

UNIVERSITATEA "POLITEHNICA" DIN TIMIȘOARA
FACULTATEA DE MECANICĂ

Ing. SEBASTIAN TITUS DUMA

TEZĂ DE DOCTORAT

CONTRIBUȚII LA EXTINDEREA GAMEI DE
ETALOANE DE DURITATE FABRICATE ÎN
ROMÂNIA

CONDUCĂTOR ȘTIINȚIFIC

Prof.dr.ing. IOAN GH. CARTIȘ
Membru al Academiei de Științe Tehnice

2003

2003

INTRODUCERE

Măsurile etalon de duritate, sau plăcuțele etalon de duritate cum li se mai spune în mod obișnuit, sunt accesorii indispensabile în activitatea de determinare a durității, fiind în acest fel componente importante în asigurarea calității produselor.

În prezent, în țara noastră nu există un producător care să realizeze întreaga gamă de plăcuțe etalon de duritate pentru toate scările metodelor Rockwell, Brinell și Vickers. Firma TIM-ICEM (fosta filială din Timișoara a Institutului de Cercetări Metalurgice București) este singura din țară care a avut și are preocupări în acest domeniu și a reușit materializarea, prin plăcuțe, a unor scări de duritate. Experimentările doctorandului au fost realizate, în strânsă colaborare cu această firmă și Institutul Național de Metrologie, Laboratorul Forțe – Durități Timișoara. Rezultatul acestor experimentări și acestei colaborări a dus la această teză care, atât prin partea documentară, cât și prin cea de cercetare experimentală, prezintă concentrat un material unic în acest domeniu de înaltă complexitate, și de valoare atât pentru inginerii mecanici cât și pentru specialiștii din laboratoarele metrologice din țară și străinătate.

Trebuie menționat faptul că în literatura tehnică de specialitate se fac puține referiri la materialul și tehnologiile folosite pentru realizarea plăcuțelor etalon de duritate, tehnologiile fiind, de regulă, apărute prin brevete de invenții. Deoarece în viitorul nu prea îndepărtat industria constructoare de mașini se va relansa, problema asigurării unei înalte calități a produselor și competitivității pe piețele externe devine deosebit de importantă. În acest context și ținând seama de potențialul tehnic și științific existente în industria metalurgică autohtonă, se impune renunțarea la importul de plăcuțe etalon de duritate și realizarea acestora în țară. Mai trebuie precizat faptul că suprafața de lucru a plăcuțelor se consumă prin încercările efectuate și din această cauză fabricarea lor continuă se impune cu necesitate.

Prezenta lucrare constituie valorificarea pe plan superior a cercetărilor realizate în catedra SMTT (Știința Materialelor și Tratamente Termice –Universitatea „Politehnica” Timișoara, Facultatea de Mecanică) și Filiala ICEM – Timișoara. De asemenea, relațiile și sprijinul specialiștilor din catedră și Institutul Național de Metrologie pentru materialul de bază, precum și sugestiile și observațiile critice de-a lungul perioadei de studiu au fost de un real folos în elaborarea tezei.

Ca urmare a acestora, la care se adaugă dezbaterile pe marginea subiectului și prezentările unor părți din teză cu ocazia diferitelor manifestări științifice, s-a cristalizat forma în care teza de doctorat este prezentată.

Capitolul I. MODUL DE SOLUȚIONARE PE PLAN MONDIAL A DETERMINĂRILOR SCLEROMETRICE	5
1.1. Obiectul sclerometriei	5
1.2. Noțiunea de duritate	6
1.3. Evoluția metodelor de încercare a durității pentru metale	9
1.4. Principiile încercărilor de duritate pentru metale	12
1.5. Experimentarea caracteristicilor de duritate la încercarea metalelor	13
1.6. Analiza condițiilor de reglementare a încercărilor de duritate	14
1.6.1. Alegerea penetratorului	22
1.6.2. Măsurarea acțiunii mecanice	25
1.6.3. Măsurarea urmelor de duritate	27
1.7. Definirea metodelor de încercare a durității Rockwell, Brinell, Vickers și Knoop	30
1.7.1. Încercarea de duritate Rockwell	31
1.7.1.1. Încercarea de duritate Rockwell scările A, C și D	32
1.7.1.2. Încercarea de duritate Rockwell scările B, F și G	35
1.7.1.3. Încercarea de duritate superficială Rockwell scările N și T	39
1.7.2. Încercarea de duritate Brinell	41
1.7.3. Încercarea de duritate Vickers	44
1.7.3.1. Încercarea de duritate Vickers HV5 până la HV 100	45
1.7.3.2. Încercarea de duritate Vickers HV0.2 până la HV3	48
1.7.3.3. Încercarea de microduritate Vickers	50
1.7.4. Încercarea de duritate Knoop	53
1.8. Analiza surselor de erori la determinarea durității	57
1.9. Transmiterea scărilor de duritate Brinell, Vickers, Rockwell și Knoop	59
Capitolul II. ETALOANE DE DURITATE	69
2.1. Necesitatea utilizării etaloanelor de duritate	69
2.2. Condiții impuse etaloanelor de duritate	69
2.2.1. Condiții tehnice	69
2.2.2. Condiții metrologice	70
2.3. Compararea prevederilor standardului românesc cu cele ale unor standarde internaționale	74
2.3.1. Forma geometrică a plăcuțelor	74
2.3.2. Grosimea și aria suprafețelor plăcuțelor	74
2.3.3. Muchile plăcuțelor	75
2.3.4. Toleranțe la prelucrarea suprafețelor	75
2.3.5. Uniformitatea durității	76
2.3.6. Stabilitatea în timp a durității	77
2.4. Concluzii	77
Capitolul III. CONSTRUCȚIA APARATELOR ETALON VICKERS, BRINELL, ROCKWELL ȘI KNOOP	78
3.1. Condițiile impuse aparatelor etalon; Determinarea sarcinii; Măsurarea urmelor	78

3.2. Descrierea aparatelor etalon proiectate și realizate la secția din Timișoara a Institutului de Metrologie	80
3.2.1. Aparatul etalon Rockwell	80
3.2.2. Aparatul etalon Vickers	82
3.2.3. Aparatul etalon Brinell	83
3.2.4. Aparatul etalon Knoop	85

Capitolul IV. STUDIU DE SOLUȚIE PRIVIND ALEGEREA MATERIALULUI PENTRU OBTINEREA PLĂCUȚELOR ETALON DE DURITATE

4.1. Considerații asupra plăcuțelor din import utilizate în țara noastră	87
4.2. Alegerea materialului pentru obținerea plăcuțelor etalon de duritate	87
4.3. Condiții tehnice impuse materialului	91

Capitolul V. CONSIDERAȚII TEORETICE ȘI EXPERIMENTALE CU PRIVIRE LA ALEGEREA OȚELURILOR PENTRU ETALOANE DE DURITATE ȘI A TRATAMENTELOR TERMICE APLICATE ACESTORA

5.1. Fluxul de elaborare a oțelului	92
5.1.1. Elaborarea primară	92
5.1.1.1. Elaborarea oțelului RUL 1	92
5.1.1.2. Elaborarea oțelului OLC 10	97
5.1.2. Retopirea electrică sub zgură	101
5.1.2.1. Principiul de lucru	101
5.1.2.2. Avantaje ale tehnologiei REZ	103
5.1.2.3. Parametrii procesului REZ	103
5.1.2.4. Instrucțiuni tehnologice pentru retopire în instalația REZ	106
5.1.3. Retopirea cu arc în vid	108
5.1.3.1. Principiul de lucru	108
5.1.3.2. Parametrii procesului RAV	108
5.1.3.3. Efectele metalurgice ale procesului RAV	110
5.1.4. Forjarea barelor	112
5.2. Tratamentul termic primar	115
5.3. Recepția barelor	119
5.4. Prelevarea probelor	119
5.5. Tratamentul termic secundar	120
5.5.1. Călirea	120
5.5.1.1. Alegerea agregatului de încălzire	120
5.5.1.2. Stabilirea parametrilor tehnologici ai călirii	121
5.5.1.3. Concluzii	136
5.5.2. Tratamentul la temperaturi negative	137
5.5.2.1. Considerații generale	137
5.5.2.2. Stabilirea parametrilor tehnologici ai tratamentului la temperaturi negative pentru oțelul RUL 1 destinat fabricației de plăcuțe etalon de duritate	139
5.5.2.3. Concluzii	153
5.5.3. Tratamentul de revenire	154
5.5.3.1. Considerații generale	154
5.5.3.2. Stabilirea parametrilor tehnologici ai tratamentului de revenire	156

5.5.4. Concluzii finale privind alegerea oțelurilor pentru etaloane de duritate și tratamentul termic aplicat	172
---	-----

Capitolul VI. TEHNOLOGIA DE PRELUCRARE A PLĂCUȚELOR ETALON DE DURITATE

6.1. Semifabricate utilizate pentru plăcuțe etalon de duritate	176
6.2. Prelucrări mecanice de eboșare	176
6.3. Prelucrări termice	177
6.4. Finisarea plăcuțelor	177
6.4.1. Rectificarea plană	178
6.4.2. Rectificarea rotundă exterioară	179
6.4.3. Superfinisarea feței de lucru	179
6.5. Detensionarea	184
6.6. Controlul calității plăcuțelor	184
6.6.1. Condiții tehnice de calitate	184
6.6.2. Mijloace și metode de control	185
6.7. Etalonarea plăcuțelor	186
6.7.1. Considerații generale	186
6.7.2. Tehnologia de execuție a penetratoarelor – bilă necesare etalonării plăcuțelor de duritate pentru scările HBW	187
6.7.2.1. Executarea matrițelor de presat pulberi metalice	187
6.7.2.2. Elaborare eboș	188
6.7.2.3. Prelucrarea mecanică a eboșului	191

Capitolul VII. EXPERIMENTĂRI DE LABORATOR PRIVIND REALIZAREA PLĂCUȚELOR ETALON DE DURITATE

7.1. Experimentări de laborator privind realizarea plăcuțelor etalon de duritate Rockwell	
7.1.1. Considerații generale	195
7.1.2. Rezultate obținute	195
7.1.3. Concluzii	205
7.2. Experimentări de laborator privind realizarea plăcuțelor etalon de duritate Brinell	
7.2.1. Considerații generale	207
7.2.2. Rezultate obținute	207
7.2.3. Concluzii	213
7.3. Experimentări de laborator privind realizarea plăcuțelor etalon de duritate Vickers	
7.3.1. Considerații generale	214
7.3.2. Rezultate obținute	214
7.3.3. Concluzii	220

Capitolul VIII. DETERMINĂRI COMPARATIVE CU LABORATOARELE OFICIALE DIN STRĂINĂTATE

8.1. Comparații metrologice internaționale	222
8.2. Concluzii	225

Capitolul IX CONCLUZII ȘI CONTRIBUȚII PERSONALE	226
Capitolul X BIBLIOGRAFIE	230

CAPITOLUL I. MODUL DE SOLUȚIONARE PE PLAN MONDIAL A DETERMINĂRILOR SCLEROMETRICE

1.1. Obiectul sclerometriei

Între primele diferențieri calitative ale obiectelor sau materialelor se înscrie uzanța de a le clasifica în dure sau moi, în funcție de opoziția întâmpinată la orice acțiune de degradare a suprafeței lor. Odată sesizată diferența pe baza observației directe, s-a trecut la înjgheburile unor operații experimentale, care să permită evidențierea proprietății respective a materialului, *duritatea*.

Importanța deosebită în sfera practicii, pentru producerea și utilizarea diverselor unelte și obiecte, a cunoașterii durității a atras atenția din timpuri străvechi atât anonimilor fauri cât și unor iluștri fizicieni ca Aristotel, care a descris chiar o metodă de control a durității. Odată cu dezvoltarea tehnicii operațiile de determinare a durității s-au perfecționat și s-au generalizat în controlul fabricației astfel ca în prezent să constituie cele mai larg răspândite și mai frecvente încercări mecanice. Pe lângă elaborarea unui număr impresionant de metode – se cunosc peste 100 metode – s-au mai întreprins și ample cercetări pentru elucidarea naturii intime a acestei proprietăți fizice. Preocupările ample din acest domeniu se înscriu într-o vastă literatură de specialitate de asemenea anvergură încât “practic nici nu mai poate fi cuprinsă”, după cum afirmă încă în anul 1940, W. Späth.

Necesitatea unei concluzii cât mai riguroase a caracteristicilor de duritate, obținute prin diversele metode practice, a impus în ultimele două decenii o reconsiderare esențială, tinzându-se la încadrarea operațiilor într-o disciplină metrologică. Astfel, dintr-o operație experimentală uzuală cu caracter orientativ s-a ajuns ca determinarea durității să permită, la anumite metode, o evaluare de precizie a unor caracteristici mecanice concludente, - certe, uniforme și compatibile, - independent de laboratorul în care s-au efectuat încercările.

Problemele ridicate la asigurarea justetei și preciziei determinării durității depășesc prin specificul lor sfera tehnicii încercărilor mecanice, interferând obiectivele cercetărilor metrologice, în accepțiunea largă a metrologiei ca știință a măsurării. Spre deosebire de alte caracteristici mecanice, duritatea apare de la bun început ca o mărime intensivă cu scări de referință pentru aprecierea calității materialelor cu structuri diferite. Realizarea acestor scări etalon și reproducerea lor uniformă la aparatele uzuale de încercare reclamă o reglementare metrologică strânsă, pentru a se putea obține comparabilitatea necesară confruntării rezultatelor din diversele laboratoare. Această analiză sistematică a reproducerii scărilor de duritate, din punct de vedere a tehnicii măsurării, este în prezent prin anvergura la care se situează o ramură separată: *sclerometria*.

Importanța deosebită a sclerometriei, - disciplină de graniță între încercările mecanice, Mecanica materialelor și Metrologie – pentru dezvoltarea cercetărilor științifice și eficiența controlului producției industriale, a determinat să fie preluată în ultimul deceniu între obiectivele principale ale studiilor institutelor de metrologie și a institutelor de fizică tehnică în toate țările avansate. În prezent, în fiecare țară se desfășoară o amplă activitate în acest domeniu, activități care concură în reglementarea cât mai strânsă a operațiilor de reproducere a scărilor de duritate spre a se elimina diferențele mari, care apar între rezultatele încercărilor de duritate, atât în lucrările de cercetare cât și în recepția curentă a produselor industriale.

1.2. Noțiunea de duritate

Duritatea, în accepțiunea largă a uzanțelor, este definită ca proprietatea materialelor de a se opune la acțiunile de distrugere a suprafeței cu ajutorul unui corp mai dur. Această definiție bazată exclusiv pe urmărirea diferențierii calitative dintre materiale rămâne echivocă atât timp cât nu se stabilesc condițiile de exercitare a forțelor și caracterul distrugerii suprafeței.

În primul rând, comportarea mecanică a materialului este condiționată de viteza de solicitare, respectiv de viteza de deformare aplicată. Materialele moi la solicitări statice pot fi apreciate ca dure la solicitări dinamice. De exemplu, o bilă de plumb se turtește la apăsarea statică pe o placă de oțel, în schimb de îndată ce se proiectează cu o viteză mare, reușește să provoace deformări în placa de oțel.

Degradarea suprafeței se provoacă fie prin presiune locală, imprimare, fie prin tăiere locală, zgâriere, fie printr-o combinație între aceste două acțiuni. Aceste condiții distincte de solicitare reflectă în fond și o opoziție, o rezistență diferită a materialului, la comprimare locală sau la tăiere locală.

Fără a se ține seama de necesitatea acestor precizări, primele definiții ale durității formulate la începutul acestui secol se referă numai “la rezistența opusă la pătrunderea unui corp mai dur”, definiții date de Martens, Osmond, Hadfield, Unwin și Turner.

În această accepțiune restrânsă s-au desfășurat toate cercetările din domeniul durității în prima jumătate a secolului trecut fiind dominate de studiile ample teoretice publicate de H. Hertz, I. Boussinesq și M.T. Huber asupra comprimării corpurilor, omogene și izotrope, care înainte de solicitare prezintă un contact punctiform.

Aplicând ecuațiile generale ale teoriei elasticității și metodele teoriei potențialului, Hertz stabilește mărimea deformațiilor elastice și a tensiunilor pe suprafața de contact produsă în urma acționării forței de apăsare dispuse după axa care unește centrele de curbură ale suprafețelor corpurilor. Se consideră că în tot cursul deformării elastice aria suprafețelor de contact rămâne foarte mică față de suprafețele corpurilor comprimate, iar presiunile normale la această suprafață prezintă o distribuție elipsoidală. Mărimea durității este identificată de Hertz în “*presiunea specifică maximă de la mijlocul suprafeței de contact, până la care nu apar deformații plastice*”.

Analizând cazul apăsării unei suprafețe pe o suprafață plană situația încercărilor efectuate de Hertz cu piese din sticlă – duritatea este determinată de presiunea maximă exercitată pe o suprafață de contact circulară după deformarea elastică cu raza:

$$r = 0,909 \left(\frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \right)^{1/3} \cdot (F \cdot R)^{1/3} \quad (1)$$

În care

ν_1, ν_2 – este coeficientul lui Poisson,

E_1, E_2 ; - modulul de elasticitate, kgf/mm^2 ,

F – forța de apăsare, kgf ;

R – raza de curbură a suprafeței apășate, mm .

Presiunea medie \bar{p} pe suprafața de contact este egală cu:

$$\bar{p} = \frac{F}{\pi r^2} = 0,386 \cdot \left(\frac{1}{\frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2}} \right)^{1/3} \cdot \left(\frac{F}{R^2} \right)^{1/3} \quad (2)$$

Ținând seama de legea de distribuție admisă de Hertz, presiunea proporțională cu ordonatele emisferei construite pe suprafața de contact:

$$p = p_0 \left(1 - \frac{x^2 + y^2}{r^2} \right)^{1/2} \quad (3)$$

rezultă presiunea maximă p_0 în centrul de contact egală cu:

$$p_0 = \frac{3}{2} \bar{p} = 0,578 \left[\frac{E_1 \cdot E_2}{E_2(1 - \nu_1^2) + E_1(1 - \nu_2^2)} \right]^{2/3} \cdot \left(\frac{F}{R^2} \right)^{1/3} \quad (4)$$

Expresia durității după Hertz (4) – denumită adeseori în literatura de specialitate, *duritate fizică* – relevă o dependență directă și exclusivă de proprietăți fizice ale materialului: modulul de elasticitate și coeficientul lui Poisson. Formele suprafețelor de contact nu condiționează mărimea durității întrucât sunt incluse în relațiile de evaluare. Cu toate acestea, experiențele efectuate încă de Hertz cu piese din sticlă au relevat deformări mai accentuate în placa de sticlă.

Influența curburii suprafeței asupra rezultatelor determinărilor experimentale este luată în considerare de F. Auerbach prin aplicarea unui multiplicator în relația lui Hertz sub forma:

$$HA = p_0 \cdot R^{1/3} \quad (5)$$

Această nouă mărime propusă pentru exprimarea durității, cunoscută ca *duritate absolută*, a fost interpretată de diverși cercetători, drept o confirmare a dependenței durității pentru studiul comportării elastice a materialelor. (B. Kirsch, P.P. Lazarev, F.E. Cardullo; Austin și Murphy).

Încercările executate cu bile din oțeluri călite de R. Stribeck – oțeluri de rulmenți – și de M. Rațiu – oțeluri carbon și oțeluri de scule – au confirmat menținerea valabilității relațiilor lui Hertz pentru determinarea deformărilor la presiuni în centrul suprafeței de contact mai mari decât limita de curgere a oțelurilor respective, chiar și după apariția deformărilor remanente de 1/50 din deformările elastice aferente.

Extinderea examinării rezistenței la imprimare în domeniul deformărilor plastice a fost inițiată de E. Meyer, preconizând introducerea *curbelor de duritate*, reprezentarea variației presiunii de contact în funcție de valorile forței aplicate. Spre deosebire de Hertz, E. Meyer impune ca la determinarea durității să se provoace imprimări plastice în materialul examinat cu ajutorul unor corpuri rigide – penetratoare – care în cursul încercării nu suferă deformații plastice. Presiunea exercitată pe suprafața de contact este considerată uniform repartizată \bar{p} .

Pe curba de duritate se disting, în mod analog încercărilor de rezistență – tracțiune, compresiune etc. - o presiune limită a valabilității relațiilor lui Hertz, o presiune limită de elasticitate și o presiune maximă atinsă la deformarea plastică totală a materialului în zona contactului.

$$(\bar{p}_c; \bar{p}_H; \bar{p}_{\max}) \quad (6)$$

Transpunerea acestei curbe de duritate în coordonate forță aplicată – diametrul suprafeței de contact (F; d) relevă existența unei legități strânse care domină întregul proces de imprimare,

elastică și plastică, a corpurilor rigide în materiale susceptibile a fi deformate plastic. Pe baza considerațiilor formulate în prealabil de A. Föppl și E. Rasch, E Meyer enunță legea empirică – singura lege cunoscută și confirmată pe deplin experimental – dintre forța de apăsare F și diametrul d sub forma:

$$F = a \cdot d^n \quad (7)$$

În această relație a reprezintă presiunea medie unitară, presiunea necesară pentru a se produce o urmă cu un diametru de 1 mm. Exponentul n este interpretat drept o caracteristică a materialului, care în principal relevă capacitatea de ecrusare a materialului.

În domeniul deformărilor elastice legătura dintre forța aplicată și diametrul suprafeței de contact rezultă din relația (2) sub forma:

$$F = 0,167 \cdot \left(\frac{1}{\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2}} \right) \cdot \frac{d^3}{R} \quad (8)$$

Înlocuind în relația (4) valorile presiunilor limită pentru deformările elastice $p_0 = 1,6 \cdot \sigma_c$ se obține sarcina limită a deformărilor elastice:

Odată depășită această sarcină $F > F_e$ imprimarea produce deformări plastice, dar concomitent se manifestă și o ecrusare variabilă în diferitele puncte ale zonei comprimate. Urmărirea desfășurării imprimării în domeniul deformațiilor plastice este deosebit de dificilă atât datorită complexității distribuției tensiunilor cât și variației gradului de ecrusare.

Pe baza soluțiilor preconizate de H. Hencky, L. Prandtl, A. Nady pentru problema imprimării plastice a penetratoarelor rigide de lungime infinită, cu contur plan și cilindric, în materiale ideal plastice – fără ecrusare – A. Iu. Islinski stabilește o relație și pentru cazul penetratoarelor sferice, sub forma:

$$F = (2k) m \pi r^2 \quad (9)$$

în care m este o funcție a adâncimii de pătrundere, în speță o funcție a raportului dintre raza urmei și raza de curbură a penetratorului (r/R , respectiv d/D).

Admițând că în cazul stării plastice a materialului tensiunea tangențială se menține constantă – ipoteza A. Haar – T. Karman $2k = \sigma_c$, Islinski obține pentru imprimarea bilelor la încercarea Brinell la un raport mediu $r/R = 0,375$:

$$F = 2,66 \cdot \pi \sigma_c r^2 = 0,665 \cdot \sigma_c d^2 \quad (10)$$

Din această ultimă relație se relevă faptul că în cazul deformărilor plastice ideale, fără ecrusare, legea lui Mayer preia exponentul $n = 2$, față de $n = 3$ stabilit după Hertz – (relația 8), la deformările pur elastice.

Cercetările ample efectuate în ultimul deceniu de D. Tabor au confirmat la metale în prealabil ecrusate atât valabilitatea legii lui Meyer – $F = a \cdot d^n$ cât și în parte presiunile limită pentru deformările elastice ($\bar{p} = 1,1 \sigma_c$) și pentru stabilizarea deformării plastice ($\bar{p} = 2,66 \sigma_c$).

La încercările executate de Tabor se identifică valoarea $n = 3$ pentru deformările elastice. În zona de tranziție cu deformări elasto – plastice apare o reducere continuă a exponentului n , pentru ca la atingerea completei plasticizări să se stabilizeze valoarea $n = 2$.

În determinările executate de Kürth, Mahin – Foss ș.a., cu metale ecrusabile s-au înregistrat valori cuprinse între $n = 1,8$ și $n = 2,4$, la stabilizarea penetrării.

Bazându-se pe legea exponențială a lui Meyer, numeroși cercetători au preconizat relații de corespondență între duritatea metalelor și celelalte caracteristici mecanice (rezistență, alungire, gătuire, limită de curgere) – Davidenkov N.N., Varnello K.V., Zaitev G.P., Paskov P.O., Kokado etc.

Unii cercetători au propus definirea durității în funcție de mai multe caracteristici mecanice. Astfel, V. Pöschil consideră duritatea un produs între alungire și gradul de ecruisare. W. Späth introduce o mărime reciprocă “moliciune”(weiche), exprimată prin raportul dintre adâncimea urmei și presiunea specifică exercitată.

Inițiativele înregistrate până în prezent de a fundamenta teoretic duritatea ca mărime de material specifică sau ca mărime derivată a altor caracteristici mecanice nu au ajuns să fie confirmate experimental, întrucât natura intimă a comportării straturilor superficiale la solicitări de compresiune locală nu este elucidată. În cercetările fizicii moderne se consideră de A. Cottrell că pe baza teoriei dislocațiilor se va găsi în sfârșit explicația diferențierii dur – moale a materialelor, care se practică de milenii în procesul de producție.

Fără o definiție riguros științifică, noțiunea de duritate este acceptată în publicațiile actuale în limba engleză după N.F. Ashby drept **”o măsură a rezistenței față de o continuă deformare sau deteriorare a suprafeței”**.

În dorința de a evidenția modul de deteriorare a suprafeței, specific definirii durității, cercetătorii sovietici D.V. Gogoberidze, Hruscirov M.M. ș.a. precizează: **”duritatea este proprietatea corpurilor solide reale de a se opune acțiunilor de deformare, elastică și plastică, sau la rupere, sau la o acțiune combinată a acestora, a particulelor de pe o anumită porțiune a suprafeței corpurilor”**.

În locul acestei circumscrieri largi a posibilităților de degradare a suprafeței, comisia de specialitate a Asociației Elvețiene de Încercări de Materiale (S.V.M.T.) definește duritatea ca:

”rezistența cvazistatică a unui corp față de deformări exclusiv locale, neomogene, sub acțiunea unor centre de forță punctiforme sau liniare”.

Această definiție conține explicit atât condițiile de exercitare a solicitării mecanice cât și specificul deteriorării, restrângerea la deformații locale, acoperind integral toate încercările de duritate practice în prezent la controlul materialelor, metalice și nemetalice.

1.3. Evoluția metodelor de încercare a durității pentru metale

Inițierea controlului durității se pierde în negura istoriei antice și este consemnată ca fiind utilizată curent de făurii uneltelor și ai armelor. Din scrierile lui Aristotel reiese că, dintre metodele practice, el recomandă aprecierea durității pe baza tonabilității (Tönbarkeit) metalelor, a duratei sunetului produs la lovirea obiectului. Se pare însă că în uz larg se găsea încă din acele vremuri controlul durității prin zgâriere cu diferite minerale, care de altfel apare ca reproducerea cea mai simplă și directă a observației folosirii uneltelor.

Aplicarea încercărilor de zgâriere se transmite din generație în generație ca o tradiție meșteșugărească pentru ca abia din secolul al XVII-lea să ajungă să fie menționat în primele lucrări cu scop tehnologic. Astfel, în anul 1640 se consemnează examinările practice de Barba pentru clasificarea pietrelor prețioase prin încercarea lor cu o pilă.

Introducerea controlului durității în procesul de producție ca o operație obligatorie, este preconizată în mod clarvăzător de Ferchault de Reaumur, acest genial cercetător care și-a depus toate strădaniile “pentru a fi util Publicului”, reușind pentru prima dată să dea în scris în vileag “Publicului” toate indicațiile asupra “artei sale de a transforma fierul forjat în oțel”, toate acele secrete meșteșugărești păstrate până atunci în mare taină și transmise numai oral.

În celebrele sale memorii prezentate Academiei regale de știință din Paris, în anii 1721 – 22 Reaumur indică trei calități principale care trebuie să le întrunească oțelul: ”tipul granulației, duritatea și menținerea formei”. Pentru controlul durității recomandă încercarea prin zgâriere, compusă din șapte minerale cu muchii ascuțite. Scara este astfel alcătuită încât fiecare mineral să permită zgărirea celui precedent. Totodată, preconizează pentru prima dată și o încercare de imprimare, prin apăsarea a două prisme cu muchiile dispuse în cruce (figura 1.1).

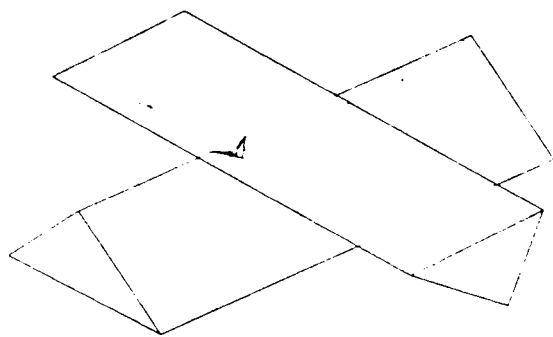


Figura 1.1 Încercarea durității pe prisme, după Reaumur-1721

Du ă mărimea tirbirii rovoate consideră că se poate aprecia care oțel este mai dur. Distingând o comportare mecanică diferită a metalului în cele două încercări – de zgâriere și imprimare – ,consideră însă, în mod deosebit de judicios pentru acele vremuri, că aprecierea prin zgâriere este mai precisă și o declară hotărâtoare la stabilirea calității. Aceste două metode, de zgâriere și de imprimare, reușesc să se impună și să se perfecționeze din ce în ce mai mult abia după un secol.

În 1801 Havy stabilește o scară de duritate de zgâriere cu patru clase utilizată încă în mineralogie. După două decenii, în anul 1822, Mohs își alcătuieste cunoscuta scară de duritate compusă din 10 minerale frecvent folosite și în prezent. Iar la sfârșitul secolului – 1882 – la Școala superioară tehnică din Praga se stabilește cea mai extinsă scară de duritate de zgâriere cu 18 clase destinată examinării metalelor, de la plumb și până la oțelurile călite.

O reconsiderare a metodei de zgâriere pentru a se elimina caracterul calitativ al clasificării și orice element arbitrar al operației este inițiată de Martens A. abia în anul 1889. În locul zgârierii cu muchiile unui cristal, de o formă nespecificată, preconizează utilizarea unui con de diamant cu unghiul la vârf de 90° . Mărimea durității se definește din încărcarea necesară de a provoca o urmă de lățime constantă de 0,01 mm. Astfel, se ajunge la o determinare de precizie a durității prin măsurarea riguroasă a mărimilor fizice: forța și urma. În cadrul condițiilor preconizate de Martens A. se elaborează numeroasele metode de încercare practicate în prezent, variind între ele numai prin forma penetratorului și mărimea fizică declarată drept determinantă: forța – normală, tangențială sau rezultantă – dimensiunea urmei – lățimea sau lungimea – suprafața de contact a penetratorului – laterală sau proiecția în planul suprafeței piesei examinate.

Încercarea de imprimare își găsește aplicarea abia la sfârșitul secolului trecut în experiențele fizice ale lui Hertz și Auerbach, utilizând un penetrator sferic (1881). În aceeași perioadă Föppl A. și Schwerdt H. (1897) examinează deformarea elastică la apăsarea a doi cilindrii cu generatoarele în cruce, reproducând încercarea lui Reaumur cu prisme încrucișate, iar Boussinesque J. analizează deformarea elastică sub un penetrator cu fundul plat.

Prima încercare de duritate de imprimare propriu-zisă, destinată controlului materialelor în procesul de fabricație este elaborată în 1900 de către Brinell J.A., utilizând un penetrator cu bilă de oțel. Această metodă se bucură de o largă răspândire și se generalizează în controlul durității diverselor materiale menținându-se practic neschimbată până în zilele noastre.

În baza studiilor teoretice și experimentale efectuate asupra rezultatelor încercărilor după metoda Brinell, s-a relevat necesitatea înlocuirii penetratorului sferic cu un penetrator conic, pentru ca urmele produse să respecte legile similitudinii geometrice, indiferent de mărimea forței aplicate. Utilizarea penetratorului conic din oțel, produsă inițial de Ludwik, nu reușește să se

impună. După un deceniu, Shore elaborează metodele MONOTRON tot cu un penetrator conic din diamant cu vârf rotunjit. O soluție ideală operativă, bazată tot pe folosirea penetratorului conic de diamant cu vârf rotunjit o oferă metoda propusă de Rockwell S.P.(1920) cu sarcină inițială care permite indicarea directă a durezzații din măsurarea adâncimii urmei remanente.

Ridicarea preciziei determinării durezzații, vizând în principal o măsurare cât mai certă a dimensiunii urmei, este obținută prin introducerea penetratorului piramidal din diamant după metoda preconizată de Smith R.L. și Sandland G.E., în anul 1922, cunoscută ca metoda Vickers după numele firmei constructoare a primelor aparate de încercare a durezzații cu penetrator cu piramidă dreaptă și cu baza pătratică. Metoda Vickers constituie în prezent metoda de determinare a durezzații cu precizia cea mai ridicată și cu câmpul cel mai larg de explorare, permițând efectuarea de urme cu diagonala de la 3 μm până la 500 μm . Astfel, se deschid posibilități noi de investigație asupra durezzații pieselor și a straturilor superficiale subțiri precum și a componentelor structurali.

În locul piramidei Vickers cu baza pătratică, în ultimele două decenii s-au mai propus penetratoare piramidale cu baza rombică – Knoop F.– și cu baza triunghiulară, - Berkovici E.S.(1950), - urmărind o reducere a erorilor de măsurare a dimensiunii urmelor mici, în principal la încercările cu micro-sarcini, sub 1 kgf. Pentru evitarea degradării rapide a penetratorului, Grodzinski P. (1950) propune utilizarea unui penetrator din diamant dublu conic, cu baza comună, muchia bazei fiind imprimată în timpul încercării de duritate. În mecanica de precizie se mai folosește un penetrator din diamant în formă de daltă după metoda lui Attinger M.C. (1946) pentru controlul durezzații pieselor cilindrice cu diametre sub 1 mm.

Necesitatea de a examina la fața locului piese de dimensiuni mari și grele a impulsionat introducerea încercărilor de duritate dinamică lăsând penetratorul să cadă de la o anumită înălțime sau aplicându-se o lovitură penetratorului. Astfel apar metodele dinamico-elastice – denumite impropriu și metode scleroscopice – cu cădere verticală după Shore (1907) și cu pendul după Leesen; duritatea se măsoară la aceste metode prin înălțimea de ricoșare. Urmărind dimensiunea urmei imprimate, se introduc în anul 1920 metodele dinamico – plastice cu penetrator greu în cădere liberă – Guilliery R.(1771) – și cu resoarte – Baumann – Steinrück. Tot pe principiul lovirii directe a penetratorului se bazează metodele dinamice cu bare de comparație, penetratorul imprimându-se simultan pe de-o parte în piesa examinată și pe de altă parte în bara de comparație, metodele Poldi, Morin, Kubasov.

