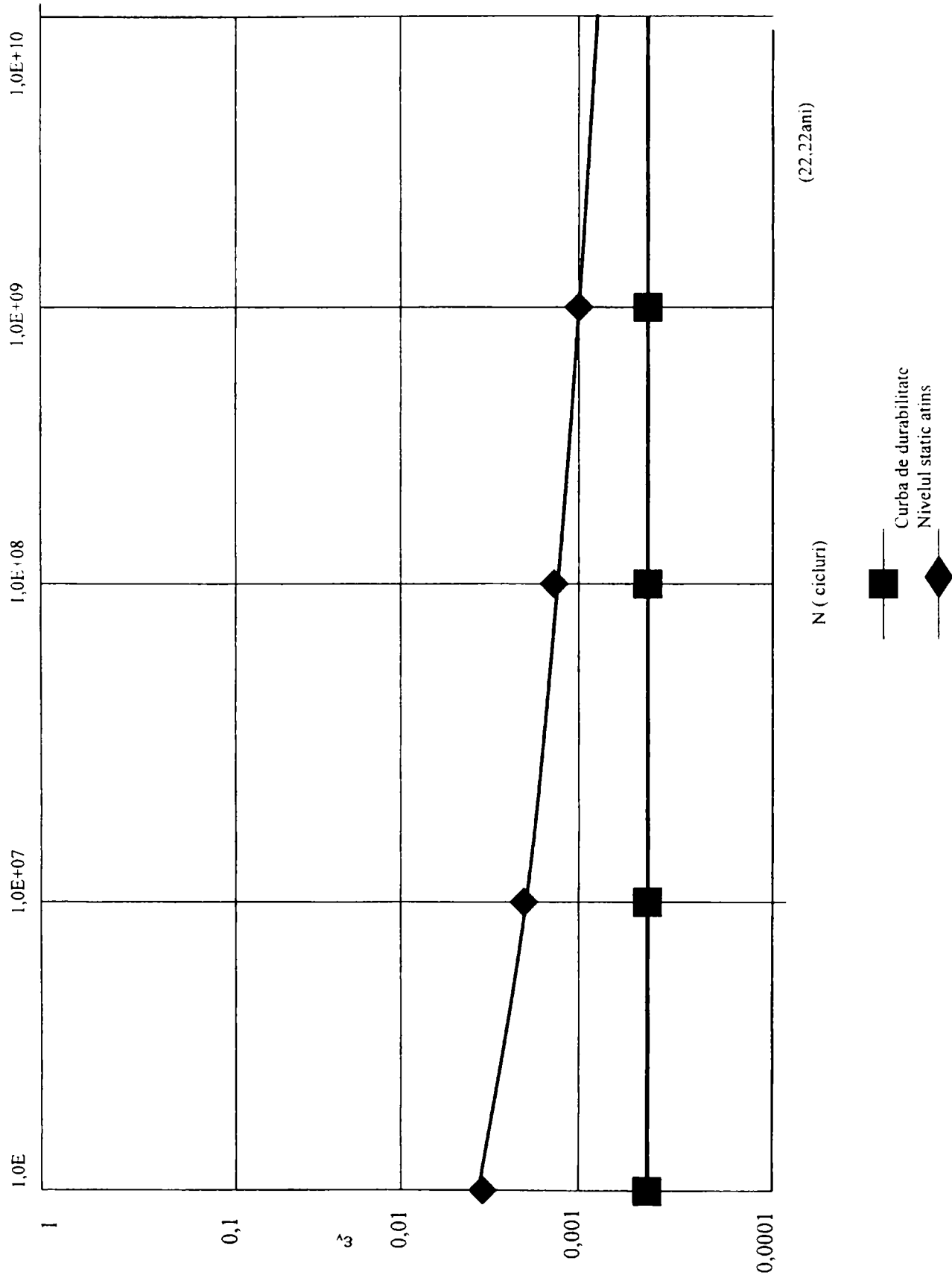


Fig. 4.16 Curbele de durabilitate ale oțelului 13/4

La durate mari de viață, când tensiunile sunt relativ reduse și deformația plastică neglijabilă, ecuația durabilității se reduce la:

$$(4.22)$$

$\sigma_v = \sigma' (2N)^b$ și se reprezintă printr-o dreaptă.

În cazul oțelului 13/4 aceasta devine:

$\sigma_v = 1090 (2N)^{-0,0782}$ sau $\sigma_v = 1032,5(N)^{-0,0872}$ și este reprezentată în figura 4.17.

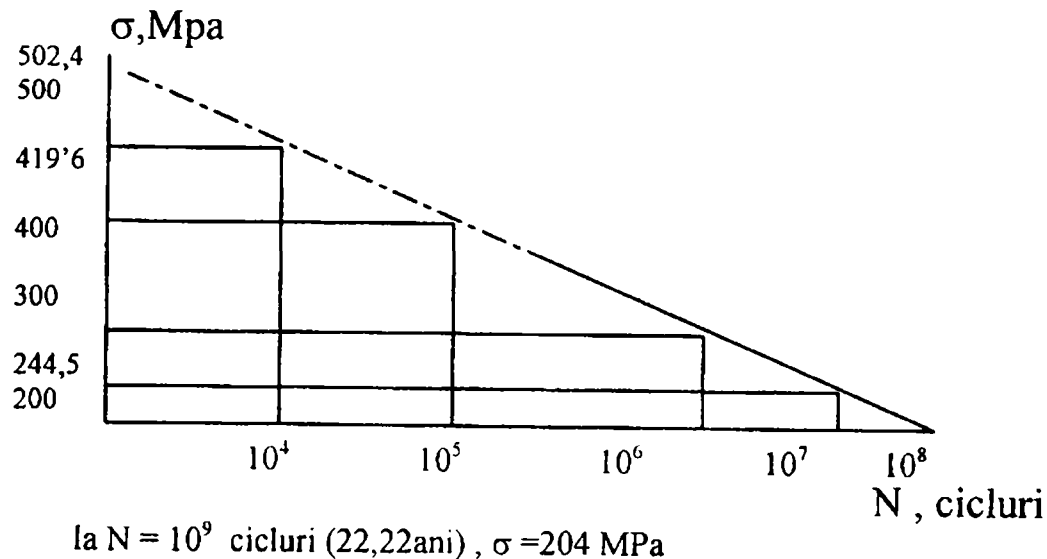


Fig.4.17 Diagrama simplificată pentru durabilități mari, a oțelului 13/4

Se poate observa că pentru o creștere a tensiunii de la 204 N/mm^2 la $244,5 \text{ N/mm}^2$ (~20%), durata de viață scade de zece ori (de la 22,22 ani la 2,22 ani), adică se poate accepta că o variație de 10% a tensiunii micșorează durata de viață de cinci ori.

Valoarea amplitudinii σ_v astfel determinată devine limita la oboseală pentru durata de N cicluri de solicitare variabilă.

4.6.9 Estimarea duratei de viață

Problema estimării fiabilității și durabilității rotoarelor Pelton poate fi enunțată astfel: să se verifice dacă și pe ce durată rezistă unei solicitări variabile cvasidefinite.

Soluția problemei se obține comparând datele de comportare ale materialului rotorului la solicitările variabile, cu datele de aceeași natură (eforturi, tensiuni sau deformații) deduse – prin calcul sau experiment; în anumite cazuri particulare, se deschid următoarele căi.

- a) se folosesc tensiunile nominale și coeficienții de concentrare a tensiunilor;
- b) se estimează deformațiile specifice locale;
- c) se aplică principiile mecanicii ruperilor.

Nu se poate spune despre vreuna din cele trei căi că este cea mai bună, alegerea depinzând de specificul structurii și în mod deosebit de consecințele cedării ei în timpul funcționării.

4.6.9.1 Procedee bazate pe diagramele de durabilitate

Diagramele de durabilitate $\sigma - N$, Wöhler, sau $\epsilon - 2N$, Coffin – Manson, dau accesul direct la stabilirea duratei de viață cu condiția de a aprecia în prealabil efectul concentratorilor de tensiune.

Procedeele tensiunilor nominale admite că valoarea k_f este valabilă pentru durabilități mai mari de 10^6 cicluri, valoarea k_f scade odată cu durabilitatea până la 1.

Diagrama $\sigma - N$ este reprezentată la scară dublă logaritmică printr-o dreaptă: tensiunile nominale $S_v = \sigma_v / k_f$, în același sistem de coordonate, se află tot pe o dreaptă, pentru care sunt acceptate două variante:

- I) $k'_f = 1$ la $N=1$ ciclu și
- II) $k'_f = 1$ la $N=10^3$ cicluri (Juvinall)

Se trasează astfel diagrama de durabilitate în tensiuni nominale, $S - N$. Durata de viață se obține direct: se calculează tensiunea nominală în secțiunea slăbită de concentrator, valoarea pentru care se determină din diagrama de referință $S-N$ durata, [2].

Dacă ecuația de durabilitate a epruvetei netede la durabilități mari este $\sigma_v = \sigma_f (2N)^b$, durata de viață a piesei cu concentrator se exprimă cu relațiile (fig.4.18):

Varianta I :

$$2N = [\Delta S / (2\sigma_f)]^{1/q}; q = b - \log k_f / 6; sN = 2,62 \cdot 10^9 \text{ cicluri (29,1 ani)} \quad (4.23)$$

Varianta II:

$$2N = [\Delta S / (2k_f \sigma_f)]^{1/r}; r = b - \log k_f / 3, \text{ unde } \Delta S = 2S_v \quad (4.24)$$

Procedeele deformației specifice locale:

Deformațiile locale pot fi determinate prin calcul, folosind un program cu elemente finite sau calculate direct, în funcție de mărimile nominale, cu regula lui Neuber.

Dacă $S < \sigma_f$ (domeniul elastic), atunci:

$$\sigma \epsilon = k_t^2 S^2 / E \text{ și } (\Delta \sigma / 2) (\Delta \epsilon / 2) = k_f^2 (\Delta S) / (4E) \quad (4.25)$$

Determinarea valorilor locale se face cu ajutorul ecuației diagramei $\sigma - \epsilon$ ciclice

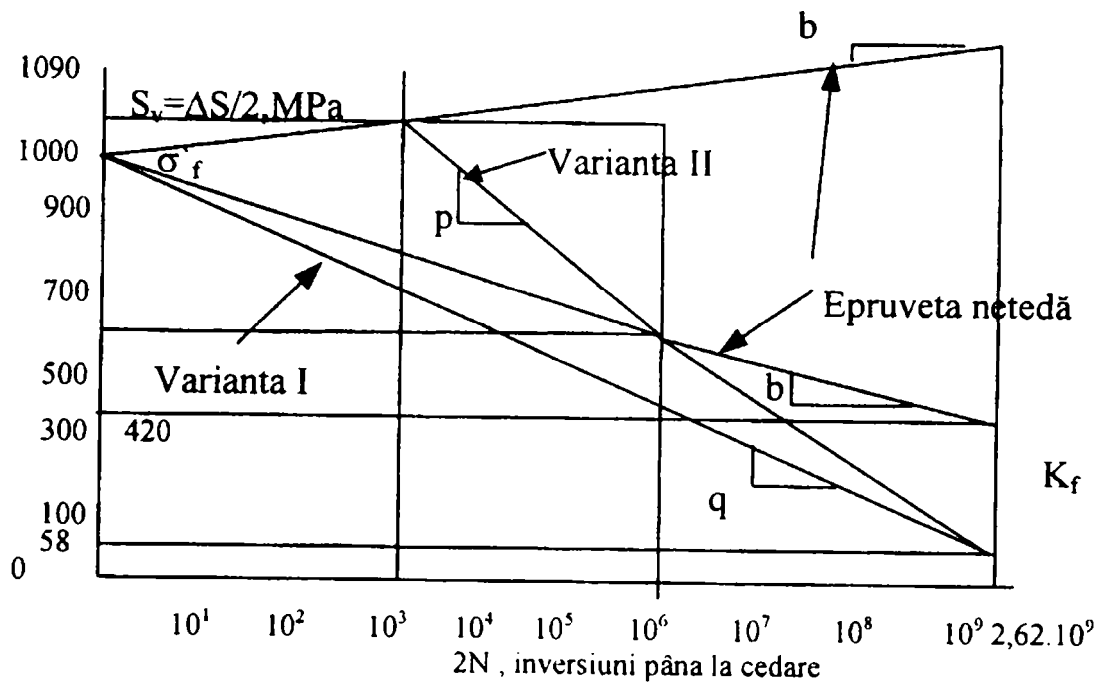


Fig. 4.18 Curba de durabilitate a oțelului 13/4 pentru piesa cu concentrator

$$\Delta\varepsilon/2 = \Delta\sigma/(2E) + [\Delta\sigma/(2k)]^{1/n} \quad (4.26)$$

care introdusă în (4.25), conduce la ecuația:

$$(\Delta\sigma)^2/4E + \Delta\sigma/2(\Delta\sigma/2k)^{1/n} - (k_f \Delta S)^2/4E = 0 \quad (4.27)$$

din care rezultă $\Delta\sigma$, tensiunea de la vârf la vârf, dacă se poate aprecia tensiunea nominală ΔS și factorul concentrator de tensiune k_f ($k = 1135 \text{ N/mm}^2$, $n = 0,141$) și cu care, din (4.26), se calculează deformația specifică locală $\Delta\varepsilon/2$ cu care se intră în diagrama de durabilitate.

4.6.9.2 Procedee bazate pe mecanica ruperii

Metodele mecanicii ruperilor pot fi utilizate pentru a aprecia durata de viață a unei piese, în două moduri:

- prin determinarea duratei de propagare a unei fisuri inițiate în cursul solicitării variabile;
- prin determinarea duratei de propagare a unei fisuri detectate sau presupuse că există în structura solicitată variabil.

Primul mod este aplicabil în cazul durabilității reduse, la care cea mai mare parte a duratei de viață este utilizată pentru propagarea fisurii. Calculul propagării fisurii urmează calculului timpului de inițiere efectuat prin procedeul deformației specifice locale, propriu acestei

situații. Delimitarea stadiului de inițiere de cel de propagare a fisurii este dificilă. La vârful concentratorului fisura trebuie să fie suficient de mare în raport cu domeniul plastic sau cu grăuntele cristalin. Se acceptă ca fisură inițială cea a cărei lungime este între $r/20$ și $r/4$, r fiind raza de curbură la vârful concentratorului (între 0,5 și 2,5mm).

Calculul se face admitând ca lege de propagare a fisurii, legea lui Paris.

$$da/dN = C \Delta k^m \quad (4.28)$$

În care C și m sunt factori de material)din[2], $C = 4,38 \cdot 10^{-13}$; $m = 2,76$ pentru oțelul 13/4.

Durata propagării fisurii se obține prin integrare:

$$N = 1/C \int_{a_i}^{a_f} da / (\Delta k)^m . N = 1,65 \cdot 10^8 \quad (4.29)$$

pentru $a_i = 0,9$, $a_f = 60$, Δk

în care a_i este lungimea inițială a fisurii și a_f , lungimea ei finală, egală cu lungimea critică corespunzătoare tenacității la rupere sau reducerii secțiunii nefisurate la valoarea limită la care se produce cedarea prin curgere plastică, Δk -factorul de intensitate al tensiunii la vârful fisurii.

În privința celor două aspecte ale oboselii cu coroziune a materialului – inițierea și propagarea fisurilor – cel de al doilea aspect poate fi tratat prin metode analitice considerând că în materialul care conține defecte de mărime critică, creșterea defectului producător de fisură de la lungimea inițială la cea finală poate fi calculată.