Pe lângă aceste metode de imprimare la care penetratorul efectuează numai o imprimare normală față de suprafața examinată, se mai elaborează de Herbert (1923) metoda pendulului cu o mișcare oscilantă a penetratorului și metoda de rulare, bila penetratorului efectuând o mișcare de rostogolire.

În afară de aceste metode de încercare, localizate pe o anumită porțiune a suprafeței de imprimare și zgâriere se mai practică pentru aprecierea durezzații o serie de metode de așchiere a suprafeței cu pile, prin găurire și abraziune. Aceste metode tehnologice se consideră însă în mod eronat că sunt încadrate în categoria încercărilor de duritate, acțiunea mecanică exercitându-se pe o suprafață întreagă cu o serie de centre de forțe, punctiforme sau liniare.

Această scurtă privire asupra evoluției metodelor de încercare a urmărit în principal să identifice numai soluțiile esențial diferite, fără a mai analiza numeroasele variante care se practică în prezent la controlul durezzații diverselor materiale. Dată fiind anvergura deosebită a cercetărilor din domeniul încercărilor de duritate, o expunere detaliată constituie în prezent obiectul unor monografii, cu sute de pagini, depășind astfel limitele unui capitol, în care se urmărește numai *evidențierea modului de soluționare pe plan mondial a determinărilor sclerometrice, reglementarea reproducerii scărilor de duritate după metodele Brinell, Vickers și*

Rockwell, singurele metode care sunt în prezent considerate ca susceptibile unei reglementări metrologice.

1.4. Principiile încercărilor mecanice de duritate pentru metale

Din scurta expunere a evoluției metodelor de încercare a durității se remarcă faptul că, în lipsa unei operații experimentale, care să permită identificarea unei mărimi fizice, independente de condițiile încercării, a apărut necesitatea de a se recurge la numeroase metode empirice, care, fiecare în parte, relevă comportarea mecanică doar în anumite condiții particulare. Caracteristicile mecanice stabilite pe baza unei anumite metode au o valabilitate restrânsă specifică și orice echivalare între rezultatele diverselor încercări, are un caracter eminent statistic, afectat de o

incertitudine mai mare sau mai mică, fără de a releva vreo legătură funcțională.

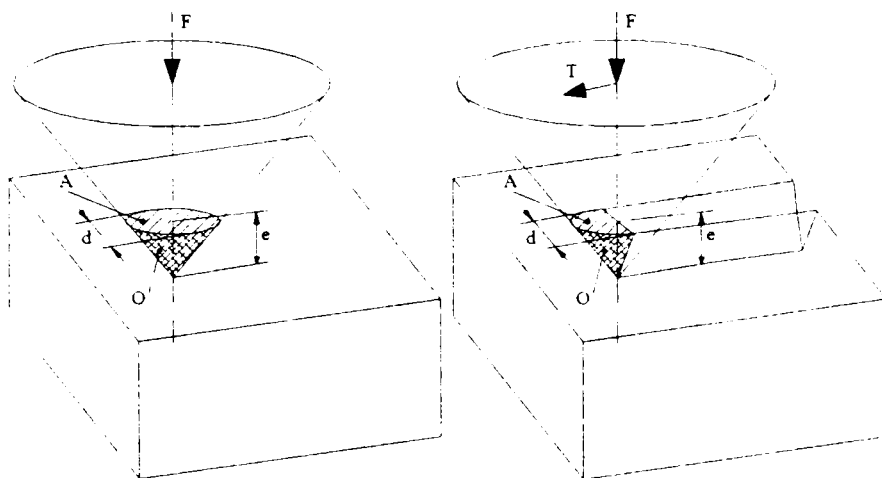


Figura 1.2. Elementele dimensionale ale urmelor

În figura 1.2 se reprezintă schematic principiul încercărilor de duritate, de imprimare și zgâriere, specificându-se elementele dimensionale ale urmelor. La încercarea de imprimare penetratorul – în figură conic – sub acțiunea unei forțe normale F , sau a unei energii W , turtește straturile superficiale până la o anumită adâncime e . Straturile deformate sunt în contact

direct cu penetratorul pe suprafața laterală O , a cărei proiecție în planul suprafeței examinate, normal pe direcția forței F , are dimensiunea d – diametrul în cazul penetratorului conic considerat – și aria A . În mod similar, la o încercare de zgâriere mai intervine o forță tangențială T , iar suprafața de contact O , și proiecția ei A în planul normal se reduc corespunzător numai la partea frontală, neluându-se în considerare imprimarea inițială.

Deformarea locală a straturilor superficiale cuprinde în mod inerent deformații elastice, iar dacă mărimea acțiunii mecanice este suficient de mare, se provoacă și deformații plastice. O parte din metodele de încercare a durității impun limitarea investigației în domeniul deformațiilor elastice, ca și experiențele lui Hertz. Tot în domeniul deformațiilor cvasielastice se încadrează și o parte din încercările dinamice – încercările dinamice elastice după Shore, Leesen – la care deformarea plastică fiind foarte redusă se neglijează și nu se exprimă explicit în rezultatele încercării. Mărimea durității se stabilește la metodele dinamice-elastice prin înălțimea de ricoșare a penetratorului după izbirea suprafeței piesei examinate.

Cele mai multe metode practicate în prezent urmăresc deformarea plastică produsă la încercare, măsurată din dimensiunile urmei *remanente* după îndepărtarea penetratorului. Se consideră că această urmă remanentă ar constitui caracteristica determinantă pentru aprecierea durității metalului, influența deformației inițiale elastice fiind inoperantă.

În cazul anumitor metode – ca Shore – Monotron și metoda cu pendul Herbert – condițiile de determinare relevă condiționarea implicită de deformare totală, elastică și plastică.

Astfel la metoda Monotron adâncimea urmei se măsoară direct prin deplasarea penetratorului încărcat și nu după descărcarea penetratorului, operația care include inerent în adâncimea urmei și deformația elastică. Măsurarea oscilațiilor pendulului lui Herbert, - caracteristica de duritate la aceste metode fiind determinate din amplitudinea, durata sau viteza oscilației – este de asemenea condiționată de deformarea totală, elastică și plastică provocată de încărcarea pendulului asupra piesei examinate.

1.5. Examinarea caracteristicilor de duritate la încercarea metalelor

Ținând seama de acțiunea mecanică exercitată și de urma produsă, caracteristica de duritate se stabilește la diferitele metode practice în prezent la examinarea metalelor prin:

- compararea directă pe baza scârilor mineralogice, sau
- măsurarea acțiunii mecanice – a forței sau a energiei – (F; T; W) și a dimensiunilor urmei (d; e; O; A) (figura 1.2).

Comparația directă pe baza scârilor mineralogice urmărește încadrarea în diferite clase pe baza apariției urmei la zgărirea succesivă cu diferitele minerale. Rezultatul se exprimă prin mai dur decât... și mai moale decât... menționând două grade (clase) de duritate succesive. Se mai obișnuiește identificarea durității și numai prin gradul ultimului mineral din scara respectivă care nu-i zgârie suprafața. Astfel, la o încercare după scara Mohs, dacă se constată că apariția – gradul 5 după Mohs – nu mai lasă urme pe suprafața unui oțel, în schimb feldspatul – gradul 6 după scara Mohs – zgârie suprafața piesei, se specifică duritatea oțelului ca $H_{Mohs} = 5$.

Tot o asemenea apreciere calitativă eliminatorie “ mai dur sau mai moale decât...” se practică în încercările tehnologice cu pile, ace din oțel sau materiale abrazive.

În locul acestor metode de comparație directă, susceptibile la diferențe mari între rezultate, metodele practice în controlul durității metalelor urmăresc determinarea unei caracteristici pe baza măsurării acțiunii mecanice exercitate și a dimensiunilor urmei produse. În funcție de specificul metodei caracteristica de duritate se exprimă în general prin:

- mărimea forței exercitate, menținând dimensiunile urmei constante – metoda Martens – Heyn;
- dimensiunea urmei produse – adâncime, lățime sau lungime – menținând forța constantă – metodele Durometer, Rockwell etc;
- încărcarea specifică a suprafeței urmei, raportul dintre forța aplicată și suprafața de contact a penetratorului; (F/O metodele Brinell, Vickers etc);
- energia specifică pe suprafața urmei, raportul dintre energia aplicată și suprafața de contact a penetratorului (W/O) – metoda Martel R;
- presiunea specifică pe suprafața urmei, raportul dintre forța aplicată și proiecția urmei (F/A) – metodele Ludwig P., Meyer E.;
- energia specifică pe proiecția suprafeței urmei, raportul dintre energia aplicată și proiecția urmei (W/A) – metoda Wilk, Franke E.;
- încărcarea specifică a volumului urmei, raportul dintre forța aplicată și volumul urmei – metodele Russel, Späth W.;
- energia specifică a volumului urmei, raportul dintre energia aplicată și volumul urmei, Wüst – Bardenheuer.

În cazul încercărilor dinamice plastice se mai recurge la o echivalare a urmelor produse dinamic cu duritățile statice corespunzătoare stabilite inițial pentru fiecare metodă în parte prin încercări comparative executate pe diverse materiale – metodele Guilleery, Baumann, Poldi, Kubasov etc.

La încercările de zgâriere acțiunea mecanică se definește fie numai prin forța normală F , fie mai riguros mecanic prin forța rezultantă R – metoda Kip H . – ținând seama de forța tangențială T .

În cazul încercărilor tehnologice de duritate prin acțiuni de tăiere pe o suprafață întreagă – prin abraziune sau găurire – se apreciază duritatea materialului din masa sau volumul îndepărtat în anumite condiții.

Ținând seama de aceste condiții specifice de exercitare a acțiunii mecanice – tipul și modul de solicitare a materialului – de caracterul deformațiilor considerate elastice, remanente sau totale, și de modul de determinare a caracteristicii de duritate se prezintă în tabelul 1 o clasificare generală a încercărilor de duritate aplicate în prezent în controlul calității metalelor. În cadrul fiecărei grupe de încercări mai apar diferențieri în funcție de forma penetratorului, element care este de altfel hotărâtor pentru aprecierea rezultatelor încercării. (Tabelele 2,3 și 4).

Din examinarea tabelului 1 se relevă diversitatea condițiilor în care se stabilește caracteristica de *duritate* și implicit varietatea dimensiunilor în care se exprimă în fond una și aceeași proprietate a materialului: duritatea. Evident, o asemenea situație prejudiciază eficiența și concludența controlului calității materialului, lăsând mai mult sau mai puțin la latitudinea operatorului alegerea metodei și interpretarea rezultatelor. Pentru a se ajunge la o evaluare cât mai riguroasă de precizie, certă și comparabilă se impune și în acest domeniu introducerea unei discipline metrologice, măsurarea constituind singura operație experimentală care asigură o evaluare de precizie indiscutabilă.

O analiză a diverselor metode de încercare din punct de vedere metrologic permite evidențierea condițiilor în care se poate realiza concludența rezultatelor obținute evitându-se pe cât posibil diferențele dintre determinări și sursele de erori de măsurare

1.6. Analiza condițiilor de reglementare a încercărilor de duritate

Ținând seama de convenționalismul determinării diverselor caracteristici de duritate pentru ca totuși ele să se preteze unei evaluări de precizie se impune ca să se asigure:

- reproductibilitatea riguroasă a operației, printr-o definiție strânsă a tuturor elementelor care pot influența rezultatele;
- aplicarea măsurării tuturor mărimilor fizice care intervin în cursul experienței;
- acceptarea unei mărimi măsurabile ca valoare parametrică, pe baza căreia să se exprime atât măsura caracteristicii cât și diferența dintre două caracteristici;
- stabilirea unei scări pe baza unei funcții care să reprezinte corespondența biunivocă dintre valorile mărimii măsurabile acceptată drept determinantă și caracteristicile de duritate, stabilite cu metoda respectivă.

Nerespectarea acestor condiții este evidentă în cazul aplicării comparației cu scara de duritate mineralogică, independent de numărul claselor acceptate. Astfel, în primul rând operația este echivocă întrucât nu se reglementează forma muchiei cristalului mineral și nici măsura apăsării exercitate. Dependența dimensiunii zgârieturii de acești doi factori este unanim recunoscută și pe deplin confirmată experimental. Dar nu numai apăsarea nu este măsurată ci și urma produsă este apreciată doar calitativ eliminativ: apare – nu apare, implicând o apreciere sub forma mai dur sau mai moale decât duritatea mineralului din clasa respectivă. Astfel, diferențierea durității între două clase este imposibilă iar asocierea unei valori parametrice este exclusă.

Limitele în care respectă celelalte metode de încercare a durității metalelor, menționate în tabelul 1, condițiile unei evaluări de precizie a caracteristicilor va fi analizată detaliat în funcție

Clasificarea încercărilor mecanice de duritate pentru metale

Solicitarea		Deformația determinantă	Caracteristica măsurată			Metoda de încercare după		
Tipul	Modul		Denumirea	Simbol	Dimensiuni		U.M.	
1	2	3	4	5	6	7	8	
Compreseune locală (imprimare)	Statică	Elastică	Presiunea de contact	p_H	$L^{-1}MT^{-2}$	kgf/mm^2	Hertz; Auerbach	
			Încărcarea specifică a suprafeței urmei	F/O	$L^{-1}MT^{-2}$	kgf/mm^2	Brinell; Drozd; Vickers; Attinger; Bercovici	
		Remanentă	Presiunea pe proiecția urmei	F/A	$L^{-1}MT^{-2}$	kgf/mm^2	kgf/mm^2	Meyer; Ludwik; Knoop; Grodzinski
			Încărcarea specifică a volumului urmei	F/V	$L^{-2}MT^{-2}$	kgf/mm^2	kgf/mm^2	Russel
			Presiunea raportată la adâncimea urmei	F/AR	$L^{-2}MT^{-2}$	kgf/mm^2	kgf/mm^2	Späth
			Încărcarea la $e = \text{constant}$	F	LMT^{-2}	kgf	kgf	Martens – Heyn
			Adâncimea urmei $F = \text{constant}$	E_0-e	L	$\mu m(HR)$	$\mu m(HR)$	Durometer; Rockwell
			Lățimea urmei de rulare	b	L	μm	μm	Herbert - Rolldur
			Încărcarea la $e = \text{constant}$	F	LMT^{-2}	kgf	kgf	Shore – Monotron; Kubasov
			Amplitudinea oscilației pendulului; $F = \text{constant}$	W	L, L^{-1}	grade	grade	Herbert
Durata oscilației pendulului; $F = \text{constant}$	t	T, T^{-1}	s	s	Herbert; Rebinder			
Viteza pendulului; $F = \text{constant}$	V; ω	LT^{-1}	grade/s	grade/s	Kuznetsov			

1	2	3	4	5	6	7	8
Compreziune locală (imprimare)	Dinamică	Elastică	Înălțime de ricoșare	h	L	μm	Shore; Kessner
			Unghi de ricoșare	β	L	grade	Lessen - Duroscop
			Energia raportată la suprafața urmei	W/O	MT^{-2}	kgf/cm	Wilk
Tăiere locală (zgâriere)	Statică	Remanentă	Energia raportată la volumul urmei	W/V	$\text{L}^{-1}\text{MT}^{-2}$	kgf/mm^2	Martel; Franke; Wüst-Bardenheuer
			Urme echivalente	-	-	kgf/mm^2	Baumann-Steinruck; Graven-Werner
			Urme duble comparate	$(d_1/d_2)^n$	-	kgf/mm^2	Morin; Poldi; Kubasov
			Urme comparate	-	-	-	Mohr, Behren
			Încărcare normală la $b = \text{constant}$	F	LMT^{-2}	gf	Martens; O'Neill; Richter
			Forța rezultantă	$R^2 = F^2 + T^2$	LMT^2	gf	Kipp
			Încărcarea specifică pe suprafața de alunecare	F/O	$\text{L}^{-1}\text{MT}^{-2}$	gf/mm^2	Ehrenberg
			Presiunea pe proiecția suprafeței de alunecare	F/A	$\text{L}^{-1}\text{MT}^{-2}$	gf/mm^2	Meyer
			Lățimea urmei $F = \text{constant}$	b	L		Martens; Bierbaum; Sporkert
			Lungimea urmei $F = \text{constant}$; $T = \text{constant}$	l	L		Rosenberg
Tăiere pe suprafață	Statică	Așchiera suprafeței	Comparație	-	-	-	Pile; abrazive
			Volum îndepărtat prin găurire	V	L^3	mm^3	Kessner
			Masa îndepărtată prin abraziune	m	M	g	Nieberding; Hruscirov

Metoda de încercare statică a durității de imprimare pentru metale cu penetrator sferic

Scara	Metoda	Condiții de încercare				Caracteristica stabilită		
		Denumirea	Penetrator	Sarcină	Urmă	Definiția	Relația	
1	2	3	4	5	6	7	8	
H	Hertz H.	Duritate fizică	Sferă	Variabilă limită elastică F_e	Turtire elastică limită	Tensiunea critică la limita elastică	$0,5784 \cdot 3 \sqrt{\left(\frac{E}{1-\nu^2}\right)^2 \cdot 3 \sqrt{\frac{F_e}{D^2}}}$ (kgf/mm ²)	
HA	Auerbach F. 1891	Duritate absolută	Sferă	Variabilă limită elastică F_e	Turtire elastică limită	Tensiunea critică înmulțită cu $\sqrt[3]{D}$	$0,4591 \cdot 3 \sqrt{\left(\frac{E}{1-\nu^2}\right)^2 \cdot 3 \sqrt{\frac{F_e}{D^2}}}$ (kgf/mm ²)	
HB	Brinell J.A. 1900	Brinell	Sferă oțel	Constantă $F = KD^2$	Diametrul urmei remanente	Încărcarea raportată la suprafața calotei urmei remanente	$0,6366 \cdot \frac{F}{D^2 \left(1 - \sqrt{1 - \left(\frac{d}{D}\right)^2}\right)}$ (kgf/mm ²)	
HBW	Grodzinski P. 1934	Brinell modificat	Sferă carbură de wolfram					
HM	Mayer E. 1908	Meyer	Sferă oțel	Constantă $F = KD^2$	Diametrul urmei remanente	Încărcarea raportată la proiecția urmei remanente	$1,2732 \cdot \frac{F}{d^2}$ (kgf/mm ²)	
HMH	Martens A. Heyn E. 1908	Martens, Heyn	Sferă oțel Ø 5 mm	Variabilă limită pentru $e = 0,05$ mm	Adâncimea urmei remanente	Sarcina necesară pentru adâncimea urmei $e = 0,05$ mm	F (kgf)	

1	2	3	4	5	6	7	8
H_{\max}	Döhmer P. W. Meincke H. 1942	Duritate finală Duritate maximă	Sferă oțel	Variabilă sarcina afărentă durității maxime	Diametrul urmei remanente	Duritate Brinell maximă atinsă la variația sarcinii	$(HB)_{\max} = f(F)$ (kgf/mm ²)
H	Späth W. 1940	Späth	Sferă oțel	Constantă $F = KD^2$	Diametrul urmei remanente	Duritatea Brinell sau Meyer raportată la adâncimea urmei remanente (e)	$\frac{HB}{e}$ (kgf/mm ³)
HD	Drozd M.S. 1958	Drozd	Sferă oțel	Variabilă	Diametrul urmei remanente	Încărcarea afărentă deformării plastice raportată la suprafața calotei urmei remanente	$\frac{F - F_e}{\pi \cdot D \cdot e}$ (kgf/mm ²)

Tabelul 3.

Metode de încercare statică a durtății de imprimare pentru metale cu penetrator conic

Scara	Metoda		Condiții de încercare				Caracteristica stabilită	
	Autorul	Denumirea	Penetrator	Sarcină	Urmă	Definiția	Relația	
HL	Ludwick P. 1907	Ludwick	Con 90° oțel (r=0)	Variabilă	Adâncimea urmei remanente	Încărcarea raportată la suprafața laterală a urmei remanente	$0,225 \frac{F}{e^2}$ (kgf/mm ²)	
HK	Kubaszov P. V.	Kubaszov (Ludwick)	Con 90° oțel (r=0)	Variabilă	Diametrul urmei globale	Încărcarea raportată la suprafața proiecției urmei globale	$1,2732 \cdot \frac{F}{d^2}$ (kgf/mm ²)	
HCD	Shore A.F. 1918	Monotron (constant diameter)	Con 120° r = 0,375 mm diamant	Variabilă	Diametrul urmei constant	Încărcarea necesară pentru a produce o urmă globală cu d = 0,36 mm	F (kgf)	
HCP	Shore A.F. 1918	Monotron (constant pressure)	Con 120° r = 0,375 mm diamant	Constantă	Adâncimea urmei globale	Adâncimea urmei globale la sarcină constantă	e (mm)	
HRC	Rockwell S.P. 1920	Rockwell	Con 120° r = 0,2 mm diamant	Inițială 10 kgf finală 140 kgf	Adâncimea urmei remanente	Diferența dintre un nivel constant E și adâncimea urmei e	(E-e) (HRC)	
H _{dur}	(Alfa)	Durometer	Con 120° diamant (r = 0)	Inițială 10 kgf finală 140 kgf	Adâncimea urmei remanente	Adâncimea urmei remanente	e (mm)	

Metode de încercare statică a duriții de imprimare pentru metale cu penetrator piramidal și cu penetrator cu muchie

Scara	Metoda		Condiții de încercare		Condiții de măsurare		Caracteristica stabilită	
	Autorul	Denumirea	Penetrator	Sarcină	Urmă	Sarcină	Definiția	Relația
1	2	3	4	5	6	7	8	9
HV	Smith R.L. Sandland G.E. 1922	Vickers	Diamant baza pătrată $\beta = 136^\circ$ între fețe	Variabilă 1gf...100 kgf	Diagonalele urmei remanente (d)	Variabilă	Încărcarea raportată la suprafața laterală a urmei remanente	$1,8544 \cdot \frac{F}{d^2}$ (kgf/mm ²)
HW	Woxen R. 1943	Woxen	Penetrator Vickers	Variabilă	Diferența dintre adâncimile a două urme	Două sarcini succesive F ₁ ; F ₂	Încărcarea raportată la suprafața urmei remanente aferentă diferenței dintre adâncimile măsurate	$\frac{37,83 \cdot F_2}{1000 \cdot h^2} \cdot \left(1 - \sqrt{\frac{F_1}{F_2}}\right)^2$ (kgf/mm ²)
h	Grodzinski P. 1952	Grodzinski	Penetrator Vickers	Variabilă	Diagonalele urmelor remanente	Variabilă	Încercarea necesară să producă o urmă remanentă cu diagonală d = 1; 0,1 sau 0,01 mm	F (kgf, gf)
HK	Knoop F. 1939	Knoop	Baza romb $\beta = 106^\circ$, $\gamma = 172^\circ 30'$ între muchii	Variabilă 1 gf...5 kgf	Diagonala mare a urmei remanente (d ₁)	Variabilă	Încărcarea raportată la proiecția suprafeței urmei remanente	$14,23 \cdot \frac{F}{d^2}$ (kgf/mm ²)

- A penetrator piramidal din diamant -

1	2	3	4	5	6	7	8	9
HT	Bercovici E.S. 1950	Bercovici	Baza triunghi echilateral $\beta = 65^{\circ}02'$ (între muchii) $\gamma = 76^{\circ}54'$ (față de axă)	Variabilă 1 gf...2 kgf	Lungimea laturii urmei remanente (l)	Variabilă	Încărcarea raportată la suprafața laterală a urmei remanente	$2,092 \cdot \frac{F}{l^2}$ (kgf/mm ²)
- B. Penetratoare cu muchie de diamant -								
HA	Artinger M.C 1946	Artinger	Prismă (daltă) $\alpha = 100^{\circ}$	Variabilă 50 gf...1 kgf	Lungimea urmelor remanente pe piese cilindrice mici	Variabilă	Încărcarea raportată la suprafața urmei cu lungimea egală cu 1/2 din raza suprafeței examinate R	$30,85 \cdot \frac{F}{R^2}$ (kgf/mm ²)
HDC	Grodzinski P. 1950	Dublu con	Con dublu baza Ø 4 mm $\alpha = 154^{\circ}$	1 gf...2 kgf	Lungimea urmei remanente l	Variabilă	Încărcarea raportată la proiecția suprafeței urmei remanente	$2,77 \cdot \frac{F}{l^3}$ (kgf/mm ³)

de: alegerea penetratorului, măsurarea acțiunii mecanice, măsurarea urmelor de duritate, stabilirea scării de duritate.

1.6.1. Alegerea penetratorului

Acceptând forma penetratorului drept o condiție specifică a încercării de duritate adoptarea unei forme geometrice regulate se impune numai pentru a se permite o măsurare cât mai simplă și cât mai precisă a dimensiunii urmei.

Dintre corpurile geometrice regulate – sferă, con, piramidă, prismă etc. – se aleg formele care satisfac condițiile similitudinii deformărilor elasto-plastice pentru a se obține o independență a rezistenței materialului față de mărimea forței aplicate. După legea empirică a lui Barba-Kick, *legea rezistențelor proporționale*, se stabilește că există o proporționalitate între lucrul mecanic de deformare și volumul deformat, atâta timp cât este asigurată similitudinea geometrică a volumului deformat și a câmpului de tensiuni. Astfel, pentru a se manifesta aceeași rezistență a materialului la diferite încărcări rezultă că volumele deformate, cu diferite adâncimi de pătrundere, trebuie să fie geometric asemenea.

Penetratoarele sferice – metoda Brinell, Martens etc. preluate după experiențele lui Hertz, nu respectă această similitudine geometrică între urmele imprimate cu diverse sarcini. Pentru a se putea utiliza totuși mai multe sarcini, s-a introdus corespunzător legii rezistențelor proporționale reglementarea constantei gradului de solicitare, definit ca raportul dintre forța F și pătratul diametrului bilei D^2 ($F/D^2 = \text{constant}$). Astfel, rezultatele încercărilor de duritate cu același grad de solicitare evidențiază teoretic aceeași rezistență la pătrundere independent de adâncimea urmei.

Sesizând această diferență a penetratoarelor sferice, Ludwik P. în anul 1908 propune introducerea unor noi forme de penetratoare la care suprafața laterală a urmelor să fie geometric asemenea la orice adâncime, recomandând utilizarea penetratoarelor conice cu unghiul de 90° din oțel, cu vârful ascuțit. Penetratoarele conice s-au impus în practica încercărilor actuale cu unghiul de 120° și cu vârful rotunjit – Shore A.F., Rockwell S.P. – din diamant, constituindu-se ca metode cu caracteristici de duritate specifice, ale căror rezultate sunt independente de mărimea forței aplicate.

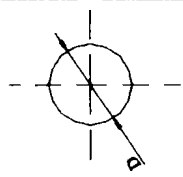
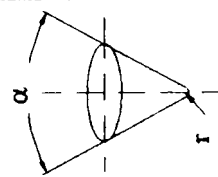
Măsurarea cât mai precisă a urmei a determinat ulterior pe Smith și Sandland în anul 1922 ca să introducă penetratoarele piramidale cu baza pătrat – metoda Vickers. Aceste penetratoare, pe lângă faptul că respectă condiția similitudinii geometrice a urmei, mai permit și o măsurare mult mai precisă a dimensiunii urmei în planul proiecției A (figura 1.2). La această metodă se măsoară diagonalele proiecției pătrate care pot fi decelate mai cert decât diametrul proiecției A a urmelor circulare obținute cu penetratoare conice. Penetratoarele piramidale cu baza rombică, Knoop F., și triunghiulară, Berkovici E.S., urmăresc o majorare a dimensiunilor proiecției A, față de urmele Vickers cu aceeași adâncime.

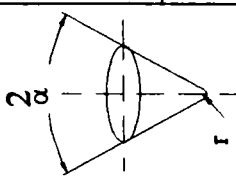
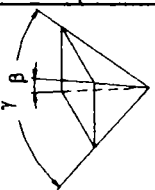
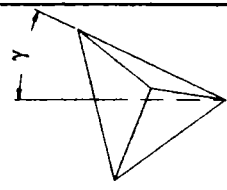
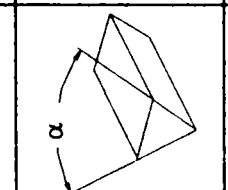
Dacă la aceste forme de penetratoare – sferic, conic, piramidal – independența de mărimea forței este mai mult sau mai puțin asigurată și confirmată experimental în anumite limite, toate celelalte penetratoare cu muchii – Grodzinski P., Attinger M. penetratoarele pentru metodele de zgâriere – prezintă rezultate strâns condiționate de mărimea forței aplicate, restrângând sensibil domeniul lor de utilizare.

În tabelul 5 sunt indicate penetratoarele uzuale utilizate în practica actuală a încercărilor de duritate pentru metale.

Odată reglementată forma penetratorului mai este necesar să se asigure, prin alegerea corespunzătoare a materialului penetratorului, și nedeformabilitatea în cursul încărcării.

Caracteristicile penetratoarelor utilizate la încercările de duritate

Penetratorul		Metoda de imprimare statică			Metoda de imprimare dinamică			Metode de zgâriere		
Denumirea	Forma	Denumirea	Dimens.	Material	Denumirea	Dimens.	Material	Denumirea	Dimens.	Material
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
		Brinell	D = 10; 5; 2,5; 2; 1	Oțel; Metal dur	Dinamice plastice Baumann	D = 10; 5; 6; 35	Oțel Metal dur			
Sferă		Rockwell Super Rockwell	D = 1,5875 3,175 6,350 12,700	Oțel; Metal dur	Metodă cu urme duble Poldi; Morin	D = 10				
		Monotron	D = 0,75 2	Oțel	Dinamice elastice scleroscopice	D = 5; 3; 2,375; 0,5	Oțel Diamant			
		Metode cu pendul Rolldur	D = 1 D = 1,5875	Oțel Rubin Oțel	Durosop	D = 4	Oțel			
		Ludwik	$\alpha = 90^\circ$ $r = 0$	Oțel	Dinamice plastice Kubasov	$\alpha = 90^\circ$ $r = 0$	Oțel	Martens	$\alpha = 90^\circ$ $r = 0$	Diamant
Con		Durometer Rockwell Super Rockwell	$\alpha = 120^\circ$ $r = 0$ $\alpha = 120^\circ$ $r = 0,2$	Diamant Diamant	Metode cu urme duble Kubasov	$\alpha = 90^\circ$ $r = 0$	Oțel	Richter	$\alpha = 120^\circ$ $r = 0$	Diamant

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Con		Monotron	$\alpha = 120^\circ$ $r = 0,375$	Diamant						
		Säuberlich	$\alpha = 10^\circ$ $r = 0$	Oțel						
Piramidă		Vickers	$B = \gamma$ $148^\circ 6'$	Diamant						
		Knoop		Diamant						
Prismă		Berkovici	$\gamma =$ $75^\circ 54'$	Diamant						
		Attinger	$\alpha = 100$ $r = 0$	Diamant				Diritest	$\alpha = 120^\circ$	Diamant
Con dublu		Grodzinski	$\alpha = 154^\circ$	Diamant				Micro	$\alpha = 90^\circ$	Diamant

Din această condiție a rezultat limitarea utilizării penetratoarelor din oțel călit la încercarea durtăților sub 450 HV.

S-a preconizat înlocuirea penetratoarelor din oțel cu penetratoare din metale dure, concreționate. Rezultatele obținute la încercări au relevat însă diferențe sistematice între cele două penetratoare, cu o formă identică dar din materiale diferite, fapt care a impus menținerea penetratoarelor din oțel călit la încercarea Brinell pentru a se preta comparațiilor cu valorile durtății prescrise în prezent la diversele materiale. Această necorespondență între rezultate se datorează deformațiilor elastice diferite ale penetratoarelor și frecărilor diferite a materialului deformat pe suprafața penetratorului.

Materialul ideal pentru confecționarea penetratoarelor este considerat în prezent diamantul – diamante Borts cu cristale mari octaedrice și cu rezistența ridicată – Grodzinski P. Durtatea cristalului de diamant variază în funcție de direcțiile cristalografice și se apreciază de Knoop F. între 6000...6500 HV. Pentru a se obține rezistența maximă, o axă cristalografică a diamantului trebuie să coincidă cu axa longitudinală – înălțimea corpului penetratorului prelucrat.

Acțiunea frecărilor dintre penetrator și materialul deformat, care se opun pătrunderii este strâns condiționată de natura materialului și de rugozitatea suprafețelor penetratorului, de calitatea prelucrării. Cercetările lui Sachs G. au relevat influența naturii materialului și a calității suprafețelor care se manifestă în special în cazul în care nu se asigură aplicarea normală a axei longitudinale a penetratorului pe suprafața examinată. Pentru a se menține în anumite limite reproductibile acțiunea frecării se specifică în prezent în condițiile metodei materialului penetratorului și se tinde să se fixeze rugozitatea suprafeței penetratorului. Calitatea suprafeței poate fi controlată tehnic deocamdată numai la piesele metalice – din oțel sau metal dur. Pentru examinarea rugozității penetratoarelor din diamant se preconizează aplicarea unor metode optice de interferență, metodă încă în curs de experimentare în unele laboratoare din străinătate.

1.6.2. Măsurarea acțiunii mecanice

În examinarea comportării mecanice a materialelor sub acțiunea oricăror solicitări se face în prezent o diferențiere în funcție de viteza de deformare provocată ($d\epsilon/dt$). Atât timp cât aceste viteze de deformare se mențin sub 100 %/min – între 1 mm/min și 100 mm/min *solicitările* se consideră *statice*, iar caracteristicile determinate în aceste condiții sunt apreciate practic drept independente de viteza de deformare aplicată. De îndată ce se depășește această limită, comportarea mecanică a materialului, în principal capacitatea de deformare plastică, se modifică sensibil depinzând de mărimea vitezei de deformare. Aceste solicitări cu viteze de deformare peste 100 %/min se definesc ca *solicitări dinamice*.

Ținând seama de influența modului de acționare, static sau dinamic, asupra rezultatelor încercărilor, în standarde se reglementează în mod curent fie viteza de deformare în %/min, fie indirect viteza de solicitare în Kgf/mm^2s . încercarea la tracțiune. Pentru încercările de duritate o asemenea condiție dinamică nu este reglementată explicit la nici o metodă. De altfel, specificul încercărilor de duritate prezintă dificultăți de reglementare a vitezei de deformare sau a vitezei de solicitare, întrucât atât deformarea cât și solicitarea variază continuu în cursul imprimării penetratorului; viteza de deformare scade de la viteza inițială de contact până la cvasi-anularea ei la epuizarea duratei de aplicare prescrisă, iar viteza de solicitare se reduce continuu prin majorarea suprafeței de contact și încetinirea pătrunderii în material. O viteză de deformare constantă se poate impune numai încercărilor de zgâriere și de duritate prin rulare – Rolldur –

prin reglementarea vitezei de deplasare a penetratorului, după o direcție paralelă cu suprafața piesei de examinat.

La încercările de imprimare problema efectului dinamic la aplicarea sarcinii apare deosebit de operantă și se găsește în prezent în centrul preocupărilor cercetătorilor din domeniul sclerometriei.

Intervenția acțiunii dinamice în cursul încercărilor de duritate se manifestă pe de o parte prin intercondiționarea vitezei de deformare a materialului, iar pe de altă parte prin majorarea sarcinii statice datorată cumulării efectului energiei cinetice a maselor aplicate. Prin limitarea vitezei de deformare în regimul încercărilor statice se asigură numai o comportare mecanică a materialului, practic independentă de viteză, o caracteristică statică prin definiție. Restrângerea influenței energiei cinetice a sarcinii aplicate, constituie o condiție aparte care, chiar dacă nu implică o mărire a vitezei de deformare peste toleranța acceptată – peste 100%/min –, totuși ajunge să afecteze determinarea durității prin mărirea acțiunii mecanice de producere a urmei. Astfel, în funcție de ponderea efectului dinamic – raportul dintre energia cinetică și valoarea sarcinii nominale statice – se obțin urme de dimensiuni diferite implicând durități distincte atât timp cât se raportează numai la sarcina statică nominală a încercării.

Efectul dinamic al aplicării sarcinii a fost relevat inițial la încercările Vickers cu microsarcini – sub 500 gf – din diferențele flagrante între rezultatele obținute la aparate cu încercări directe și la aparate cu resoarte. La aparatele cu resoarte de încărcare, sarcina se aplică progresiv de la zero la valoarea prescrisă, care se menține apoi constantă. În schimb, la aparatele cu încărcări directe sarcina este depusă pe penetrator cu o anumită viteză și apoi se deplasează împreună cu penetratorul cu o altă viteză; în ambele faze, atât la depunere cât și în cursul imprimării, se manifestă energia cinetică a maselor încărcate. Chiar dacă prin precauțiunile luate – prin introducerea unor amortizoare – viteza de depunere poate fi limitată, totuși mai intervine inevitabilă acțiunea a energiei cinetice din cursul imprimării.

Influența energiei cinetice din cursul imprimării crește o dată cu reducerea lucrului mecanic de deformare, o dată cu micșorarea urmelor obținute la utilizarea sarcinilor mici. Pe baza unui bilanț energetic – după Bückle H. – sau din ecuația diferențială a mișcării – după Girschig R., Krisch A. s-au stabilit relații pentru evaluarea erorii de determinare a durității în funcție de viteza maselor în cursul imprimării. Aceste relații teoretice au confirmat parțial – pentru anumite viteze și mase de încărcare, - formulele empirice prestabilite de Bergsman E.M. și Townend G.H.

În prezent la încercările cu microsarcini se preconizează:

- limitarea vitezei de încărcare după Bückle H. $\frac{dF}{dt} = 2,5 \text{ gf/s}$, ceea ce reprezintă o viteză de penetrare sub 5 $\mu\text{m/s}$;

- limitarea vitezei de aplicare la 50 $\mu\text{m/s}$ – după Girschig R., 10...20 $\mu\text{m/s}$ după Brown A.G. – Ineson E. și Townend G.H. la sarcini între 2,5 gf și 500 gf.

Pentru microsarcini sub 2,5 gf, Norris D.I. și Lloyd S.I. constată o influență a vitezei de încărcare chiar și sub 16 $\mu\text{m/s}$ la examinarea pieselor din aluminiu, recomandând reducerea limitelor propuse de Townend G.H.

Apariția efectului dinamic la încercările de duritate statice cu sarcini normale – Vickers, Brinell și Rockwell – a fost neglijat până în ultimii ani, considerându-se suficientă reglementarea calitativă a unei “aplicări lente și continue” prescrisă de norme și standarde, acceptată în prezent unanim pe plan mondial. Este de remarcat faptul că această condiție calitativă este satisfăcătoare pentru încercările efectuate prin acționarea hidrostatică cu o pompă, preconizată inițial de Brinell J.A. și menținută consecvent de Guillery R., la care sarcina crește continuu până la valoarea prescrisă.

Dar în cazul aparatelor cu încărcări prin greutate, direct sau prin intermediul unor pârghii – construcțiile cele mai frecvente azi în exploatare – acțiunea mecanică a maselor aplicate se manifestă din plin și o mai strânsă reglementare a încărcării se impune pentru a se asigura comparabilitatea rezultatelor obținute cu diverse aparate.

Majorarea sarcinii nominale la încercări de duritate Rockwell executate la aparate cu încercări cu greutate a fost evidențiată în ultimii ani prin înregistrările efectuate de Hormuth K. și Krisch A.

Dependența strânsă a caracteristicilor de duritate de modul de acționare, pe deplin confirmată experimental și unanim recunoscută, relevă necesitatea reglementării riguroase a regimului de încărcare. Sub acest aspect încercările de duritate statice sunt susceptibile unei reproductibilități riguroase prin fixarea unei viteze de aplicare a penetratorului, care să evite acțiuni dinamice suplimentare. Astfel, urma imprimată va fi condiționată numai de mărimea sarcinii statice măsurată în prealabil. În schimb, metodele de încercare dinamică vor evidenția o deformare dinamică specifică vitezei respective de aplicare a penetratorului, care în nici un caz nu va fi identică cu deformarea în regim static.

Pe lângă faptul că încercările dinamice relevă comportarea numai la o anumită viteză de deformare, aceste metode mai prezintă dezavantajul faptului că mărimea forței sau a energiei consumate în producerea urmei este dificil de evaluat. O dată cu imprimarea penetratorului o parte din energia de lovire se cedează piesei și se pierde în vibrațiile acesteia. Aceste pierderi de energie nu pot fi riguros evaluate și în consecință rezultatele încercărilor dinamice rămân comparabile pe baza energiei totale de acționare numai dacă masa pieselor examinate este practic aceeași, condiție care de altfel se menționează până și în instrucțiunile de utilizare a aparatelor de încercat.

O reproductibilitate discutabilă a acțiunii mecanice apare și la încercările de duritate cu pendul Herbert. Independent de mărimea cinematică acceptată drept determinantă – amplitudinea, durata sau viteza de oscilație a pendulului – aceasta variază continuu și ca urmare operația experimentală se pretează unei latitudini de interpretare oricât de strânsă ar fi prescrisă metodologia. De altfel, această lipsă de reproductibilitate a metodei este o acuză curentă adusă în publicațiile de specialitate fapt care a și împiedicat răspândirea metodei în controlul producției industriale.

Acțiunea mecanică în cazul metodelor de zgâriere prezintă o situație mai complexă intervenind pe lângă forța normală și o forță laterală (figura 1.2.), mărimea căreia în general nu se ia în considerare. Chiar și la aparatele de încercare a durității prin zgâriere după Kip H. și Rosenberg, la care se măsoară forța laterală T , determinarea rămâne echivocă întrucât direcția forței laterale T variază continuu în funcție de adâncimea de pătrundere atinsă la piesa examinată.

Din analiza posibilităților de reglementare și măsurare a acțiunii mecanice cu diferite metode de încercare a durității se poate conchide că **în prezent, singurele metode susceptibile unei reproductibilități riguroase sunt metodele statice de imprimare**, sub rezerva prescrierii vitezei de aplicare a sarcinii. În aceste metode prin măsurarea sarcinii aplicate acțiunea care provoacă deformarea locală este determinată univoc.

1.6.3. Măsurarea urmelor de duritate

Desfășurarea deformării în cursul încercărilor de duritate cu diverse forme de penetratoare a constituit obiectul unor numeroase studii teoretice și experimentale. Analiza comportării distincte a diverselor materiale sub acțiunea imprimării locale este absolut necesară pentru a putea aprecia condițiile judicioase de măsurare a urmelor de duritate.

Deformațiile locale provocate la încercările de duritate cuprind, după cum s-a mai expus anterior, deformații elastice și plastice. Raportul dintre aceste două feluri de deformații produse chiar la aceeași încărcare depinde de natura materialului, pe când la metale componenta elastică este în general neglijabilă, la toate metodele practicate, în schimb la cauciuc, deformațiile elastice sunt predominante, iar la materialele plastice apare aproximativ o egalitate între cele două componente ale deformației totale. Acest specific al comportării mecanice împiedică de altfel orice comparare a durității stabilite prin metodele actuale de încercare la materiale care nu prezintă același raport între deformațiile elastice și plastice înglobate în urma produsă, elementul convențional de determinare a caracteristicii de duritate.

La încercarea durității metalelor, după cum au arătat amplele lucrări ale lui Meyer E. și

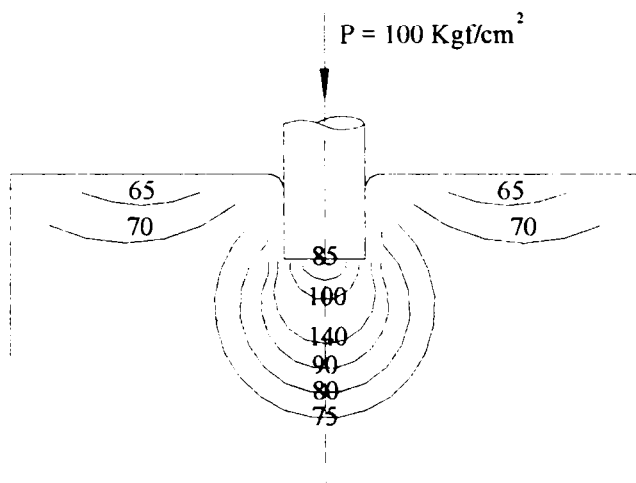


Figura 1.3 Repartiția izosclerelor la imprimarea unui cilindru cu capăt plat într-o piesă din cupru – HB 1/10/60 -

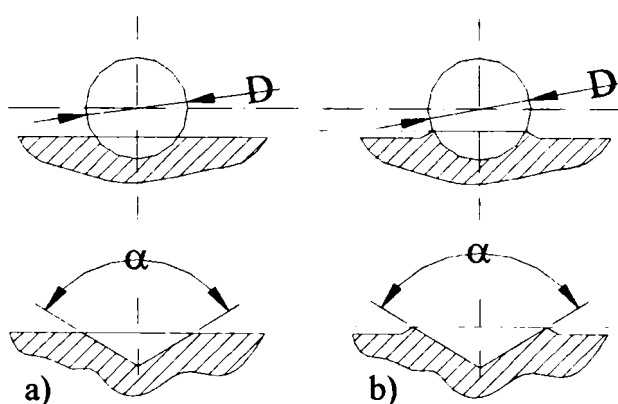


Figura 1.4. Profilele imprimărilor sferice și conice la metale inițial necruisate (a) și la metale ecruisate (b)

Stribeck, determinarea durității trebuie urmărită necondiționat în domeniul deformațiilor plastice întrucât astfel se ajunge la o interpretare incompletă și neconcludentă pentru aprecierea calității materialului: egalitatea deformațiilor elastice nu implică și o egalitate ulterioară a deformațiilor plastice, sub aceeași încărcare locală. Diferența în comportare se datorează capacității distincte de ecruisare a diverselor metode, sau chiar al aceluiași metal sau aliaj cu structuri diferite (turnat, forjat, laminat, normalizat, călit etc.).

În cursul imprimării locale se produce la orice metal o ecruisare mai mult sau mai puțin accentuată, care este asociată inerent cu o creștere a rezistenței. Mai mult chiar, anumite metale suferă o recristalizare evidențiată metalografic la încercarea cuprului moale, între a ține și M^{os} C. Acțiunea de ecruisare afectează o întreagă zonă a materialului din jurul urmei, care participă la împiedicarea imprimării. Extinderea acestei zone ecruisate a fost urmărită în ultimul deceniu prin examinarea în plan diametral al urmei imprimate a variației durității executate cu sarcini mici – sub 10 kgf – ridicându-se fasciculele de izosclere, curbe de aceeași duritate – O'Neill H., Bückle H. În figura 1.3 se prezintă izosclerele ridicate de O'Neill la imprimarea unui corp cilindric cu baza plană într-o piesă din cupru moale,

duritățile au fost determinate după metoda Brinell cu bilă de Ø 1mm, sarcina de 10 Kgf și o durată de încărcare de 60 s.

Odată cu ecruisarea materialului apare și o alunecare la marginile imprimării, o coborâre față de nivelul suprafeței piesei examinate – figura 1.4 a - întrucât solicitarea exercitată atrage după sine și materialul din vecinătate, a cărui rezistență inițială se menține practic neafectată; se înregistrează în anumite cazuri ușoare creșteri, dar în nici un caz o diminuare a rezistenței la compresiune locală a metalului din vecinătatea urmei. Dacă metalele au suferit însă înainte de

încercare o ecruisare puternică, imprimarea este însoțită de o înălțare a marginilor urmei față de planul suprafeței piesei examinate – figura 1.4 b - . Aceste coborâri și înălțări, față de planul suprafeței examinate, a marginilor ajung după Weingraber H. până la 30% din înălțimea urmei sferice la încercările Brinell; s-au constatat coborâri de 30% la metalele turnate și înălțări de 30% la metalele prelucrate la rece, respectiv de 10% la metalele prelucrate la cald. Asemenea denivelări ale marginilor urmei se identifică la orice imprimări cu bile și conuri.

O configurație diferită a denivelărilor marginilor urmei se înregistrează la încercările de duritate cu penetratoare piramidale Vickers, Knoop, Berkovici. Dacă în lungul fețelor apar și în acest caz denivelări, în schimb în dreptul muchiilor materialul practic se menține în planul suprafeței examinate (figura 1.5).

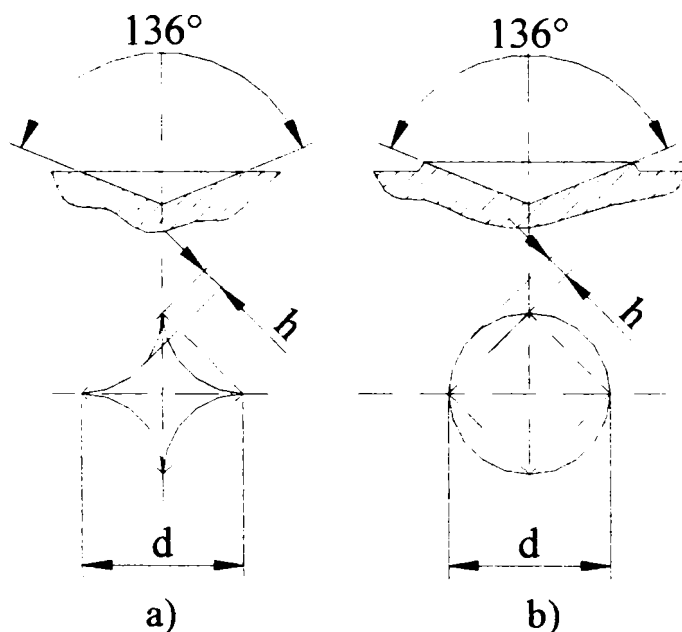


Figura 1.5. Profilele imprimărilor piramidale Vickers la metale inițial neecruisate (a) și la metale ecruisate(b)

Această situație a fost confirmată prin micrografieri interferențiale Bückle H. care au permis măsurarea cu precizie a diverselor denivelări. Împiedicarea alunecărilor de material este de altfel justificată de majorarea inerentă a acțiunii de reținere a metalului limitrof urmei, care se manifestă în dreptul muchiilor pe un contur mult mai mare decât în lungul fețelor piramidei. Chiar dacă la urmele piramidale colțurile proiecției urmei se situează întotdeauna în planul suprafeței piesei examinate, totuși măsurarea dimensiunilor reale ale suprafeței urmei rămân afectate de denivelările care apar în lungul laturilor. Urmele cu denivelările analizate reproduc profilul penetratorului în tot cursul încercărilor de

duritate atât timp cât se menține încărcarea. De îndată ce sarcina este îndepărtată deformarea elastică se anulează – figura 1.5 - , iar urma plastică – *urma remanentă* – preia un contur care *diferă sensibil de forma penetratorului*, după cum au arătat numeroasele investigații efectuate de Weingraber H. Această modificare a profilului urmei se datorează tocmai repartiției neuniforme a tensiunilor elastice pe contur. În consecință, *orice evaluare a dimensiunilor urmei considerând-o identică cu profilul penetratorului, este mai mult sau mai puțin aproximativă.*

Din analiza desfășurării deformărilor locale se relevă diferențierile care intervin între diversele metode de încercare a durității doar prin faptul că se recurge numai la o anumită metodă de măsurare a dimensiunilor urmei. Astfel, orice măsurare urmărind deplasarea penetratorului, raportată la suprafața piesei examinate este de la bun început eronată întrucât nici la metalele ecruisate și nici la cele ne-ecruisate nu corespunde cu suprafața reală de contact. Din acest punct de vedere măsurările urmei remanente sunt certe, - chiar dacă se acceptă aproximarea că reproduc conturul penetratorului, - sub rezerva ca aparatura folosită să permită decelarea marginilor suprafeței efective de contact și să nu fie influențate de denivelările marginale existente.

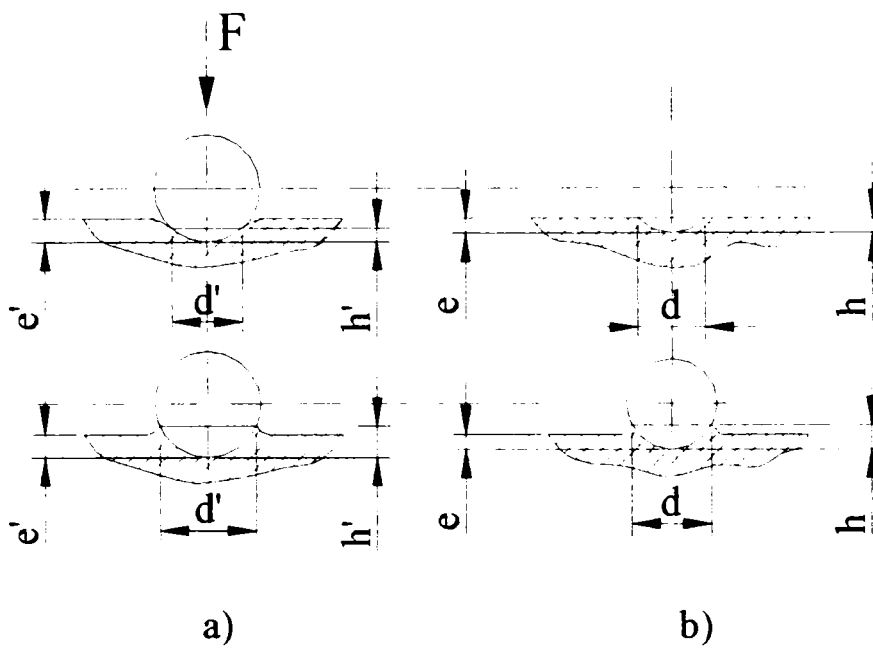


Figura 1.6. Dimensiunile urmei totale elastice și plastice (a) și remanente (b) la imprimări sferice în metale necruisate și ecruisate

De altfel, măsurarea adâncimii urmelor totale h sau chiar a urmelor remanente e – figura 1.6. – este susceptibilă de erori mult mai mari decât măsurarea dimensiunilor d ale urmei remanente în planul bazei suprafeței de contact (figura 1.6.), datorită faptului că înălțimea este întotdeauna de 5...10 ori mai mică decât diametrul urmei sferice sau conice, respectiv diagonala urmei piramidale. Aparatura optică folosită la măsurarea urmei avânt aceeași precizie limită, în general $\pm 1\ \mu\text{m}$

toate determinările durității pe baza adâncimii urmei – de ex. metoda Rockwell – vor fi grevate de erori relative de 5...10 ori mai mari decât metodele care prescriu măsurarea urmei în planul bazei suprafeței de contact – metodele Brinell, Vickers, Knoop etc.

1.7. Definierea metodelor de încercare a durității Rockwell, Brinell Vickers și Knoop

Acest capitol prezintă în mod centralizat metodele statice de imprimare a durității Rockwell, Brinell, Vickers și Knoop, punctându-se pentru fiecare principiul încercării, definiția metodei, terminologie, simboluri, condiții tehnice, modul de executare a încercării și exprimarea rezultatelor conform standardelor românești și euronorme.

Determinarea de precizie a caracteristicii de duritate, atributul esențial reclamat în final oricărei metode, este condiționată de posibilitatea de a se stabili o funcție între diversele elemente care intervin în cursul încercării, care să definească univoc caracteristica de material în condițiile convenționale adoptate. Pe baza valorilor acestor funcții se poate apoi constitui scara de duritate a metodei, reproducă și transmisă cu aparatele etalon de înaltă precizie.

La diversele metode de încercare a durității practicate în prezent această funcție se stabilește în condiții convenționale recurgând la încadrarea explicită sau implicită a elementelor determinante pentru o anumită formă de imprimare și anume:

- Acțiunea mecanică, M ,
- Forma penetratorului, G ,
- Dimensiunea urmei, L ,

Astfel, în general, duritatea se poate exprima printr-o funcție de forma :

$$H = f(M;G;L)$$

Acceptând unul dintre aceste elemente constant, de exemplu forma penetratorului, funcție de scară se reduce la:

$$H = f(M;L)$$

$$G = \text{const.}$$

O completă liniarizare se obține dacă acțiunea mecanică se menține constantă:

$$H = f(L)$$

$$M = \text{const.}; G = \text{const.}$$

Sau se impune o anumită dimensiune urmei.

$$H = f(M)$$

$$G = \text{const.}; L = \text{const.}$$

Acceptarea oricărei forme a funcției de scară $H=f(M;G;L)$, are un caracter convențional și permite determinarea univocă a caracteristicii de duritate ca mărime intensivă în unitățile scării respective

1.7.1. Încercarea de duritate Rockwell.

Introducerea unei relații liniare în determinarea durității, preconizată inițial de MARTENS-HEYEN, a reușit să se impună în practica industrială prin metoda Rockwell cu sarcină inițială, utilizând un penetrator conic cu vârful rotunjit din diamant ($\alpha = 120^\circ$; $r = 0.2\text{mm}$), sau diverse penetratoare sferice din oțel. Valoarea durității se determină la această metodă din mărimea adâncimii de pătrundere, menținând sarcina constantă.

Pentru a se evita influența neregularităților și a neomogenității straturilor exterioare ale piesei, adâncimea de pătrundere se măsoară față de o imprimare preliminară efectuată cu o sarcină inițială (figura 1.7.).

Încercarea se execută în trei faze și anume:

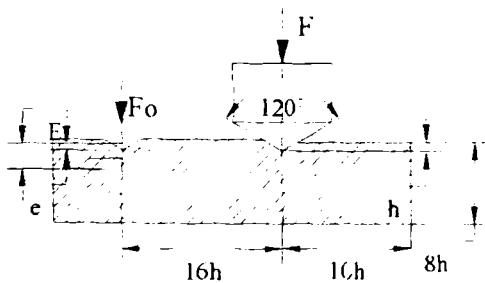


Figura 1.7. Imprimarea urmelor cu metoda Rockwell

Faza 1. Se aplică o sarcină inițială de 10 kgf, sub acțiunea căreia penetratorul atinge o anumită adâncime, considerată drept poziție inițială.

Faza 2. Se aplică o supra-sarcină și penetratorul continuă să fie imprimat în material.

Faza 3. Se ridică supra-sarcina, menținându-se aplicată sarcina inițială și penetratorul revine la o adâncime e , după anularea deformației elastice. Adâncimea urmei e se

măsoară față de poziția inițială a penetratorului în faza 1.

Determinarea durității se bazează pe măsurarea adâncimii urmei e cu un comparator mecanic sau optic care urmărește deplasarea penetratorului. Mărimea adâncimii se exprimă în unități convenționale Rockwell $1\text{HR} = 0.002\text{mm}$.

Pentru a se obține durități crescătoare pe măsură ce adâncimea se reduce, duritatea Rockwell este dată ca diferență dintre o valoare constantă E și mărimea adâncimii urmei e . Relațiile de calcul sunt:

$$HR = E - \frac{e}{0.002} \quad (11)$$

dacă e este exprimat în mm, respectiv

$$HR = E - e \quad (12)$$

dacă e este indicat direct în unități Rockwell.

Metoda Rockwell se aplică în diferite condiții, cu penetratoare și sarcini diferite, care definesc scara metodei. În afară de scările Rockwell s-au mai preconizat și scări Superficiale Rockwell cu sarcini reduse, pentru examinarea straturilor subțiri. Încercările curente cu metoda

Rockwell se efectuează în condițiile scării C sarcina de 10kgf și penetratorul cu con de diamant cu un unghi la vârf de 120° cu capătul în formă de calotă cu o rază de 0.2 mm. Această scară permite măsurarea durtății în domeniul $20 < HRC < 87$.

Limitarea domeniului de aplicare a scării C rezultă din condițiile de desfășurare a penetrării prescrise de metodă și anume:

- sub sarcina inițială pătrunde în piesa de examinat numai porțiunea rotunjită de la capătul conului, iar

- sub sarcina totală pătrunde în material și porțiunea conică a diamantului.

Dacă aceste condiții nu sunt respectate urmele nu mai rămân asemănătoare între ele la diferitele durtăți și determinarea nu mai este unitară. Într-adevăr dacă penetrarea se face numai în limitele porțiunii rotunjite, la o adâncime totală sub 0.0268 mm, încercarea Rockwell se prezintă drept o încercare Brinell cu o bilă de diamant de 0.2 mm și o sarcină de 150 kgf. Introducându-se această limită de adâncime remanentă, $e = 0.0268$ mm, în relația de calcul a durtății Rockwell C, rezultă:

$$HRC = 100 - \frac{0.0268}{0.002} = 86.6 \quad (13)$$

mărimea durtății maxime care poate fi determinată.

În cazul că penetrarea sub sarcina inițială depășește înălțimea porțiunii rotunjite (0.0268 mm), urma inițială preia contur conic. Limita inferioară de utilizare rezultă din determinarea durtății Brinell corespunzătoare unei încercări cu bilă de diametru de 0.2 mm și o sarcină de 10kgf, la care se obține o urmă de 0.0268mm adâncime. Duritatea Brinell stabilită este de aproximativ 230HB, ceea ce reprezintă 19HRC.

Limitele impuse pentru scara HRB s-au fixat pe aceleași considerente ca și la încercarea Brinell, astfel ca urma să se încadreze între 0.2D și 0.5D (pentru diametrul bilei $D = 1.5875$ mm).

În standarde se specifică următoarele domenii de aplicare:

- pentru scara HRC... 20... 67 (235... 900 HV);
- pentru scara HRB... 40... 100 (80... 230 HV);

1.7.1.1. Încercarea de duritate Rockwell scările A, C și D

Principiul încercării:

Încercarea constă în apăsarea pe probă a unui penetrator (con de diamant), cu o sarcină aplicată în două trepte. Se aplică sarcina inițială (F_0) de la care se trece la sarcina totală (F), se măsoară adâncimea de pătrundere remanentă (e) a penetratorului în probă după revenirea de la sarcina totală la cea inițială.

Definiție:

Duritatea Rockwell este diferența dintre un număr (E) reprezentând o adâncime de referință stabilită convențional și adâncimea remanentă (e), măsurată după revenirea de la sarcina totală (F) la sarcina inițială (F_0), conform figurii 1.9.

$$HR = E - e = 100 - e$$

Terminologie și simboluri

Conform EN 10109-1 și STAS 10919-78 (tabelul 1.6)

Tabelul 1.6

Simbolul	Definiția	Unitatea de măsură
HR	Simbolul și unitatea durtății Rockwell	
HRA	Simbolul și unitatea durtății Rockwell, scara A	HRA

Simbolul	Definiția	Unitatea de măsură
HRC	Simbolul și unitatea durității Rockwell, scara C	HRC
HRD	Simbolul și unitatea durității Rockwell, scara D	HRD
F ₀	Sarcina inițială	N
F ₁	Suprasarcina	N
F	Sarcina totală (F = F ₀ +F ₁)	N
α	Unghiul la vârf al conului penetrator	grade centesimale
R	Raza de rotunjire a vârfului penetratorului	mm
E	Adâncimea convențională dată (100)	-
e	Adâncimea de pătrundere remanentă (creșterea adâncimii de pătrundere a penetratorului măsurată sub sarcina inițială F ₀ , după îndepărtarea suprasarcinii F ₁)	Unități HR (1 HR = 0.002 mm)
h ₀	Adâncimea de pătrundere sub sarcina inițială F ₀ înaintea aplicării suprasarcinii	mm
h ₁	Adâncimea de pătrundere sub efectul suprasarcinii F ₁	mm
t	Durata de menținere a suprasarcinii totale	s
v	Viteza de apropiere a penetratorului	mm/s

Notare:

Duritatea Rockwell se notează cu simbolul HR, precedat de valoarea durității și urmat de litera corespunzătoare scării respective A, C sau D.

Exemplu: 59 HRC (duritatea Rockwell 59 pe scara C).

Aparatură:

Aparatul de încercare a durității, inclusiv dispozitivul de măsurare a adâncimii de pătrundere și penetratorul, trebuie să îndeplinească condițiile din EN 10109-2 și STAS 7169/3-88.

Proba:

Suprafața probei trebuie să fie netedă, lipsită de oxizi, impurități, lubrefianți sau defecte de suprafață. Rugozitatea suprafeței trebuie să fie Ra 1.6. La prelucrarea suprafeței trebuie să se evite ecruisarea și încălzirea la temperaturi ce ar putea provoca modificări structurale ale materialului.

Încercarea se execută pe suprafețe plane sau curbe cu diametrul mai mare de 25mm.

Grosimea probei sau a stratului încercat trebuie să fie de cel puțin zece ori mai mare decât adâncimea remanentă de pătrundere(e). Pentru aprecierea grosimii minime se poate utiliza graficul din figura 1.8.

După încercare, suprafața probei opusă suprafeței încercate nu trebuie să prezinte nici un fel de deformații.

Executarea încercării:

Încercarea se execută în condițiile atmosferei ambiante de încercare, conform STAS 6300-81. Proba se așează pe un suport rigid plan sau cu o formă adaptată probei, cu o duritate de min.60 HRC, conform STAS 7925-84. Suprafețele în contact trebuie să fie curate și să asigure așezarea perfectă, care să nu permită deplasarea sau deformarea probei sub sarcina de încercare.

Sarcinile pentru încercare de duritate Rockwell sunt redate în tabelul 1.7.

Sucesiunea operațiilor este următoarea:

Se apropie vârful penetratorului de suprafața probei, se aplică lent sarcina inițială (F₀) și apoi suprasarcina (F₁).

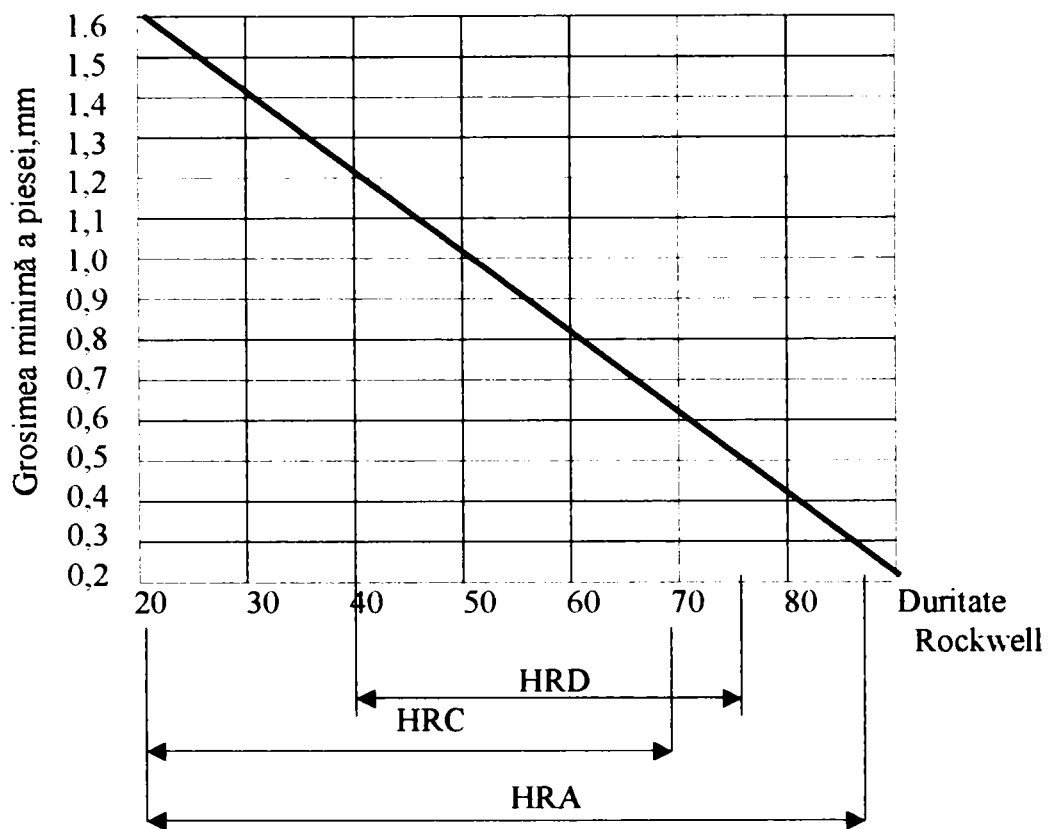
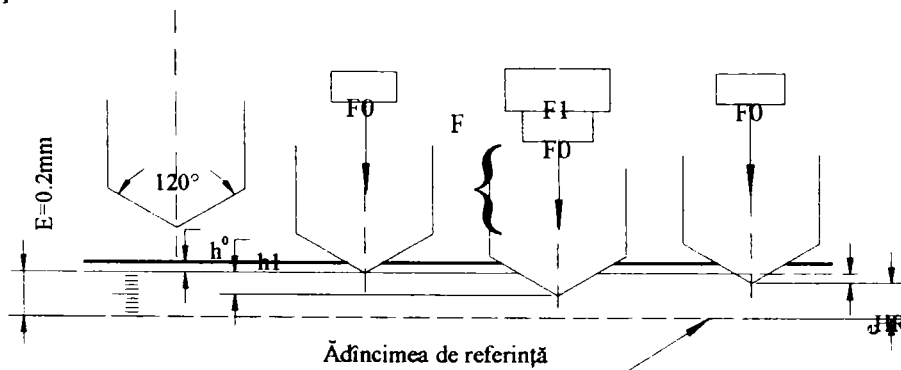


Figura 1.8. Grosimea stratului încercat pentru metoda Rockwell

Tabelul 1.7.

Scara durității Rockwell	Sarcina inițială, F_0 N	Sarcina totală, F N
HRA	98.07	588.4
HRD	98.07	980.7
HRC	98.07	1417.0

Viteza de apropiere a penetratorului de suprafața probei trebuie să fie cuprinsă între 0.8 și 1.0 mm/s.