Cu privire la inițierea fisurii, în instalațiile energetice, acestea sunt luate în considerare de la mărimea cuprinsă între 0,25 și 2,5mm.

Considerând că fisura critică inițială are lungimea a_{0cr} sub care fisurile sau defectele nu sunt capabile să se propage mai departe, valoarea inițială a concentratorului este dată de ecuația de bază a mecanicii ruperii.

$$\Delta k_0 = y \Delta \sigma_0 \sqrt{a_{0cr}}$$

în care y este factor dependent de geometria fisurii existente, $y = 1,26$ pentru o suprafață transversală semicirculară a fisurii, $\Delta \sigma_0$ este tensiunea de la vârf la vârf inițială Δk_0 rezultând din încercări.

În fig 4.19 se poate observa că, de exemplu, pentru prevenirea propagării fisurii, la coeficientul de asimetrie al ciclului de solicitare variabilă $R = 0,5$ și amplitudinea tensiunii $\Delta \sigma = 40 \text{ N/mm}^2$, adâncimea defectului nu trebuie să depășească 2mm, iar la 63 N/mm^2 și $R = 0,014$, nu va depăși 1,6 mm (cazul studiat).

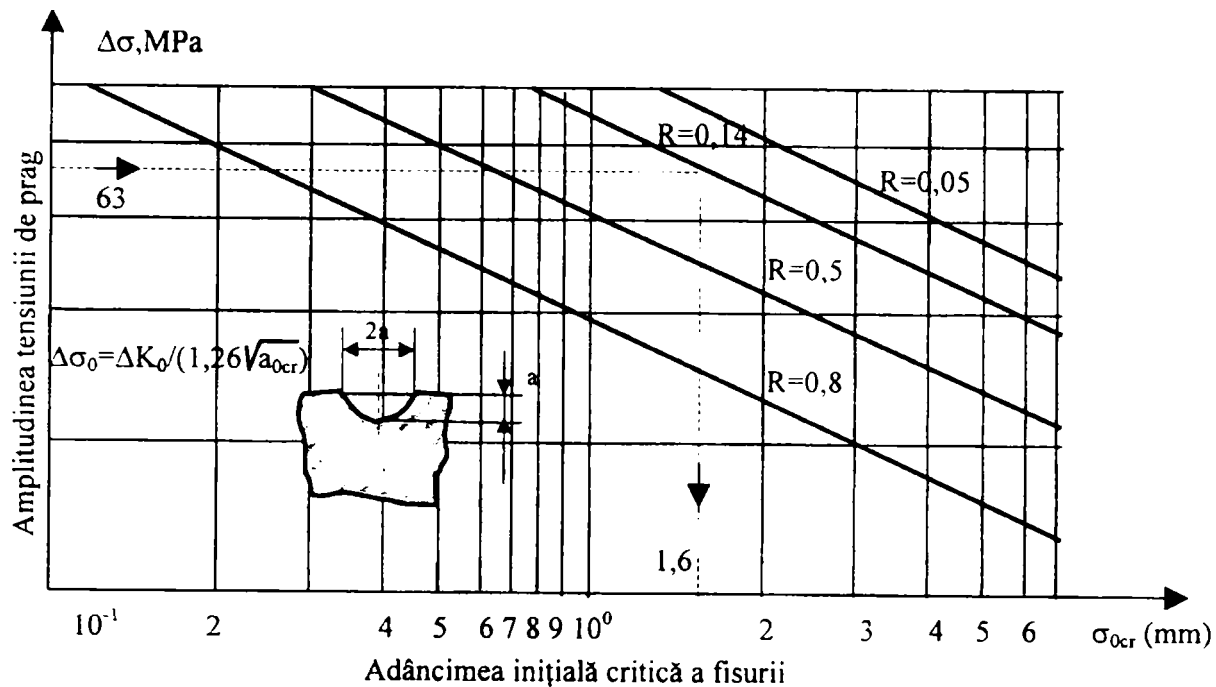


Fig.4.19 Diagrama dependentei adâncimii inițiale critice a fisurii de nivelul tensiunii aplicate pentru oțelul 13/4

Rezultatele încercărilor de propagare a fisurii la oboseală pentru oțelul analizat 13/4 sunt redate în fig 4.20. Rata de propagare a fisurii poate fi estimată cu ecuația lui Paris.

$$\frac{da}{dN} = C \Delta k^m \quad (4,31)$$

care este însă limitată de situația dependenței liniare între $\log (da/dN)$ și $\log (\Delta k)$.

Întregul set de date de încercare este modelat de ecuația Forman îmbunătățită.

$$\frac{da}{dN} = C \frac{\Delta k^m - \Delta k_0^m}{(1-R)k_0 - \Delta k} \quad (4,32)$$

în care Δk_0 este amplitudinea factorului inițial de concentrare a tensiunii, R - coeficientul de asimetrie, k_c - factorul de intensitate al tensiunii, m și C - parametrii dependenți de material, determinați empiric.

Folosind rezultatele încercărilor materialelor prezentate în fig. 4.20 este posibilă predicția creșterii fisurii prin integrarea ecuațiilor Paris și Forman.

$$N = \frac{1}{4,3810^{-13}} \int_{a_i}^{a_f} da / (\Delta k)^{2,76} \cdot N = 3,22 \cdot 10^3$$

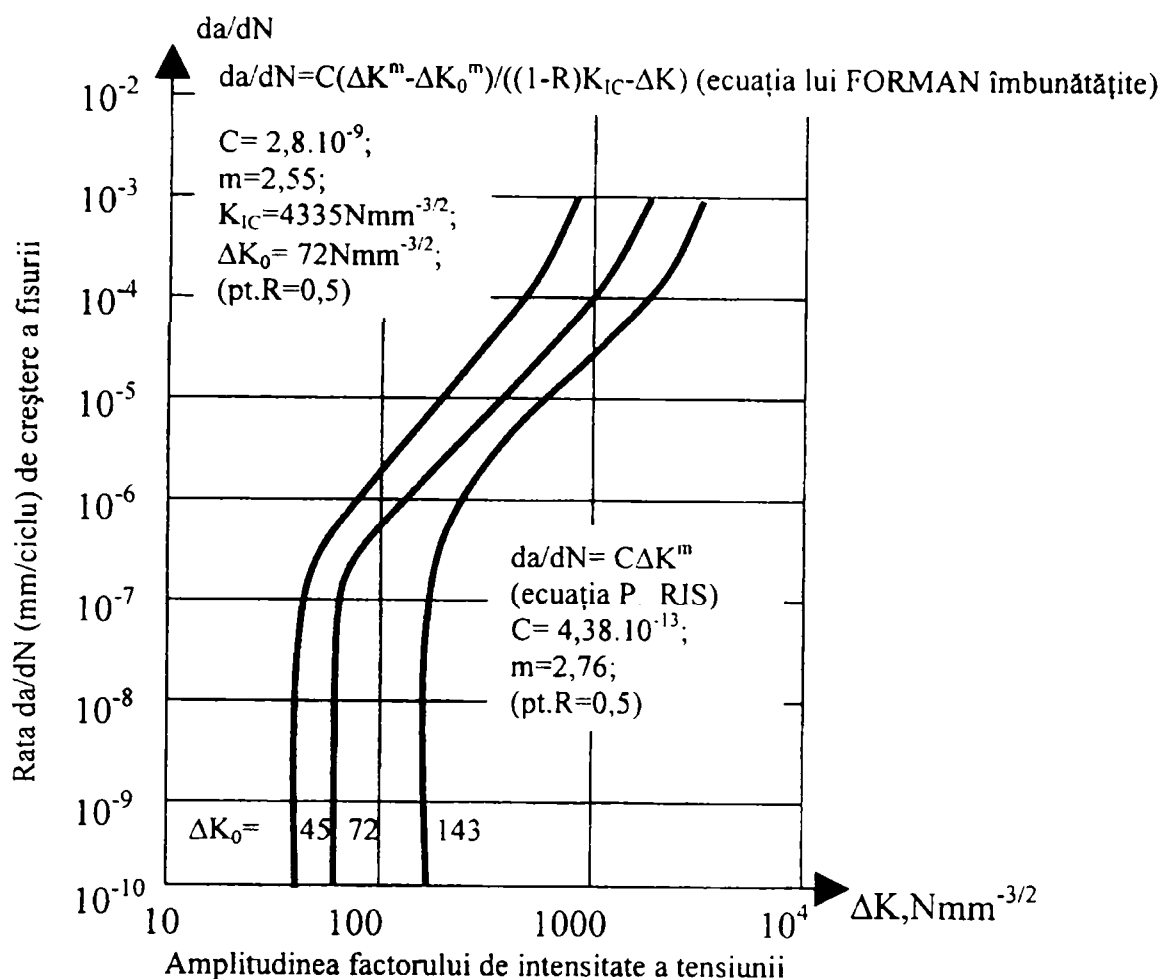


Fig.4.20 Rezultatele încercărilor de propagare a fisurii în oțelul 13/4

Permițând să se calculeze numărul de cicluri de solicitare după care s-a produs creșterea fisurii de la a_i la a_f (unde $a_i = 0,9$ și $a_f = 60\text{mm}$.)

Pentru condiții date, presupunând o anumită geometrie a fisurii se determină curbele de propagare a fisurii (de durabilitate reprezentate în fig. 4.21 și 4.22)

Predicția concordantă cu legea lui Paris este prea pesimistă pentru că la amplitudini joase Δk , rata de creștere a fisurii este în mod greșit presupusă prea înaltă și este neglijată influența valorii inițiale a amplitudinii factorului de concentrare a tensiunii asupra propagării fisurii.

În concluzie, este evident că predicția duratei de viață pe baza mecanicii ruperilor este destul de pesimistă.

În fapt, durata de viață este suma timpilor de inițiere și propagare a fisurii. Deși sunt puține informații despre inițierea fisurii, se poate estima că pentru amplitudini ale tensiunilor de nivelul limitei la oboseală, timpul de propagare este numai o mică parte din întreaga durată de viață.

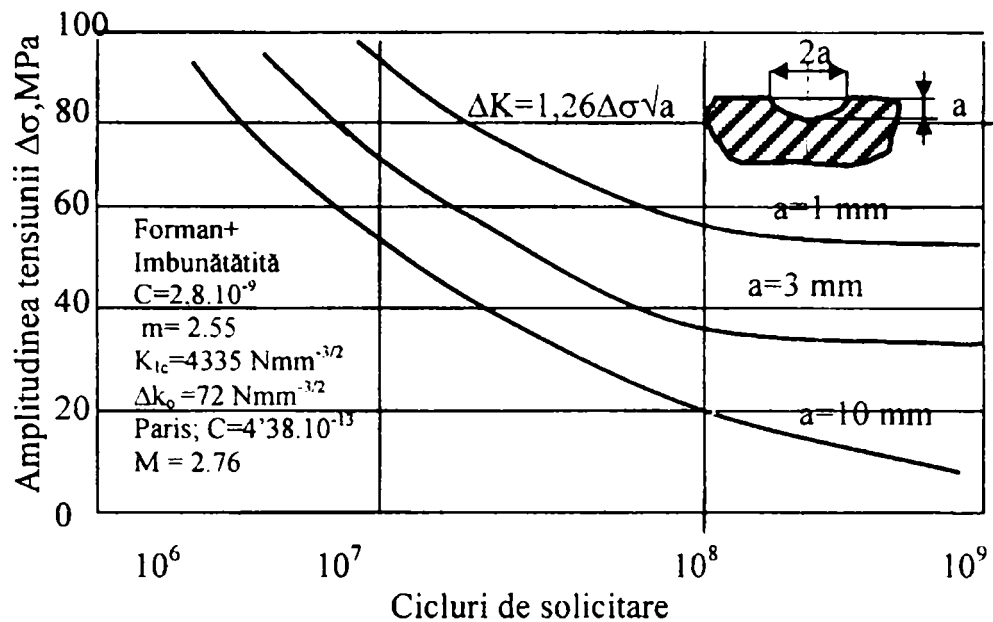


Fig.4.21 Propagarea fisurii cu lungimea inițială a la 100 mm adâncime de fisurare, calculată cu ecuațiile Forman îmbunătățită și Paris pentru oțelul 13/4

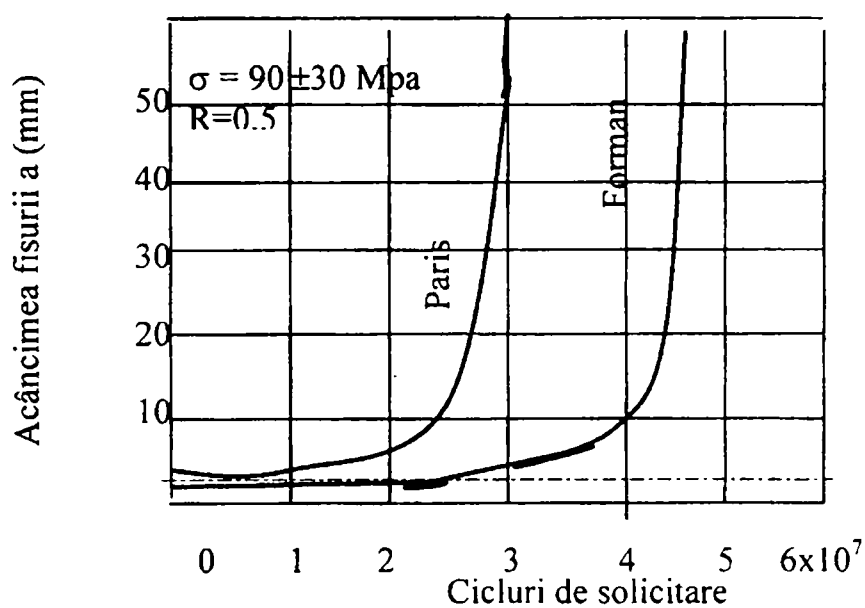


Fig.4.22 Propagarea fisurii pentru cazul amplitudinii constante a tensiunii, pornind de la o adâncime a fisurii de 1 mm. Pentru $a < a_{ocr}$ și o suprafață semicirculară a fisurii, aceasta nu se propagă la oțelul 13/4

Timpul de inițiere a fisurii este durată în care defectul inițial (fără muchii ascuțite și cu orientare diferită de cea perpendiculară pe direcțiile tensiunilor principale) este transformat în fisură incipientă fiind dificil de estimat.

4.6.10 Controlul integrității structurale

Documentația inițială are ca scop stabilirea geometriei rotorului, a proprietăților generale ale materialelor, a tehnologiilor adoptate pentru fabricație și reparare prin sudură, tratamente termice sau de suprafață ș.a.m.d.

Cel mai important aspect al controlului calității operațiilor de execuție și/sau reparare este acela al controlului pentru detectarea porilor și defectelor, urmând ca după detectare să se elimine stratul superficial respectiv, înlăturându-se astfel amorsa de fisurare a suprafeței. Deși se folosesc în acest scop metode de încercare nedistructive performante, cum sunt metoda lichidelor penetrante, metoda particulelor magnetice, metode radiografice și ultrasonice, totuși eficiența detectării defectelor este susceptibilă de îmbunătățiri, în special pentru detecția microdefectelor situate imediat sub suprafață. Totodată, trebuie menționat faptul că localizarea fisurilor în zonele de compresiune nu este detectabilă prin încercarea cu lichide penetrante.

Pentru detectarea defectelor cu mare eficiență și pentru evaluarea admisibilității lor sunt necesare multe cunoștințe practice și multă îndemânare.