Vârful penetratorului se aplică pe probă printr-o mișcare de translație, axială, perpendiculară pe suprafața probei. Abaterea de la perpendicularitate maxim admisă este de 2° .

Figura 1.9. Principiul metodei Rockwell cu penetrator con de diamant

După contactul cu proba, penetratorul este apăsat pe aceeași direcție cu o forță care crește continuu și uniform până la valoarea F_0 , pătrunzând în probă până la adâncimea h_0 .

După aplicarea sarcinii inițiale F_0 se face reglajul (automat sau manual) al dispozitivului de măsurare a adâncimii de pătrundere la valoarea 100.

Se mărește continuu și uniform sarcina până la valoarea totală F în intervalul de 2...8s. Sarcina totală se menține funcție de natura materialului conform tabelului 1.8

Tabelul 1.8

Timpul de menținere, s	Natura materialului
1...3	Materiale care în condițiile de încercare nu prezintă nici o deformare plastică în timpul aplicării sarcinii totale (F)
1...5	Materiale care în condițiile de încercare prezintă o deformare plastică în timpul aplicării sarcinii totale (F)
10...15	Materiale care în condițiile încercării prezintă importante deformări plastice în timpul aplicării sarcinii totale (F)

După menținerea sarcinii totale F conform tabelului 1.8, se reduce continuu sarcina până la valoarea F_0 și se citește indicația dispozitivului de măsurare a adâncimii de pătrundere. În timpul încercării nu se admit șocuri sau vibrații.

Distanța între contururile a două amprente sau de la conturul amprentei la margine trebuie să fie de minimum 4 ori diametrul, dar minim 2mm. Distanța de la centrul amprentei la marginea probei trebuie să fie de minimum 2.5 ori diametrul amprentei dar minim 1mm.

Înainte încercării propriu-zise se vor efectua 1...2 încercări pe probă, fără a se lua în considerare rezultatele, în scopul asigurării unui contact perfect între penetrator și tija port-penetrator, cât și între suportul probei și măsura aparatului.

Citirea durității se efectuează cu o precizie de ± 0.5 HR.

Duritatea Rockwell pe scările A,C și D se determină prin mai multe încercări al căror număr, dispersie, amplasament și interpretare se prevăd în standardele de produs.

Exprimarea rezultatelor

Duritatea Rockwell se exprimă prin numere întregi, făcându-se rotunjire cu o precizie de ± 0.5 HR. Echivalarea durității Rockwell A, C și D cu alte scări de duritate este informativă și se execută conform STAS R 883-82.

1.7.1.2. Încercarea de duritate Rockwell scările B, F și G.

Principiul încercării

Încercarea constă în apăsarea pe piesa de încercat a unui penetrator (bilă de oțel) cu o sarcină aplicată în două trepte. Prima treaptă constituie sarcina inițială (F_0) de la care se trece lent și uniform la sarcina totală (F). Se menține sarcina totală (F) un timp dat, se revine lent și uniform la sarcina inițială (F_0) și se măsoară adâncimea de pătrundere remanentă (e) a penetratorului în materialul de încercat.

Definiție

Duritatea Rockwell este diferența dintre un număr(E), reprezentând o adâncime de referință stabilită convențional și adâncimea remanentă(e), măsurată după revenirea de la sarcina totală(F) la sarcina inițială(F_0).

Duritatea este o funcție de adâncimea remanentă de pătrundere(e).

$$HR = E - e = 130 - e$$

Simbol	Noțiune	Unitatea de măsură
HRB	Simbolul și unitatea durezza Rockwell, scara B	HRB
HRF	Simbolul și unitatea durezza Rockwell, scara F	HRF
HRG	Simbolul și unitatea durezza Rockwell, scara G	HRG
D	Diametrul penetratorului	mm
a	Adâncimea de pătrundere sub sarcina inițială	mm
E	Adâncimea convențională dată(130)	mm

Alte terminologii și simboluri care apar în text se regăsesc în tabelul 1.6 ce se găsește la “Încercarea de duritate Rockwell, scările A,C,D”.

Notare:

Duritatea Rockwell se notează cu simbolul HR urmat de litera corespunzătoare scării respective B,F sau G.

Exemplu:83 HRB (duritatea 83 pe scara Rockwell B).

Aparatură:

Aparatul de încercare a durezza trebuie să îndeplinească condițiile din STAS 7169/3-82. și 10109 – 2.

Penetratorul

Penetratorul este o bilă de oțel cu caracteristici conform EN 10109-2 și STAS7169/3-82.

Piesa de încercat

Suprafața piesei de încercat trebuie să fie curată, uscată, lipsită de oxizi, porozități sau alte defecte de suprafață, pe o rază de cel puțin 1.5mm de la centrul urmei. Rugozitatea suprafeței trebuie să fie Ra5. La prelucrarea suprafeței piesei trebuie să se evite ecruisarea și încălzirea ei la o temperatură care ar putea provoca modificări structurale ale materialului.

Încercarea se execută pe suprafețe plane sau curbe cu diametrul mai mare de 25mm.

Grosimea piesei sau a stratului superficial de încercat trebuie să fie de cel puțin opt ori mai mare decât adâncimea remanentă de pătrundere (e). Pentru aprecierea grosimii minime, se poate folosi relația:

$$H = 2.08 - 0.016 HR \text{ [mm]}, \text{ și figura 1.9.}$$

După încercare, suprafața piesei, opusă celei încercate nu trebuie să prezinte nici un fel de deformații datorită încercării.

Executarea încercării:

Încercarea se execută în condițiile atmosferei ambiante de încercare conform STAS 6300-81. Piesa de încercat se așează pe un suport rigid, plan sau cu o formă adaptată piesei de încercat, conform STAS 7925-84. Suprafețele de contact trebuie să fie curate și să asigure un contact perfect, care să nu permită deplasarea piesei sub sarcina de încercare. Piesa de încercat trebuie să fie fixă în timpul încercării.

Abaterea de la perpendicularitate a suprafeței de contact față de axa penetratorului poate fi de maxim 2°.

Sarcinile pentru încercarea de duritate Rockwell și diametrul penetratorului sunt prezentate în tabelul 1.10

Scara durtății Rockwell	Diametru penetrator, mm	Sarcina inițială, N	Suprasarcina, N	Sarcina totală, N
B	1.5875	98.07	882.6	980.7
F			490.3	588.4
G			1373	1471

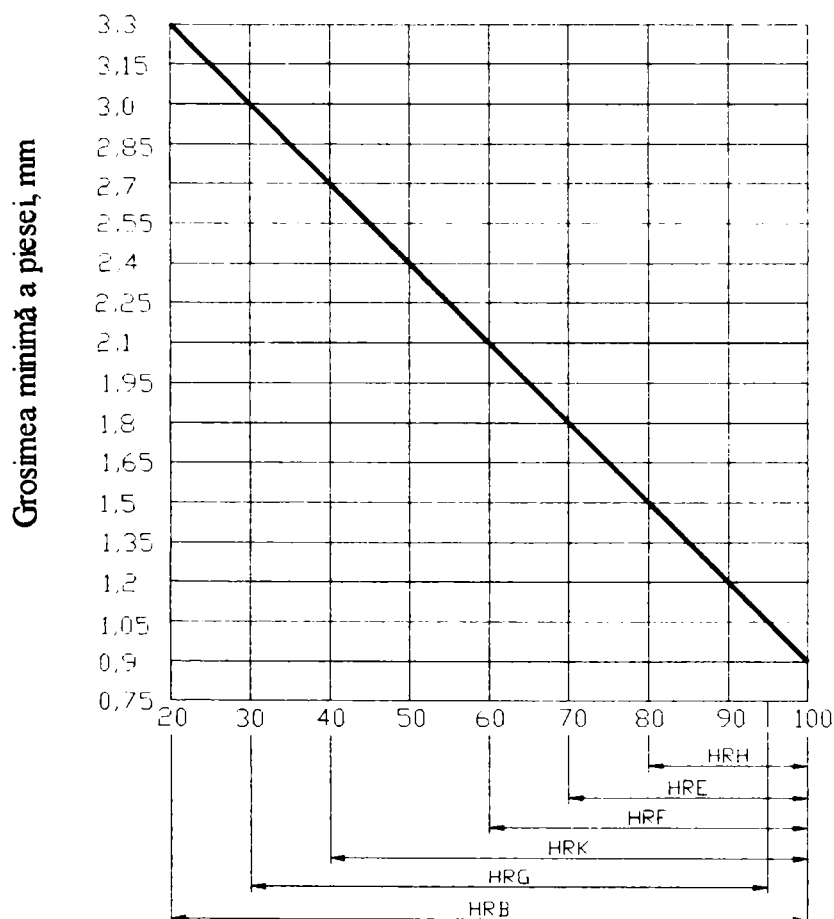


Figura 1.9. Grosimea stratului încercat pentru metoda metoda Rockwell

Sucesiunea operațiilor pe fazele încercării este următoarea:

Faza I

Penetratorul se aplică perpendicular pe suprafața piesei de încercat și se încarcă lent, uniform și fără șocuri sau vibrații cu sarcina inițială F_0 .

Viteza de apropiere a penetratorului de piesa de încercat trebuie să fie cuprinsă între 0.8 și 1 mm/s.

Faza II

Se reglează la zero dispozitivul de măsurat adâncimea de pătrundere și apoi se aplică suprasarcina F_1 . Timpul de creștere a sarcinii de la sarcina inițială F_0 la sarcina totală trebuie să fie între 4 și 8s, creșterea sarcinii făcându-se uniform, fără șocuri sau vibrații.

Scara Rockwell	Țimpul de menținere, s	Intervalul de aplicare		
		Duritate HR	Grosimea minimă a piesei, mm	Material
HRB HRG	5...10	75...100 41...92	0.9 1.5	Oțel(fontă) netratat termic
HRB HRF HRG	10...30	47...100 84...99 20...92	1.4 0.8 2.1	Cupru, aliaje de cupru, aliaje ușoare
HRB HRF HRG	10...30	20...83 57...99 35...51	2.1 1,0 2.1	Aluminiu, magneziu
HRB HRF	20...65	20...55 57...88	2.1 1.0	Aliaje antifricțiune

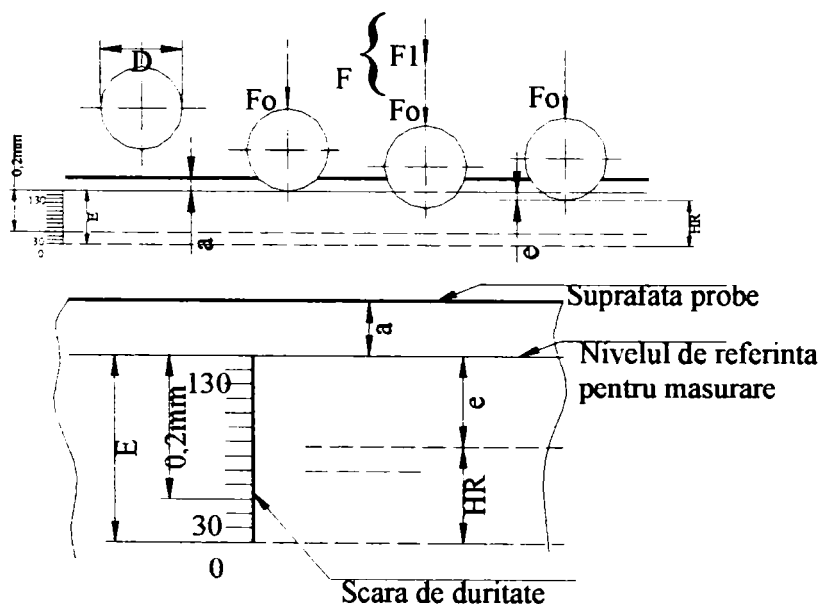
În cazul materialelor care prezintă o curgere prelungită sub sarcină, în cazuri speciale sau de litigiu, încercarea se execută cu menținerea sarcinii totale(F)pe o durată de cel puțin 30s.

Faza III

Se revine de la sarcina totală F la sarcina inițială Fo(la unele aparate în mod automat).

Se citește pe scara dispozitivului de indicare a durității valoarea durității piesei în HR.

Măsurarea adâncimii de pătrundere remanente se efectuează cu o precizie de $\pm 0.001\text{mm}$,corespunzând la ± 5 HR.



Distanța dintre centrul a două urme alăturate sau distanța de la centrul urmei la marginea piesei se recomandă să fie de cel puțin 3mm.

Duritatea Rockwe" pe scările B, F sau G se determină prin mai multe încercări, al căror număr, dispersie, amplasament și mod de interpretare se prevăd prin standardele de produs.

Figura 1.10. Principiul metodei Rockwell cu penetrator bilă din oțel

Exprimarea rezultatelor:

Duritatea Rockwell pentru scările B,F sau G se exprimă cu o precizie de 0.5HR.

Echivalarea durității Rockwell scările B,F sau G cu alte scări de duritate este numai informativă și se face conform STAS R 883-82.

1.7.1.3. Încercarea de duritate superficială Rockwell scările N și T

Principiul metodei

Încercarea constă în apăsarea unui penetrator (con de diamant la încercarea superficială N; bilă de oțel la încercarea superficială Rockwell T) cu o sarcină inițială (F_0) și apoi cu o suprasarcină (F_1) și măsurarea adâncimii remanente de pătrundere (e) după îndepărtarea suprasarcinii, menținându-se aplicată sarcina inițială.

Duritatea rezultă din adâncimea remanentă de pătrundere (e) și este indicată direct pe scara corespunzătoare a aparaturii pentru încercarea durității N sau T.

Definiții:

Duritatea superficială Rockwell este diferența dintre adâncimea convențională dată (E) și adâncimea pătrunderii remanente (e) a penetratorului sub o suprasarcină (F_1), adâncimea se măsoară față de poziția penetratorului sub sarcina inițială (F_0).

Terminologie și simboluri: Conform EN 10109-1 sunt prezentate în tabelul 1.12

Tabelul 1.12.

Simbol	Noțiune	Unitatea de măsură
HRFN	Duritatea superficială Rockwell, scara N = 100 - e	HRN
HRFT	Duritatea superficială Rockwell, scara T = 100 - e	HRT
e	Adâncimea remanentă de pătrundere (creșterea adâncimii de pătrundere a penetratorului datorită suprasarcinii (F_1)) măsurată sub sarcina inițială (F_0), după îndepărtarea suprasarcinii (F_1)	Unități HR (1HR=0.001mm)

Pentru indicarea durității Rockwell superficială se folosește simbolul HR, urmat de valoarea durității, de valoarea sarcinii totale ($F = 15; 30$ sau 45), exprimată în kilogram-forță și de litera corespunzătoare scării respective N sau T.

Exemple: 72 HR 15N; 23 HR 45 N; 59 HR 30 T.

Aparatură

Aparatul de încercare a durității conform STAS 9115-81 și EN 10109-2

Penetratorul

Penetratorul, format dintr-un con de diamant sau o bilă de oțel conform STAS 9115-81. Și EN 10109-2

Piesa de încercat

Suprafața piesei de încercat trebuie să fie: plană, netedă, cu o rugozitate de R_a 0.4...0.8, lipsită de defecte sau porțiuni oxidate. La pregătirea suprafeței piesei trebuie să se evite ecrisarea și încălzirea ei la o temperatură care ar putea provoca modificări structurale materialului. Încercarea se execută pe suprafețe plane sau pe suprafețe curbe cu diametrul mai mare de 25mm.

Grosimea piesei sau a stratului superficial de încercat trebuie să fie egală sau mai mare decât cea indicată în tabelul 2.8, în funcție de duritatea și scara aleasă.

După încercare, suprafața piesei, opusă celei încercate, nu trebuie să prezinte nici un fel de deformare datorită încercării.

Tabelul 1.13.

Grosimea piesei sau a stratului superficial [mm]	Scara durității superficiale, Rockwell					
	Indicația pe cadran					
	Scara N			Scara T		
	15 N	30 N	45 N	15 T	30 T	45 T
1	2	3	4	5	6	7

1	2	3	4	5	6	7
0.15	92	-	-	-	-	-
0.20	90	-	-	-	-	-
0.25	88	-	-	91	-	-
0.30	83	82	77	86	-	-
0.35	76	78.5	74	81	79	-
0.40	68	74	72	75	73	71
0.45	-	66	68	68	64	62
0.50	-	57	63	-	55	53
0.55	-	47	58	-	45	43
0.60	-	-	51	-	34	31
0.65	-	-	37	-	-	18
0.70	-	-	20	-	-	4
0.75	-	-	-	-	-	-

Executarea încercării

Piesa de încercat se așează pe un suport rigid plan, executat din oțel călit (cu duritatea minim de 50 HRC) sau cu o formă specifică piesei de încercat, conform STAS 7925-84. Suprafețele de contact trebuie să fie lipsite de impurități. Piesa de încercat trebuie să fie fixă în cursul încercării.

Abateră de perpendicularitate a suprafeței față de axa penetratorului poate fi de cel mult 2°.

Sarcinile pentru încercarea de duritate superficială Rockwell, conform tabelului 1.14

Tabelul 1.14

Scara durității superficiale Rockwell	Penetrator	Sarcina inițială, Fo [N]	Sarcina totală, F [N]
HR 15 N HR 30 N HR 45 N	Con de diamant, conform EN 10109 – 2	29.42 ± 0.59	147.1 ± 0.98 294.2 ± 1.96 441.3 ± 2.94
HR 15 T HR 30 T HR 45 T	Bilă de oțel, conform EN 10109 – 2	29.42 ± 0.59	147.1 ± 0.98 294.2 ± 1.96 441.3 ± 2.94

Sucesiunea operațiilor pe fazele încercării este următoarea:

Faza I

Penetratorul încărcat cu sarcina Fo, se aplică lent și fără șocuri, perpendicular pe suprafața piesei de încercat, cu o viteză de 0.8... 1 mm/s.

Faza II

Se aduce reperul zero prin rotirea cadranelui sau cu șurubul de reglare în dreptul acului indicator (la unele aparate în mod automat) și apoi se aplică suprasarcina F1. Viteza de aplicare pe penetrator a greutateilor sau a pieselor care constituie sau transmit suprasarcina, trebuie să fie de 0.8... 1 mm/s. Durata de menținere a sarcinii totale este de 5... 15 s dacă nu există alte reglementări.

Faza III

Se îndepărtează suprasarcina F1 (la unele aparate în mod automat), păstrând sarcina inițială Fo.

Se citește pe cadranul aparatului duritatea piesei în unități HRN sau HRT, dată de relația:

$$HR = E - e = 100 - e$$

În cursul încercării, aparatul trebuie ferit de șocuri și vibrații.

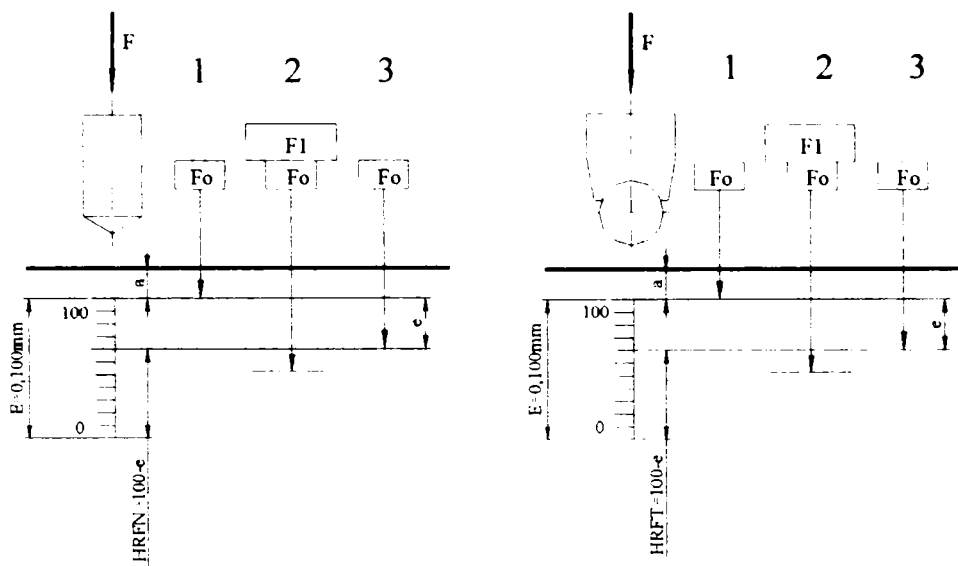


Figura 1.11 Principiul metodei Rockwell, scările HRN, HRT

Măsurarea adâncimii pătrunderii remanente se efectuează cu o precizie de $\pm 0.0005\text{mm}$, corespunzătoare cu ± 0.5 unități HRN sau HRT. Distanța dintre centrele a două urme sau distanța de la centrul urmei la marginea probei trebuie să fie de cel puțin:

- 1mm, la încercarea HR pe scara N;
- 2mm, la încercarea HR pe scara T.

Înainte de efectuarea încercării propriu-zise se vor efectua 2...3 urme pe piesa de încercat fără a fi luate în considerare rezultatele obținute. Încercarea superficială Rockwell N și T se execută pe un număr de cel puțin trei urme plasate pe o suprafață cu raza de cel mult 30mm, dacă standardul de produs nu prevede alte condiții.

Duritatea Rockwell superficială se indică cu o precizie de 1 unitate HRN sau HRT.

Încercarea se execută în condițiile atmosferei ambiante, conform STAS6300-81, dacă nu sunt alte prevederi în documentele tehnice normative ale produsului.

1.7.2. Încercarea de duritate Brinell

Principiul încercării

Încercarea constă în aplicarea pe piesă, cu o forță nominală F , un timp dat, a unei bile-penetrator, de diametru D și măsurarea diametrului d al urmei lăsată de bilă după îndepărtarea ei. La încercarea de duritate Brinell, caracteristica de duritate este o caracteristică de duritate plastică, ce se determină prin raportul dintre încărcarea aplicată F și suprafața laterală a urmei remanente O – figura 1.12 – cu relația:

$$HB = \frac{F}{O} = \frac{F}{\frac{\pi D^2}{2} \left(1 - \sqrt{1 - \frac{d^2}{D^2}}\right)} \quad (14)$$

- În care: F = forța aplicată, în kgf,
 D = diametrul bilei, în mm,
 d = diametrul urmei remanente, în mm.

În această relație se acceptă implicit menținerea formei sferice cu diametrul bilei penetratorului a urmei remanente, fapt infirmat de măsurările efectuate. Pentru a se evita diferențele mari dintre suprafața calotei sferice și suprafața efectivă a urmei remanente se utilizează diametrii urmelor la $d = (0.2 \dots 0.7)D$. Odată cu creșterea urmelor suprafața urmei remanente devine tot mai mică față de suprafața calotei sferice acceptate în relația de determinare, provocând o scădere aparentă a caracteristicii de duritate.

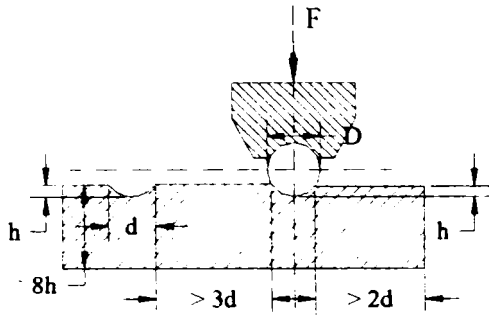


Figura 1.12 Imprimarea urmelor cu metoda Brinell

Pentru a se putea explora un domeniu cât mai extins de duritate, se recurge la utilizarea penetratoarelor cu diferite diametre (10; 5; 2.5; 2 și 1mm). Fiecărei dimensiuni a bilei penetratorului i se afectează o sarcină corespunzătoare gradului de solicitare standardizat ($F/D^2 = \text{const}$), pentru a se asigura teoretic aceeași rezistență la deformare elastică - plastică.

Încercările se execută numai cu bile din oțel călit cu duritatea de 850HV. Spre a se asigura limitarea deformațiilor plastice ale bilelor la 0.01% din diametru se admite aplicarea metodei numai la piese cu durități sub 450HB.

Aplicarea penetratoarelor din carburi metalice dure (peste 1000HV) în special carburi de wolfram, este practică la examinarea durităților între 70...700HB, constituind scări aparte HBW cu toate că se respectă riguros condițiile încercării Brinell cu bile de oțel călit. Diferențele se datoresc acțiunii diferite a forțelor de frecare.

Terminologie și simboluri

Conform STAS 10918-78 EN 10003 – 1 (tabelul 1.15)

Tabelul 1.15.

Simbol	Noțiune	Unitate de măsură
F	Forța de încercare	N
D	Diametrul bilei-penetrator	mm
d	Diametrul urmei	mm
h	Adâncimea urmei $h = \frac{D - \sqrt{D^2 - d^2}}{2}$	mm
HB	Duritatea Brinell, folosind bilă-penetrator de oțel	HB
HBW	Duritatea Brinell, folosind bilă-penetrator din carbură de wolfram $HB \text{ sau } HBW = \text{Constanta} \times \text{Forța de încercare} / \text{Aria urmei} =$ $= 0,102 \times \frac{2F}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$	HBW
k	$k = 0,102 \frac{F}{D^2}$	N/mm ²

$$\frac{1}{g_n} = \frac{1}{9,80665} = 0,102$$

Notare

Notarea durtății Brinell se face folosind simbolul HB, în cazul folosirii unei bile-penetrator de oțel, respectiv HBW în cazul bilei - penetrator din carbură de wolfram, urmat de un indice reprezentând diametrul bilei (mm), sarcina de încercare (kgf) și durata de menținere a sarcinii(secunde).

Exemplu de notare:

350 HB 5/750, reprezintă durtatea Brinell de 350 HB, determinată cu o bilă - penetrator de oțel, cu diametrul de 5mm și o forță de 7355 N, aplicată pe o durată de 10... 15s;

600 HBW 1/30/20, reprezintă durtatea Brinell de 600 HBW, determinată cu o bilă-penetrator de carbură de wolfram, cu diametrul de 1mm, o forță de 294,20 N, aplicată pe o durată de 20s.

În cazul condițiilor de încercare $D=10\text{mm}$, $F=294,20\text{N}$ și durata de menținere a sarcinii de 10... 15s, se folosește simbolul simplificat HB respectiv HBW.

Sarcini de încercare

Sarcinile de încercare în funcție de diametrul bilei și gradul de solicitare, conform tabelului 1.17.

Executarea încercării

Piesa de încercat se așează pe un suport rigid astfel încât să evite orice deplasare a acesteia în timpul încercării. În cursul încercării se vor evita șocurile și vibrațiile.

Penetratorul se aplică fără șocuri cu o viteză de deplasare de 0,8... 1,0mm/s.

Abaterea de perpendicularitate a suprafeței de încercat față de axa penetratorului va fi de maxim 2°.

Diametrul bilei-penetrator și sarcina se aleg astfel încât diametrul urmei lăsate să fie cuprins între limitele 0,24 și 0,6D. Distanța dintre centrele a două urme alăturate sau între centrul urmei și marginea piesei, durata recomandată de menținere a sarcinii, funcție de durtatea materialului examinat, conform tabelului 1.16.

Tabelul 1.16

Durtatea Brinell HB	Durata de menținere a sarcinii s	Distanța minimă între	
		Centrul urmelor alăturate	Centrul urmelor și marginea piesei
Peste 100	10... 15	4d	2,5d
36... 100	27... 33	4d	2,5d
10... 35	115... 125	6d	3d
sub 10	170... 190	6d	3d

Durtatea Brinell se determină pe un număr de cel puțin trei urme, dacă standardul de produs nu prevede altfel.

La fiecare urmă se măsoară două diametre perpendiculare între ele (preferențial diametrul minim și maxim) cu o precizie de $\pm 0,25\%$ din diametrul bilei -penetrator și se stabilește media lor aritmetică.

Diferența dintre diametrele unei urme trebuie să fie sub 2% din diametrul minim, dacă standardul nu prevede altfel.

Încercarea se execută la o temperatură cuprinsă între 10° și 35°C.

La încercările de litigiu temperatura va fi de $23\pm 5^\circ\text{C}$.

Durtatea se determină prin calcul sau tabelar, pe baza diametrului mediu al urmei.

Simbol	Bila-penetrator D [mm]	Grad de solicitare k [N/mm ²]	Forța de încercare [N]
HB(HBW) 10/3000	10	30	29420
HB(HBW)5/750	5		7355
HB(HBW)2,5/187,5	2,5		1839
HB(HBW)2/120	2		1177
HB(HBW)1/30	1		294,2
HB(HBW)10/1500	10	15	1470
HB(HBW)10/1000	10	10	9807
HB(HBW)5/250	5		2452
HB(HBW)2,5/62,5	2,5		612,9
HB(HBW)2/40	2		392,3
HB(HBW)1/10	1		98,07
HB(HBW)10/500	10	5	4903
HB(HBW)5/125	5		1226
HB(HBW)2,5/31,2	2,5		306,5
HB(HBW)2/20	2		196,1
HB(HBW)1/5	1		49,03
HB(HBW)10/250	10	2,5	2452
HB(HBW)5/62,5	5		612,9
HB(HBW)2,5/16,625	2,5		153,2
HB(HBW)2/10	2		98,07
HB(HBW)1/2,5	1		24,52
HB(HBW)10/100	10	1	980,7
HB(HBW)5/25	5		245,2
HB(HBW)2,5/6,25	2,5		61,29
HB(HBW)2/4	2		39,23
HB(HBW)1/1	1		9,807

1.7.3. Încercarea de duritate Vickers

O scară de duritate bazată pe aceeași relație ca și scara Brinell ($H=F/O$) se determină cu metoda preconizată de SMITH și SANDLAND în anul 1992, cunoscută ca metoda Vickers, cu penetrator piramidal din diamant cu baza un pătrat. Corespondența între cele două scări Vickers și Brinell a impus adoptarea unei forme geometrice condiționată de diametrul urmelor Brinell. Astfel, unghiul diedru a două fețe opuse ale piramidei s-a ales de 136° , unghiul tangențelor la o sferă cu diametrul D pentru o coardă egală cu $d = 0.375D$, ceea ce ar reprezenta diametrul mediu al urmelor Brinell (figura 1.13.). Această analogie dintre metode a reușit să asigure o cvasiechivalență între duritățile Vickers și Brinell până la 350HB.

Ținând seama de forma specifică a penetratorului piramidal Vickers, caracteristica de duritate HV se stabilește cu relația:

În care: F = forța aplicată, în kgf

$$HV = \frac{2F \sin 68^\circ}{d^2} = 1,8544 \frac{F}{d^2} \quad (15)$$

d = diagonala urmei, în mm

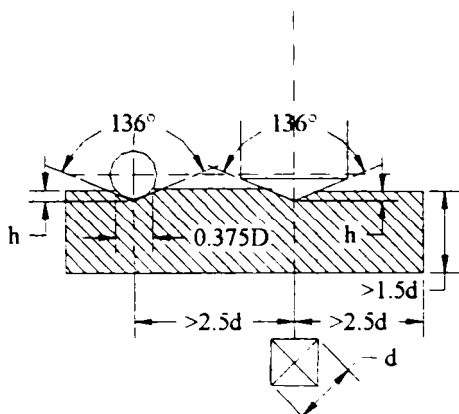


Figura 1.13. Imprimarea urmelor cu metoda Vickers

Datorită similitudinii geometrice a suprafețelor laterale ale imprimărilor piramidale se pot aplica teoretic orice sarcini, caracteristica de duritate fiind aceeași. Această proprietate a permis ca metoda Vickers să exploreze câmpul cel mai larg al scării de duritate – până la ~200HV – aplicându-se sarcini între 50 gf și 100 kgf, ceea ce permite efectuarea de urme cu diagonale între 3μm și 500μm. Totodată metoda Vickers asigură și precizia maximă realizabilă în prezent, fapt pentru care se consideră unanim drept metoda de

bază a reproducerii scării de duritate la metale.

Între duritățile stabilite cu diverse sarcini apar totuși diferențe datorită influenței eterogenității materialului examinat și ponderii distincte a erorilor de măsurare. Urmele de dimensiuni reduse explorează o zonă restrânsă a materialului, evidențiind mai mult sau mai puțin duritatea locală, pe când urmele mari reflectă duritatea globală. Măsurarea forțelor reduse și a dimensiunilor mici ale urmei devine din ce în ce mai dificilă și implicit susceptibilă de erori relative mari.

În practică se disting trei grupe de sarcini în cadrul metodei Vickers, grupe în care se constată o compatibilitate mai strânsă a rezultatelor încercărilor:

- sarcini normale (macrosarcini), 5...100 kgf – ISO 640 - 1984
- sarcini mici, 0.5...3 kgf- ISO 640 - 1984
- micro sarcini, 50gf...500gf- ISO 640 – 1984

1.7.3.1. Încercarea de duritate Vickers HV5 până la HV100

Principiul încercării

Încercarea constă în aplicarea pe piesa de încercat, cu o sarcină F , un timp dat, a unui penetrator din diamant având formă de piramidă dreaptă, cu baza pătrată, cu unghiul între două fețe opuse de 136° . Duritatea Vickers este raportul între mărimea sarcinii F și suprafața urmei piramidale rămasă în piesa de încercat după îndepărtarea penetratorului.

Terminologie și simboluri

Conform STAS 10919-79 și ISO 640 – 1984 (tabelul 1.18)

Tabelul 1.18

Simbol	Semnificație	Unitatea de măsură
1	2	3
F	Sarcina de încercare	N
α	Unghiul dintre două fețe opuse ale penetratorului piramidal (136°)	Grade sexagesimale
v	Viteza penetratorului la atingerea piesei	mm/s
d_1, d_2	Diagonalele urmei	mm
D	Diametrul piesei de încercat	mm

1	2	3
d	Diagonala medie a urmei, $d = \frac{d_1+d_2}{2}$	
K HV	Factor de corecție pentru curbura piesei de încercat Duritatea Vickers = constanța x (sarcina de încercare/aria urmei rămase) $= 0,102 \times \frac{2F \sin \frac{136}{2}}{d^2} \approx 0,1891 \frac{F}{d^2}$	

OBSERVAȚIE

$$\text{Constanța} = \frac{1}{g_n} = \frac{1}{9,80665} \approx 0,102$$

Notare

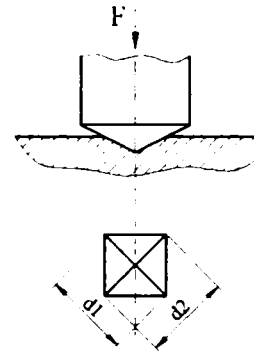
Notarea durității Vickers se face folosind simbolul HV urmat de un indice care reprezintă sarcina de încercare, în kilograme-forță, când aceasta diferă de 294 N și separat printr-o linie oblică de un indice care reprezintă durata de menținere a sarcinii, în secunde, dacă acestea diferă de durata normală de menținere (10...15s).

Anumite materiale prezintă o dependență a densității în funcție de sarcina de încercare.