Există standarde care prevăd înscrierea datelor privind starea rotorului într-un “caiet de sarcini” denumit “**Specificație privind inspecțiile părților (turnate din oțel ale) mașinilor hidraulice**” (Austria), definind global criteriile de acceptare. Este important să se fixeze mărimea limită a defectului și distribuția admisibilă a defectelor. Se folosesc relațiile de calcul dintre amplitudinile tensiunii și mărimea fisurii critice inițiale, din mecanica ruperii.

Controlul integrității este unul din factorii decisivi pentru realizarea unei durate de serviciu cât mai îndelungate. El este parte a procesului de fabricație și omologare. Prima inspecție-după omologare și punerea în funcțiune este foarte importantă pentru localizarea unor microdefecte aflate chiar sub suprafață, a unor pori care cresc în primele ore de funcționare la mărimi mai bine detectabile. Toate aceste defecte se elimină prin polizare, lustruire, îndeșare.

4.6.11 Parametrii de funcționare

Rezultatele multor cercetări arată că distribuțiile tensiunilor din rotoarele Pelton, la înălțimi de cădere a apei $H = 500\div 1200\text{m}$ depind în mică măsură de regimul de funcționare al turbinei. Tensiunile datorate forțelor jeturilor cresc aproximativ liniar cu debitul evacuat prin turbină.

Rata deteriorărilor crește la intensificarea parametrilor de operare prin porniri și opriri frecvente, la variația debitelor și la frânarea hidraulică, ce poate crea tensiuni alternante foarte mari în cazul frecvențelor apropiate zonelor de rezonanță datorate forțelor excitatoare cu variație armonică, ce acționează asupra cupelor.

Se recomandă evitarea frânărilor hidraulice și pe cât posibil înlocuirea lor cu alte metode de frânare, evitarea operației de condensare sincronă fără răcire precum și perioadele lungi de suprasarcină, pentru diminuarea tensiunilor termice din regimul tranzitoriu precum și limitarea tensiunilor mecanice. Prin urmare, probabilitatea de deteriorare crește nu numai cu numerele de cicluri de solicitare variabilă acumulate dar și cu frecvența operațiilor tranzitorii.

Pentru diferitele tipuri de deteriorare a motoarelor Pelton există mai mulți parametri de influență și / sau de control. Figura 4.23 prezintă sintetic cele mai importante efecte și corelări dintre ele. Fiecare turbină are o istorie proprie a procedurilor de fabricație și reparare folosite, precum și a succesiunii manevrelor de funcționare rezultând că și perioadele de inspecție trebuie să fie individualizate.

Concluziile generale privind problema inspecțiilor și perioadelor dintre ele sunt următoarele:

- 1) este necesară o primă inspecție după punerea în funcțiune, în urma căreia defectele și porii detectați vor fi eliminați prin polizare și șlefuire: inspecția constă din examinare vizuală amănunțită, completă și efectuarea unor probe cu lichide penetrante și/sau cu particule magnetice.
- 2) intervalul între inspecții este invers proporțional cu extinderea reparărilor prin sudură a blocului rotorului turnat (din timpul fabricației), cu mărimea tensiunilor statice și dinamice, cu frecvența deteriorărilor precedente, cu producția medie, cu valoarea proporției de sedimente și cu frecvența pornirilor-opririlor și frânarea rotorului

Perioadele între inspecții se stabilesc astfel încât să se păstreze înregistrarea rotorului cât mai mult timp posibil.

Figura 4.24 prezintă orientativ perioadele de inspecție, corespunzător primului interval de după omologare, în funcție de k_x , un factor care ține seama de parametrii de operare și de condițiile de încărcare.

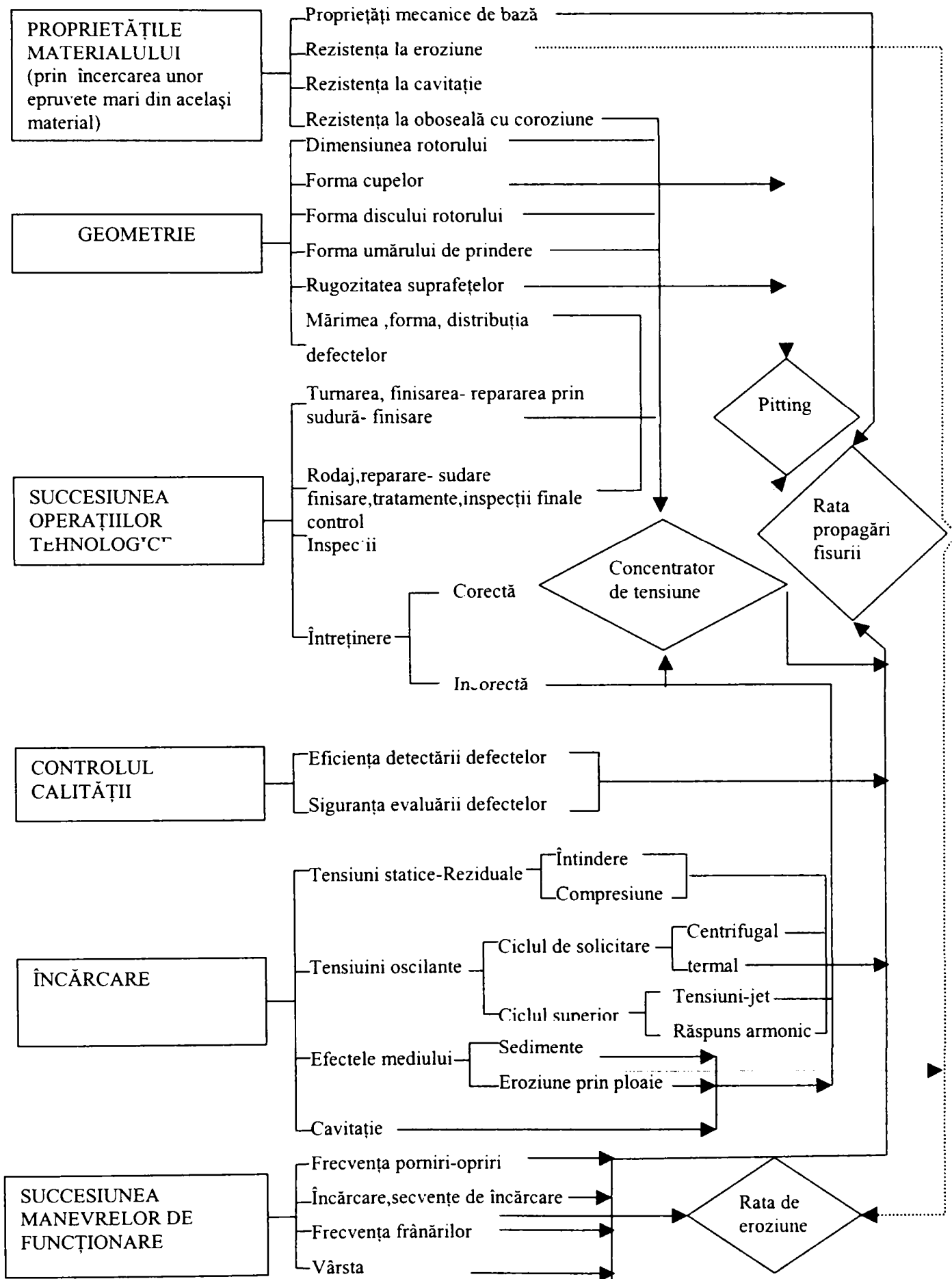


Fig.4.12.Perioadele de inspecție

Astfel perioada până la prima inspecție după omologare este după $T_1(h)$ echivalent la $N=5 \cdot 10^7$ cicluri ale fiecărei cupe. $T_1(h) = 5 \cdot 10^7 / (6 \cdot 22500) \approx 370$ ore fiind în funcție de înălțimea de cădere a apei și de numărul de jeturi. Dacă acestea sunt constante, $T_1(h)$ este cu atât mai mic cu cât puterea este mai mică, vitezele de rotație fiind mai mari în aceste cazuri.

În cazul în care nu sunt sau nu au rămas semne ale uzurii, pittingului sau defectelor, următoarea inspecție se va face după timpul $T_2(h) \leq T_1 \cdot (1 - 3K_1K_2K_3 \dots K_n)$ unde factorii K_n cu valori între 0,5 și 1 țin seama de parametrii funcționării și condițiile de încărcare, fiind rezultatul unor cercetări.

Următoarele perioade $T_{3,4} \leq 2T_2$.

După reparații extinse, suduri, tratamente, sau în urma creșterii numărului de defecte, intervalele de inspecție revin din nou la $T_1(h)$ ș.a.m.d.

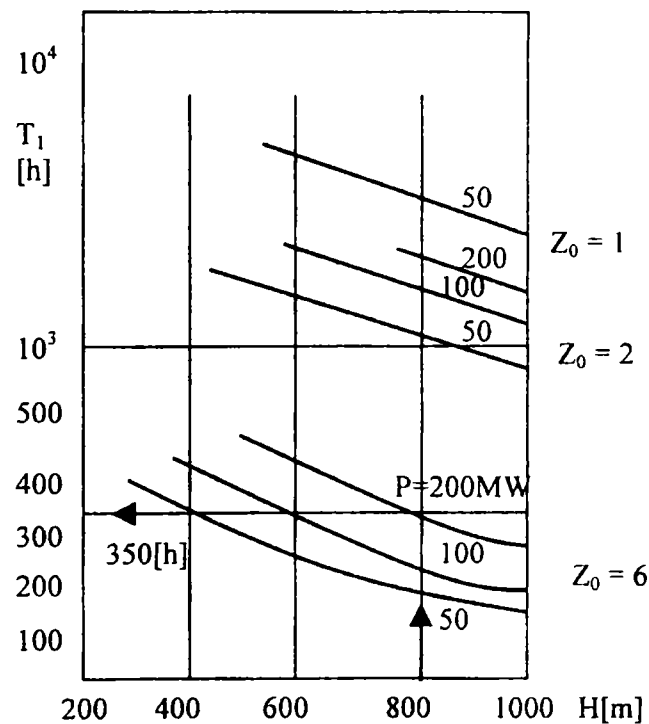


Fig.4.24 Grafic orientativ pentru alegerea perioadelor de inspecție T_1 (h)

Capitolul 5

REZISTENȚA LA COROZIUNE INTERCRISTALINĂ ȘI LA CAVITAȚIE A NOILOR OȚELURI INOXIDABILE

5.1 Influența Cr și Ni asupra rezistenței la coroziune intercristalină

Coroziunea reprezintă fenomenul de distrugere a materialelor metalice sub acțiunea mediului ambiant. Atacul coroziv se declanșează la suprafață, respectiv pe limita metal – mediu și se propagă progresiv în adâncime. În majoritatea cazurilor, materialele metalice își pierd luciul caracteristic și se acoperă cu produse de coroziune. Proprietățile mecanice se degradează brusc chiar când aspectul exterior al suprafeței nu suferă nici o modificare.

După mecanismul acestui fenomen se distinge :

- coroziunea chimică, datorată acțiunii gazelor (coroziunea gazoasă) și neelectroliților (petrolul și derivatele sale);
- coroziunea electrochimică, provocată de acțiunea electroliților, acizilor, bazelor și sărurilor. Tot aici intră și coroziunea atmosferică precum și cea produsă de sol.

Dintre formele de coroziune electrochimică, cea mai periculoasă este coroziunea intercristalină. Ea se propagă de-a lungul limitelor grăunților cristalini ca urmare a potențialului lor electrochimic mai scăzut. Deși nu provoacă modificări perceptibile ale suprafeței, această formă de coroziune progresează rapid în adâncime pe limitele grăunților degradând brusc proprietățile mecanice ale materialului.

Adaosul de 12-13% Cr într-un oțel face ca potențialul electrochimic al acestuia să fie pozitiv și deci să devină rezistent la coroziune în atmosferă, apă de mare, apă potabilă și vapori de apă. Condiția esențială de obținere a unei rezistențe mari la coroziune a oțelurilor cu 13% Cr este ca întregul conținut în crom să se afle dizolvat în soluția solidă. În acest caz el formează la suprafață o peliculă protectoare densă de tipul Cr_2O_3 .

Precipitarea carburilor diminuează conținutul în crom al soluției solide, structura devine bifazică astfel rezistența la coroziune scade. Pentru cazul când o parte din crom este legat sub formă de carburi $Cr_{23}C_6$, conținutul de crom rămas dizolvat în soluția solidă se poate aprecia cu relația :

$$Cr_{dizolvat} = \%Cr - 14,54 \times \%C$$

În cazul oțelurilor tratate termic prin călire și revenire, pentru a compensa pierderile în crom datorate precipitării carburilor, conținutul mediu în acest element din oțel va trebui deci să crească în conținutul în carbon :

$$\%Cr = 11,74 + 14,54 \times \%C$$

Alierea acestor oțeluri cu 4-6% Ni, element puternic gamagen, provoacă lărgirea domeniului de existență al austenitei la concentrații mai mari în crom și la temperaturi mai scăzute, iar prin aceasta, diminuarea sau chiar eliminarea feritei δ din microstructură.

Ca urmare, este de așteptat ca oțelurile Cr-Ni să aibă o microstructură mai omogenă și deci o rezistență mai mare la coroziune intercristalină.

5.2 Metode de testare a rezistenței la coroziune intercristalină

Conform standardelor în vigoare, oțelurile inoxidabile se supun încercării la coroziune intercristalină după următoarele metode :

Metoda A. Epruvetele se introduc într-un balon de sticlă sau într-un vas Erlenmeyer, prevăzut cu refrigerent ascendent. Se folosește o soluție formată din 160g sulfat de cupru, 100 ml acid sulfuric, 1000 ml apă distilată și așchii de cupru. Se face fierberea continuu timp de 24 ore, cu asigurarea permanentă a răcirii corespunzătoare a refrigerentului.

După fierbere, epruvetele sunt spălate și uscate iar ulterior se supun îndoirii la 90^0 și în final, examinărilor metalografice. Prin această metodă se testează sensibilitatea oțelului inoxidabil la coroziunea intercristalină datorată precipitărilor intergranulare.

Metoda B. Epruvetele se așează pe mărgele sau vată de sticlă într-un balon rotund sau conic din sticlă prevăzut cu refrigerent ascendent. În balon se introduce soluția fierbinte, în cantitate de cel puțin 5 ml pentru fiecare cm^2 suprafață de epruvetă și se marchează nivelul atins, care trebuie să se păstreze neschimbat pe tot parcursul încercării. Epruvetele imersate în soluția formată din 500 ml apă distilată + 236 ml acid sulfuric (95-98%) + 25 g sulfat feric care conține cca. 75% $Fe_2(SO_4)_3$, se supun fierberii timp de 48 ore. În continuare, probele se scot din soluție, se spală, se usucă și se cântăresc. Urmează îndoirea la 90^0 a acestora și în final, examinările metalografice. Această metodă permite evidențierea coroziunii intercristaline datorate precipitării carburilor și a unor faze intermetalice pe limitele grăunților cristalini.

Metoda C. Epruvetele se introduc într-un vas de sticlă cu refrigerent ascendent, așezându-se pe mărgele de sticlă. Înainte de încercare, epruvetele sunt cântărite individual. Ca soluție se folosește acid azotic p.a. $65 \pm 0,2$ % masă, cu densitatea de 1,39.....1,392 g / ml. Se recomandă 20 ml soluție pentru 1 cm^2 suprafață epruvetă. Procesul de fierbere se desfășoară în 5 cicluri a câte 48 ore fiecare. După fiecare ciclu se face schimbarea soluției. În urma încercării are loc spălarea, uscarea și cântărirea epruvetelor, iar apoi urmează examinările metalografice.

Viteza de coroziune se calculează pentru fiecare ciclu de 48 ore cu ajutorul relației :

$$R = \frac{m \cdot 10^{-10}}{s \cdot \rho}, \quad [\mu\text{m}/48\text{h}]$$

în care : m – reprezintă pierderile masice în g/48 ore;

ρ – densitatea materialului;

s – suprafața totală a epruvetei;

Se face precizarea că 1 μm / 48 ore corespunde la 0,182 mm / an.

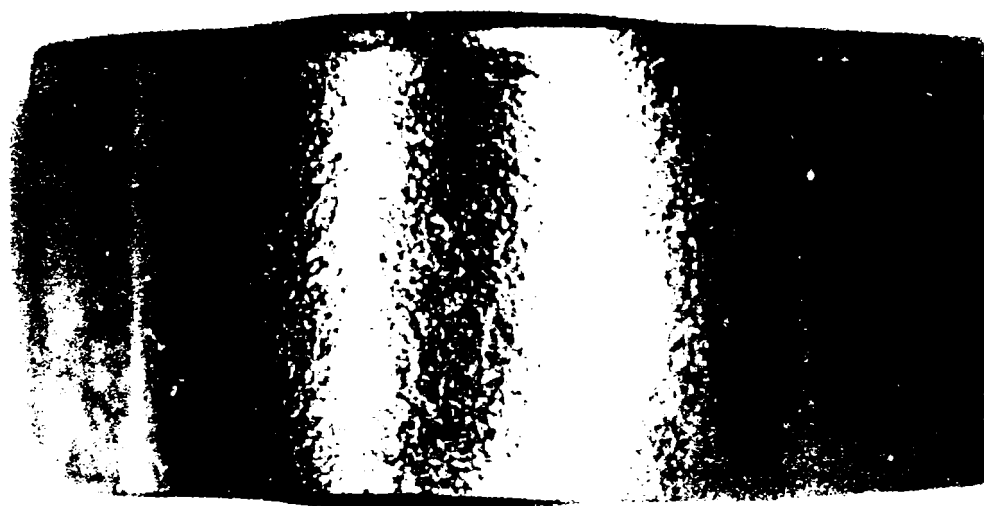
Metoda se folosește cu precădere pentru testarea rezistenței la coroziune intercrystalină datorată precipitării carburilor și a fazei σ pe limitele grăunților de austenită sau ferită.

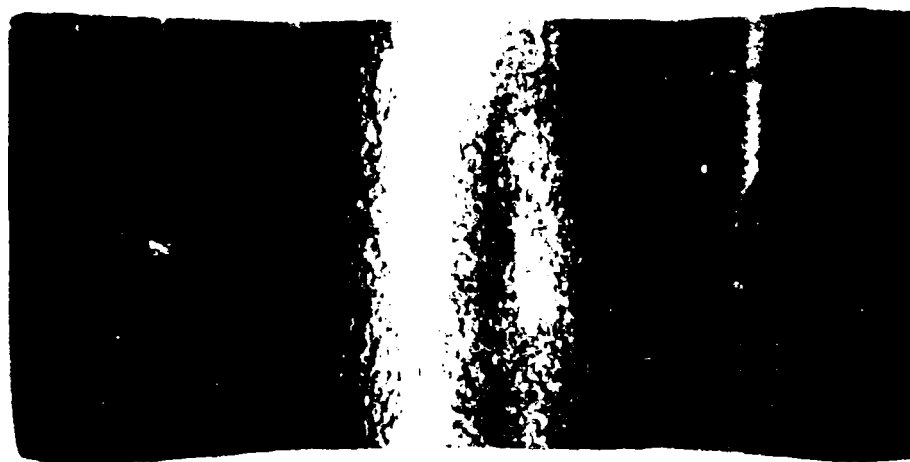
5.2.1 Rezultate experimentale

Experimentările de față au fost conduse pe probe de dimensiuni 5x 20 x 50 mm, care au fost supuse în prealabil tratamentului termic de călire pentru punere în soluție de la 1050⁰ C cu răcire în aer, urmată de revenire la 600⁰ C cu răcire în aer.

Încercarea la coroziune intercrystalină s-a făcut prin metoda A.

În figura 5.1 se exemplifică imaginile macrografice ale unor probe din oțel 13/6/1 îndoite la 90⁰, care demonstrează lipsa figurilor de coroziune.

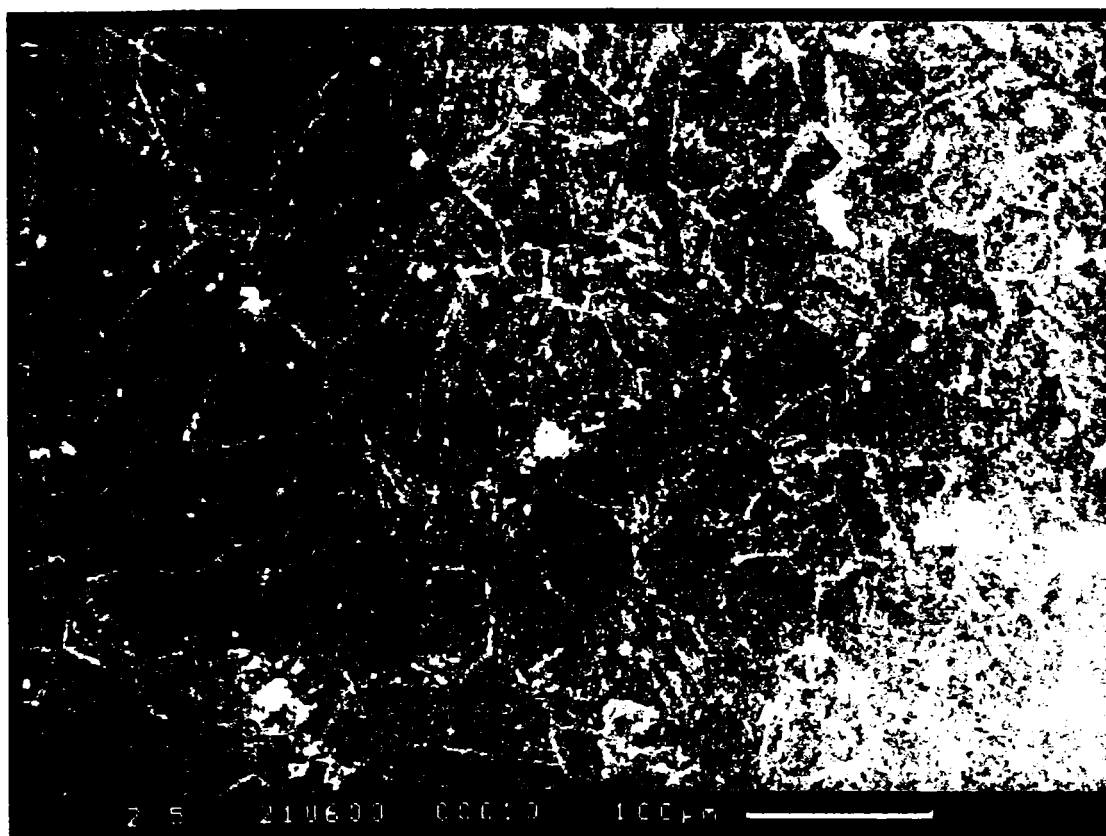




- b -

Fig.5.1 Macrografia probelor testate la coroziune intercristalină

Microstructura aceluiași probe (fig.5.2) arată clar că oțelul cercetat este insensibil la coroziune intercristalină :



- a -



Fig. 5.2 Microstructura probelor testate la coroziune intercristalină

Explicația comportării bune la coroziune se bazează în esență pe compoziția chimică particulară a acestor oțeluri și pe microstructura omogenă, lipsită de ferită δ .

Ca urmare a conținutului scăzut în carbon fenomenele de precipitare a carburilor în oțelurile martensitice Cr-Ni sunt mai puțin intense decât în cazul oțelurilor aliate numai cu crom. La temperaturi ridicate, întreaga cantitate de carbon este dizolvată în austenită și această stare se menține și la transformarea martensitică. În cursul tratamentului termic de revenire se favorizează precipitarea unor carburi $M_{23}C_6$ de dimensiuni ceva mai mari și în cantitate redusă pe limitele grăunților, respectiv extrem de fine și în proporția cea mai mare în interiorul acestora, alături de carbonitruri.

De cele mai multe ori, aceste precipitări duc la o sărăcire în crom a întregii suprafețe a grăunților cristalini. În consecință apariția coroziunii intercristaline va fi foarte rară la aceste oțeluri. Totodată, datorită concentrației limitate în crom nu se manifestă fenomene de fragilizare prin precipitare de fază σ .

5.3 Corelația dintre caracteristicile mecanice și comportarea la cavitație a materialelor

La selecția materialelor pentru construcții mecanice care sunt expuse și unor solicitări de cavitație, se pornește în general de la valorile caracteristicilor mecanice (statice și dinamice). De asemenea, se are în vedere comportarea la coroziune apreciată prin metode electrochimice convenționale.

Este de înțeles dorința obținerii unor indicații cuprinzătoare asupra comportării la cavitație pornind de la aceste date cunoscute ale materialelor și fără a mai efectua încercări suplimentare.

Asemenea corelații vor fi îngreunate fundamental de complexitatea solicitărilor la cavitație și de interdependențele dintre acestea:

- solicitarea corozivă într-o curgere foarte turbulentă (fig.5.3);
- solicitarea mecanică locală de înaltă frecvență și cu caracter pulsator (fig.5.4);
- o mare rezistență la inițierea și propagarea fisurilor;
- reacțiile de schimb care se repercutează atât asupra comportării mecanice cât și asupra comportării electrochimice.

În numeroase lucrări s-a încercat o corelare a comportării la cavitație cu caracteristicile mecanice ale materialului (duritate, energie de rupere, etc.). Rezultatele obținute nu au fost în totalitate mulțumitoare deși condițiile experimentale (oscilații de înaltă intensitate) ofereau cele mai bune premize pentru o corelație de succes.

Principala dificultate, de exemplu la o componentă mecanică preponderentă a atacului, constă în particularitatea solicitării la cavitație care se desfășoară atât în spațiu cât și în timp pe foarte mici dimensiuni.

Caracteristicile mecanice sunt determinate ca valori integrale, la care elementele structurale de finețe (limitele grăunților, limitele dintre faze, caracteristicile diferite ale fazelor) vor putea fi luate în considerare numai ca efect însumat.

Figura 5.5 arată schematic influența constituției, a factorilor structurali și a proprietăților asupra comportării la cavitație a materialelor metalice.

5.4 Comportarea oțelului inoxidabil 13/6/1 (13%Cr, 6%Ni,1%Mo) la solicitări cavitaționale

În general, comportarea materialelor la solicitări prin implozia bulelor cavitaționale este reprezentată prin curbele de pierdere masică în funcție de durata de testare. Această descriere integrală a reacției materialului constituie în prezent cea mai frecventă metodă folosită.



Fig.5.3 Aspecte ale degradării prin cavitație în apă fluvială a unor componente de pompe și turbine hidraulice Pelton



Fig.5.4 Degradarea unui rotor Pelton prin eroziune cavitațională în apă care vehiculează particule abrazive

Comparativ cu alte metode, ea are marele avantaj că poate fi condusă în laborator și că oferă rezultate cantitative.

Formarea și comportarea bulelor cavitaționale este foarte ușor influențată de schimbarea parametrului geometric și hidrodinamic. Totuși, este posibil ca în laborator prin conducerea îngrijită a cercetărilor să se obțină rezultate reproductibile.

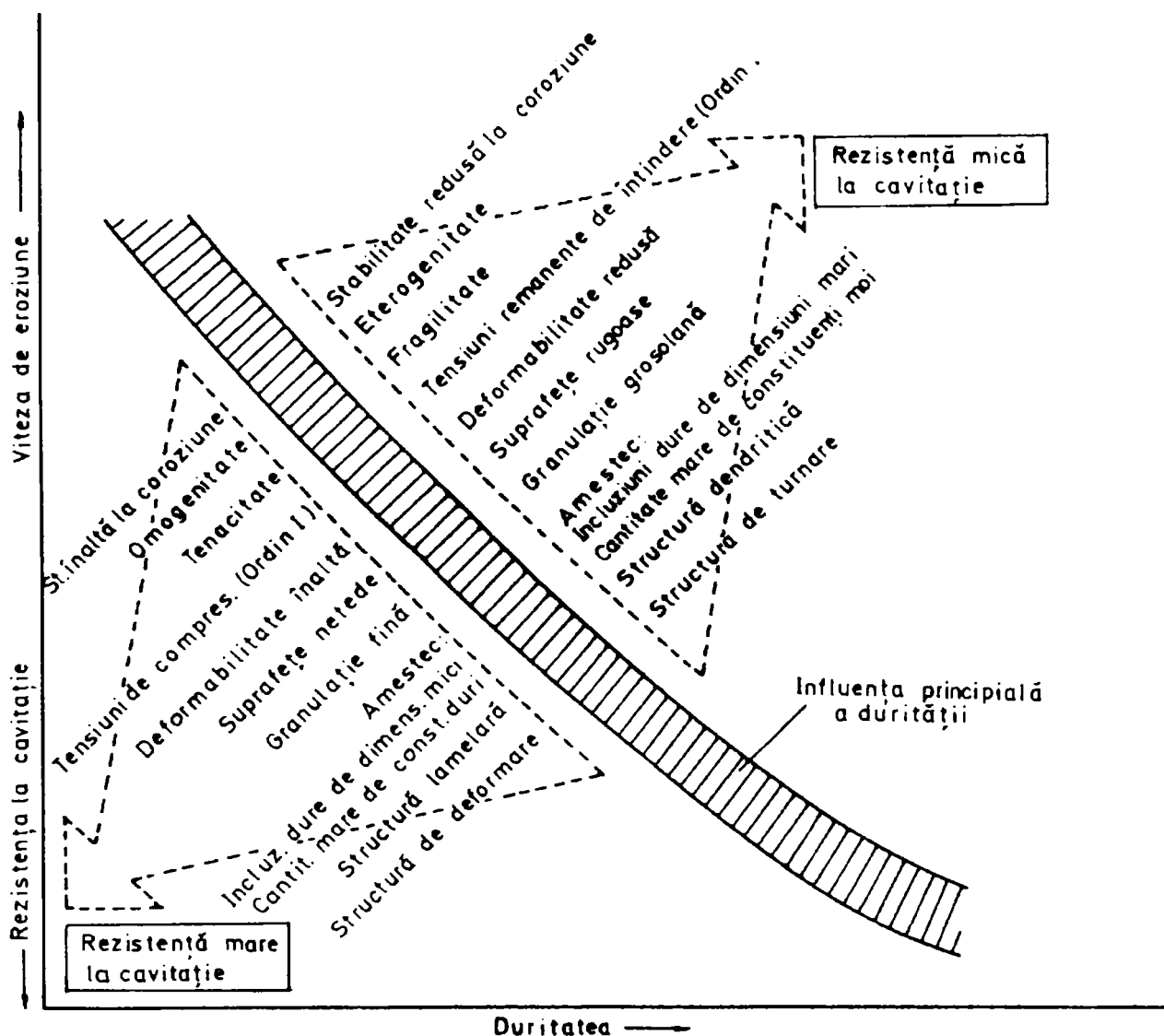


Fig.5.5 Reprezentarea schematică a proprietăților diverselor materiale. Influența stării materialului și a constituției structurale asupra comportării la cavitație.

Din oțelul tratat termic prin călire – revenire la parametrii stabiliți anterior au fost executate probe care au forma și dimensiunile din figura 5.6.