Exemple: 450 HV 5 reprezintă duritatea de 450 HV, cu o sarcină de 49 N aplicată timp de 10...15s.

450 HV 100/30 reprezintă duritatea de 450 HV determinată cu o sarcină de 981 N aplicată timp de 30s.

Sarcinile de încercare, conform ISO 640 – 1984 sunt redate în tabelul 1.19.



Tabelul 1.19.

Simbolul durității	Sarcina de încercare F, N
HV 5	49,03
HV 10	98,07
HV 20	196,1
HV 30	294,2
HV 50	490,3
HV 100	980,7

Piesa de încercat

Suprafața piesei de încercat trebuie să fie curată, uscată, lipsită de oxizi, porozități sau alte defecte de suprafață, pe o rază de cel puțin 2,5d de la centrul urmei. Finisarea suprafeței trebuie să permită o determinare precisă a diagonalelor amprente.

Grosimea piesei de încercat trebuie să fie de minim 1,5d în cazul metalelor și aliajelor dure și minim 3d în cazul metalelor și aliajelor neferoase moi.

În urma încercării nu se admite modificarea aspectului suprafeței de așezare în dreptul urmelor.

La prelucrarea suprafeței de încercat trebuie să se evite modificarea structurii straturilor superficiale prin ecrusare sau încălzire.

Executarea încercării

Încercarea se execută în condițiile atmosferei ambiante conform STAS 6300-81.

În cazuri deosebite sau de litigiu încercarea se va efectua în condițiile atmosferei standard 23/50-2 conform STAS 6300-81.

Piesa de încercat se așează pe un suport rigid în condițiile prevăzute de STAS 7925-84.

Penetratorul se aplică printr-o mișcare de translație axială perpendicular pe suprafața piesei de încercat, cu o abatere de perpendicularitate de cel mult $\pm 1^\circ$, cu viteza de maxim 1 mm/s.

După realizarea contactului penetratorului pe suprafața de încercat sarcina de încercare va fi atinsă în 2...8s.

Nu sunt admise șocuri sau oscilații de nici un fel.

Durata de aplicare a penetratorului, sub sarcina de încercare, pe suprafața de încercare este de 10...15s, în cazul oțelurilor și de 30...35s în cazul metalelor și aliajelor neferoase, sau în caz de litigiu. Durata se poate majora dacă materialul încercat prezintă o deformare în timp sau dacă standardul de produs prevede altfel. În lipsa unei astfel de precizări alegerea sarcinii se face în funcție de felul materialului, grosimea, duritatea piesei sau a stratului supus încercării, cu ajutorul diagramei din figura 1.14.

Pentru determinarea cât mai precisă a durității este de preferat sarcina cea mai mare

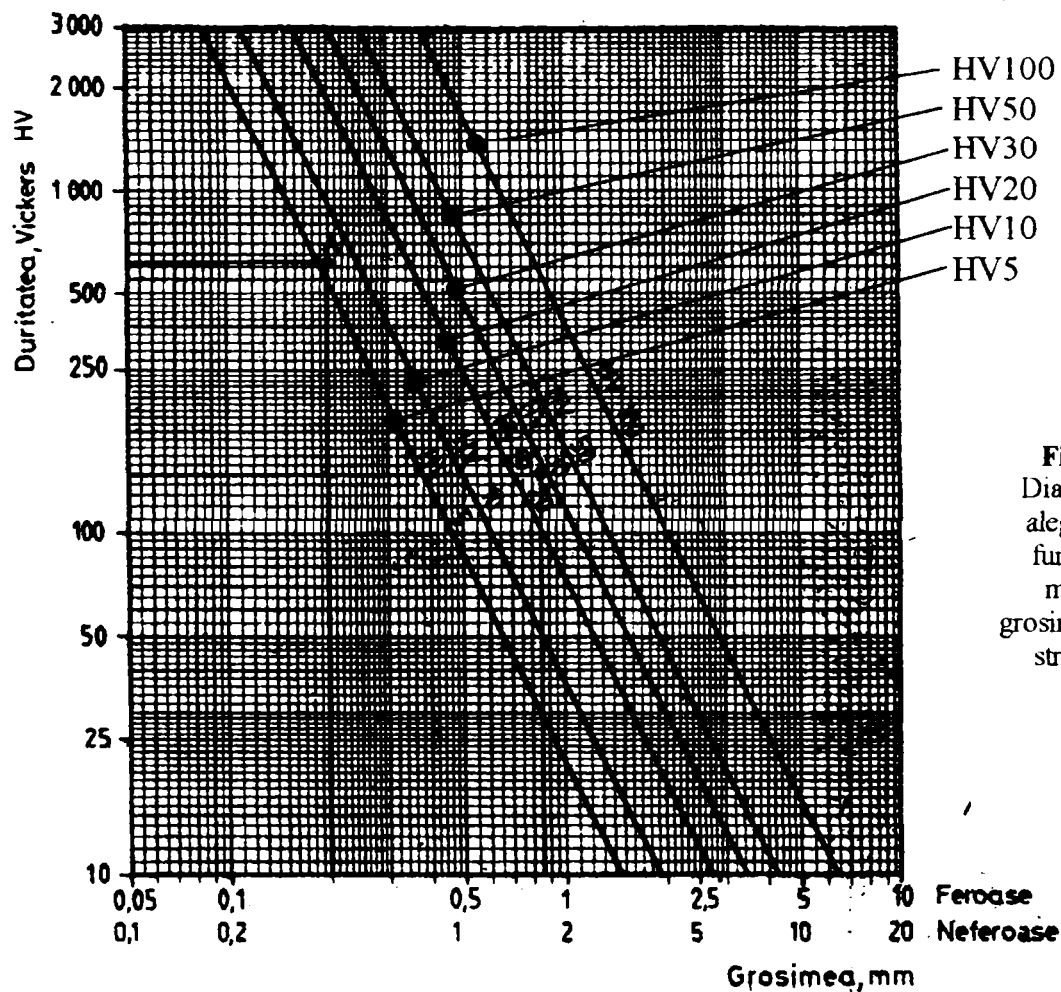


Figura 1.14.
Diagrama pentru alegerea sarcinii funcție de felul materialului, grosimea și duritatea stratului supus încercării

rezultată din diagramă.

Exemplu:

- Pentru o piesă de oțel de 0,2 mm grosime, cu o duritate probabilă de 620 HV, sarcina de încercare va fi maxim de 49 pct.A.

- Pentru o piesă din alamă de 1,7 mm grosime cu o duritate probabilă de 150 HV, sarcina de încercare va fi de maxim 196N(20kgf) pct. B.

Distanța între centrele a două urme alăturate sau între centrul urmei și marginea piesei trebuie să fie de cel puțin 2,5d (d fiind diagonala urmei mai mari) în cazul pieselor din oțel, cupru și aliaje de cupru, și de cel puțin 3d în cazul pieselor din metale ușoare, plumb, staniu și aliajele lor.

Duritatea Vickers se determină ca medie aritmetică a mai multor încercări, ale căror număr, dispersie și amplasament se prevede prin standarde de produs.

În lipsa unor asemenea prevederi, se efectuează cel puțin 3 încercări care nu pot să caracterizeze duritatea decât pe o suprafață poligonală fără discontinuitate având în colțuri urmele cu distanța maximă între 2 urme de 25mm și o dispersie maximă de 5% din duritatea medie. În cazul urmelor de dimensiuni mici, $d \leq 0,1$ mm se recomandă mărirea numărului de încercări.

La fiecare urmă se măsoară cele două diagonale d_1 și d_2 cu o precizie de $\pm 0,5\%$ din valoarea măsurată și se stabilește media lor aritmetică. Duritatea se determină prin calcul sau din tabele, pe baza diagonalei medii a urmei.

Diferența dintre lungimile diagonalelor unei urme trebuie să fie sub 5% din diagonala cea mai mică dacă standardul de produs nu prevede altfel.

1.7.3.2. Încercarea de duritate Vickers HV0,2 până la HV3

Principiul metodei

Încercarea constă în aplicarea pe piesa de încercat, cu o sarcină F, un timp dat, a unui penetrator de diamant având formă de piramidă dreaptă cu baza pătrată, cu unghiul între două fețe opuse de 136° . Duritatea Vickers este raportul între mărimea sarcinii F și suprafața urmei piramidale, rămasă pe piesa de încercat după îndepărtarea penetratorului.

Terminologie și simboluri

Conform ISO 640 –1984, STAS 10918-78 și STAS 492/1-85.

Sarcini de încercare

Sarcinile de încercare sunt prezentate în tabelul 1.20

Tabelul 1.20.

Simbolul durității	Sarcina de încercare, N
HV 0.2	1.961
HV 0.3	2.942
HV 0.5	4.903
HV 1	9.807
HV 2	19.61
HV 2.5	24.52
HV 3	29.42

Aparatură Aparatele pentru încercarea durității Vickers cu sarcini mici trebuie să mai îndeplinească următoarele condiții:

- să asigure o viteză de apropiere a penetratorului de maximum $200\mu\text{m/s}$;
- să fie asigurată amortizarea oricăror vibrații astfel ca aparatul sau părți ale lui să nu sufere accelerații mai mari de 0.05 m/s;
- să fie prevăzut cu un dispozitiv care să permită măsurarea diagonalelor urmei cu o precizie de $\pm 0.5\%$ din diagonala măsurată;
- grosimentul microscopului de măsurare a diagonalelor urmelor trebuie să se încadreze în limitele indicate în tabelul 1.21

Lungimea diagonalei, μm	Grosimetrul		Obiectivul recomandat
	maxim	minim	
≤ 180	-	400x	40...60x
80...120	800x	300x	20...40x
> 120	600x	200x	10...20x

- să permită plasarea centrului urmei într-un câmp cu diametrul de 0.01mm.

Piesa de încercat:

Conform STAS 492/1-85. Se admite fixarea piesei prin tumare într-un suport din masă plastică sau rășină.

Executarea încercării:

Încercarea se execută în condițiile atmosferei ambiante de încercare conform STAS 6300-81. În cazuri deosebite, sau de litigiu încercarea se va efectua în condițiile atmosferei standard 23/50-2 conform STAS 6300-81.

Piesa de încercat se așează pe un suport rigid în condițiile prescrise de STAS 7925-84.

Penetratorul se aplică printr-o mișcare de translație axială, perpendicular pe suprafața piesei de încercat cu o abatere de perpendicularitate de cel mult $\pm 1^\circ$.

După realizarea contactului penetratorului pe suprafața de încercat, sarcina de încercare va fi atinsă în 2...10 s.

Nu sunt admise șocuri sau oscilații de nici un fel.

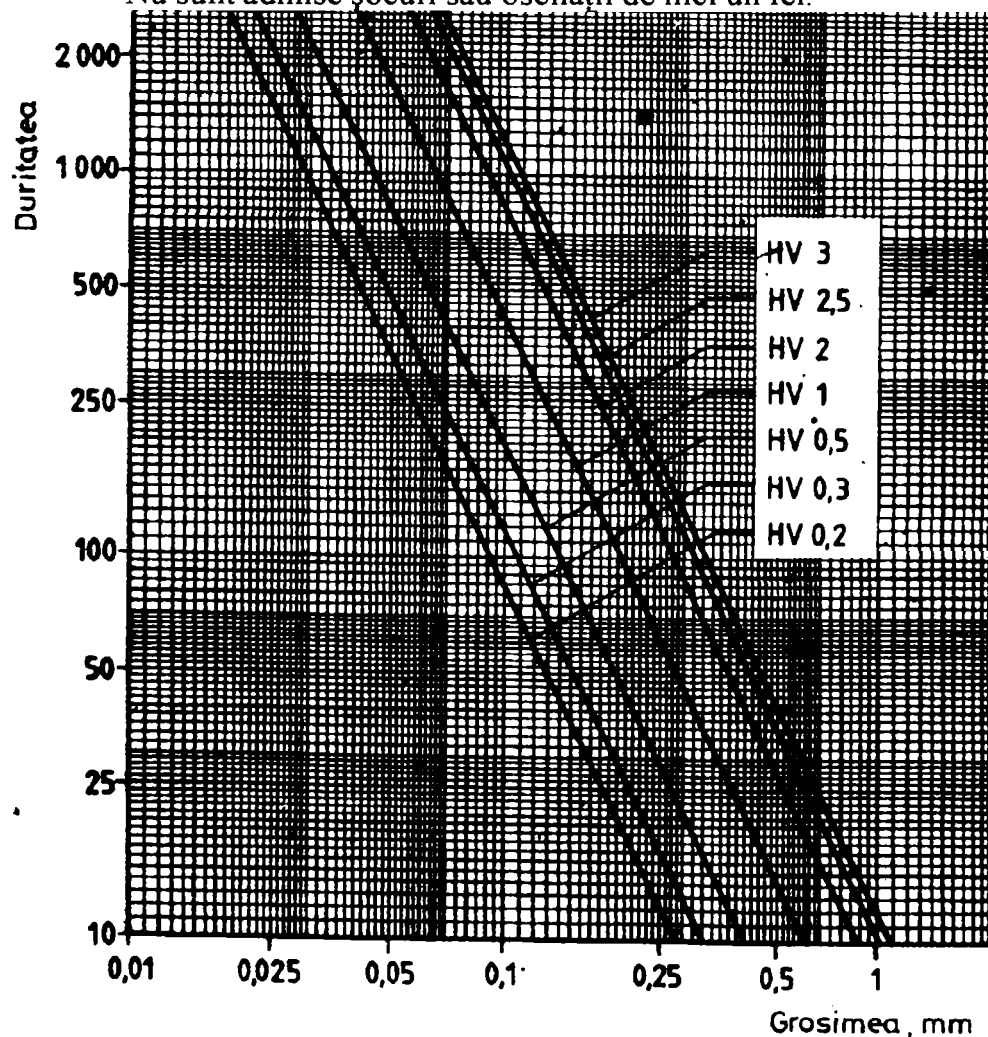


Figura 1.15.
Diagramă pentru alegerea sarcinii funcție de grosimea și duritatea stratului supus încercării

Durata de aplicare a penetratorului sub sarcina de încercare pe suprafața de încercare este de 10...15 s, dacă standardul de produs nu prevede altfel.

Sarcinile de încercare se prescriu prin standardele de produs. În lipsa unei asemenea precizări alegerea sarcinii se face în funcție de felul materialului, structura și mărimea granulației, grosimea, duritatea piesei sau stratului supus încercării cu ajutorul diagramei din figura 1.15.

Pentru determinarea cât mai precisă a durității este de preferat sarcina cea mai mare, permisă de factorii enumerați mai sus, respectiv din diagramă.

Distanța dintre centrele a două urme alăturate, sau între centrul urmei și marginea piesei trebuie să fie conform STAS 492/1-85.

Duritatea Vickers HV 0.2...3 se determină ca media aritmetică a mai multor încercări, al căror număr, dispersie și amplasare se prevăd în standardele de produs, sau prin înțelegere între părți.

Observație: La încercarea durității Vickers pe structuri sunt cazuri când mărimea grăuntelui nu permite efectuarea mai multor încercări.

La fiecare urmă se măsoară cele două diagonale d1 și d2 cu o precizie de ±0.5% din valoarea măsurată și se stabilește media lor aritmetică. Duritatea se determină prin calcul sau din tabele, pe baza diagonalei medii a urmei. Diferența dintre lungimile diagonalelor unei urme trebuie să fie sub 0.5% din lungimea cea mai mică, dacă standardul de produs nu prevede altfel.

În cazul încercărilor pe suprafețe curbe cu un raport d/D egal cu 0.01...0.2 valoarea durității Vickers rezultă din înmulțirea valorii durității pentru suprafața plană corespunzătoare cu un coeficient de corecție K.

1.7.3.3. Încercarea de microduritate Vickers

În cele ce urmează se vor stabili metodele și condițiile necesare pentru executarea încercării de microduritate Vickers cu sarcini de 0.0098...9.80 N (0.001...1.0kgf), pe piese metalice (foițe, sârme etc.) precum și pe straturi superficiale subțiri (tratate chimic sau termochimic, acoperiri etc.) cu grosimea sub 0.1 mm, denumite în continuare tot piesa de încercat.

Terminologie și simboluri, conform tabelului 1.22 și capitolului "Încercarea de duritate Vickers HV 5 până la HV 100".

Tabelul 1.22

Simbol	Semnificație	Unitate de măsură
HV	Microduritatea Vickers = sarcina de încercare / aria urmei = $= (0.102 \times 2F \sin 136^\circ/2) / d^2 = 0.102 \times 1.8544 \times F / d^2 =$ $= 0.1891 \times F / d^2$, pentru F exprimat în N respectiv $HV = (2F \sin 136^\circ/2) / d^2 = 1.8544 \times F / d^2$, pentru F exprimat în kgf	HV

Notarea microdurității Vickers se face folosind simbolul HV urmat de un indice care reprezintă sarcina de încercare, în kgf, și separat printr-o linie oblică de un indice care reprezintă durata de menținere a sarcinii, în secunde, dacă aceasta diferă de durata normală de menținere (10...15s).

Exemple: 750 HV 0.1 care reprezintă microduritatea Vickers de 750 determinată cu o sarcină de 0.1 kgf, aplicată timp de 10...15s; 820 HV 0.2/30 reprezintă microduritatea Vickers de 820 determinată cu o sarcină de 0.1 kgf, aplicată timp de 30s.

Principiul încercării

Încercarea constă în aplicarea pe piesa de încercat, cu o sarcină F , un timp dat, a unui penetrator piramidal drept, cu baza pătrată, având unghiul la vârf α , după care se măsoară diagonalele d_1 și d_2 ale urmei lăsate pe suprafața piesei de încercat, după îndepărtarea sarcinii.

Piesa de încercat

Suprafața de încercat trebuie să fie uscată, curată și lipsită de oxizi pe o distanță de minim $2.5d$ de la centrul urmei. Rugozitatea suprafeței trebuie să fie $Ra 0.025$.

Grosimea piesei de încercat trebuie să fie de minim $3d$ la metale neferoase și moi.

La prelucrarea suprafeței de încercat trebuie să se evite modificarea structurii straturilor superficiale prin ecrusare și/sau încălzire.

Aparatură

Aparatul pentru încercarea microdureții Vickers trebuie să îndeplinească următoarele condiții:

- să permită aplicarea penetratorului perpendicular pe suprafața piesei de încercat;
- să asigure creșterea lentă și uniformă a sarcinii de încercare;
- să permită aplicarea penetratorului cu o viteză de $15 \dots 70 \mu\text{m/s}$;
- să permită menținerea constantă a sarcinii de încercare pe durata specificată, abaterea maximă a sarcinii fiind de $\pm 0.2\%$ la aparate cu greutateți, sau pârghii și greutateți, și de $\pm 1\%$ din sarcina nominală la aparate cu realizarea sarcinii prin elemente elastice;
- să fie asigurată amortizarea oricăror vibrații astfel ca aparatul să nu sufere accelerații mai mari de 0.05 m/s^2 la sarcini de $F \geq 0.98\text{N}$ (0.1 kgf) și accelerații de $(0.05F/0.98) \text{ m/s}^2$ la sarcini de încercare de $F < 0.98\text{N}$ (0.1 kgf);
- să fie prevăzut cu un dispozitiv care să permită măsurarea diagonalei urmei, cu o precizie 0.5% din diagonala măsurată;
- grosimentul microscopului de măsurare a diagonalelor urmelor trebuie să se încadreze în limitele indicate în tabelul 1.23.
- să permită plasarea centrului urmei într-un câmp cu diametrul de 0.01mm .

Tabelul 1.23.

Lungimea diagonalei, μm	Grosimetrul		Obiectivul recomandat
	maxim	minim	
≤ 80	-	400x	40...60x
80...120	800x	300x	20...40x
> 120	600x	200x	10...20x

Penetratorul este alcătuit dintr-o piramidă dreaptă cu baza pătrată, având unghiul diedru la vârf al fețelor opuse ale piramidei de $136^\circ \pm 20'$. Fețele laterale ale piramidei trebuie să aibă o înclinare de $68^\circ \pm 20'$ față de axa piramidei. Se admite o muchie la vârf cu o lungime de cel mult $0.25 \mu\text{m}$ pentru încercări cu sarcini mai mari și egale cu 0.005 kgf și de cel mult $0.1 \mu\text{m}$ pentru încercări cu sarcini de 0.001 și 0.002 kgf . Se admite o abatere de planeitate a fețelor de $0.2 \mu\text{m}$. Axa piramidei trebuie să coincidă cu axa monturii penetratorului cu o abatere maximă de $30'$. Fețele piramidei trebuie să fie bine lustruite, lipsite de crăpături, zgârieturi sau alte defecte de suprafață.

Executarea încercării

Încercarea se execută în condițiile atmosferei ambiante de încercare conform STAS 6300-64. Piesa de încercat se așează astfel încât să se evite orice deplasare în timpul încercării. Suprafețele de contact trebuie să fie curate, lipsite de impurități.

Penetratorul se aplică cu o viteză de deplasare de $15 \dots 70 \mu\text{m/s}$, perpendicular pe suprafața piesei de încercat. Abaterea de perpendicularitate a suprafeței față de axa penetratorului nu va depăși 1° .

N	0.0098	0.0196	0.049	0.098	0.196	0.49	0.98	1.96	4.90	9.8
kgf	0.001	0.002	0.005	0.010	0.020	0.050	0.100	0.200	0.50	1.0

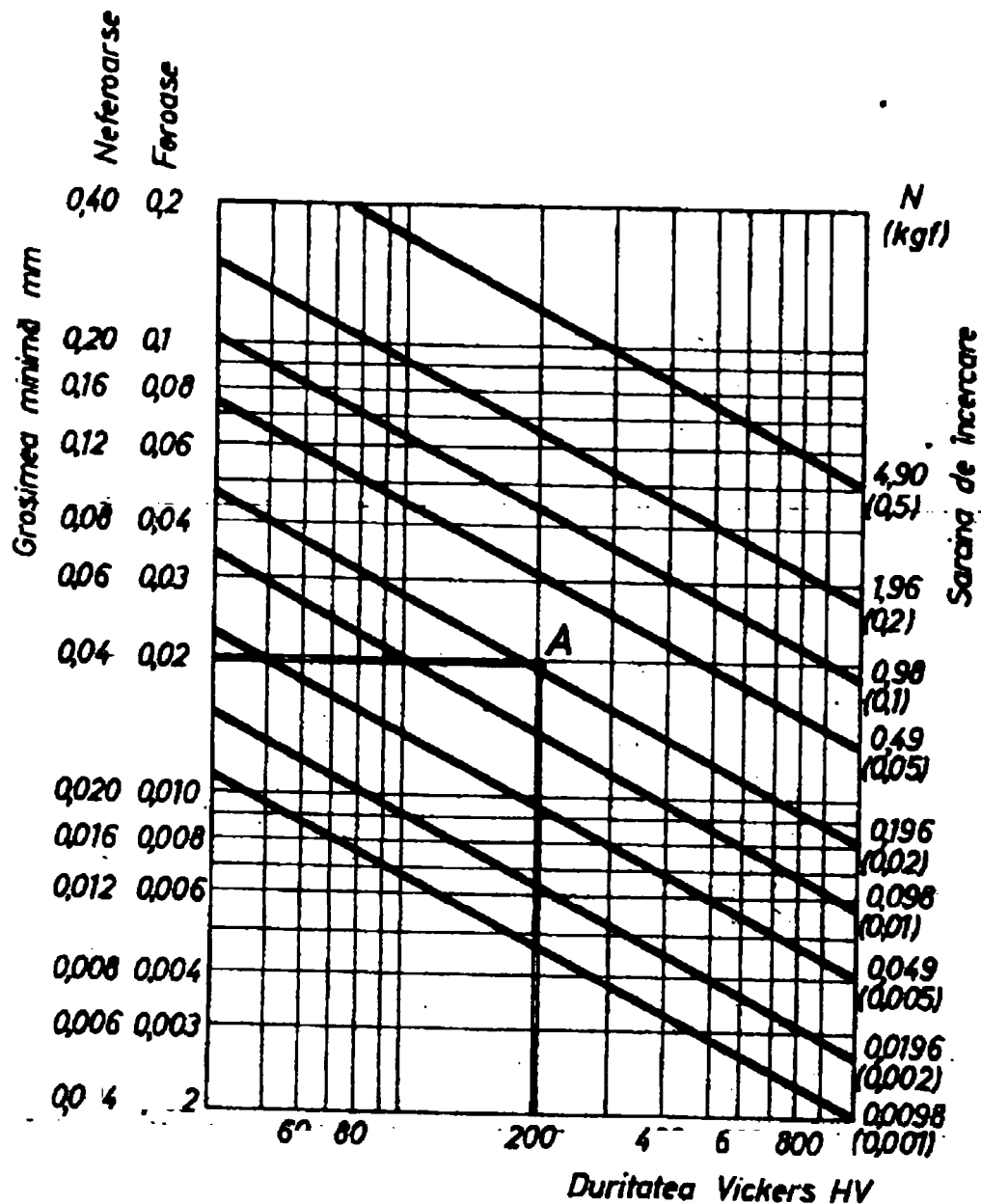


Figura 1.16. Diagramă pentru alegerea sarcinii de încercare funcție de grosimea piesei și duritatea probabilă

Alegerea sarcinii de încercare, în funcție de grosimea piesei de încercat și duritatea probabilă se face cu ajutorul diagramei din figura 1.16.

Exemplu: Pentru o piesă feroasă de 0.02mm grosime, cu o duritate probabilă de 200 HV, sarcina de încercare va fi de maxim 0.98 N (0.1 kgf), pct. A.

În cursul încercării se vor evita pe cât posibil șocurile și vibrațiile care produc accelerații mai mari decât cele indicate la prezentarea aparatului.

Distanța între centrele a două urme alăturate sau între centrul urmei și marginea piesei trebuie să fie de minim 2.5d. Se recomandă însă ca această distanță să fie de minim 4.5d.

După încercare, pe fața opusă celei pe care s-a aplicat penetratorul nu trebuie să apară urme vizibile de deformare.

Microduratea Vickers se determină pe un număr de cel puțin trei urme, dacă standardul de produs nu prevede altfel.

La fiecare urmă se măsoară cele două diagonale d_1 și d_2 și se stabilește media aritmetică.

Microduratea se determină prin calcul sau din tabele pe baza diagonalei medii a urmei.

Diferența dintre lungimile diagonalelor unei urme trebuie să fie sub 5% din diagonala minimă, dacă standardul de produs nu prevede altfel.

1.7.4. Încercarea de duritate Knoop

În acest capitol se stabilesc condițiile tehnice necesare pentru executarea încercării de duritate, conform metodei Knoop, cu sarcini de 0,00981...9,81 N, pe piese metalice sau nemetalice de dimensiuni mici (cu grosimi de perete sub 0,5mm), pe straturi superficiale ale acestora și pe acoperiri metalice sau nemetalice cu grosimea sub 0.1mm, având suprafețe plane sau curbe cu raportul $d/D \leq 0,2$.

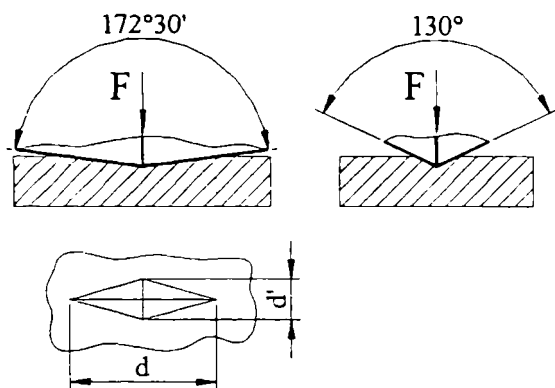


Figura 1.17. Penetratorul Knoop

Principiul metodei

Încercarea constă în aplicarea pe piesa de încercat, cu sarcină F , un timp dat, a unui penetrator din diamant având forma de piramidă dreaptă cu baza romb.

Duritatea Knoop este raportul dintre mărimea sarcinii F și suprafața urmei romboidale proiectate în plan perpendicular pe axa penetratorului, rămasă în piesa de încercat după îndepărtarea penetratorului (figura 1.17).

Terminologie și simboluri

Conform STAS 10910-78 și tabelul 1.25.

Tabelul 1.25.

Simbol	Semnificație	Unitatea de măsură
1	2	3
F	Sarcina de încercare	N
α, β	Unghiul dintre două muchii opuse ale penetratorului ($172^\circ 30'$ și 130°)	Grade
v	Viteza penetratorului la atingerea piesei	mm/s
d	Diagonala mare a urmei romboidale	mm
d max	Diagonala mare maximă din cinci urme imprimate pe o plăcuță etalon la verificarea aparatului sau la etalonarea plăcuței	mm
d min	Diagonala mare minimă din cinci urme imprimate pe o plăcuță etalon la verificarea aparatului sau la etalonarea plăcuței	mm
d'	Diagonala mică a urmei romboidale	mm
d _e	Media aritmetică a diagonalelor mari a celor cinci urme imprimate	mm
d	Media aritmetică a diagonalelor mari a cinci urme, imprimate pe o plăcuță etalon la verificarea aparatului	mm

1	2	3
D	Diametrul suprafeței curbe a piesei	mm
HK	Duritatea Knoop $HK = 14.229 \times 0,102 F/d^2$	Unități HK

Notare

Notarea durității Knoop se face folosind simbolul HK urmat de un indice, care reprezintă sarcina de încercare, exprimată în N și multiplicată cu factorul 0.102.

În cazul în care durata de aplicare a sarcinii diferă de durata normală de 10...15s, notarea durității Knoop se completează cu durata de menținere în secunde, separată prin linie oblică de indicele sarcinii.

Exemple: 382 HK 0.025 reprezintă duritatea de 382 HK determinată cu o sarcină de 0.245N, aplicată timp de 10...15 s.

729 HK 0.005/30 reprezintă duritatea de 729 HK determinată cu o sarcină de 0.048N, aplicată timp de 30s.

Sarcini de încercare

Sarcinile uzuale de încercare sunt redate în tabelul 1.26.

Tabelul 1.26

Simbolul durității	Sarcini de încercare N
HK 0.001	0.00981
HK 0.005	0.0490
HK 0.01	0.0981
HK 0.02	0.1961
HK 0.025	0.245
HK 0.05	0.490
HK 0.1	0.981
HK 0.2	1.961
HK 0.5	4.90
HK 1	9.81

Aparatura

Aparatul pentru încercarea durității prin metoda Knoop este prevăzut cu un penetrator ce se deplasează vertical, lent până la contactul cu suprafața de încercare unde este menținut un timp stabilit, sub sarcina de încercare prescrisă și un dispozitiv de măsurare a urmelor.

Aparatul pentru încercarea durității Knoop trebuie să îndeplinească următoarele condiții:

- sarcina să se mențină constantă pe toată durata prescrisă încercării;
- timpul de la contactul penetratorului cu piesa de încercare până la atingerea valorii maxime a forței trebuie să fie de 10...15s;
- aplicarea și retragerea penetratorului, creșterea și descreșterea sarcinii trebuie să se facă fără șocuri sau vibrații cu o viteză de apropiere a penetratorului de 0.015...0.070 mm/s;
- vibrațiile transmise de la surse exterioare sau cele provocate la manipularea aparatului trebuie să fie amortizate astfel ca aparatul sau părți ale acestuia să nu sufere accelerații mai mari de 0.05 m/s² pentru sarcini mai mari de 0.981 N și respectiv de 0.03 m/s² pentru sarcini mai mici de 0.981 N.

Penetratorul

Penetratorul Knoop este format dintr-o piramidă dreaptă cu baza romboidală din diamant natural. Unghiurile formate de muchiile opuse trebuie să fie de $172^{\circ}30' \pm 15'$ în sens longitudinal și $130^{\circ} \pm 15'$ în sens transversal pentru penetratoarele de lucru și respectiv $172^{\circ}30' \pm 5'$ și $130^{\circ} \pm 5'$ pentru penetratoarele etalon. Cele patru fețe ale piramidei trebuie să se intersecteze la vârf într-un punct. Se admite o muchie cu lungimea de max. $1 \mu\text{m}$ pentru penetratoarele de lucru și max. $0.05 \mu\text{m}$ pentru penetratoarele etalon.

Piesa de încercat

Suprafața piesei de încercat trebuie să fie curată, uscată, lipsită de oxizi, porozități sau alte defecte de suprafață. Ea trebuie prelucrată prin procedee care să nu permită modificări structurale prin încălzire sau ecrusare. Rugozitatea suprafeței trebuie să permită citirea precisă a urmelor (imaginea urmei văzută la microscop trebuie să aibă conturul și colțurile fără discontinuități). Grosimea piesei trebuie să fie de cel puțin $1/3$ din lungimea diagonalei.

Nu se admite ca pe suprafața supusă încercării, în dreptul urmelor să apară deformații sau modificări ale aspectului suprafeței.

Executarea încercării

Încercarea se execută în condițiile atmosferei ambiante de încercare conform STAS 6300-81. În cazuri deosebite de litigiu încercarea se execută în condițiile atmosferei standard 23/50-2 STAS 6300-81.

Piesa de încercat se așează pe un suport rigid, în condițiile prevăzute în STAS 7925-84. Se admite fixarea piesei prin turnare într-un suport din masă plastică sau rășină.