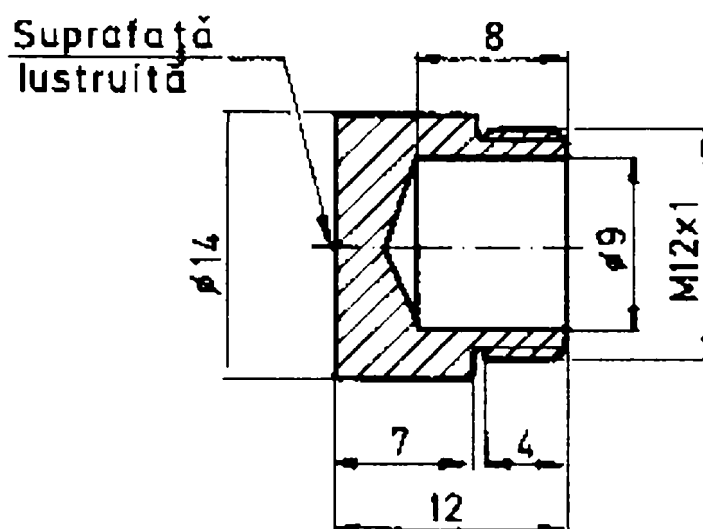


Fig. 5.6 Proba de cavitație.

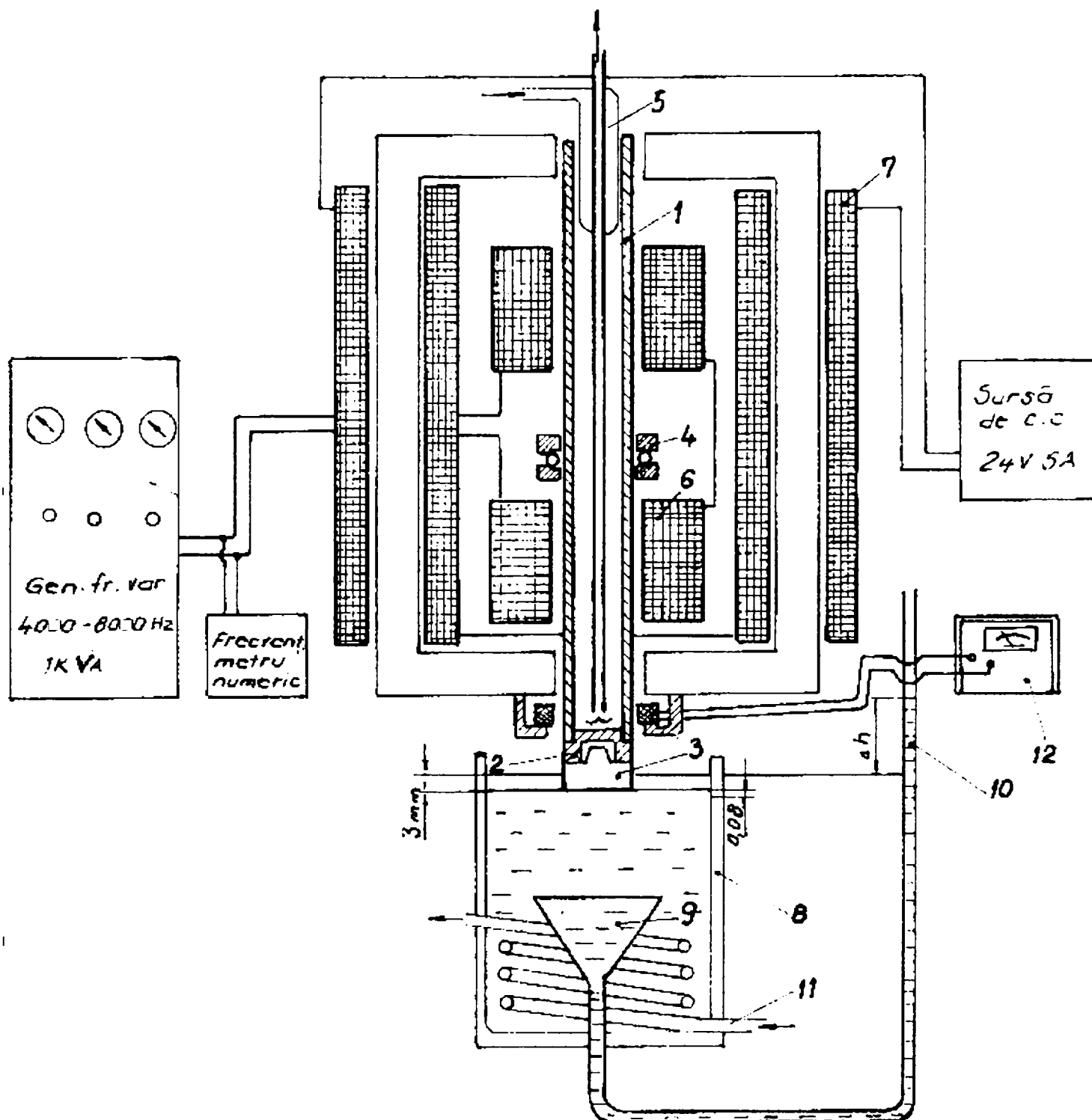
Acestea au fost testate la eroziune cavitațională într-o stațiune magnetostrictivă (fig. 5.7) cu următoarele caracteristici :

- distanța de imersare a probei : 3-5 mm;
- frecvența de oscilație : 7000 Hz;
- amplitudinea oscilațiilor : 47 μm ;
- presiunea : presiunea atmosferică;
- mediul de lucru : apă potabilă la +20°C

Durata totală a încercării a fost de 165 minute, fracționată în etape de 5, 10, 15 minute. După fiecare etapă de încercare probele au fost spălate în apă distilată, alcool și acetonă, iar ulterior au fost uscate în curent de aer și cântărite cu o balanță care permite citirea a șase cifre semnificative.

În urma testelor cavitaționale probele au fost secționare perpendicular pe suprafața de impact și pregătite metalografic în vederea evidențierii pe de o parte a sensibilității materialului la ecruisare mecanică, iar pe de altă parte, a modului de propagare a fisurilor de oboseală. Totodată, suprafețele erodate au fost examinate la microscopul electronic cu baleiaj utilizând tehnica electronilor secundari.

Pe baza măsurătorilor gravimetrice au fost trasate curbele de pierdere masică (fig.5.8) $\Delta_m = f(t)$ și viteza de eroziune (fig.5.9),



Legendă :

- | | |
|--|---|
| 1. Tub din Ni | 10. Piezometru pentru măsurarea amplitudinii vibrațiilor |
| 2. Piesă pentru fixare probă | 11. Serpentină de răcire a mediului de lucru |
| 3. Probă solicitată la cavitație | 12. Aparat electric pentru măsurarea amplitudinii vibrațiilor |
| 4. Sistem inelar pentru fixarea tubului din nichel | |
| 5. Sistem de răcire a tubului din nichel | |
| 6. Bobine de curent alternativ | |
| 7. Bobine de curent continuu | |
| 8. Vas cu lichid de lucru | |
| 9. Pâlnie pentru captare unde sonice | |

Fig.5.7 Schema stațiunii magnetostrictive

$$v_{er} = \frac{\Delta_m}{t} = f(t),$$

în care :

Δ_m – diferența de masă față de valoarea determinată anterior;

t – durata unei testări.

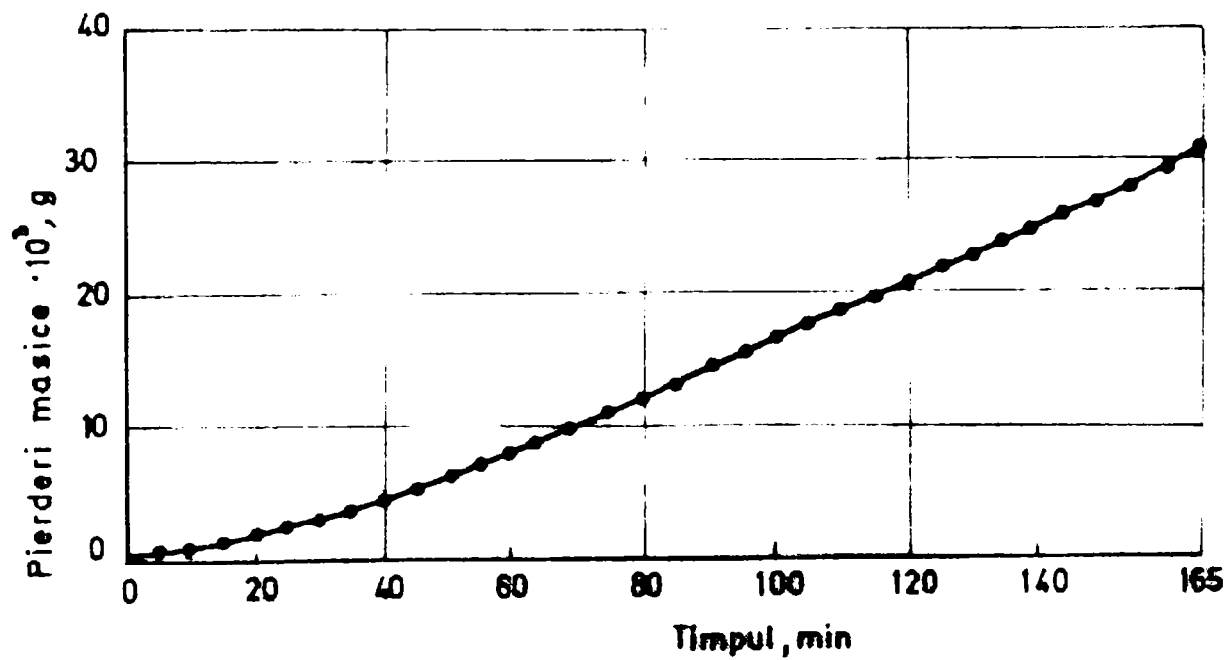


Fig. 5.8 Evoluția în timp a pierderilor masice

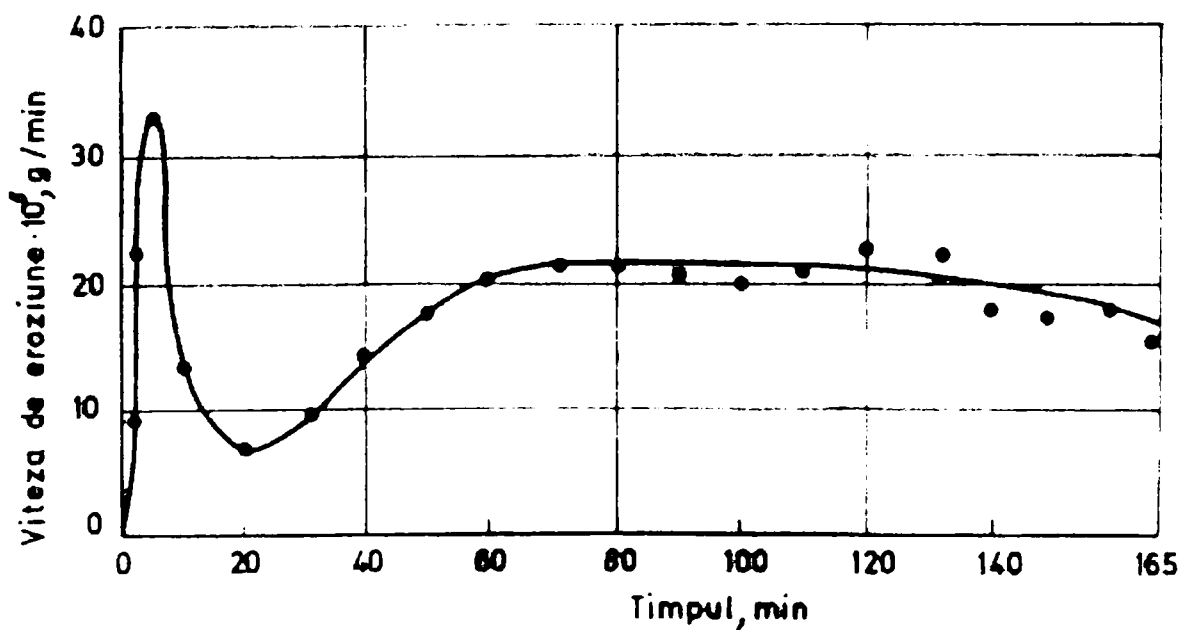


Fig. 5.9 Evoluția în timp a vitezei de eroziune

Analiza acestor curbe arată că oțelul inoxidabil cercetat posedă o rezistență ridicată la eroziune cavitațională. Acest fapt se justifică prin structura microscopică fină obținută în urma tratamentului termic secundar de călire-revenire. Ea este constituită dintr-o martensită revenită în care precipitățile de carburi având un grad mare de dispersie și fiind în proporție relativ redusă contribuie la păstrarea unor caracteristici ridicate de rezistență mecanică și deci la o rezistență mare la cavitație.

Degradarea lentă în timp cu viteză aproximativ constantă atestă o mică sensibilitate a oțelului la fenomenul de ecrusare mecanică. Curba gradient de duritate pe secțiunea transversală a probelor testate convențional (fig. 5.10) evidențiază o grosime mică a stratului ecrusat și valori de duritate apropiate de cele ale materialului neafectat de deformare.

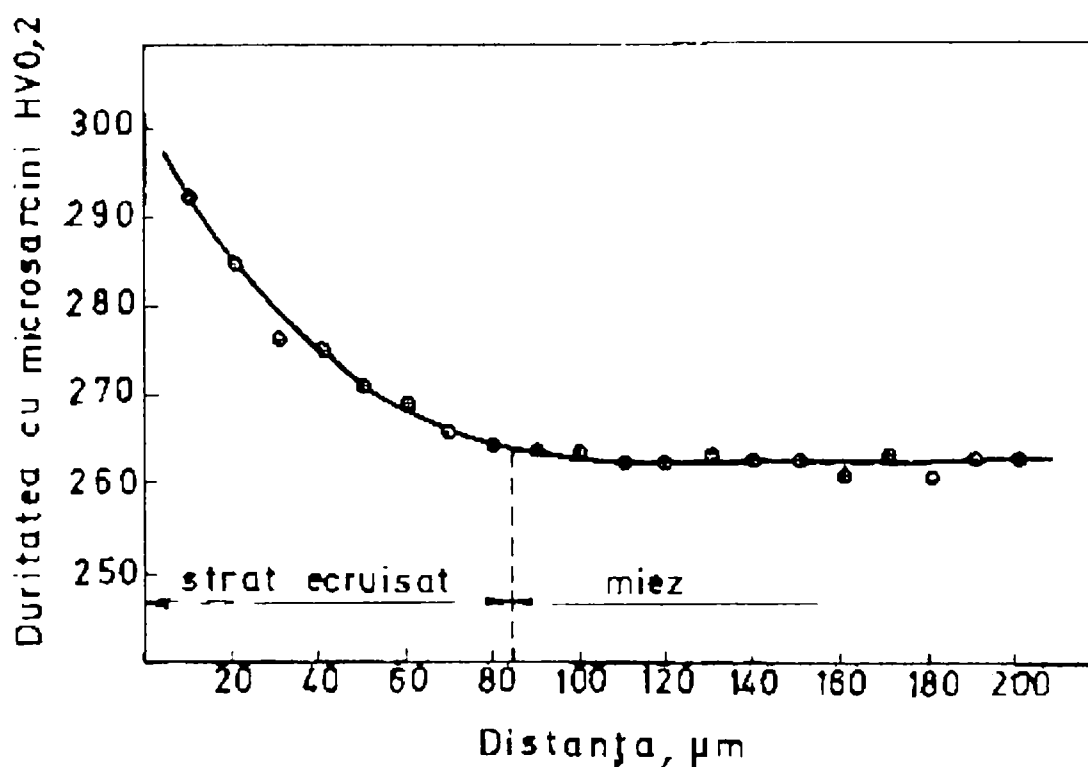
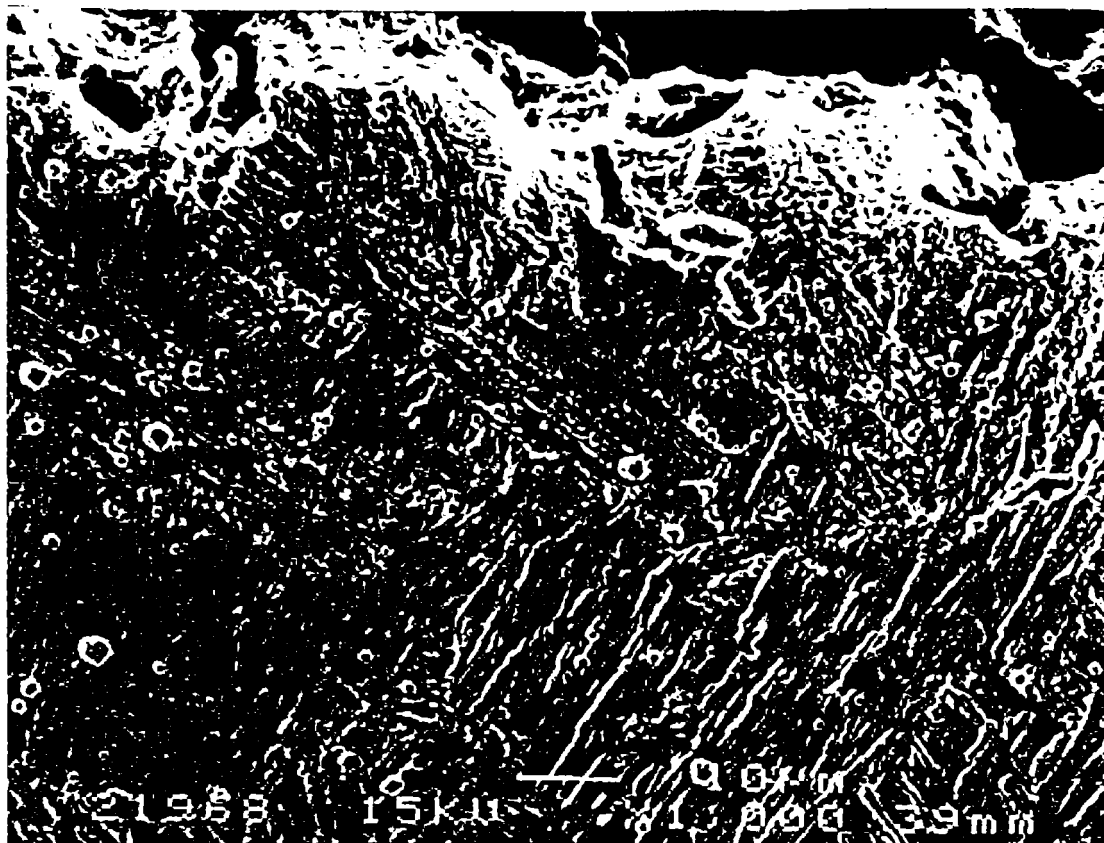
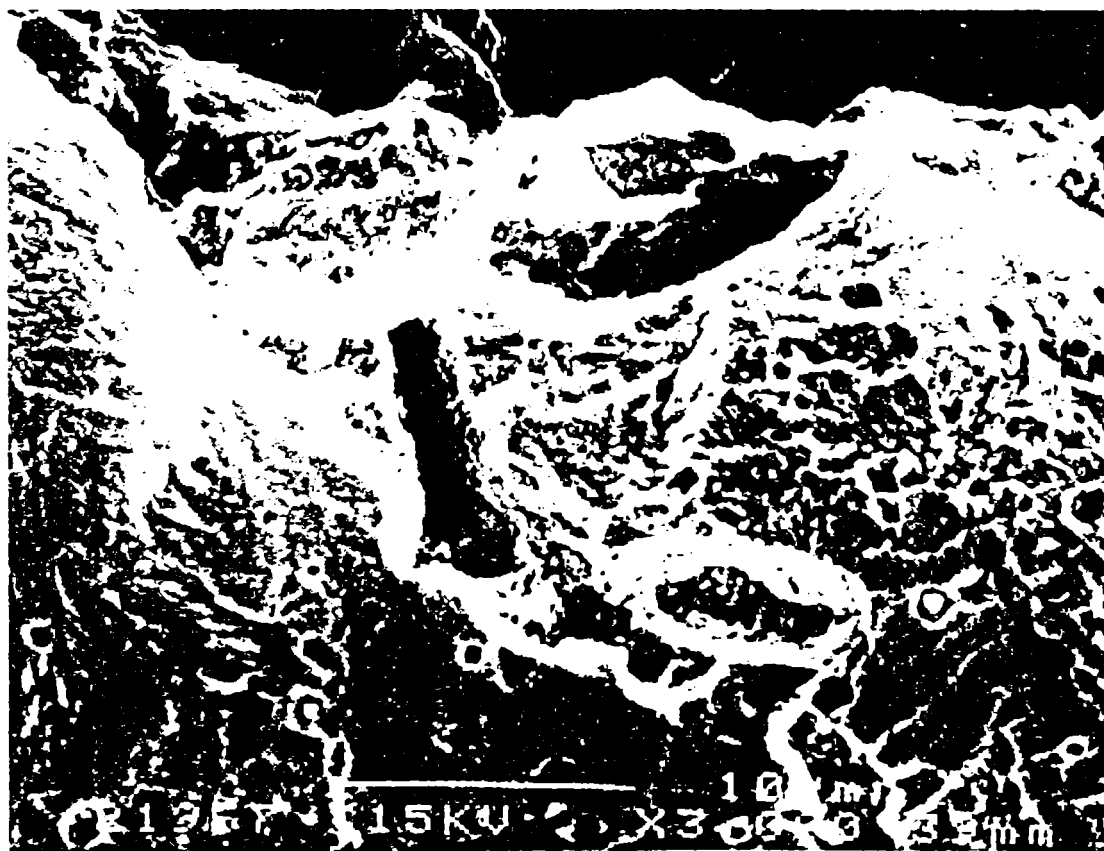


Fig. 5.10 Curba gradient de duritate pe secțiunea stratului ecrusat mecanic

Examinarea la microscopul electronic cu baleiaj (MEB) a secțiunilor prin probele erodate, reliefează prezența stratului de suprafață ecrusat mecanic și a smulgerilor de carburi și de alte faze secundare fragile incoerente cu rețeaua cristalină a masei de bază (fig. 5.11).



a -1000:1



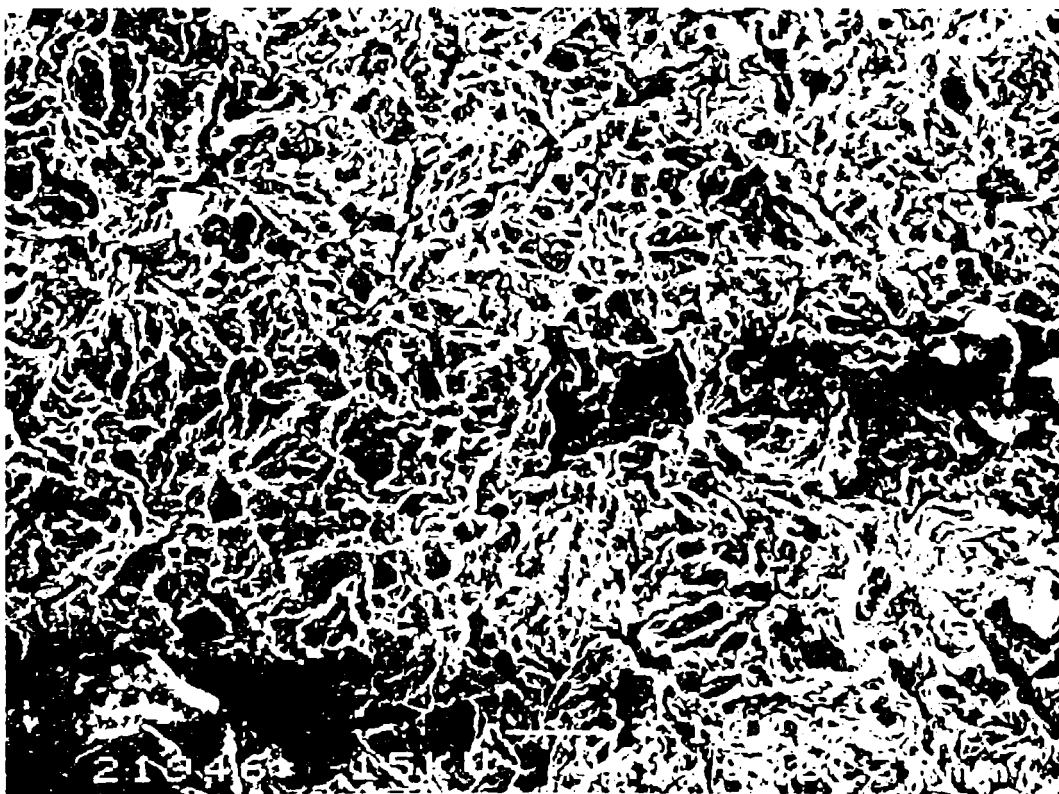
b-3000:1

Fig. 5.11 MEB- Strat de suprafață ecruiat mecanic

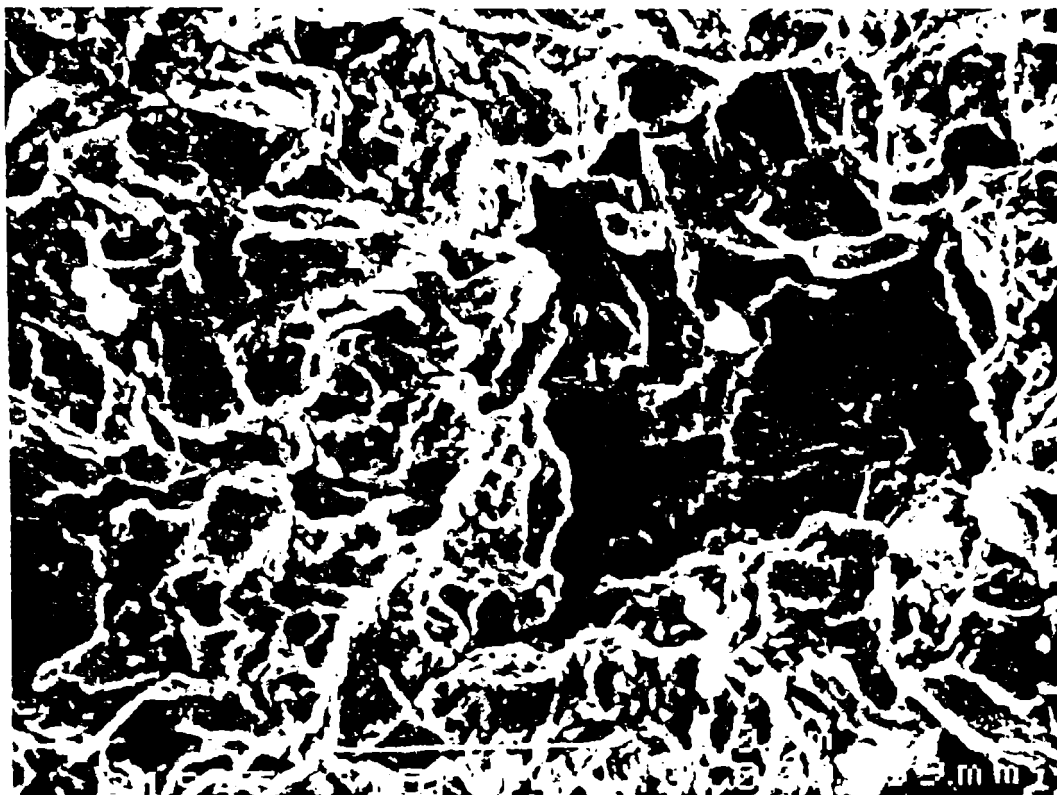
De asemenea pe suprafețele deteriorate, sub acțiunea imploziilor bulelor cavitaționale se observă formarea unei multitudini de microcratere cu un diametru de cca. 3 – 11 μm (fig. 5.12.a...c).



- a - 300:1



- b - 1000:1



- c- 3000:1

Fig. 5.12 MEB- Aspectul suprafețelor deteriorate cavitațional

Amorsarea smulgerilor de material are loc îndeosebi pe particule de compuși fragili existenți în masa de bază feritică. Întrucât acest oțel prezintă înalte caracteristici de rezistență mecanică, vârfurile de presiune nu conduc la intense procese de curgere ci doar la creșterea semnificativă a densității de dislocații cu formarea ulterioară a fisurilor și propagarea ruperii prin oboseală.

Degradarea suprafeței probelor are un caracter punctiform. Deoarece dimensiunea unei bule cavitaționale este de circa 0,1 mm, deci suficient de aproape de dimensiunile unor grăunți cristalini, orientarea atacului cavitațional se face către fiecare grăunte. Dacă solicitarea cavitațională depășește limita de curgere a cristalelor individuale, deteriorarea materialului se va produce prin efectul undelor de șoc, materialul se va deteriora printr-un proces de oboseală mecanică. Existența unor striuri paralele mai mult sau mai puțin rectilinii pe suprafețele atacate cavitațional și examinate la microscopul electronic cu baleiaj, justifică prezența mecanismului de rupere prin oboseală. Evident, configurația acestor striuri depinde de amplitudinea ciclurilor de solicitare. Alături de aceste mici striuri, pe suprafețele degradate se va putea remarca existența unor zone de clivaj ductil care corespund planelor de alunecare.

CONCLUZII ȘI CONTRIBUȚII ORIGINALE

Lucrarea de doctorat “ **Contribuții privind dezvoltarea unor oțeluri inoxidabile cu transformare martensitică directă** ” se înscrie în tendința actuală a cercetărilor din domeniul Științei materialelor, de a găsi noi soluții care să permită realizarea unor aliaje superrezistente și de a valorifica mai complet potențialul de proprietăți mecanice prin aplicarea tratamentelor termice de călire-revenire.

Principalele concluzii și contribuții originale ale lucrării pot fi sintetizate astfel:

1. Pornind de la cerințele impuse acestei categorii de oțeluri, au fost puse **bazele proiectării și dezvoltării în țara noastră** a unor asemenea materiale care să ofere proprietăți mecanice îmbunătățite, caracteristici ridicate de tenacitate chiar la temperaturi scăzute, o bună comportare metalurgică și tehnologică la sudare, o rezistență mărită la eroziune cavitațională și la coroziune intercrystalină.