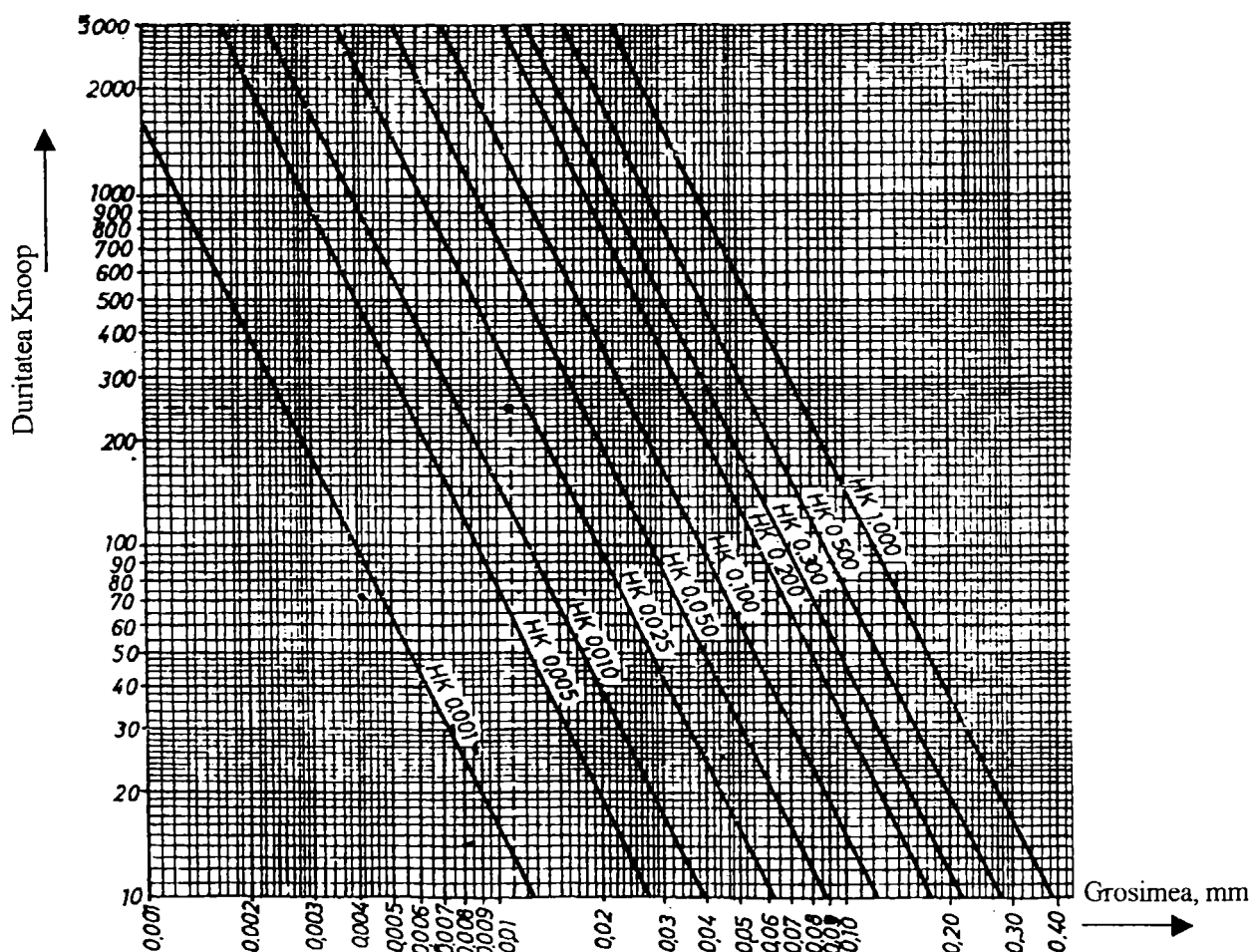


Figura 1.18, Diagrama pentru alegerea sarcinii de încercare funcție de grosimea piesei și duritatea probabilă

Penetratorul se aplică printr-o mișcare de translație axială, perpendicular pe suprafața piesei de încercat, cu o abatere de la perpendicularitate de max. 1° .

Durata de aplicare a penetratorului sub sarcina de încercare, pe suprafața de încercare este de 10... 15s, dacă standardul de produs nu prevede altfel.

Sarcina de încercare se stabilește prin standardele de produs.

În lipsa acestei prescripții, alegerea sarcinii de încercare se face în funcție de natura materialului, structura și mărimea granulației, grosimea, duritatea piesei sau a stratului supus încercării, cu ajutorul diagramei din figura 1.18.

Pentru determinarea cât mai precisă a durității se alege sarcina cea mai mare permisă de factorii enumerați, conform diagramei.

Exemplu: Pentru o piesă din oțel cu grosimea de 0.011 mm cu o duritate probabilă de 250 HK se ridică verticala corespunzătoare grosimii de 0.011 mm până intersectează orizontala corespunzătoare durității probabile. Punctul de intersecție se află între curbele HK 0.010 și HK 0.025. Se alege valoarea maximă HK 0.025 căreia, conform tabelului 1.18 îi corespunde o sarcină de 0.245 N.

Distanța dintre marginea unei urme și marginea piesei sau a unei urme alăturate va fi de min. $d/2$. Nu se admite ca zonele de penetrare în material a două urme alăturate să se intersecteze sau ca marginea piesei să fie deformată datorită penetrării învecinate. Urmele trebuie să fie simetrice, cu o abatere de max. $d/10$ între cele două jumătăți ale unei urme.

Asimetria urmei, mai mare de $d/10$ poate fi cauzată de abaterea de la perpendicularitate a penetratorului pe piesă sau de apropierea urmei de marginea piesei sau de altă urmă.

Cele două colțuri opuse ale urmei trebuie să se afle în planul focal al microscopului (să se vadă simultan cu aceeași claritate). În caz contrar se va verifica perpendicularitatea penetratorului pe suprafața piesei.

Cauza asimetriei se poate determina efectuând o nouă măsurare pe piesa rotită la 180° .

Duritatea Knoop se determină ca medie aritmetică a mai multor încercări al căror număr, dispersie și amplasament se prevăd prin standardele de produs, sau în lipsa acestora prin contact, dar nu mai puțin de 5 încercări. Duritatea Knoop determinată prin 5 încercări caracterizează o suprafață poligonală fără discontinuități, având în colțuri urmele cu distanța dintre ele de max. 25mm și o dispersie max. 5% din valoarea durității medii. În cazul urmelor cu dimensiuni mici (≤ 0.1 mm) se recomandă mărirea numărului de încercări.

În cazul încercării durității Knoop pe suprafețe curbe se corectează duritatea măsurată printr-un coeficient de corecție stabilit prin încercări pe o piesă cu aceeași curbura cu piesa de încercat și cu o duritate cunoscută apropiată.

Alte funcții pentru scările de duritate statică de imprimare

În afară de aceste relații de evaluare a durității Brinell, Vickers, Rockwell și Knoop, s-au mai preconizat de diverși cercetători numeroase alte relații, mai mult sau mai puțin justificate teoretic sau experimental, care însă n-au reușit până în prezent să se impună în practică. Se consideră util a fi expuse și analizate principalele relații propuse pentru o deplină orientare asupra tendințelor în acest domeniu. Relațiile de evaluare a durității după diversele metode sunt indicate în tabelele 2, 3 și 4.

Raportarea forței la suprafața laterală a urmei remanente a constituit și constituie încă una din principalele obiecțiuni ridicate față de metodele Brinell și Vickers. Considerând acțiunea mecanică de imprimare drept o presiune constantă, Meyer E. preconizează în consecință raportarea la proiecția suprafeței urmei remanente în planul normal pe direcția forței. În această relație (F/A) se definesc duritățile statice de imprimare după Meyer, Ludwik P, Knoop F. și

Grodzinski P. Relația cu toate că apare mai judicioasă teoretic, nu a fost însă acceptată în practica industrială întrucât diferențierea variației durtății este mai redusă decât prin raportarea la suprafața laterală a urmei, care prezintă geometric o creștere mai rapidă decât proiecția ei.

Urmărind variația durtății, după Brinell sau Meyer, în funcție de mărimea sarcinii aplicate, Döhmer P. și ulterior Meinje H. propun determinarea necondiționată a *durtății maxime*, sau *finale*, care ar reprezenta mai judicios comportarea plastică a materialului. Prin două încercări de durtate cu sarcini diferite se stabilește în baza legii lui Meyer – vezi punctul 1.3. – valoarea acestei durtăți maxime.

Soluție similară cu două urme la sarcini diferite – urmărind separarea deformațiilor elastice în relația de stabilire a durtății – este propusă mai recent de Drozd M.S. la încercările cu penetrator sferic, și de Woxen R. la încercările cu penetrator Vickers. Dar nici aceste relații nu s-au adoptat în practica industrială, întrucât apar deosebit de laborioase, prin însăși repetarea operației pentru fiecare determinare.

Din cauza dificultăților de măsurare a urmelor nu s-au extins nici numeroasele metode cu relație lineară, care urmăresc determinarea forței necesare pentru a produce o urmă de o anumită dimensiune, ca metoda Martens – Heyn și mai recent metoda Grodzinski P. Pe când aplicarea unei forțe constante este realizabilă simplu la orice aparatură, menținerea constantă a urmei în cursul încercării este practic imposibilă. Astfel apare necesitatea de a se executa mai multe operații și de a se determina prin interpolare măsura sarcinii aferente unei anumite dimensiuni a urmei. Pe lângă faptul că această soluție este greoaie și laborioasă mai rămâne afectată de inevitabilele erori de interpolare.

În prezent, *singurele metode* de încercare a durtății acceptate ca susceptibile unei reglementări metrologice – adecvate pentru reproducerea unei scări de durtate pentru metale – sunt considerate *metodele statice de imprimare după Vickers, Brinell și Rockwell*. Dintre aceste metode, riguros reglementate în standarde, metoda cea mai generală și cu precizia cea mai ridicată este metoda Vickers cu sarcini normale 5...100 kgf. Metoda Rockwell se impune ca metoda cea mai operativă în controlul industrial, iar metoda Brinell asigură posibilitatea extinderii examinării pe o suprafață mare, condiție absolut necesară la controlul durtății materialelor cu o eterogenitate și anizotropie mai accentuată (piese turnate, fontă, aliaje moi etc.).

1.8. Analiza surselor de erori la determinarea durtății

În aplicarea diverselor metode de determinare a durtății apar inerent o serie de surse de erori a căror cunoaștere temeinică este absolut necesară pentru a se evita o interpretare greșită a rezultatelor.

Orice executant conștiincios al încercărilor de durtate, din laboratoarele uzinale sau de cercetare științifică trebuie să-și preceadă examinările cu o analiză aprofundată a posibilităților oferite de fiecare metodă de încercare și a susceptibilității lor de a furniza rezultate eronate. După o prealabilă asigurare a funcționării corecte, juste și precise, a aparatului, se impune să se treacă la alegerea metodei și a condițiilor adecvate piesei de examinat și obiectivului investigației.

În apariția surselor de erori se disting trei factori determinanți:

- neomogenitatea piesei de încercat,
- erorile aparatului de încercat,
- intervenția operatorului.

Piesa de examinat. Metalele și aliajele utilizate în construcții prezintă întotdeauna numai o cvasiomogenitate și o cvasiizotropie macrostructurală. Atâta timp cât volumul de material

supus încercării este suficient de mare, se permite evidențierea unei *caracteristici globale*, a unei medii statistice a comportării materialului.

În cazul încercărilor de duritate, prin specificul investigației localizate pe o porțiune restrânsă de pe suprafața piesei sau din secțiune, susceptibilitatea de a se evidenția neomogenitatea și anizotropia materialului este deosebit de accentuată. În consecință, operatorul înainte de a trece la încercări este obligat să cunoască natura materialului, - compoziția chimică, calitatea probabilă, structura etc. – prelucrările mecanice suferite, tratamentele termice, existența straturilor superficiale tratate. Numai în posesia acestor date inițiale, operatorul va putea *alege* metoda adecvată și concludentă pentru investigație. Va aplica pe cât posibil metode de încercare cu urme mari la examinarea pieselor cu neomogenitate accentuată – de exemplu piese turnate, fontă etc. – și metode cu urme mici la controlul durității straturilor superficiale tratate sau ecruisate, sau chiar microsarcini la investigații structurale.

În funcție de forma geometrică a piesei trebuie să se aleagă suportii aparatului de încercat astfel ca să se asigure o sprijinire bună, imobilă și să se evite o deformare elastică a piesei ce se examinează. În acest scop se impune ca suportul aparatului să fie neapărat în contact cu piesa în zona aplicării penetratorului. În cazul când încercarea se execută pe suprafețe curbe (concave, convexe) trebuie să se afecteze corecțiile de curbură respectivă.

Prelucrarea mecanică a piesei influențează rezultatele prin apariția ecruisării superficiale și influența rugozității. Este recomandabil ca suprafețele examinate să fie astfel prelucrate încât să nu se altereze structura superficială (viteză redusă, evitarea încălzirii). Dacă aceste condiții nu sunt îndeplinite – de exemplu controlul în fabricația curentă – se necesită efectuarea unor urme suficient de adânci respectiv aplicarea unor sarcini relativ mari, pentru a se depăși zona afectată prin prelucrare.

Reperarea și măsurarea optică a urmelor de duritate reclamă o prelucrare fină, o calitate ridicată a suprafeței, care trebuie în consecință efectuată ori de câte ori se execută încercări de duritate cu asemenea măsurări: Brinell, Vickers, Knoop etc. Altfel, conturul urmei este știrbit de neregularitățile de prelucrare și afectează inerent determinarea. Dacă această finisare nu este practic posibilă – număr mare de operații – se recurge la metoda Rockwell, care prin raportarea măsurării adâncimii urmei remanente de la nivelul unei imprimări inițiale nu reclamă o calitate superioară a suprafeței.

Aparatele de încercat duritatea trebuie să satisfacă o serie de condiții prescrise prin standarde și instrucțiunile de verificare. Controlul îndeplinirii acestor condiții constituie o sarcină permanentă a fiecărui operator pentru a se asigura funcționarea corespunzătoare. Fără a se expune detaliat condițiile prescrise și modul lor de verificare se relevă numai elementele principale.

Construcția aparatului trebuie să fie rigidă și stabilă, pentru a evita deformările elastice și mișcarea aparatului în cursul încercărilor. Instalarea aparatelor și eventual chiar fixarea lor pe mese solide sau fundații ridică sensibil reproductibilitatea determinărilor. La așezarea piesei pe masa aparatului se urmărește asigurarea perpendicularității axei penetratorului pe suprafața de examinat. Pe cât posibil se tinde la o imobilizare a piesei în cadrul aparatului prin dispozitive de strângere, care sunt deosebit de eficiente la încercările de duritate Rockwell.

Încărcarea sarcinilor prescrise, în toleranțele standardizate, se aplică lent și fără șocuri, fiind menținută pe o durată necesară atingerii deformației complet plastice a materialului examinat. Spre a se obține o reproductibilitate mai ridicată a operațiilor se tinde în prezent să se automatizeze desfășurarea întregului ciclu de încercare a durității.

Controlul penetratorului se prezintă ca o operație de prim ordin având în vedere influența deosebită a acestui element. În primul rând se impune urmărirea coaxialității dintre axa

vârfului de diamant și montura sa; imprimarea trebuie să fie orientată după axa vârfului de diamant. Urmărirea integrității profilului vârfului de diamant constituie o operație curentă întrucât este în permanență susceptibil de a fi degradat.

Măsurarea urmei ridică probleme deosebit de delicate, a căror soluționare reclamă o atenție continuă a operatorului. La încercările cu măsurarea adâncimii urmei sub sarcină, din urmărirea deplasării penetratorului – metoda Rockwell, Monotron etc. – se impune eliminarea oricăror deplasări ale piesei sau deformărilor elastice ale aparatului care ar putea fi incluse eronat în adâncimea de imprimare. Măsurarea optică reclamă reglarea adecvată a iluminării și a caracteristicilor aparatului optic – grosimet, apertură numerică. Numeroasele cercetări efectuate în ultimele două decenii au relevat o strânsă dependență a mărimii diametrului urmei măsurate chiar de specificul aparatului optic.

Intervenția operatorului. Asupra necesității și a posibilităților de intervenție a operatorului s-a insistat în mod detaliat la fiecare sursă de erori cauzată de neomogenitatea piesei examinate și a aparatului de încercat. De fapt, oricare din aceste erori menționate poate fi decelată de un operator avertizat și dimpotrivă, va greva, mai mult sau mai puțin, la o execuție superficială.

Odată bine definit obiectivul investigației – în baza analizei specifice a piesei, - și asigurată funcționarea ireproșabilă a aparatului, - printr-o verificare în condițiile și metodologia prescrisă, - operatorul trece la execuția încercării de duritate, în condițiile standardizate ale metodei cele mai adecvate. În această situație singura sursă de erori posibile mai rămâne interpretarea rezultatelor obținute.

Operatorul, stăpân al tehnicii determinării durității, este chemat să selecteze valorile concludente, eliminând rezultatele accidentale din porțiuni cu defecte și rezultate eronate printr-o greșeală de operație – urme asimetrice provocate de mișcarea penetratorului sau a piesei, urme cu contur știrbit etc. Ținând seama de caracterul restrâns al investigației încercărilor de duritate este necesar ca evaluarea durității să se bazeze pe un număr mai mare de determinări, cel puțin cinci urme dispuse în aceeași zonă a piesei. Pe baza urmelor executate se stabilește atât duritatea medie cât și amplitudinea împrăștierii lor, ambele valori fiind semnificative numai asociate. La analiza împrăștierii se încadrează precizia metodei pentru a se putea aprecia influența efectivă a neomogenității materialului. Numai respectând toate aceste condiții încercările de duritate își ating scopul de a constitui un mijloc operativ și eficient de control în producția industrială.

În tabelul 1.27 s-au concentrat diferitele aspecte relevate în analiza surselor de erori și posibilitățile de intervenție ale operatorului pentru evitarea lor.

1.9. Transmiterea scărilor de duritate Brinell, Vickers și Rockwell

În mod aparent uniformitatea determinării durității este asigurată de îndată ce metodologia încercării este riguros reglementată prin standardizarea operației și impunerea anumitor condiții aparatului. Dar această uniformitate formală nu implică și o uniformitate efectivă în practica determinării durității, întrucât operațiile rămân susceptibile diverselor surse de erori, care cumulate pot provoca diferențe sensibile între rezultatele obținute în diverse laboratoare și cu diverse aparate.

Asigurarea uniformității este posibilă numai prin crearea unei baze unice de realizare și reproducere concretă a scărilor de duritate, cu ajutorul căreia se transmite valoarea parametrică a mărimii, cu anumite precizii prestabilite, *etalanelor*. Etaloanele, la rândul lor, servesc pentru transmiterea uniformă a durității la aparatele de lucru din dotarea laboratoarelor.

Sursele de erori și consecințele lor la determinarea durtății

Factorul 1	Sursa de erori		Consecințele erorii	Intervenția operatorului
	Elementul 2	Specificația 3		
Piesa de încercat	Neomogenitatea materialului	Structura	Urme asimetrice și disperse	4 Alegerea sarcinii adecvate
		Ecrusare	Deformarea marginilor urmei	5 Mărirea sarcinilor
		Straturi superficiale	Urmele depășesc stratul	Sarcini prea mari
		Defecte, zone	Urme izolate de dimensiuni diferite	Nu se iau în considerare
	Forma geometrică	Sprînjirea	Urme asimetrice cu dimensiuni majorat	Utilizarea unor suportți corespunzători
		Deformarea	Apariția urmelor cu fețe curbe	Aplicarea corecției de curbură
	Prelucrarea	Suprafețe plane	Conturul urmei alterat	Prelucrarea fină
	Construcție	Rugozitatea	Denaturarea mărimii urmei	Construcții rigide de aparate
		Deformabilă	Urme asimetrice	Fixarea aparatului
		Instabilitate	Urme asimetrice	Asigurarea perpendicularității
Așezarea piesei	Oblicitatea penetratorului	În Țrcarea cu forțe eronate	Imobilizarea piesei	
	Labilitatea așezării	Sarcina	Verificarea încărcării	
		Viteza de încărcare	Aplicarea cu șocuri, r'pidă	Revizuirea amortizorului
	Încărcarea	Durata de încărcare	Durata prea scurtă, urme mici	Controlul duratei
Penetrator	Profilul	Urme deformate mai mici	Controlul profilului	
		Rugozitatea	Mărirea frecării cu materialul	Controlul rugozității
	Montura	Oblicitatea aplicării	Controlul coaxialității	

1	2	3	4	5	
Operatorul	Măsurarea urmei	Mecanică Optică	Raport de transmisie eronat Urme dependente de caracteristicile optice ale aparatului	Controlul dispozitivului Reglementarea caracteristicilor optice	
	Alegerea metodei	Duritate locală Duritate globală	Urme prea mari Urme prea reduse	Alegerea metodei în funcție de investigație	
	Pregătirea piesei	Prelucrare	Măsurarea eronată a urmei	Fixarea prelucrării în funcție de metodă	
	Execuția încercării	Aplicarea Menținerea	Nesatisfacerea condițiilor de încărcare prescrise	Alegerea parametrilor cinematici adecvați	
	Măsurarea urmei	Plasarea	Influența ecruisării urmelor anterioare	Plasarea urmei la distanțele prescrise	
	Interpretarea	Numărul urmelor	Iluminarea	Contur optic difuz	Reglarea distanței aparatului optice
			Număr insuficient pentru apreciere	Număr insuficient pentru apreciere	Executarea de cel puțin cinci urme
		Precizia metodei	Numărul urmelor	Număr insuficient pentru apreciere	Executarea de cel puțin cinci urme
			Precizia metodei	Aprecieri în câmpul de dispersie normală a metodei	Aplicarea erorilor limită ale metodei

Această disciplină metrologică a ordinii de transmitere a scărilor de duritate se concretizează în scheme convenționale cu o adopțiune internațională, fixându-se univoc:

- aparatele etalon și metoda etalon;
- etaloanele;
- verificarea aparatelor de încercat cu etaloane.

Numai prin această succesiune concretă și unitară a treptelor de transmitere a scării se poate ajunge la o determinare certă, cunoscând la fiecare treaptă în parte precizia aferentă, diferența limită posibilă față de mărimea efectivă obținută cu metoda etalon.

Necesitatea introducerii unei baze etalon la încercările de duritate a fost sesizată în practica industrială în cursul celui de al patrulea deceniu al secolului trecut. Acceptarea încercării durității cu o probă obligatorie de recepție a relevat o serie de necorespondențe între rezultatele obținute de producător și consumator.

O primă inițiativă de reglementare a constat în introducerea plăcuțelor de duritate drept etaloane cu o duritate uniformă asigurată prin alegerea corespunzătoare a materialului și o prelucrare mecanică și termică adecvată. Aceste plăcuțe de duritate au fost livrate ca accesorii de control pentru aparatele de încercat. Este de remarcat faptul că operația de etalonare a plăcuțelor a rămas ne-reglementată fiind efectuată de un laborator cu un aparat de construcție uzuală.

După cum era și de așteptat litigiile nu au dispărut chiar dacă diferențele mari dintre determinări s-au eliminat. O primă anchetă, întreprinsă în Germania în anii 1933 – 35, la care au fost antrenate diversele laboratoare din institute și principalele unități industriale, a înregistrat diferențe între rezultatele încercărilor Rockwell efectuate pe aceeași trusă de plăcuțe de ± 5 HRC, după cum indică K. Meyer. Cu toate că aparatele folosite în cursul anchetei au fost în prealabil ajustate cu ajutorul plăcuțelor accesorii ale aparatului respectiv, etalonate de diverse institute din Germania.

În vederea eliminării acestor diferențe între rezultate, s-a trecut în acordul unanim al industriei germane la desemnarea de laboratoare oficiale pentru etalonarea plăcuțelor, afiliate pe lângă oficiile de control a mărfurilor. Operațiile de etalonare s-au menținut încă la nivelul încercărilor uzuale, recurgându-se la un aparat de construcție obișnuită cu care se executau un număr de urme pe plăcuțe fabricate, fără nici o reglementare a condițiilor impuse materialelor sau tehnologiei.

Chiar și în aceste condiții, diferențele între rezultate cu toate că s-au redus sensibil, totuși au rămas încă inacceptabile pentru un schimb de produse. Astfel, în publicațiile apărute în anii 1938... 1940 se indică diferențe mai mari de ± 2 HRC între rezultatele măsurărilor efectuate pe aceeași plăcuță din partea laboratoarelor oficiale, cu aceste pseudoaparate de referință. Orice tentativă de a reduce aceste diferențe prin schimbarea aparatului de referință, de execuție uzuală îngrijită, a rămas în permanență discutabilă, fiecare laborator cvasioficial impunând o anumită construcție.

În perioada 1945 – 1955 operațiile de etalonare a plăcuțelor s-au executat fără nici o reglementare internațională. În fiecare țară se consacră un anumit tip de aparat de încercat drept etalon, prelevat pe considerente selective de apreciere așa zisei precizii de reproducere și de gradul de răspândire în industrie a construcției respective. Rezultatele obținute pe baza acestor etalonări cu diverse aparate apar însă, o dată cu creșterea exigențelor de precizie tot mai nesatisfăcătoare. Într-o investigație întreprinsă în diverse laboratoare autorizate să etaloneze din Germania, în anul 1950, K. Meyer înregistrează diferențe de ± 5 HRC, la plăcuțe cu duritatea nominală sub 50 HRC și de ± 3 HRC, la durități mai mari de 50 HRC. O situație similară se prezintă în publicațiile apărute pentru Japonia și probabil are un caracter general dar nu au fost întreprinse anchete sau nu au fost publicate rezultatele. Față de aceste diferențe mari constatate

chiar în cadrul laboratoarelor unei singure țări, compararea durițăților pe plan internațional apare de-a dreptul derizorie.

Pentru a se reduce influența aparatului, Meyer K. construiește în Germania încă din anul 1943, primul aparat cu încărcare directă, care însă este distrus în timpul războiului. În anul 1952, aparatul cu încărcare directă, construit de Meyer K. se introduce în operațiile de etalonare în Germania (1954) și Austria (1954). Pe plan internațional se mai mențin însă aparate etalon de construcție uzuală cu aplicarea sarcinii prin transmisii cu pârghii sau chiar cu acționări hidraulice (Suedia, SUA). În fosta U.R.S.S., Institutul Mendelejev din Leningrad aplică metoda etalonării pe un grup de trei aparate de aceeași construcție uzuală, pentru a elimina influența execuției fiecărui exemplar în parte.

O primă confruntare internațională a scărilor de referință Rockwell este organizată în anii 1953 – 54 de Oficiul de Încercări de Materiale din Dortmund – Materialprüfungsansalt – MPA – cu o trusă de plăcuțe transmisă succesiv pentru măsurari la : Național Physical Laboratory – Anglia; Deutsches Amt für Messwesen – RDG; Bundesamt für Eich – und Vermessungswesen – Austria; Laboratoire d’Essais Paris – Franța; Național Research Laboratory of Metrology – Japonia; Jemkonotorets Tekniska Byra – Suedia; Wilson Mechanical Instruments Division – SUA.

Cu toate precauțiunile luate rezultatele prezintă diferențe mari până la ± 4 HRC, fiind atribuite pe de o parte deosebirilor esențiale dintre aparatele etalon cu încărcare directă și aparatele de construcție uzuală cu pârghie de transmisie, iar pe de altă parte influenței execuției penetratorului de diamant, toleranțele profilului și rugozitatea suprafețelor.

La a doua serie de comparații internaționale, întreprinsă de același oficiu în anii 1955 – 1956, se transmite laboratoarelor o dată cu trusa de plăcuțe și penetratoare model. Nici aceste măsurări nu au dat satisfacție, diferențele înregistrate atingând până la ± 3 HRC. Astfel, s-a relevat existența unor surse de erori în însăși metodică reproducerea care încă nu era univoc reglementată la data comparațiilor menționate.

În paralel cu aceste comparații internaționale se desfășoară realizarea de noi tipuri de aparate etalon cu încărcări directe la Național Physical Laboratory Anglia (1956), Institutul Mendelejev Leningrad (1957) Național Research Laboratory of Metrology – Japonia (1956) și la secția din Timișoara a Institutului de metrologie (1956).

În anul 1958 problema reglementării transmiterii scărilor de duritate Brinell, Vickers și Rockwell este preluată de o grupă din cadrul Organizației Internaționale de Standardizare. După numeroase ședințe de lucru se ajunge în 1961 să se consacre aparatul cu încărcare directă drept aparat etalon și să se fixeze condiții pentru etalonarea plăcuțelor și verificarea aparatelor de încercare a durițății. Astfel, se constituie efectiv schema de transmitere internațională a scărilor de duritate. Această schemă cu anumite completări și restrângeri a limitelor de împrăștiere a valorilor durițății determinate, la operațiile de etalonare și verificare, a fost recent revizuită în anul 1965, de către ISO/TC 17 și însușită de către Organizația Internațională de Metrologie Legală (OIML).

În țara noastră, introducerea unei discipline metrologice a fost abordată din toamna anului 1954, odată cu înființarea laboratorului de sclerometrie din Timișoara al Institutului de metrologie. Printr-o muncă susținută a colectivului de cercetători și tehnicieni s-a reușit să se realizeze aparate etalon de o construcție originală cu funcționare complet automatizată. Totodată s-au elaborat instrucțiuni de verificare pentru plăcuțele de duritate și diversele aparate de încercat, fiind înregistrate pe plan internațional între primele acte normative din acest domeniu.

Schemele de transmitere constituite în baza prescripțiilor internaționale actuale în vigoare – adoptate de Institutul de Metrologie din România sunt indicate în figurile 1.19, 1.20, 1.21 și 1.22.

Reproducerea scărilor se realizează cu aparatele etalon naționale cu încărcare directă, asigurându-se încadrarea în erorile limită prescrise la realizarea sarcinii și măsurarea urmelor de duritate.

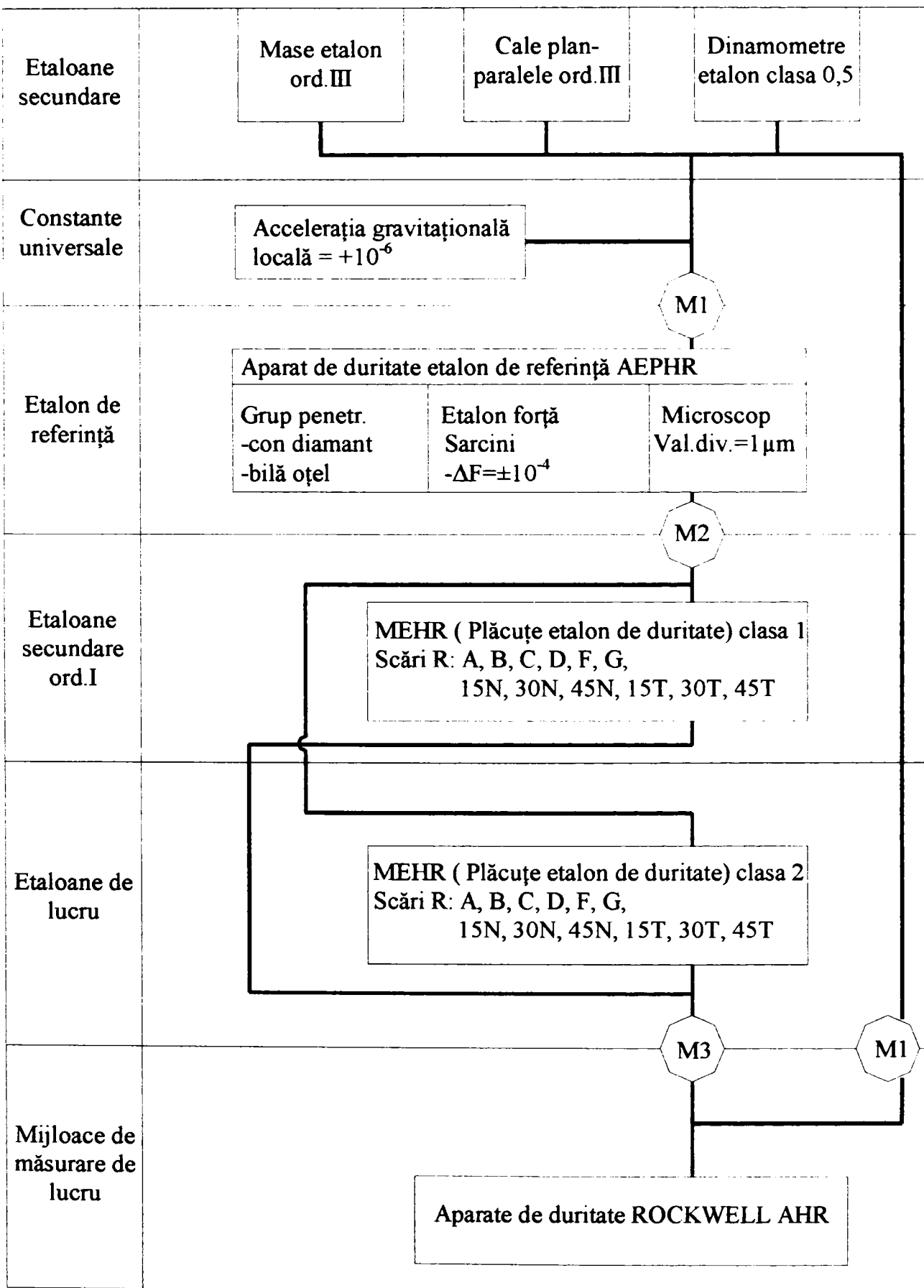


Figura 1.19. Schemă ierarhizare Rockwell

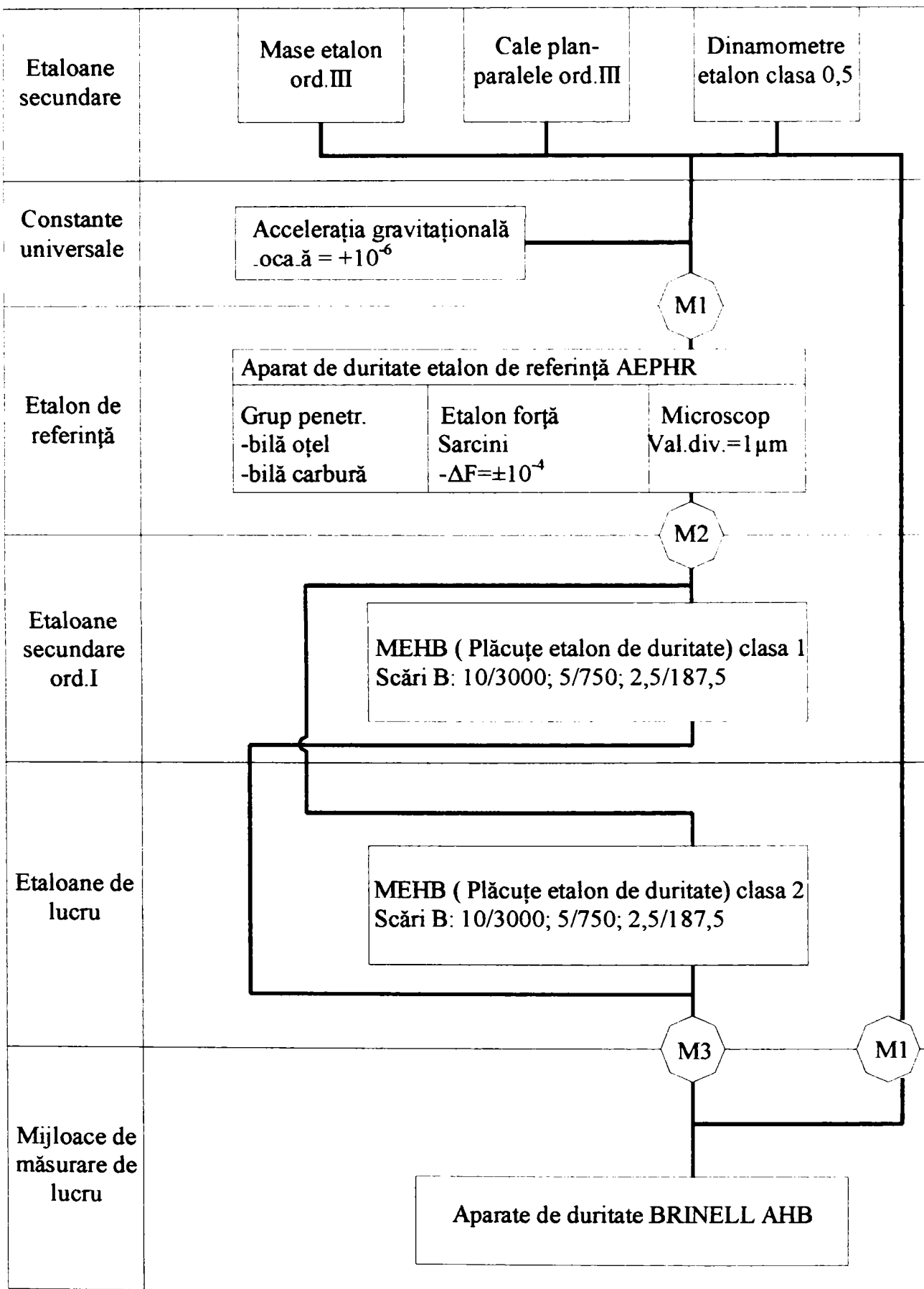


Figura 1.20. Schemă ierarhizare Brinell

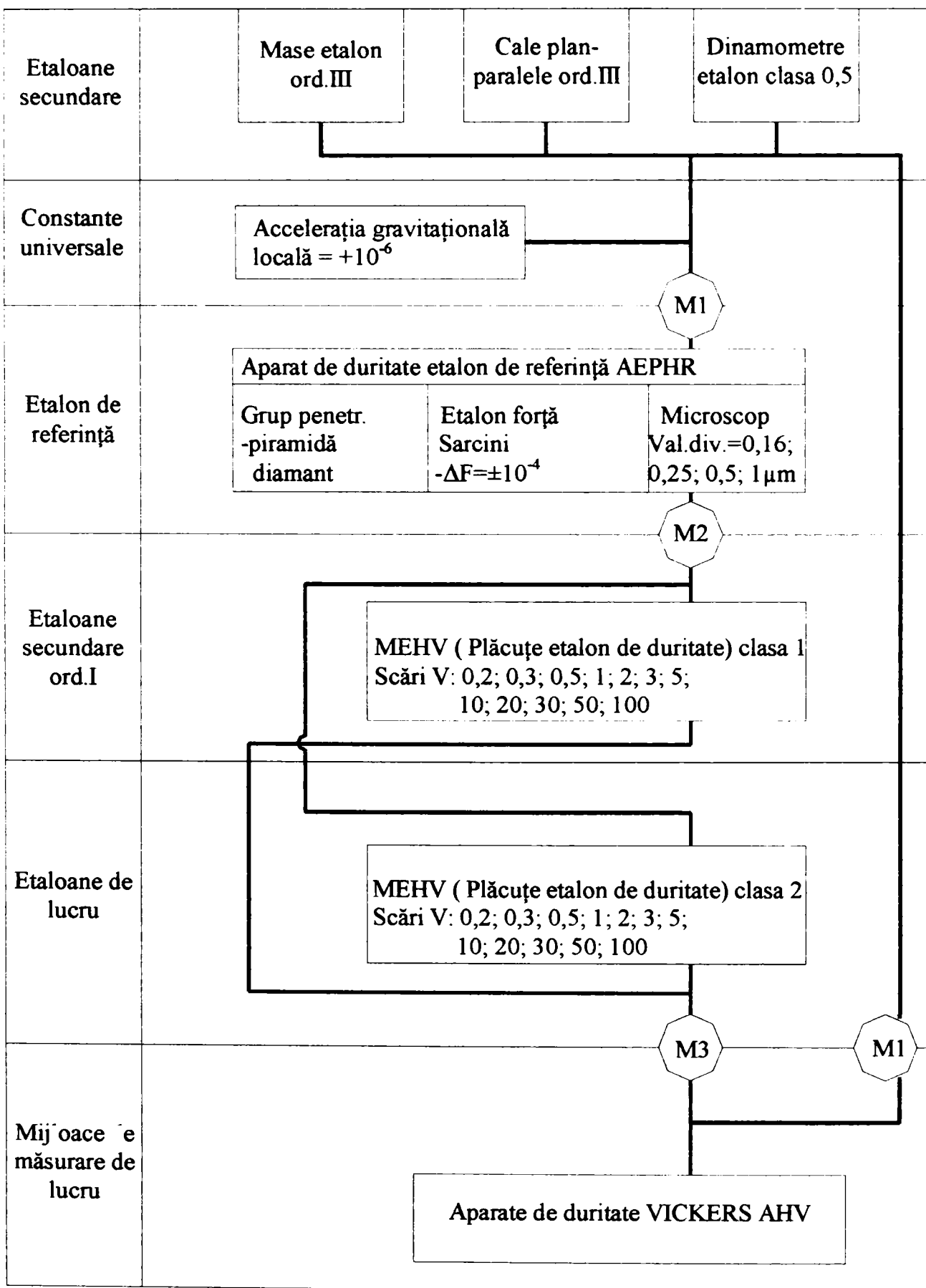


Figura 1.21. Schemă ierarhizare Vickers

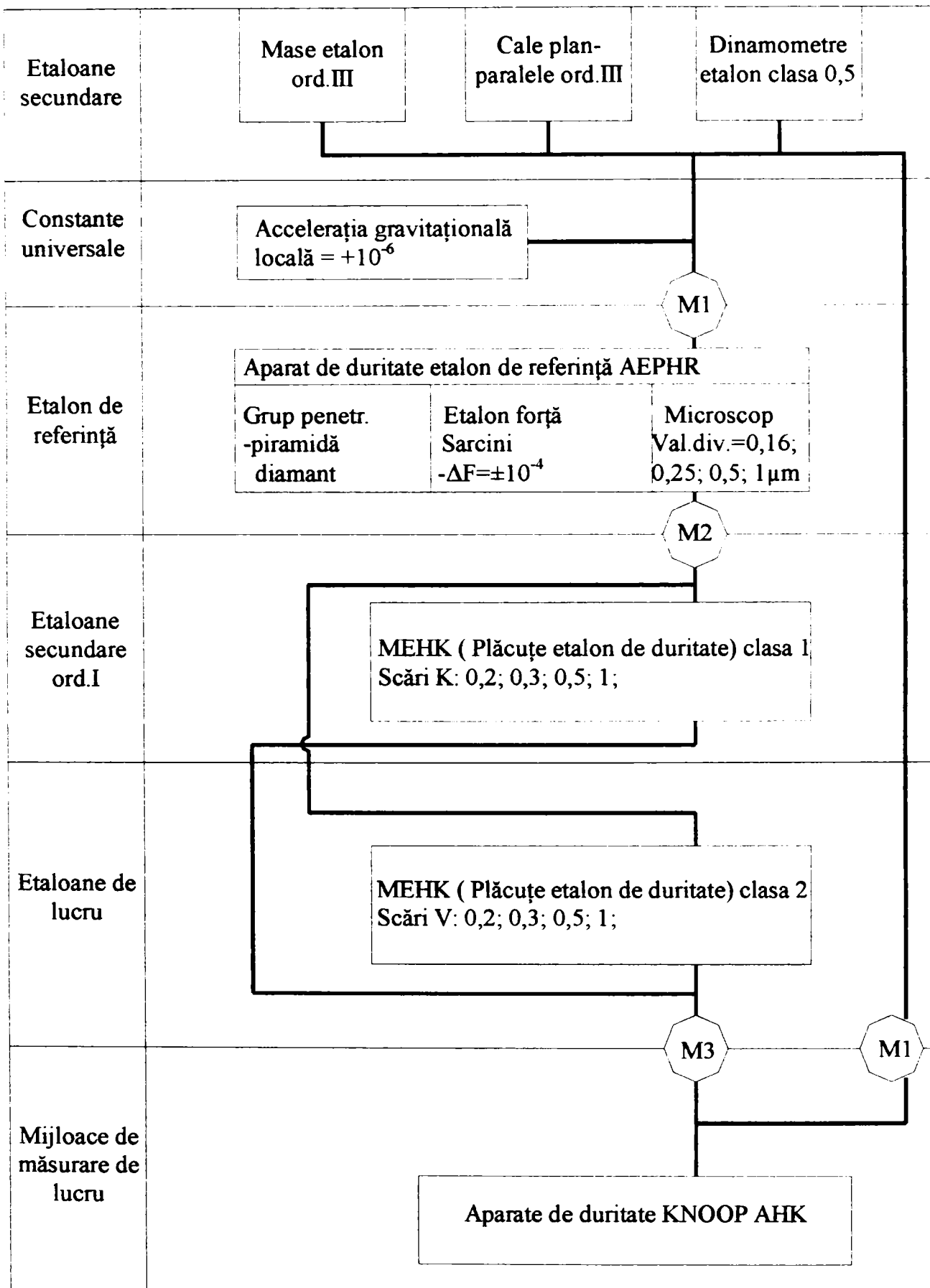


Figura 1.22. Schemă ierarhizare Knoop

2.1. Necesitatea utilizării etaloanelor de duritate

Plăcuțele etalon de duritate sunt măsuri cu valoare unică, prin care se materializează puncte ale scărilor de duritate standardizate. Ele servesc la verificarea periodică a aparatelor de determinare a durității, fiind în acest fel componente foarte importante în asigurarea calității produselor.

Aceste măsuri etalon de duritate sunt utilizate diferențiat funcție de clasa de precizie. Clasa de precizie poate fi 1 sau 2 și este dată de uniformitatea și stabilitatea durității. Plăcuțele etalon de duritate clasa 1 de precizie se utilizează ca etaloane martor și etaloane itinerante în acțiunea de supraveghere metrologică a aparatelor etalon pentru reproducerea și transmiterea scărilor de duritate și îndeplinesc rolul de etaloane secundare în schema de transmitere a unităților de duritate. Plăcuțele etalon de duritate clasa 2 de precizie se utilizează ca etaloane de referință la verificarea aparatelor uzuale pentru determinarea durității și îndeplinesc rolul de etaloane de lucru în schema de transmitere a unităților de duritate.

Pentru verificarea instalațiilor de măsurare a dimensiunii caracteristice amprentelor, precum și la instruire și verificare, se folosesc așa numitele plăcuțe calibru pentru amprente. Plăcuțele etalon de duritate calibru pentru amprente sunt acele plăcuțe la care amprentele inițiale în baza cărora s-a atribuit duritatea nominală se marchează prin încercuire, iar dimensiunile caracteristice acestora se consemnează în certificatul de etalonare însoțitor.

2.2. Condiții impuse etaloanelor de duritate

2.2.1. Condiții tehnice

În acest capitol sunt prezentate principalele condiții legate de materialul, forma și dimensiunile, și prelucrarea plăcuțelor etalon de duritate, prevăzute de standardul nostru STAS 7170-87.

2.2.1.1. Materialul

Plăcuțele etalon de duritate se confecționează din oțel sau metale și aliaje neferoase cu structură omogenă și stabilă, care să asigure uniformitatea și menținerea în timp a durității. Materialul utilizat trebuie să fie lipsit de porozități, fisuri, incluziuni nemetalice. Microstructura trebuie să prezinte o granulație fină și omogenă.

2.2.1.2. Forme și dimensiuni

Plăcuțele etalon de duritate au formă de disc sau prismă cu baza triunghiulară, pătrată sau hexagonală (raportul maxim al laturilor 2:1). Suprafețele de bază ale plăcuțelor etalon de duritate trebuie să fie plane și paralele. Una din suprafețe servește ca suprafață de așezare, iar cealaltă ca suprafață de încercare.

Dimensiunile uzuale pentru plăcuțele ce materializează duritatea celor mai folosite din scările de duritate sunt redată în tabelul 2.1.

Tabelul 2.1.

Metoda de încercare a durității	Scara de duritate	Grosimea minimă [mm]	Aria recomandată a suprafeței de încercare, cm ²	
			Minimă	Maximă
Brinell	B 10/3000	16	40	150
Brinell	B 5/750	12	40	150
Brinell	B 2,5/187,5	6	24	40
Vickers	V 5... V 100	6	24	30
Vickers	V 0,01... V 3	4	5	15
Rockwell	RA, RC	6	24	30
Rockwell	RB, RF, RG	6	24	30
Rockwell superficial	RN, RT	6	24	30

2.2.1.3. Prelucrare

Suprafețele de bază ale plăcuțelor etalon de duritate trebuie să fie:

- plane și paralele;
- fin rectificat;
- fără pete de coroziune, zgârieturi sau alte defecte care pot influența încercările de duritate.

Abateră maximă admisă de la planeitate, paralelism și rugozitatea maximă sunt redate în tabelul 2.2.

Tabelul 2.2.

Metoda de încercare a durității	Scara de duritate	Abateră maximă de la planitate [μm]	Abateră maximă de la paralelism [μm/50mm]	Rugozitatea maximă, R _a [μm]	
				Suprafața de încercare	Suprafața de așezare
Brinell	B 10/3000	10	30	0,20	0,50
Brinell	B 5/750	10	20	0,20	0,50
Brinell	B 2,5/187,5	10	10	0,20	0,50
Vickers	V 5... V 100	5	10	0,10	0,50
Vickers	V 0,01... V 3	5	10	0,10	0,50
Rockwell	RA, RC	5	10	0,20	0,50
Rockwell	RB, RF, RG	5	10	0,20	0,50
Rockwell superficial	RN, RT	5	10	0,10	0,50

Muchiile plăcuțelor etalon de duritate trebuie să fie rotunjite cu o rază de 1 mm, sau teșite corespunzător.

Plăcuțele etalon de duritate se demagnetizează.

2.2.2. Condiții metrologice.

2.2.2.1. Uniformitatea durității

Plăcuțele etalon de duritate trebuie să aibă o uniformitate ridicată a durității pe suprafața de încercare. Uniformitatea durității este dată prin eroarea de fidelitate ce nu trebuie să depășească o anumită valoare limită. Valoarea maximă admisă pentru eroarea de fidelitate este funcție de metoda de încercare a durității, scara de duritate, interval de duritate și clasa de precizie.

Eroarea de fidelitate se calculează diferențiat pe metode de încercare a durității, după cum urmează:

Pentru metodele Brinell și Vickers

$$e_f = \frac{R}{d} \cdot 100 \quad [\%], \quad (16)$$

iar pentru metodele Rockwell și Rockwell superficială

$$e_f = \frac{R}{h} \cdot 100 \quad [\%], \quad \text{unde} \quad (17)$$

amplitudinea $R = d_{\max} - d_{\min}$ sau $R = h_{\max} - h_{\min}$;

d_{\max} - diametrul mediu maxim sau diagonala medie maximă obținută la măsurarea tuturor amprentelor efectuate la etalonare;

d_{\min} - diametrul mediu minim sau diagonala medie minimă obținută la măsurarea amprentelor efectuate la etalonare;

h_{\max} - adâncimea de pătrundere remanentă maximă obținută la măsurarea tuturor amprentelor efectuate la etalonare;

h_{\min} - adâncimea de pătrundere remanentă minimă obținută la măsurarea tuturor amprentelor efectuate la etalonare;

$\bar{d} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n d_i$ - media diametrelor sau diagonala medie a celor n amprente în baza căreia se calculează duritatea periodică;

$\bar{h} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n h_i$ - media adâncimilor de pătrundere remanente în baza căreia se calculează duritatea periodică;

$d = \frac{d_+ + d_-}{2}$ - diametrul mediu sau diagonala medie a amprentelor;

h - adâncimea de pătrundere remanentă;

d_+ , d_- - diametrele măsurate pe două direcții perpendiculare sau diagonalele unei amprente.

Eroarea de fidelitate maximă este conform tabelului 2.3.

Tabelul 2.3.

Metoda de încercare a durității	Scara de duritate	Interval de duritate	Clasa 1 de precizie	Clasa 2 de precizie
			Eroarea de fidelitate maximă, [%]	
1	2	3	4	5
Brinell $0,102 \cdot F = 30 D^2$	Toate scările	$H \leq 450 \text{ HB}$	1,0	1,5

1	2	3	4	5
Brinell $0,102 \cdot F = 10 D^2$	Toate scările	Întregul interval	2,0	3,0
Brinell $0,102 \cdot F = 2,5 D^2$	Toate scările	Întregul interval	2,7	4,0
Vickwers	V 0,2... V 3	H ≤ 225 HV 225 HV < H ≤ 400 HV H > 400 HV	2,0 1,0 1,5	3,0 1,5 2,0
Vickwers	V 5... V 100	H ≤ 225 HV 225 HV < H ≤ 400 HV H > 400 HV	1,5 0,8 1,0	2,0 1,0 1,5
Rockwell	RA	20... 88 HRA	2,0	3,0
Rockwell	RB	20... 100 HRB	2,0	3,0
Rockwell	RC	20... 70 HRC	1,0	1,5
Rockwell	RF	60... 113 HRF	2,0	3,0
Rockwell	RG	10... 90 HRG	2,0	3,0
Rockwell superficială	RN	19... 92 HRN	1,5	2,0
Rockwell superficială	RT	10... 94 HRT	2,0	3,0

2.2.2.2. Stabilitatea în timp a duriții

Alături de uniformitatea duriții, condiție esențială impusă plăcuțelor etalon de duritate, este și stabilitatea în timp a duriții dată prin eroarea de justețe.

Ca și eroarea de fidelitate, eroarea de justețe se calculează diferențiat pe metode de încercare a duriții, după cum urmează:

Pentru metodele Brinell și Vickers:

$$e_j = \frac{\bar{d} - \bar{d}_0}{\bar{d}_0} \cdot 100 \quad [\%], \quad (18)$$

iar pentru metodele Rockwell și Rockwell superficială

$$e_j = \frac{\bar{h} - \bar{h}_0}{\bar{h}_0} \cdot 100 \quad [\%], \text{ unde} \quad (19)$$

$\bar{d} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n d_i$ - media diametrelor sau diagonala medie a celor n amprente în baza căreia se calculează duritatea periodică;

$\bar{d}_0 = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n d_{0i}$ - media diametrelor sau diagonala medie a celor n amprente în baza căreia se calculează duritatea inițială;

$\bar{h} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n h_i$ - media adâncimilor de pătrundere remanente în baza căreia se calculează duritatea periodică;

$$\bar{h}_0 = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n h_{0i} - \text{media adâncimilor de pătrundere remanente în baza căreia se calculează}$$

duritatea inițială;

Duritatea nominală trebuie să se mențină în limitele erorii de justețe cinci ani pentru plăcuțele etalon de duritate clasa 1 de precizie și 2 ani pentru plăcuțele etalon de duritate clasa 2 de precizie.

Pentru asigurarea stabilității în timp a durității, plăcuțele etalon de duritate trebuie îmbătrânite artificial.

Eroarea de justețe maximă admisă este conform tabelului 2.4.

Tabelul 2.4.

Metoda de încercare a durității	Scara de duritate	Interval de duritate	Eroarea maximă de justețe [%]
Brinell	Toate scările	$H \leq 650 \text{ HB}$	$\pm 1,0$
Vickwers	V 0,2... V 3	$H \leq 225 \text{ HV}$ $225 \text{ HV} < H \leq 400 \text{ HV}$ $H > 400 \text{ HV}$	$\pm 2,0$ $\pm 1,0$ $\pm 1,5$
Vickwers	V 5... V 100	$H \leq 225 \text{ HV}$ $225 \text{ HV} < H \leq 400 \text{ HV}$ $H > 400 \text{ HV}$	$\pm 1,5$ $\pm 0,5$ $\pm 1,0$
Rockwell	RA	20... 88 HRA	$\pm 2,0$
Rockwell	RB	20... 100 HRB	$\pm 2,0$
Rockwell	RC	20... 70 HRC	$\pm 1,0$
Rockwell	RF	60... 113 HRF	$\pm 2,0$
Rockwell	RG	10... 90 HRG	$\pm 2,0$
Rockwell superficială	RN	19... 92 HRN	$\pm 1,5$
Rockwell superficială	RT	10... 94 HRT	$\pm 2,0$

2.2.3. Condiții de inscripționare

Pe fiecare plăcuță etalon de duritate trebuie să fie următoarele inscripții:

- marca unității producătoare;
- anul și numărul de fabricație;
- simbolul metodei și a scării;
- valoarea nominală a durității.

Se recomandă ca inscripțiile să se efectueze pe suprafața laterală a plăcuței în așa fel încât în poziția normală de citire suprafața de încercare a plăcuței să fie orientată în sus.

Pe suprafața de așezare nu trebuie să apară proeminențe ca urmare a inscripționării.

2.2.4. Condiții de etalonare

Plăcuțele etalon de duritate se supun etalonării, conform normelor tehnice metrologice în vigoare.

Etalonarea se execută obligatoriu la fabricație, periodic la intervale de doi ani și după orice recondiționare a suprafeței de încercare.

La etalonarea periodică se verifică menținerea în timp a durtății nominale și uniformitatea durtății.

2.3. Compararea prevederilor standardului românesc cu cele ale unor standarde internaționale (inclusiv euronorme).

Este foarte important dacă condițiile (prezentate în tabelele anterioare) impuse plăcuțelor de stasul nostru (STAS 7170-84) sunt mai severe decât cerințele externe. Datorită acestui lucru, în tabelele următoare se va prezenta o comparație între standardul nostru și standardele internaționale: EN-10003-3/1994; EN-10109-3/1994; ISO 726-82; ISO 640-84; ASTM E 92-82; ASTM E 10-84; OIML Nr.9; OIML Nr.10.

2.3.1. Forma geometrică a plăcuțelor.

STAS 7170-87: Plăcuțele etalon de duritate au formă de disc sau prismă cu baza triunghiulară, pătrată sau hexagonală (raportul maxim al laturilor 2:1).

În celelalte STAS-uri nu se fac referiri la forma geometrică

2.3.2. Grosimea și aria suprafeței plăcuțelor (tabelul 2.5)

Tabelul 2.5

Standardul	Tipul plăcuței	Scara de duritate (diametrul bilei pt. Brinell)	Grosimea minimă [mm]	Aria recomandată a suprafeței de încercare, cm ²	
				Minimă	Maximă
STAS 7170-87	Brinell	10	16	40	150
		5	12	40	150
		2.5	6	24	40
	Vickers	V5...V100	6	24	30
		V0.01 V3	4	5	15
	Rockwell	Toate scările	6	24	30
EN-10003-3/1994	-	-	-	-	-
EN-10109-3/1994	-	-	-	-	-
ISO 726-82	Brinell	10	16	-	150
		5	12	-	150
		<5	6	-	40
ISO 640-84	Vickers	-	6	-	-
ASTM E 10-84	Brinell	10	16	-	-
		5	12	-	-
		<5	6	-	-
ASTM E 92-82	Vickers	-	6	-	-
OIML Nr.9	Brinell	10	16	-	-
		5	12	-	-
		<5	6	-	-
OIML Nr 10	Vickers	-	6	-	-

Se observă că standardul românesc nu este mai puțin sever decât cele străine. Dimpotrivă, prin recomandarea suprafeței minime a plăcuței se poate spune că este chiar mai restrictiv.

2.3.3. Muchiile plăcuțelor.

STAS7170-87: Muchiile plăcuțelor etalon de duritate trebuie să fie rotunjite cu o rază de 1 mm, sau teșite corespunzător. În normele ISO, EN, ASTM și OIML nu se fac precizări cu privire la muchii.

2.3.4. Toleranțe la prelucrarea suprafețelor. (tabelul 2.6)

Tabelul 2.6

Standardul	Tipul plăcuței	Scara de duritate (diametrul bilei pt. Brinell)	Abaterea maximă		Rugozitatea maximă, Ra μm	
			de planeitate μm	de la paralelism $\mu\text{m}/50\text{mm}$	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare
STAS 7170-87	Brinell	10	10	30	0.20	0.50
		5	10	20	0.20	0.50
		2.5	10	10	0.20	0.50
	Vickers	V5...V100 V0.01 V3	5	10	0.10	0.50
	Rockwell	RA,RC	5	10	0.20	0.50
		RB,RF,RG	5	10	0.20	0.50
RN,RT		5	10	0.10	0.50	
EN 10109-3/1994	Rockwell	Toate scările	10	20	0,3	0,8
EN 10003-3/1994	Brinell	10	40	50	0,3	0,8
		5	20	40	0,2	0,8
		<5	5	10	0,1	0,8
ISO 726-82	Brinell	10	20	40	0.40	0.80
		5	20	40	0.40	0.80
		<5	5	10	0.20	0.80
ISO 640-84	Vickers	-	5	10	0.05	0.80
ASTM E 10-84	Brinell	10	-	-	0.3	-
		5	-	-	0.15	-
		<5	-	-	0.15	-
ASTM E 92-82	Vickers	--	-	-	0.10	-
OIML Nr.9	Brinell	10	50	50	0.30	-
		5	25	25	0.15	-
		<5	5	10	0.15	-
OIML Nr 10	Vickers	-	5	10	0.10	-

2.3.5. Uniformitatea durității

Conform STAS 7170-87 plăcuțele etalon de duritate trebuie să aibă o uniformitate ridicată a durității pe suprafața de încercare. Această uniformitate este exprimată prin "eroarea de fidelitate maximă", existând formule de calcul pentru aceasta, diferite, în funcție de metoda de determinare a durității. (vezi punctul 2.2.2.1.)

În toate standardele eroarea de fidelitate are aceeași expresie așa că valorile indicate sunt compatibile între ele. (tabelul 2.7.)

Tabelul 2.7.

Standardul	Tipul plăcuței	Intervalul de duritate (diametrul bilei pt. Brinell)	Eroarea de fidelitate maximă, %	
			Cl.1 de precizie	Cl.2 de precizie
STAS 7170-87	Brinell	H≤450HB	1.0	1.5
	Vickers	H≤225HV	1.5	2.0
		225<H≤440	1.0	1.5
		H>400HV	1.5	2.0
	Rockwell	RA	2.0	3.0
		RB	2.0	3.0
		RC	1.0	1.5
		RF	2.0	3.0
RG		2.0	3.0	
RN		1.5	2.0	
RT		2.0	3.0	
EN-10109-3/1994	Rockwell	RA	-	1,5
		RB	-	3
		RC	-	1,5
		RD	-	1,5
		RE	-	3
		RF	-	3
		RG	-	3
		RN	-	2
		RT	-	3
EN-10003-3/1994	Brinell	d<0,5	-	2,0
		0,5<d<1	-	1,5
		d>1	-	1,0
ISO 726-82	Brinell	≤225	-	2,0
		>225	-	1,0
ISO 640-84	Vickers	H≤225HV	-	2,0
		225<H≤400	-	1,0
		>400HV	-	1,5
ASTM E 10-84	Brinell		-	2,0
ASTM E 92-82	Vickers	100-240	-	3,0
		241-600	-	2,0
		>600	-	1,5
OIML Nr.9	Brinell	H≤225HB	-	2,0
		H>225HB	-	1,0
OIML Nr 10	Vickers	H≤225HV	-	2,0
		225<H≤400	-	1,0
		H>400HV	-	1,5

2.3.6. Stabilitatea în timp a durității.

Conform STAS 7170-87 etaloanele de duritate trebuie să asigure menținerea în timp a durității. Duritatea nominală trebuie să se mențină în limitele erorii de justețe 5 ani pentru plăcuțele etalon de duritate din clasa I de precizie și 2 ani pentru plăcuțele din clasa II de precizie.

Erorile de justețe maxim admise sunt redate în tabelul 2.8.

Tabelul 2.8

Standardul	Tipul plăcuței	Intervalul de duritate (scara de duritate)	Eroarea maximă de justețe, %
STAS 7170-87	Brinell	H≤650HB	±1.0
	Vickers	H≤225HV	±1.5
		225<H≤440	±0.5
		H>400HV	±1.0
	Rockwell	RA	±2.0
		RB	±2.0
		RC	±1.0
RF		±2.0	
RG		±2.0	
RN		±1.5	
RT	±2.0		
EN 10109-3/1994	Rockwell	-	-
EN 10003-3/1994	Brinell	-	-
ISO 726-82	Brinell	-	-
ISO 640-84	Vickers	-	-
ASTM E 10-84	Brinell	-	-
ASTM E 92-82	Vickers	-	-
OIML Nr.9	Brinell	H≤225HB	±2.0
		H>225HB	±1.0
OIML Nr 10	Vickers	H≤225HV	±2.0
		225<H≤400	±1.0
		H>400HV	±1.5

2.4. Concluzii

În baza analizei comparative prezentată mai sus putem spune că, în ceea ce privește condițiile impuse plăcuțelor etalon, prevederi mai severe decât standardul nostru se întâlnesc în foarte puține cazuri. (Ex. eroarea de fidelitate pentru scara Rockwell A, după EN 10109-3/1994 etc).

Pentru satisfacerea unei piețe cât mai mari, această teză își propune stabilirea de materiale, tehnologii de elaborare, de tratament termic și de prelucrare mecanică pentru materializarea unui număr cât mai mare de scări de duritate, asigurându-se prescripțiile cele mai severe din tabelele anterioare.

3.1. Condiții impuse aparatelor etalon; Determinarea sarcinii; Măsurarea urmelor

În reglementarea actuală internațională se prescriu numai anumite condiții principale operației de etalonare fără a se ajunge la o riguroasă fixare a aparatului etalon. Aceste condiții principale sunt:

- încărcarea directă cu greutatea pe penetrator cu o eroare relativă limită a sarcinii de $\pm 0,025$ % din valoarea nominală;
- aplicarea fără șocuri a sarcinii cu o viteză de penetrare între 0,003 și 0,012 mm/s și o viteză de aplicare a penetratorului mai mică de 1 mm/s;
- temperatura din cursul operațiilor 20 ± 2 °C;
- măsurarea urmelor cu o precizie de 0,2 μ m pentru scara Vickers, 1 μ m pentru scara Brinell și 0,2 μ m pentru scara Rockwell;
- materialul și profilul penetratorului.

Condițiile fixate au un caracter principial lăsând la latitudinea laboratoarelor materializarea construcției propriu-zise a aparatului etalon. Dar după cum s-a relevat anterior (pct. 1.7.), desfășurarea operației este susceptibilă de a fi influențată sensibil de construcția aparatului și ca urmare o reglementare metrologică impune o riguroasă specificare a tuturor elementelor construcției astfel ca determinarea să poată fi calificată ca : *invariabilă, reproductibilă și comparabilă*, atributele esențiale ale unui etalon metrologic.

În accepțiunea metrologică *invariabilitatea* reproducerii determinării durității impune o anumită constanță a desfășurării operațiilor și anumite limite de variație a condițiilor de lucru. Pe lângă influența inevitabilă a variației temperaturii, presiunii, umidității aerului, la aparatele etalon de duritate mai apar și influențe perturbante prin frecări, pendulări ale sarcinii, efecte dinamice ale aplicării sarcinii și imprecizia dispozitivelor optice de măsurare a urmelor. Limitele în care se asigură încadrarea influenței tuturor acestor factori în cursul oricăror operații definesc *reproductibilitatea* încercării.

Dar pentru ca această determinare să constituie o *operație de etalonare* mai este necesar ca limitele de reproductibilitate – erorile limita – să se situeze la un minim accesibil pentru nivelul tehnicii măsurării atins într-un anumit stadiu. Performanțele operațiilor de etalonare – invariabilitatea și reproductibilitatea – se stabilesc prin efectuarea unor determinări repetate utilizând aceleași etaloane, ceea ce implică și asigurarea *comparabilității*, a posibilității de a efectua asemenea determinări repetate atât la fiecare aparat cât și cu oricare din construcțiile de aparate etalon de duritate, existente în diverse laboratoare oficiale. Prin asemenea operații de etalonare, - invariabile, reproductibile și comparabile – se obține uniformitatea reproducerii scărilor de duritate în limite de precizie prestabilite pe plan național și internațional, obiectivul final oricărei reglementări metrologice.

Reproducerea sarcinii prin încărcări directe cu o eroare de $\pm 0,025$ % este în prezent curent asigurată la operațiile de etalonare a dinamometrelor sub rezerva satisfacerii următoarelor condiții:

- determinarea maselor de încărcare, greutatea suspendate pe penetrator, prin operații de precizie – cântăriri multiple cu etaloane de masă, afectându-se corecțiile pentru accelerația căderii libere locale g și a portanței aerostactice; eroarea relativă limită impusă este de $2 \cdot 10^{-5}$ din valoarea nominală a greutateii respective;

- fixarea tuturor condițiilor de lucru: accelerația căderii libere locale, cu o precizie de $2 \cdot 10^{-4} \text{ m/s}^2$, temperatura (20 ± 2) °C; presiunea (760 ± 30) torr, umiditatea relativă a aerului (50 ± 20) %;
- limitarea acțiunii frecărilor în ghidajele aparatului la cel mult $5 \cdot 10^{-5}$ din valoarea nominală a greutatei aplicate;
- limitarea acțiunii șocului de aplicare și eventualele acțiuni de pendulare a sarcinii suspendate de penetrator la cel mult $5 \cdot 10^{-5}$ din valoarea nominală a greutatei.

Influența variației acestor condiții de reproducere asupra valorii sarcinii aplicate se evaluează în baza legilor de propagare a erorilor ținând seama de specificul fiecărei mărimi.

Analizând propagarea erorilor, pentru ca reproducerea sarcinii să fie realizată cu o eroare de $\pm 0,025\%$ se impune implicit o condiționare deosebit de strânsă în primul rând construcției – frecări, șoc, pendulări – și în al doilea rând operațiilor de măsurare prin care se determină masele de încărcare.

O reglementare incompletă în actualele prescripții internaționale apare și în cazul *măsurării urmelor* efectuate la operațiile de etalonare. În recomandările ISO se fixează numai precizia de măsurare, respectiv erorile limită tolerate, lăsând la latitudinea laboratorului alegerea aparatului optice.

Această condiție necesară nu este însă și suficientă pentru o operație de etalonare întrucât cercetări laborioase – întreprinse între alții de Sporkert K., Hengemühle W., Illig W., au relevat o strânsă dependență a dimensiunilor urmei de caracteristicile optice ale aparatului utilizate. Apar diferențe între citirile aceleiași urme la microscop sau proiector. Dar chiar și în cazul când se schimbă numai grosimentul și apertură numerică a obiectivului diferențele sunt încă sesizabile. Modul de iluminare a urmei – normală sau oblică – și lungimea de undă a luminii folosite, constituie de asemenea factori care influențează măsurarea.

În acest domeniu cercetările sunt încă în plină desfășurare reglementarea actuală fiind unanim considerată ca nesatisfăcătoare. Dar în afară de sesizarea influenței aparatului optice încă nu s-a ajuns la propuneri concrete de normalizare.

O specificare a aparatului optice, după opiniile lui Rațiu M., bazate pe rezultatele cercetărilor întreprinse la laboratorul de sclerometrie din Timișoara, trebuie să fixeze pentru operațiile de etalonare:

- precizia măsurării prin indicarea valorii diviziunii și a erorilor tolerate;
- măsurarea urmelor numai cu microscop de măsură, eliminându-se măsurarea la proiector care nu permite decelarea riguroasă a marginilor urmei remanente din cauza granulației ecranului;
- fixarea caracteristicilor optice ale obiectivului grosiment și apertură numerică, pe anumite câmpuri de dimensiuni ale urmelor;
- iluminarea aplicată normal pe suprafața urmei, pentru a se evita încadrarea denivelărilor marginale în conturul suprafeței efective de contact dintre penetrator și piesă;
- aplicarea unui filtru galben-verde la iluminare care asigură fiziologic cele mai bune condiții de măsurare.