Pe baza studiilor întreprinse au fost stabilite următoarele:

- proiectarea oțelurilor inoxidabile cu structură martensitică “moale” pornește de fiecare dată de la efectul alierii cu 4...6 %Ni asupra preîntâmpinării formării feritei δ și a creșterii energiei de rupere KV, respectiv rezilienței KCU;
- îmbunătățirea comportării la sudare și asigurarea unei mai mari stabilități la coroziune a fost posibilă prin scăderea conținutului în carbon la concentrații cuprinse între 0,040 ... 0,06%;
- pentru obținerea unor valori maxime ale caracteristicilor de rezistență mecanică, oțelurile trebuie să conțină 100% austenită la temperatura de 1050°C, iar după răcire în aer microstructura să devină complet martensitică deoarece orice urme de ferită δ afectează nivelul rezistenței care se poate atinge; totuși, rezistența la rupere a martensitei cu 0,1%C este limitată la 1300N/mm² și întrucât după călire se aplică tratamentul termic de revenire prin care rezistența mecanică scade a fost necesară alierea cu elemente care măresc stabilitatea la revenire; alierea cu 1...2%Mo s-a dovedit a fi soluția optimală, deoarece pe lângă efectul de stabilitate la revenire, el preîntâmpină fragilitatea și mărește rezistența la coroziune; Mo având un caracter alfa-gen, va apare tendința de formare a feritei

δ; de aceea, pentru echilibrarea constituției a fost mărit conținutul în Ni (element gamagen) de la 4% la 6%;

- Asigurarea unui grad avansat de puritate și a unui conținut scăzut de gaze impune elaborarea în sistem "DUPLEX" a acestor aliaje, adică obținerea unui oțel de bază cu conținut scăzut în carbon și apoi rafinarea și alierea acestuia într-un cuptor electric cu inducție.

2. Crearea în țara noastră a unui oțel inoxidabil din grupa 13/4 (13%Cr, 4%Ni) și a unui oțel din grupa 13/6/1 (13%Cr, 6%Ni, 1%Mo) cu sub 0,06%C, care în stare turnată să constituie o alternativă atractivă pentru construcția echipamentelor de generare a puterii hidroelectrice, iar în stare deformată, pentru recipientii nucleari sub presiune răciți cu apă care lucrează la temperaturi scăzute și intermediare.

Valorile medii ale caracteristicilor mecanice determinate prin încercări de tracțiune statică pe epruvete prelevate din semifabricate turnate și recoapte variază în următoarele limite: $R_m = 842 \dots 898 \text{ N/mm}^2$; $R_{p0,2} = 715 \dots 764 \text{ N/mm}^2$; $A = 13,1 \dots 16,2\%$; $Z = 42 \dots 46\%$; $KCU = 58 \dots 72 \text{ J/cm}^2$.

3. Știind că o durificare maximă la călirea oțelurilor inoxidabile cu crom se realizează numai după o încălzire suficient de ridicată și având în vedere faptul că dizolvarea carburilor de crom este destul de lentă chiar și la aceste temperaturi, în urma experimentelor conduse s-a adoptat **temperatura de austenitizare de 1050°C**.

4. Se demonstrează că la baza producerii unor caracteristici ridicate de rezistență mecanică în urma călirii martensitice a acestor oțeluri, concură următoarele **mecanisme de durificare**:

-durificarea cu elemente de aliere dizolvate în soluția solidă;

-durificarea prin interacțiunea dintre dislocații; oțelurile având un conținut redus în carbon, microstructura martensitică cu formă de șipci are o densitate mare de dislocații iar carbonul este segregat în jurul acestora și acționează eficient în sensul măririi densității dislocațiilor;

-durificarea structurală; o temperatură de austenitizare care să conducă la o granulație fină, favorizează micșorarea dimensiunilor cristalelor martensitice și prin

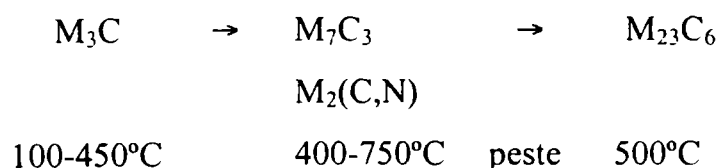
aceasta, o creștere a caracteristicilor de rezistență mecanică fără o diminuare semnificativă a tenacității;

-durificarea prin precipitare; întrucât temperatura M_s este situată peste cea a camerei, în momentul călirii în aer se produce ieșirea carbonului din soluție prin precipitarea sa sub formă de carburi; evident că nu se poate separa contribuția durificării prin precipitare de contribuția celorlalte mecanisme de durificare a martensitei din aceste oțeluri.

5. Cu toate că succesiunea transformărilor intervenite în cursul tratamentului termic de revenire este aceeași cu cea caracteristică oțelurilor carbon, gradul înalt de aliere al acestor oțeluri face ca apropierea de starea de echilibru să se producă mai lent, toate procesele fiind deplasate spre temperaturi mai ridicate. Curbele de variație a durtății în funcție de temperatura de revenire evidențiază apariția unei ușoare **durificări la temperaturi de 400 ...450°C**, cauzată de precipitarea unor carburi și carbonitruți fin dispersate, legate coerent cu matricea de bază. **Temperatura optimă de revenire** se situează la **600°C**, ea producând o înmuiere semnificativă a materialului ca o consecință a finalizării proceselor de descompunere a martensitei, coalescenței carburilor și formării austenitei de reversiune.

6. Se demonstrează că aplicarea unui tratament termic de **revenire dublă (650/580°C)** conduce la o creștere pronunțată a energiei de rupere ($KV=100 - 120J$) și o scădere a durtății la cca. 273HV, fapt care asigură o rezistență mare la coroziune tenso-fisurantă.

7. Examinările metalografice la microscopul electronic prin transmisie, coroborate cu rezultatele altor cercetători au dovedit că succesiunea fazelor de carburi separate la diferite temperaturi de revenire este următoarea:



8. Investigațiile cu raze X au demonstrat că în microstructura de călire – revenire a acestor oțeluri sunt prezente **trei tipuri de austenită** și anume:

- 2...3% austenită rămasă netransformată în urma călirii continue în aer de la temperatura de 1050°C;
- o austenită stabilă fin dispersată apărută în intervalul temperaturilor de revenire de 560 – 620°C și care atinge un maxim de 31%vol. la cca. 600°C;
- o austenită instabilă, care se formează la temperaturi de revenire de peste 600°C și care în urma răcirii se va transforma în martensită.

9. Tensiunile interne localizate la nivelul **blocurilor în mozaic** au valori reduse (25...55 N/mm²), fenomen explicabil prin concentrația scăzută de atomi de carbon dizolvați interstițial în rețeaua cristalină a matricei de bază; evoluția acestora cu temperatura de revenire se justifică prin transformările microstructurale și submicrostructurale ce au loc în timpul procesului de tratament termic.

10. Prin încercări de tracțiune statică, încercări dinamice de încovoiere prin șoc, încercări de oboseală și examinări microfractografice, se definește **potențialul ridicat al proprietăților mecanice** care pot fi atinse, particularitățile de comportare la transformare și rezerva importantă de plasticitate a ambelor oțeluri dezvoltate, chiar la temperaturi de exploatare de – 50...- 100°C. Totodată, se fac recomandări practice cu privire la alegerea regimului de tratament termic în funcție de valorile proprietăților mecanice urmărite a fi obținute.

Pe baza metodelor de mecanica ruperii, se face o apreciere calitativă și cantitativă a duratelor de propagare a fisurilor până la cedarea finală a rotoarelor turbinelor Pelton executate din oțelul inoxidabil 13/4.

11. Se dovedește că oțelurile analizate oferă o rezistență deosebită la **eroziune cavitațională și la coroziune intercristalină.**

Examinarea prin microscopie electronică cu baleiaj a suprafeței materialului deteriorat sub acțiunea imploziei bulelor cavitationale pune în evidență prezența unui strat marginal ecruisat mecanic și a smulgerilor de carburi și de alte faze fragile incoerente cu rețeaua

cristalină a masei de bază. Prin numeroase teste de coroziune coroborate cu examinări metalografice optice și electronice se demonstrează că aceste oțeluri sunt **insensibile la coroziune intercristalină**.

În încheiere, se poate arăta că abordarea și rezolvarea în limitele propuse a temei de cercetare ce face obiectul tezei de doctorat, prin urmărirea sistematică, punerea în evidență și fundamentarea științifică a transformărilor care intervin în succesiunea etapelor de dezvoltare a unor noi oțeluri inoxidabile cu transformare martensitică directă reprezintă o contribuție originală.

În același timp există o pregnantă componentă aplicativă, clasele de oțeluri propuse aflându-se în asimilare la U.C.M.Reșița S.A. , unitate puternic angajată în cursa pentru re tehnologizarea celor 273 de turbine hidraulice de pe râurile interioare și Dunăre.

Țara noastră urmează tendința naturală de pe plan mondial, de creștere a fiabilității și duranței în exploatare a unor componente puternic solicitate mecanic, coroziv, abraziv și cavitațional de tip rotoți de turbină.

Finalizarea cercetărilor efectuate dezvoltă posibilitatea participării U.C.M.Reșița la competiția externă pe piața furnizorilor de turbine hidraulice.

Îmbinarea cercetării laturii aplicative a acestor investigații din punctul de vedere al nivelului proprietăților mecanice obținute cu latura fenomenologică, a determinării și explicării științifice a cauzelor care justifică îmbunătățirea acestora, face ca lucrarea să se înscrie în tendințele și metodologia modernă utilizată în cercetarea științifică.

Bibliografie

1. Achtelik K., Motz J.M.: Vergütungsstahlguss für Gussstücke mit Wanddicken über 100 mm, Giesserei, 1978, nr.18, 31 aout, p.475-486. Extrait francais dans la Fonderie – Fondeur d’Aujourd’hui nr.1, p/37-40, ou anglais, document AMAX M379
2. Asby M., Jones D.: Engineering materials. Pergamon Press, Oxford, New-York, Toronto, Sydney, Paris, Frankfurt, 1990.
3. Bartels Robert J.: Einfluss des Restaustenits auf das Verformungsverhalten gehärteter Stähle. VDI Verlag Düsseldorf, 1989
4. Beres L., Balogh A., Irmer W.: Analize și concluzii privind diagrama Schaeffler. Revista Sudura nr.3/1998
5. Berns H.: Stahlkunde für Ingenieure – Gefüge, Eigenschaften, Anwendungen. Springer Verlag Berlin, 1993
6. Bartoli M.: Considerations on the weldability of Cr-Ni martensitic stainless steel casting of type 13% Cr- 4%Ni and 16%Cr-5%Ni. Fonderia 33(415), 1984, p.47-52
7. Bystricky J., Refroidissement primaire des pieces en acier COR 13-6 Mo, Bosman J.: Slevarenstvi, 1990, 5, p.203-205
8. Cahn W.R: Processing of metals and alloys. VCH, 1991, Weinheim, New York, Tokyo
9. Cahn W.R., a.o.: Materials Science and Technology – Characterisation of materials, vol.2, 1992
10. Cipek K., Levicek P., Influence du type de four sur les proprietes de Holmanova M., Stransky K.: l’acier CSN 422904, Slevarenstvi, 1988, nr.8, p.324-330, Traduction C.T.I.F. nr.4881
11. Clarke B.R., Hague B.: A 13% Cr - 4%Ni Weldable stainless steel. Papier 8. Proceedings of 1974 Annual Conference. SCRATA . Harrogate. Decembre 1975
12. Crane A.A.F., Charles A.J.: Selection and use of engineering materials. Butterworths. London, Boston, Toronto, 1989
13. Crawford J.D.: CA-6NM-An Update, Steel Foundry Facts, Mars 1975, nr.313, p.111

14. Dundas H.J.: Stress corrosion cracking of tempered CA-15 and CA-6NM steels, Raport AMAX RP-33-75-06, 22 mars 1976
15. Eckstein H.J. u.a.: Korrosionsbeständige Stähle. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1990, Leipzig
16. Ehrhardt R.: Stickstofflegierte nichtrostende Einsatz – und Vergütungsstähle. VDI Verlag Düsseldorf 1995
17. Fischer R. B. and others: Experiences and some pitfalls in processing CA 6HM Trans. Amer. Foundrymen's Soc. 90, 1982 p.103-133.
18. Folkhard E.: Metallurgie der Schweissung nichtrostender Stähle . Springer – Verlag Wien, New York, 1984
19. Gasterich H.J.: Einfluss des Gefüges perlitischer Stähle auf die bruchmechanischen Kennwerte. Verlag Stahleisen , Düsseldorf, 1994
20. Gheorghiu C.: Controlul structurii fine a metalelor cu radiatii X. Editura Tehnică București , 1990
21. Gooch G.T.: Heat treatment of welded 13% Cr-4%Ni martensitic stainless steel four sour service. Welding research supplement, July, 1995, p. 213-223
22. Gramberg U.: Kleine Stahlkunde für den Chemieapparatebau. Verlag Stahleisen Düsseldorf, 1993
23. Gumpel P.: Rostfreie Stähle. Expert Verlag GmbH Kontakt und Studium, 1996, Germania
24. Gysel W.: Comportement a chaud de l'acier moule martensitique a faible teneur en carbone avec 13 a 17 % de chrome et a 1 a 4 % Ni, Syposium VDE Eigenschaften warmfester Stähle, Düsseldorf, 3-5 mai, 1972, Vol.II., Traduction C.T.I.F. nr.4300
25. Gysel W., Gerber E., CA-6NM New Developments Based on 20 years' Trautwein A.: Experience, Stainless Steel Castings, ASTM, STP 756, 1982, p.403-435
26. Haasen P.: Physikalische Metallkunde. Springer Verlag, Berlin, 1994
27. Hays C. and others: Hardness conversion data for CA6NM alloy. Metallography 16(2), 1983, p.229-233
28. Heuser J.J., Capenos J.M., Structura submicroscopică la revenirea oțelului Barnerjee B.R.: inoxidabil 410 TASM vol.54, 1961, pag.514-525
29. Hiraoaka N., Watanabe K., Manufacture of Francis Type Hydraulic Turbine and

- Miyamoto T., Jin S.: Pump Runners, Japan Steel Work, L.T.D., Technical Review, nr.13, 1977, p.23-29
30. Holzmann M., Man J., Kral J.: Aciers a 13Cr, 4 a 6 Ni, Mo pour pieces massives. V- Tenacite et resistance a la rupture fragile, Slevarenstvi, 1982, nr.4, p.145-151
31. Honeycombe R.W.: Steels – microstructure and properties. Edward Arnold , London, 1995
32. Hornbogen E., Warlimont H.: Metallkunde – Aufbau und Eigenschaften von Metallen und Legierungen. Springer Verlag, Berlin, 1996
33. Hudgins C.M., and others: Hydrogen sulfide cracking of carbon and alloy steels. Corrosion 22(8), 1966, p.238-251
34. Hull F.C.: Delta ferrite and martensitic formation in stainless steels. Welding Journal, 52, Res.Suppl.p.193-203,1973
35. Irvine K.J., Crowe D.J., The physical Metallurgy of 12% Chromium Steels, Pickering F.B.: Journal of Iron and Steel Institute , Aout 1960, p.386-405
36. Iwabuchi Y.: Study on the Toughness of Low Carbon 13% Cr-1Ni Martensitic Cast Steel, Imono, 1983, nr.11, p.683-687
37. Iwabuchi I., Sawada S: Metallurgical Characteristics of a Large Runner Casting of Type 13Cr-1Ni Stainless Steel, A.S.T.M S.T.P. 756,, 1982, p.332-354
38. Iwabuchi Y., Sousuki K.: Study on a 13Cr-1Ni Cast Steel for a large Hydraulic Runner Casting, A.F.S. Transactions, 82-41, 1983, p.441-422
39. Iwabuchi Y., Azekoshi K., Mechanical Properties of 13Cr-4Ni Large Yoshimoto K., Miyamoto T.: Hydraulic Runner Castings, Imono, nr.4, 57, 1985, p.213-218
40. Jaffee I.R. a.o.: Fundamental aspects of structural alloy design. Plenum Press, New York, London, 1977
41. Kane R.D. and others: The improvement of sulfide stress cracking resistance of 12% chromium stainless steel through heat treatment . Corrosion 3(7) 1977 p. 231-235
42. Kohtz D.: Wärmebehandlung metallischer Werkstoffe. VDI – Verlag, Düsseldorf, 1994

43. Kupfer R.: "Un nouvel acier coulé pour la fabrication de machines hydrauliques"
Revue technique Suzer n^o 4, 1966, p. 173 à 183
44. Köchling H.: Stahlguss – und Gusseisenlegierungen. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1992
45. Krauss G.: Steels – heat treating and processing principles. ASM International Copyright, 1990
46. Kubaschiewski O.: Iron – Binary Phase Diagrama. Berlin, Heidelberg, New York. Springer Verlag Stahleisen m.b.H.1982
47. Kulmburg A., u. andere: Umwandlungs – und Ausscheidungsverhalten von weich-martensitischen und hochfesten korrosionsbeständigen Stählen. Berg –u. huettenm.Mh.126, 104-180, 1981
48. Landsberger G.J.: Werkstofftechnik – Aufbau , Eigenschaften und Verwendung der Metalle. Gela – Verlag für Luftfahrttechnik, 1994
49. Lapouge J.P, Osvalt P.: Optimisation des caracteristiques mecaniques d'aciers inoxydables a 13%Cr. Memoire ENSAM, Paris, 1979, et rapport de la Commision Technique de la Metallurgie des Aciers du C.T.I.F., 15 novembre 1979
50. Larson J.A., Fischer R.: The effect of Heat Treatment and Melt Practice on the Impact Properties of CA-6NM Steel, AFS Transactions, Vol.87,1979. Memoire nr.63, p.113-126
51. Leymonie C., Lecocq M.C., Relations entre la structure et les proprietes Ottman M.C.: mecaniques de deux aciers a 16%Cr-4%Ni.Traitement thermique 165,57-62 (1982)
52. Leymonie C., Ottmann M.C., Contribution a l'etude des transformations Risacher R., Thauvin G.: structurales des aciers 13 Cr – 4 Ni, Revue de Metallurgie, 1979, p.815-826
53. Leznimoe C., Lecosq M. C., Rélations entre la structure et les propriétés Ottman M.C.: mécaniques de deux aciers à 16% Cr – 4%Ni. Traitement thermique 165,1982, Franța
54. Liscic B.: Theory and technology of quenching. Springer Verlag, Berlin, 1992
55. Lizlovs E.A.: Corrosion resistance of CA-6NM stainless steel, Rapport AMAX RP-33-74-16, 21 avril 1975
56. Loveless R.W.: Weld procedure , filler metal, and postweld heat treatment – their effect on the hardness and quality of welds in CA6NM alloy (cast stainless steel) ASTM STP 756, 1982, p.394-402

57. Mahnig F., Rist A., Comportement a la limite de fatigue et a la mecanique de la rupture de l'acier moule pour turbines hydrauliques, Hommes et Fonderie, Aout- septembre 1976, p.27-38
58. Marshall P.: Austenitic Stainless Steels. Microstructure and mechanical properties. Elsevier, London, 1984
59. Mitelea I. ș.a: La resistance a l'erosion cavitationelle des joints soudes en aciers inoxydables martensitiques. Buletinul știintific și tehnic IPT, Seria Mecanică, Tom 37 (51) , 1992
60. Mitelea I, Georgevici I., and others: Experimental researches regarding the failure of the stainless steel with 13%Cr and 4%Ni. Buletinul Științific al Universității "Politehnica" Timișoara, Tom 43(57) Seria Mecanică,1998 Fascicola 1, ISSN 1224-6077
61. Mitelea I., Georgevici I.: Noi oțeluri inoxidabile în construcția echipamentelor pentru generarea puterii hidroelectrice. Simpozionul Internațional "Zilele Academice Timișene", Ediția a VII- a, Timișoara, 24-25 mai 2001. Materiale avansate,pag.64-69, Ed. Politehnica, 2001.
62. Mitelea I, Georgevici I., : Considerations on quenching heat treatment of 13/6/1 stainless steel (13%Cr, 6%Ni, 1%Mo).Proceeding of the 3-rd International Conference on Materials and Manufacturing Technologies – MATEHN '02, Cluj-Napoca,România,12-14 Sept.2002.Acta Technica Napocensis 45(2002) p.670 – 677.
63. Mitelea I, Georgevici I, Radu B.: Particularities of microstructural transformation during tempering stainless steel 13/6/1 (13%Cr, 6%Ni, 1%Mo). Buletinul Științific al Universității "Politehnica" Timișoara, Tom 47(61) Seria Mecanică,2002 Fascicola 2, ISSN 1224-6077
64. Mitelea I, Georgevici I.: The nature of carbides separated during tempering 13/6/1 (13%Cr, 6%Ni, 1%Mo) stainless steel. Buletinul Științific al Universității "Politehnica" Timișoara, Tom 47(61) Seria Mecanică,2002 Fascicola 2, ISSN 1224-6077
65. Mitelea I, Georgevici I.: Formation of stable austenite during tempering 13/6/1 (13%Cr, 6%Ni, 1%Mo) stainless steel. Buletinul Științific

- al Universității “Politehnica” Timișoara, Tom 48(62) Seria Mecanică, 2002 Fascicola 2, ISSN 1224-6077
66. Mitelea I, Georgevici I., Radu B.: The effect of quenching – tempering heat treatment on internal stresses of 13/6/1 (13%Cr, 6%Ni, 1%Mo) stainless steel. Buletinul Științific al Universității “Politehnica” Timișoara, Tom 48(62) Seria Mecanică, 2002 Fascicola 2, ISSN 1224-6077
67. Mitelea I, Georgevici I., Radu B.: On the mechanical properties potential of some new 13%Cr and 4-6%Ni grades stainless steels. International Conference “METAL 2003”, Ostrava, Czech Republic (transmisă pentru publicare)
68. Mitelea I, Georgevici I., Bordeiașu I.: Experimental research on the cavity resistance of a new 13/6/1 (13%Cr, 6%Ni, 1%Mo) grade stainless steel. International Conference “METAL 2003”, Ostrava, Czech Republic (transmisă pentru publicare)
69. Mitelea I., Lugscheider E., Tillmann W.: Știința materialelor în construcția de mașini. Editura Sudura, 1999, pag.378-389
70. Mitelea I., Radu B.: Selecția și utilizarea materialelor ingineresti. Editura Politehnica, Timișoara, 1998, pag.201-218
71. Nalbone C.S.: Effects of carbon content and tempering treatment on the mechanical properties and sulphides stress corrosion cracking resistance of AOD (argon oxygen decarburization) refined CA6NM (cast stainless steel). ASTM STP 756, 1982, p.315 –331
72. Niedereau H.J.: State of development of soft martensitic stainless chromium-nickel steels, Notice AMAX M-375, ou Stahl und Eisen 98, 1978, nr.8, p.385-392
73. Nishi S., Kobayashi T., Kondo M.: Amelioration de la tenacite de l’acier de moulage a 13% de chrome contenant du nickel par le traitement thermique, IMONO, 51, nr.7, juillet 1979, p.389-394. Traduction C.T.I.F. nr.4566
74. Orther H.M.: Gase in Metallen. Berichte einer Vortrags – und Diskussionstagung in Darmstadt 1982 veranstaltet v. GDBM und der deutschen Gesellschaft fuer Metallkunde
75. Peckner D., Bernstein I.M.: Handbook of Stainless Steels, Mc Graw-Hill, 1977
76. Pickering B.: Constitution and properties of steels. VCH, Weinheim, New York,

- Tokyo, 1979
77. Pickering F.B.: The metallurgical evolution of stainless steels. Metal Park , Ohio, 1979, S.U.A
 78. Polak J., Lukas P.: Cr13 Ni4-6Mo Steels for huge castings: 6 part: Fatigue resistance, Slevarenstvi, 1982, nr.5, p.197-201, Traduction BIS121777
 79. Pollack W.H.: Materials Science and Metallurgy. Prentice Hall London, Sydney, Tokyo, 1988
 80. Porter David A.: Phase transformations in metals and alloys. Chapman & Hall, London, 1993
 81. Poșircă I., Ulmeanu E. , Wihgert H : Contribuții asupra determinării pe cale roentgenografică a tensiunilor reziduale de compresiune la oțelurile tratate termochimic. Cercetări Metalurgice , Nr. 13, 1972 , p. 313
 82. Püber J., Auer R.: Chromstahlguss GX 5 CrNiMo 13.4 und GX 5 CrNiMo16.6. Hinweise über das Verhalten beim Auslagern im Temperaturbereich von 250-400°C, B.H.M. (Autriche), Mars 1981, 126, nr.9, p.108-113
 83. Reed – Hill Robert E.: Physical metallurgy principles. International Student ed. Boston: PWS Publ.Co., 1994
 84. Redmond J.D.: Retained Austenite in CA-6NM, Rapport AMAX, RP-33-77-11, 18 novembre 1977
 85. Redmond J.D.: Seawater corrosion-fatigue of CA-6NM, CA-15 and high-molybdenum modification of CA-6NM, Rapport AMAX RP-33-75-20, 9 decembre 1976
 86. Rikett R.L., White W.F., Walton C.S., Butler J.C.: Isothermal transformation, hardening, and tempering of 12% Chromium Steel, Preprint nr.17, 33 eme Congres A.S.M., Detroit Octobre 1951
 87. Ruge J.: Technologie der Werkstoffe. Vieweb, Braunschweig, 1989
 88. Santafe C., Priante M., Amici G., Finocchio M.: Manufacturing and Properties of Large Castings in 13Cr-1Ni Low-Carbon Steel, ASTM STP 756, 1982, p.369-381
 89. Sauthoff G.: Intermetallics. VCH, 1995 – XII, Weinheim, New York, Tokyo
 90. Sălăgean T., Mitelea I., Vodă M.: Metalurgia și sudarea oțelurilor inoxidabile. Oficiul de informare documentară pentru

- industria construcțiilor de mașini, SID 104, București, 1990
91. Schmidt R.: Ausscheidungsphänomene in Werkstoffen – eine Einführung in die mathematische Modellierung. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1991
 92. Sherman E.T., Nalbene C.S., Processing low carbon CA-6NM to meet NACE Scott W.D.: hardness requirements, Proceedings of 1983, Annual Conference of SCRATA , Paper 14
 93. Sinha A.K.: Ferrous Physical Metallurgy, Butterworths, 1989
 94. Smith F.W.: Structure and properties of engineering alloys. Mc Graw – Hill Book Company. New York, London, Tokyo, Toronto, 1981
 95. Sonsino C.M., Dieterich K.: Fatigue strength of steel types GX5CrNi13.4 and GX5CrNi17.4 used for blades of water-power turbines and pumps, Werkstoffe und Korosion 41, 1990, p.330-342
 96. Souresny H., Sauer H.: Aciers moules au chrome pour pieces de turbines et de pompes hydrauliques, Giesserei, 16 decembre 1977, p.775-782- Fonderie 312, mai 1972, p.181-186
 97. Spintig W.: Prozessführung und Werkstoffbeeinflussung beim Bohren gehärteten Stähle. VDI – Verlag, Düsseldorf, 1995
 98. Stransky K., Zeman J., Heterogeneite de l'acier de moulage a 13% de Cr Rek A., Trikal M.: modifie par 4% de Ni, Slevarenstvi, 26, nr.7, 1978, p.282-285. Traduction C.T.I.F. nr.4470
 99. Tillner W.: Vermeidung von Kavitationsschäden. Expert Verlag Ehingen bei Böblingen, 1990
 100. Trușculescu M., Ieremia A.: Oțeluri inoxidabile și refractare. Editura Facla Timișoara, 1983
 101. Trușculescu M. ș.a: Cinetica proceselor de precipitare în oțelurile inoxidabile austenito- ferito-martensitice folosite în energetica nucleară. Revista Metalurgia nr.10, 1990, București
 102. Wang G.: Härtbare nichtrostende PM – Stähle und Stahlverbunde mit hohem Stickstoffgehalt. VDI Verlag Düsseldorf, 1992
 103. Wendl F.: Einfluss der Fertigung auf Gefüge und Zähigkeit von Warmarbeitsstählen mit 5% Chrom. VDI Verlag Düsseldorf, 1985
 104. Xiangfan Fang: Experimentelle und theoretische Untersuchungen zum Einfluss

- des Gefüges und der Temperatur auf das Verfestigungsverhalten von Stählen. VDI – Verlag, Düsseldorf, 1993
105. Ywabuchi Y.: Temper embrittlement of type 13Cr-4Ni Cast Steel, Trans I.S.I.J. Vol27, 1987, p.211-217
106. Zeuner H., Heubner U.: Contribution a l'étude du traitement thermique de l'acier moule 13% de chrome, Giesserei, 4 decembre 1958, p.747-753. Traduction C.T.I.F. nr.3012
107. Zeman J., Dribcak P.: Cr13Ni4-6 Mo Steels for Massive Castings. Part 3: Heat treatment, Slevarenstvi 1981, nr.11, p.464-467. Traduction BISI21484
108. Zeman J., Dribcak P.: Traitement thermique dans le domaine intercritique des aciers moules 13Cr 4Ni et 13Cr 6 Ni, Kovove Materialy, 1, 18, Bratislava, 1980, p.73-87
109. Zeman J., Stransky K., Relation entre la structure et les caracteristiques mecaniques de l'acier moule a 13% de Cr modifie par 4% de Ni, Slevarenstvi, 26, nr.1, 1978, p.2-6. Traduction C.T.I.F. nr.4476
110. Zinoviev Vladislav E.: Metals at high temperatures. Hemisphere Publ., 1990, New York
111. *** ASM Handbook, Volume 4, Heat Treating, 1995. Printed in the United States of America
112. *** Nichtrostende Stähle: Eigenschaften, Verarbeitung, Anwendung, Normen. Stahleisen Düsseldorf, 1989
113. *** Stahl im Automobilbau – preprints, internationale Tagung 24-26.09.1990 in Würzburg. Verein Deutscher Eisenhüttenleute. Stahleisen Düsseldorf, 1990
114. *** Nichtrostende Stähle im Kraftwerks – und Anlagenbau. Tagung Würzburg 22-23 September 1994. VDI Verlag Düsseldorf, 1994
115. *** Norme JIS-G5121 "Stainless Steel Casting," 1987
116. *** Norme DIN 17445 "Nichtrostender Stahlguss," 1984 et SEW 515 Vergütungsstahlguss mit Wanddicken über 100 mm
117. *** Norme UNI 3161 "Getti di acciaio inossidabile colati in sabbia, resistenti alla corosione," 1983.
118. *** Norme UNE 36-257-74 "Aceros moldeados inoxidables," 1974.
119. *** Norme ASTM –A217-88 "Steel Castings, Martensitic Stainless and Alloy, for Pressure Containing Parts, Suitable for High-Temperature Service, 1988.

120. *** Norme ASTM –A352-88 “Steel Castings, Ferritic and Martensitic, for Pressure Containing Parts, Suitable for Low Temperature Service,” 1988.
121. *** Nichtrostende Stähle: Eigenschaften, Verarbeitung, Anwendung, Normen. Stahleisen, 1989
122. *** “Etude du revenu de l’acier Z 6 CN 13.4-M”. Rapport interne C.T.I.F. – C2281 – 1978
123. *** “Acier moulé pour turbines hydrauliques: Virgo 104 (Z 06 CN13.4)” Dossier d’homologation Creusot Loire, 1978.