Numai printr-o asemenea specificare detaliată a aparatului optice se va ajunge la o determinare uniformă a scării de duritate la diversele laboratoare oficiale.

3.2. Descrierea aparatelor etalon proiectate și realizate la secția din Timișoara a Institutului de Metrologie.

În baza proiectelor elaborate de colectivul secției din Timișoara s-au realizat:

- aparatul etalon Rockwell, omologat în anul 1959;
- aparatul etalon Vickers, omologat în anul 1960;
- aparatul etalon Brinell, omologat în anul 1964

În paralel s-a proiectat și construit un aparat cu încărcări directe, Superdurimetru Vickers, cu sarcini mici între 1... 5 Kgf.

Aparatele etalon Rockwell și Vickers au fost executate în anul 1957 de Atelierul de prototipuri al Institutului de metrologie București, iar aparatul etalon Brinell 3000 Kgf a fost executat la I.R. Electrometal Timișoara (1963).

3.2.1. Aparatul etalon Rockwell

Aparatul etalon Rockwell (figura 3.1.) cuprinde un batiu portal (1) cu trei traverse. În traversa superioară sunt montați rulmenții de conducere a penetratorului (8). Masa aparatului (3) este fixată rigid de traversa mediană a cadrului, iar în traversa inferioară este amplasat cilindrul cu pistonul de acționare (5).

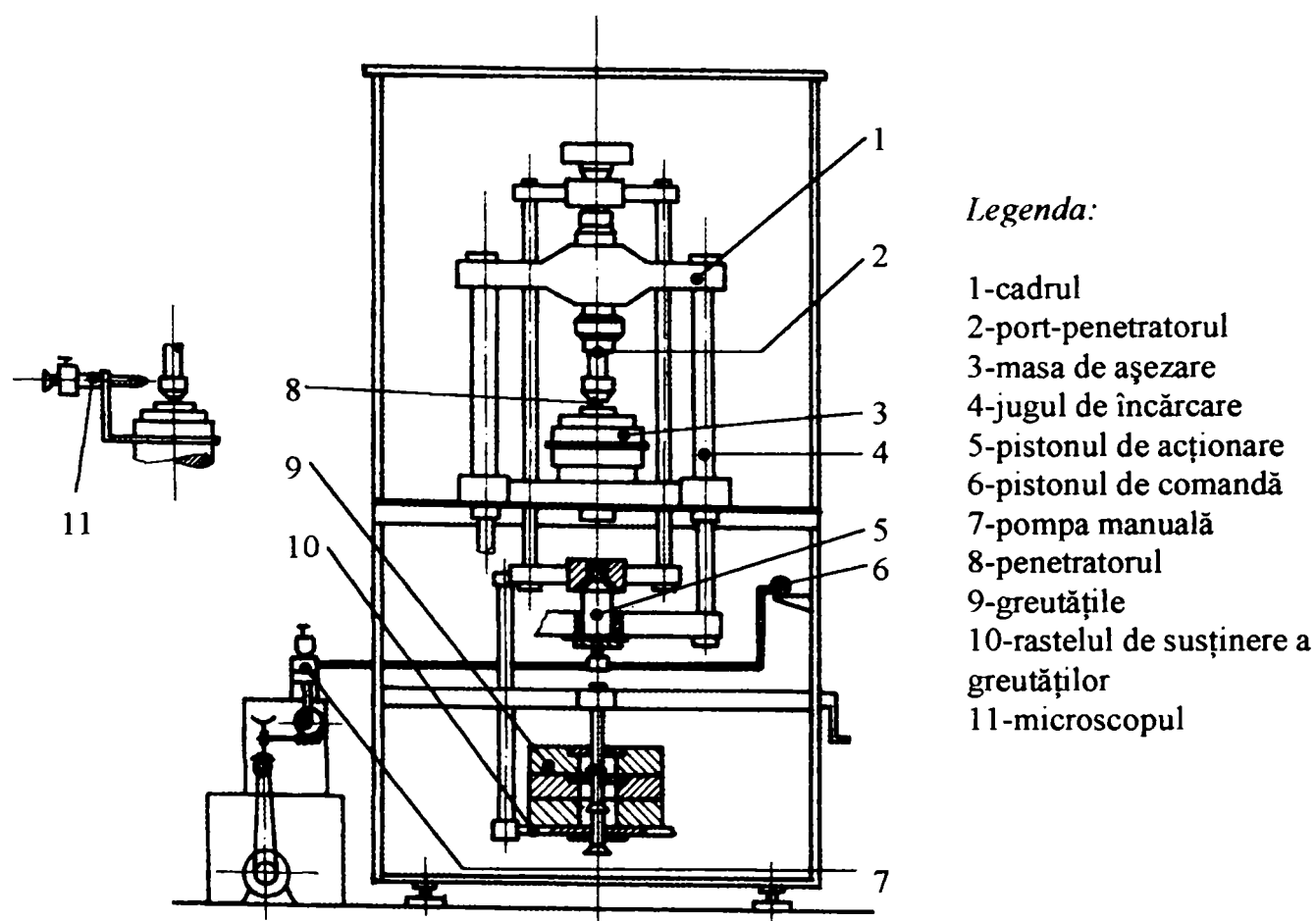


Figura 3.1. Schema aparatului etalon Rockwell

Jugul de încărcare (4) constă tot dintr-un cadru cu trei traverse. În traversa superioară sunt prelucrați pivoții sferici de sprijin pe port-penetrator, iar în traversa mediană este prelucrat pivotul de sprijin pe pistonul de acționare. Pe traversa inferioară se așează greutățile în formă de

discuri. Greutățile pot fi izolate de jug cu ajutorul unui ax cu umeri, care se deplasează prin rotirea manuală a unui angrenaj cu melc.

Port-penetratorul (8) este constituit dintr-o tijă prevăzută cu un pivot sferic inferior și un taler cu pivot sferic superior, înșurubat pe tijă până la o anumită distanță de pivotul inferior. Penetratorul cu vârf de diamant se fixează în capătul inferior al tijeii cu ajutorul unei piulițe de strângere axială.

Microscopul de măsurare (11) a adâncimii de pătrundere, respectiv a deplasării penetratorului în cursul încercării, este montat într-o brățară solidarizată de masa aparatului.

Modul de funcționare:

- Punerea în funcțiune a aparatului etalon se face prin pornirea motorului electric de acționare a camei, după ce a fost reglată manual de către operator poziția port-penetratorului în funcție de grosimea probei așezată pe masă;

- La rotirea camei se permite coborârea pistonului de comandă și astfel uleiul din cilindrul de acționare poate trece în cilindrul de comandă, iar pistonul de acționare coboară și el;

- Pistonul de acționare se deplasează concomitent cu jugul de încărcare și cu port-penetratorul (care la începutul încercării se reazemă pe acest piston.);

- Jugul de încărcare se sprijină direct pe piston cu traversa mediană;

- Port-penetratorul este așezat pe traversa superioară a jugului prin pivotul sferic al talerului;

- Penetratorul se lasă pe probă;

- Traversa superioară a jugului continuă coborârea până ajunge să se sprijine pe pivotul sferic inferior al port-penetratorului, desprinzându-se complet de pistonul de acționare;

- După expirarea timpului de menținere a sarcinii (porțiunea de rază constantă a camei), cama preia ridicarea pistonului de comandă și provoacă prin intermediul fluxului de ulei, desprinderea jugului de pe pivotul inferior al penetratorului și înălțarea penetratorului de pe probă;

- Ciclul se încheie prin întreruperea rotirii camei cu un limitator de cursă.

Domeniul de măsurare:

-pentru duri mici (0÷250 HV) scări cu penetrator - bilă de oțel,

-pentru duri medii și mari (250÷850 HV) scări cu penetrator – con de diamant

Scări și intervale de duritate realizate:

Conform tabelului 3.1.

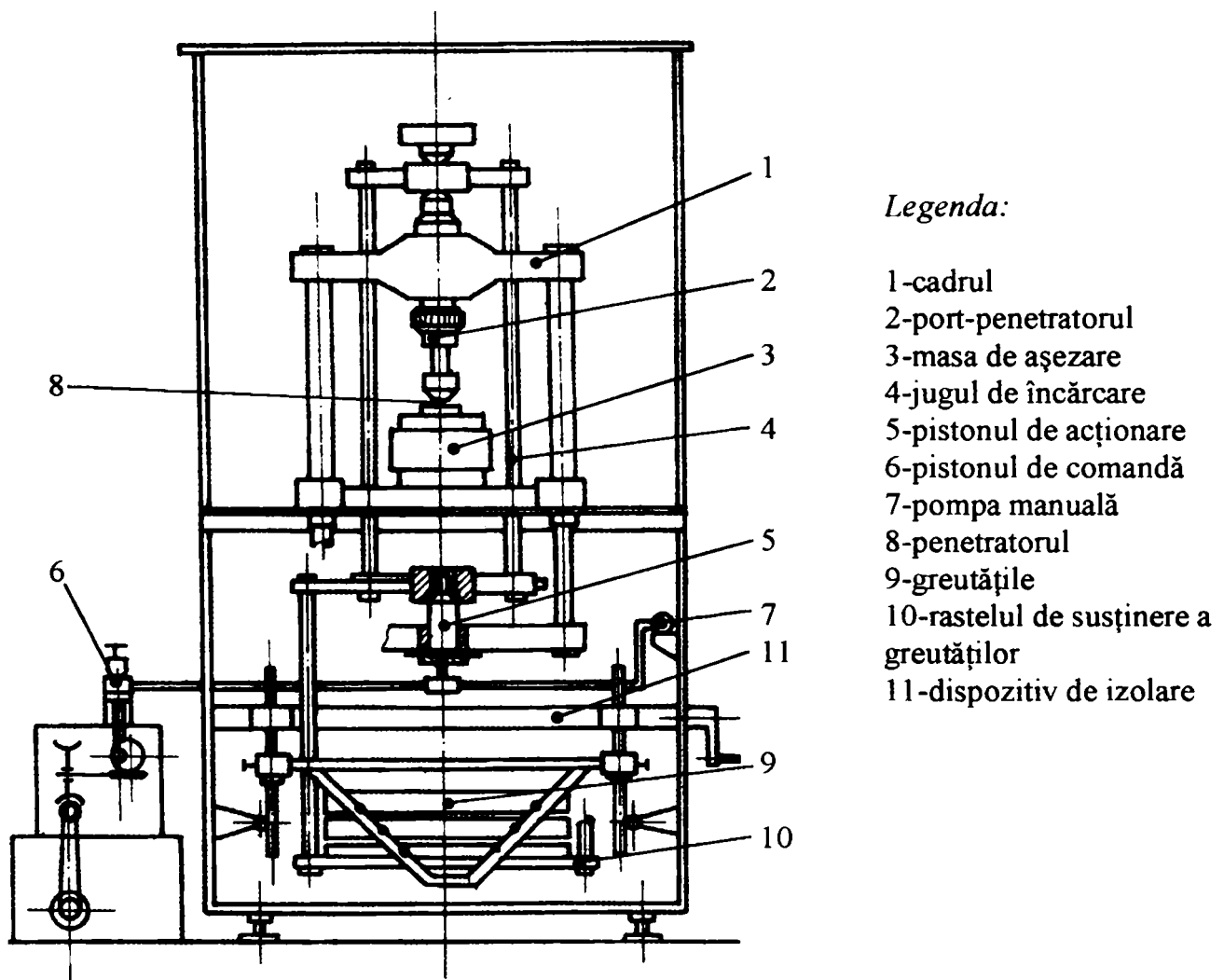
Tabelul 3.1.

Tip penetrator	F ₁ (N)	F (N)	Scara ROCKWELL	Intervalul de duritate (HR)
1	2	3	4	5
F ₀ =98,07 N				
Bilă oțel (d=1,5875mm)	490,3	588,4	F	80÷100 HRF
	882,6	980,7	B	20÷100 HRB
	1373	1471	G	30÷94 HRG
Con diamant (α=120°)	490,3	588,4	A	20÷88 HRA
	882,6	980,7	D	40÷77 HRD
	1373	1471	C	20÷70 HRC

1	2	3	4	5
$F_0=29,42N$				
Bilă oțel ($d=1,5875mm$)	117,7	147,1	15T	67÷93 HR15T
	264,8	294,2	30T	29÷82 HR30T
	411,9	441,3	45T	1÷72 HR45T
Con diamant ($\alpha=120^\circ$)	117,7	147,1	15N	70÷94 HR15N
	264,8	294,2	30N	42÷86 HR30N
	411,9	441,3	45N	20÷77 HR45N

3.2.2. Aparat etalon Vickers

Aparatul etalon Vickers (figura 3.2.) este o construcție similară cu aparatul etalon Rockwell, urmărită de altfel în mod intenționat pentru a se putea efectua comparații între cele două etaloane. Diferențele constructive apar numai la dispozitivul de izolare (11) a greutăților în formă de plăci prismatice (9). Pentru a se putea încadra numeroasele trepte de încărcare necesare încercărilor Vickers a fost necesară adoptarea unui rastel pe care se sprijină mai multe plăci. La coborârea rastelului prin acționarea manuală a două angrenaje cu melc montate în serie se depun succesiv diferitele plăci pe traversa inferioară a jugului.



Legenda:

- 1-cadrul
- 2-port-penetratorul
- 3-masa de așezare
- 4-jugul de încărcare
- 5-pistonul de acționare
- 6-pistonul de comandă
- 7-pompa manuală
- 8-penetratorul
- 9-greutățile
- 10-rastelul de susținere a greutăților
- 11-dispozitiv de izolare

Figura 3.2. Schema aparatului etalon Vickers

Modul de funcționare

Aparat etalon Vickers corespunzător sarcinilor $20 \div 100$:

- Punerea în funcțiune se face prin pornirea motorului electric de acționare a camei, după ce a fost reglată manual de către operator poziția port-penetratorului în funcție de grosimea probei așezată pe masă;
- La rotirea camei se permite coborârea pistonului de comandă și astfel uleiul din cilindrul de acționare poate trece în cilindrul de comandă, iar pistonul de acționare coboară și el;
- Pistonul de acționare se deplasează concomitent cu jugul de încărcare și cu port-penetratorul (care la începutul încercării se reazemă pe acest piston);
- Jugul de încărcare se sprijină direct pe piston cu traversa mediană;
- Port-penetratorul este așezat pe traversa superioară a jugului prin pivotul sferic al talerului;
- Penetratorul se lasă pe probă;
- Traversa superioară a jugului continuă coborârea până ajunge să se sprijine pe pivotul sferic inferior al port-penetratorului, desprinzându-se complet de pistonul de acționare;
- După expirarea timpului de menținere a sarcinii (porțiunea de rază constantă a camei), cama preia ridicarea pistonului de comandă și provoacă prin intermediul fluxului de ulei, desprinderea jugului de pe pivotul inferior al penetratorului și înălțarea penetratorului de pe probă;
- Ciclul se încheie prin întreruperea rotirii camei cu un limitator de cursă.

Aparat etalon Vickers corespunzător sarcinilor $0,2 \div 10$:

- Punerea în funcțiune se face prin conectarea la rețea a microscopului;
- Reglarea distanței dintre penetrator și probă se face manual prin deplasarea corpului comun port-penetrator – microscop pe corpul filetat al batiului;
- Aplicarea sarcinilor pe penetrator se face manual;
- Aplicarea penetratorului pe probă se face controlat de un sistem intrinsec, după declanșarea sa manuală;
- Ridicarea penetratorului de pe probă se face manual;
- Măsurarea amprenteii se efectuează imediat după îndepărtarea penetratorului prin rotire până la poziția în care deasupra probei se află microscopul.

Domeniul de măsurare: 0 – 2000 HV

Scări de duritate realizate:

- V 0,2; V 0,3; V 0,5; V 1; V 2; V 3; V 5; V 10;
- V 20; V 30; V 50; V 100.

3.2.3. Aparat etalon Brinell

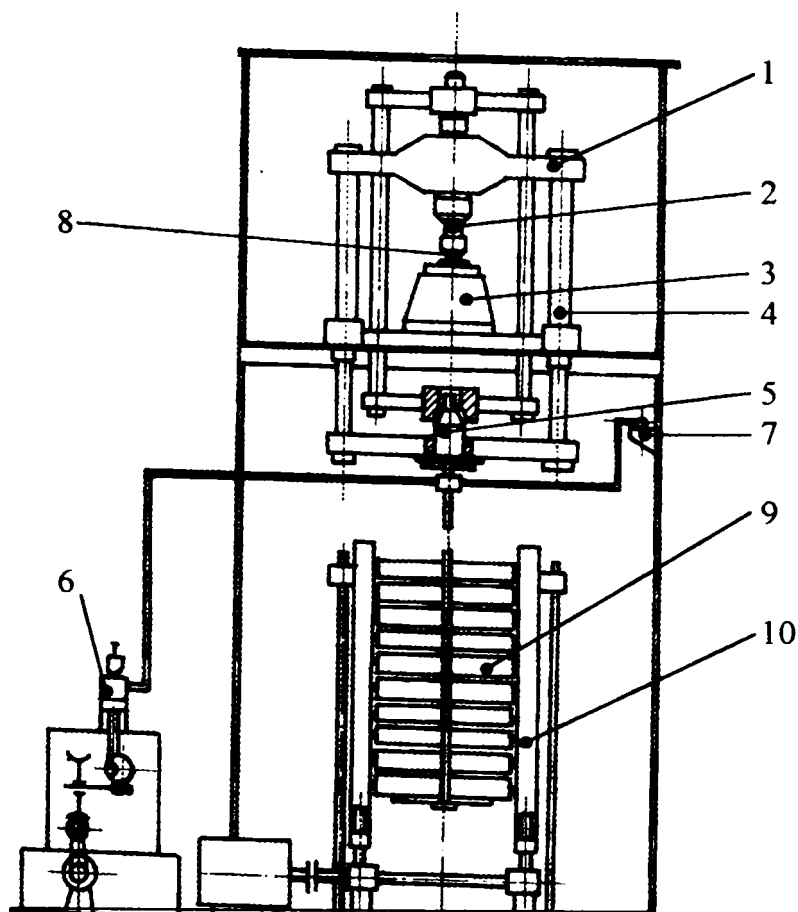
Aparatul etalon Brinell (figura 3.3) a fost construit asemănător aparatului etalon Vickers, Brinell adaptându-se evident la condițiile de aplicare a unor sarcini mari între 187,5 și 3000 Kgf.

Un batiu rigid compus din patru coloane tubulare încadrează rastelul cu greutate – plăci de oțel de 50 kgf și susține o placă cheson cu care este fixat cadrul portal al aparatului propriu-zis. Deplasarea rastelului la așezarea sau ridicarea greutăților se execută mecanic cu un motor electric rotind prin două reductoare tije filetate care se înșurubează în două bușe fixate în rastel. Greutățile sunt grupate în pachete corespunzător diferitelor trepte de încărcare. Fiecare pachet este prevăzut cu patru știfturi cilindrice care se așează în prisme fixate de rama rastelului.

Port-penetratorul este înșurubat strâns în traversa superioară a jugului de încărcare. Traversa mediană a jugului se sprijină pe poansonul de acționare prin intermediul a trei șuruburi

montate într-o flanșă fixată de capătul superior a pistonului. Această soluție de rezemare în trei puncte evită pendularea jugului de încărcare în momentul desprinderii de pe pistonul de acționare, respectiv în momentul contactului cu pistonul de acționare.

Întregul jug se găsește înainte de încercare așezat pe două tamponare de cauciuc plasate pe traversa inferioară a cadrului aparatului, de o parte și de alta a cilindrului de acționare. În această poziție se depun, prin acționarea motorului electric de deplasare a rastelului, diferitele pachete de greutăți pe traversa inferioară a jugului. În cursul acestei manevre, pistonul de acționare și pistonul de comandă se găsesc în poziția cea mai coborâtă, corespunzător plasării camei în porțiunea de rază minimă.



Legenda:

- 1-cadrul
- 2-port-penetratorul
- 3-masa de așezare
- 4-jugul de încărcare
- 5-pistonul de acționare
- 6-pistonul de comandă
- 7-pompa manuală
- 8-penetratorul
- 9-greutățile
- 10-rastelul de susținere a greutăților

Figura 3.3. Schema aparatului etalon Brinell

O dată așezate greutățile pe jug se comandă rotirea camei până în dreptul porțiunii de rază maximă, ridicându-se jugul cu port-penetratorul la o anumită distanță față de masa aparatului. După introducerea plăcuței de duritate sub penetrator se trece la executarea propriuzisă a ciclului de încercare prin comanda motorului electric de antrenare a camei. Ciclul de încercare se desfășoară tot complet automat urmărindu-se profilul camei, iar la încheierea ciclului acționarea electrică se întrerupe automat.

Măsurarea urmelor se execută la un microscop universal completat cu un ocular special de vizare, adaptare efectuată în cadrul laboratoarelor secției din Timișoara a Institutului de Metrologie.

Modul de funcționare

- Punerea în funcțiune a aparatului etalon se face prin pornirea motorului electric de acționare a camei, după ce a fost reglată manual de către operator poziția port-penetratorului în funcție de grosimea probei așezată pe masă;

- La rotirea camei se permite coborârea pistonului de comandă și astfel uleiul din cilindrul de acționare poate trece în cilindrul de comandă, iar pistonul de acționare coboară și el;
- Pistonul de acționare se deplasează concomitent cu jugul de încărcare și cu port-penetratorul (care la începutul încercării se reazemă pe acest piston);
- Jugul de încărcare se sprijină direct pe piston cu traversa mediană;
- Port-penetratorul este așezat pe traversa superioară a jugului prin pivotul sferic al talerului;
- Penetratorul se lasă pe probă;
- Traversa superioară a jugului continuă coborârea până ajunge să se sprijine pe pivotul sferic inferior al port-penetratorului, desprinzându-se complet de pistonul de acționare;
- După expirarea timpului de menținere a sarcinii (porțiunea de rază constantă a camei), cama preia ridicarea pistonului de comandă și provoacă prin intermediul fluxului de ulei, desprinderea jugului de pe pivotul inferior al penetratorului și înălțarea penetratorului de pe probă.
- Ciclul se încheie prin întreruperea rotirii camei cu un limitator de cursă.

Domeniul de măsurare: 0 – 650 HB

Scări de duritate realizate:

- B 10/3000/30; B 10/1500/30; B10/1000/30; B 10/500/30; B10/250/30;
- B 5/ 750/30; B 5/ 250/30; B 5/ 62,5/30
- B2,5/187,5/30; B2,5/62.5/30; B2,5/31,25/30

3.2.4. Aparat etalon Knoop

Aparatul etalon Knoop (figura 3.4.) funcționează pe principiul constructiv de aplicare directă a sarcinilor pe penetrator, prin simpla așezare de greutateți asupra unui port-penetrator.

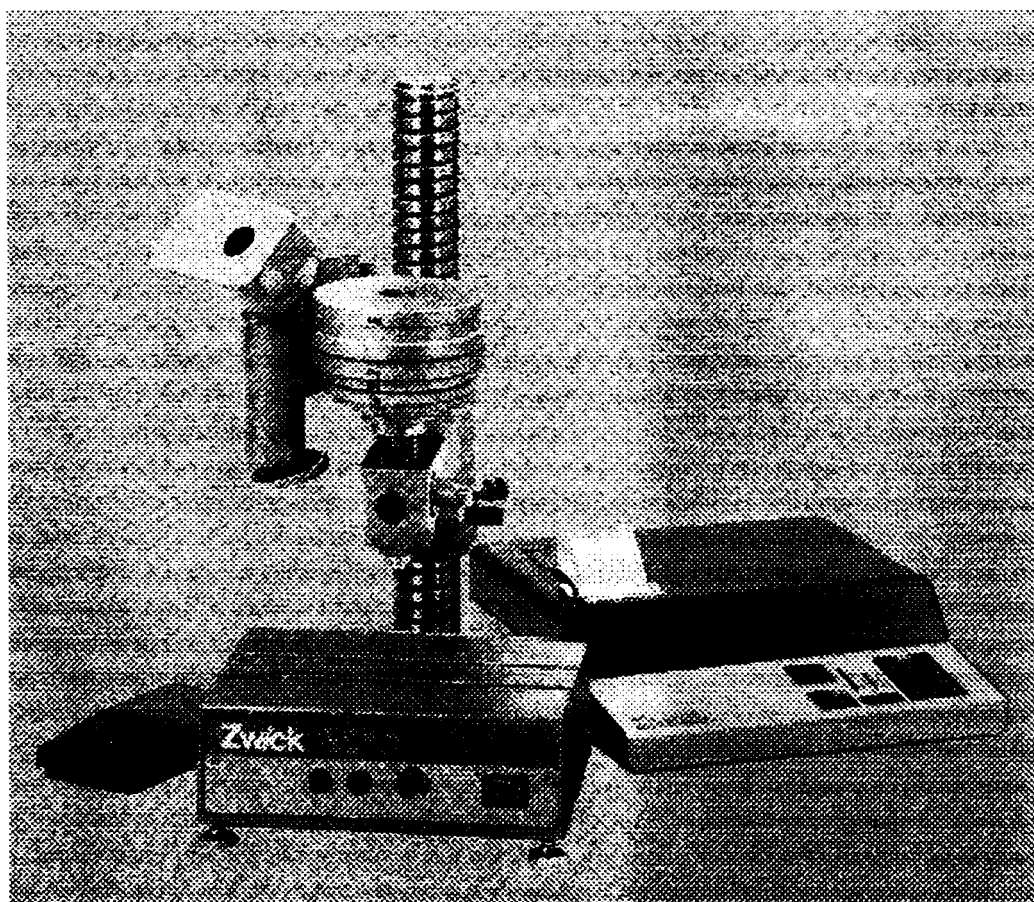


Figura 3.4.
Aparat etalon
Knoop

Batiul este format dintr-un cadru deschis care susține:

- masa de așezare a probei,
- port-penetratorul,
- microscopul pentru măsurarea amprentelor.

În tija port-penetrator este montat penetratorul, cu șurub lateral de strângere și piuliță de protecție. Această tijă port-penetrator susține sarcinile încărcate direct, prin așezare manuală în funcție de scara dorită.

Mijlocul de măsurare a diagonalelor amprentelor este un microscop specific măsurărilor Knoop, integrat în aparatul etalon.

Modul de funcționare:

- Punerea în funcțiune se face prin conectarea la rețea a microscopului.
- Reglarea distanței dintre penetrator și probă se face manual prin deplasarea corpului comun port-penetrator – microscop pe corpul filetat al batiului;
- Aplicarea sarcinilor pe penetrator se face manual;
- Aplicarea penetratorului pe probă se face controlat de un sistem intrinsec, după declanșarea sa manuală;
- Ridicarea penetratorului de pe probă se face manual;
- Măsurarea amprente se efectuează imediat după îndepărtarea penetratorului prin rotire până la poziția în care deasupra probei se află microscopul.

Domeniul de măsurare: 0 – 2000 HK

Scări de duritate realizate:

- K 0,2; K 0,3; K 0,5; K 1.

CAPITOLUL IV STUDIU DE SOLUȚIE PRIVIND ALEGEREA MATERIALULUI PENTRU OBTINEREA PLĂCUȚELOR ETALON DE DURITATE

4.1. Considerații asupra plăcuțelor din import utilizate în țara noastră

Pentru a avea o orientare asupra materialelor folosite în străinătate pentru producerea plăcuțelor etalon de duritate s-au analizat unele etaloane existente în țară, provenite din import. Compoziția chimică a acestora este prezentată în tabelul 4.1.

După cum se observă, în toate cele 5 țări de unde provin plăcuțele se folosesc oțeluri hipereutectoide de tipul oțelurilor carbon de scule, unele aliate cu crom sau mangan. Se observă tendința producătorilor de a asigura o gamă cât mai largă de durități din aceeași marcă de oțel, schimbând după nevoi regimurile de tratament termic.

Normele internaționale după care se fabrică plăcuțele etalon de duritate sunt specificate în normele OIML, (Organizația internațională de metrologie legală). Recomandările internaționale (SR 25,26,27,28), în ISO - Standarde internaționale și recomandări (SR 15,16,17,18) și diferite documente ale organizațiilor internaționale regionale (SR 36,48,49,50). Principalele prevederi ale standardului românesc 7170 - 80 sunt inspirate din aceste documente internaționale așa că realizând plăcuțe conforme cu acest standard național se asigură o calitate corespunzătoare și pe plan extern.

Unele standarde străine conțin însă anumite precizări, care sunt importante pentru orice producător de plăcuțe etalon de duritate. Astfel, în ISO - SR 15, 48, 49 și 50 se precizează că plăcuțele trebuie să aibă suprafața călită, prelucrată și lustruită. În ISO-SR 18 se arată că plăcuțele trebuie să fie demagnetizate, iar în SR 36 se menționează că atunci când plăcuțele se confecționează din bare cu secțiune circulară, acestea trebuie să aibă un orificiu circular în centru, diametrul căruia corespunde cu 1/5 din diametrul exterior al plăcuței, (în felul acesta se elimină zona centrală a barei în care pot exista impurități și segregatii).

4.2. Alegerea materialului pentru obținerea plăcuțelor etalon de duritate

Pentru a se putea alege un material care să corespundă la un număr cât mai mare de scări și de domenii de duritate este necesar să se analizeze poziția relativă a fiecărei scări față de celelalte. Acest lucru se poate face orientativ pe baza schemei din figura 4.1. în care se prezintă toate scările aferente metodelor Rockwell și Rockwell superficială, Brinell și Vickers cu domeniile lor caracteristice de duritate.

Trebuie precizat faptul că echivalarea valorilor de duritate după diverse scări este pur orientativă, ea neputând fi utilizată pentru emiterea unor documente oficiale care să ateste calitatea produsului.

Se observă că scara care acoperă întreaga plajă de durități este scara A și deci ar trebui luată drept bază de referință pentru celelalte scări. Având însă în vedere că utilizarea scării A este relativ redusă s-au adoptat drept bază de plecare scările B și C, care acoperă în întregime și scara A. (aferente metodei Rockwell).

Ca urmare, s-a pus problema alegerii unor mărci de oțel care, prin tratamente termice sau fără, să acopere domenii cât mai largi de duritate din scările B și C. În acest sens s-a recurs la următoarele mărci de oțel:

1. Oțelul marca RUL 1 - STAS 1456-80, care poate asigura întreaga plajă a scării C și valorile superioare ale scării B.
2. Oțelul marca OLC 10 - STAS 880-80, care asigură valorile din jumătatea inferioară a scării B.

Tab.4.1.COMPOZIȚIA CHIMICĂ A ETALOANELOR DIN IMPORT

PRODUCĂTOR	COMPOZIȚIA CHIMICĂ													DURITATE HRC	
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	V	As	Al		Nb
"WERCO" GERMANIA	1.35	1.23	0.76	0.022	0.013	0.21	0.010	1.16	0.04	0.01	0.01	0.02	0.032	0.06	20.81
	1.26	1.26	0.74	0.020	0.009	0.17	0.009	1.09	0.05	0.01	0.01	0.04	0.029	0.09	30.8
	1.31	1.33	0.73	0.022	0.014	0.19	0.009	1.08	0.05	0.01	0.01	0.02	0.038	0.08	40.4
	1.26	1.24	0.70	0.031	0.12	0.20	0.012	1.16	0.04	0.01	0.02	0.02	0.030	0.09	50
	0.89	0.35	1.92	0.028	0.20	0.11	0.007	0.10	0.02	-	0.09	0.02	0.023	0.014	60.03
"WILSON" S.U.A.	0.93	0.30	1.16	0.024	0.020	0.07	0.016	0.50	0.03	0.01	0.24	0.01	0.024	0.011	45.2
	0.92	0.32	1.14	0.023	0.014	0.03	0.017	0.45	0.02	-	0.20	0.01	0.010	0.010	62.7
	0.98	0.50	1.07	0.022	0.003	0.02	0.04	1.43	0.01	0.01	0.02	0.013	0.026	-	62.5
CHINA	1.00	0.49	0.90	0.022	0.002	0.02	0.03	1.42	-	-	-	0.013	0.024	-	62
	1.02	0.28	0.34	0.012	0.003	0.06	0.04	1.41	0.01	0.01	-	0.016	0.030	-	48
	0.99	0.51	1.06	0.022	0.002	0.02	0.03	1.44	-	-	-	0.015	0.025	-	30.5
JAPONIA	1.00	-	0.90	0.022	0.002	0.02	0.03	1.42	-	-	-	0.013	0.024	-	29.8
	0.93	0.24	0.32	0.016	-	0.01	0.02	0.04	-	-	-	0.010	0.027	-	898 HS

HRA	26.6	35	37.2	46.8	60.5	79.9	85.6	HRA	
HRB	30	50	55	75	100	HRB			
				HRC	20	50	68	HRC	
HRF	74	84.8	88.2	HRF					
	HRG	2.5	10	41	82.5	HRG			
				HR15N	69.4	85.5	93.2	HR15N	
				HR30N	41.5	68.5	84.4	HR30N	
				HR45N	19.6	55	75.4	HR45N	
HR15T	70.4	76.9	78.5	85	93.1	HR15T			
HR30T	36.3	49.7	53	66.4	83.1	HR30T			
HR45T	2.6	22.7	27.7	47.8	72.9	HR45T			
		HV	100		238	484	832	940	HV
		HB	100		226	450	HB		
					HBW	450	739	HBW	

FIG.4.1.
 SCHEMA DE PRINCIPIU A PLAJELOR DE DURITATI
 PENTRU METODELE
ROCKWELL, VICKERS SI BRINELL

Conform schemei prezentate în figura 4.1. aceste două mărci de oțel asigură în principiu, ca domenii de duritate, toate scările aferente metodelor Rockwell și Rockwell superficială. Pe baza acestei alegeri s-au efectuat unele încercări preliminare de realizare a unor plăcuțe etalon de duritate plecându-se de la bare laminate din oțel, obținute din producție curentă. Aceste încercări au confirmat capacitatea acestor două mărci de oțel de a acoperi întreaga plajă de durități necesară, dar au evidențiat în același timp că materialele folosite sunt neomogene pe suprafața secțiunii, erorile de fidelitate obținute fiind de două și chiar trei ori mai mari decât cele tolerate.

Pentru eliminarea acestei situații, hotărâtoare pentru obținerea unor plăcuțe etalon de duritate de înaltă calitate, s-a apelat la măsuri suplimentare de rafinare a laminatelor obținute din producția industrială curentă. În acest sens, s-a recurs la retopirea electrică sub zgură, urmată de o retopire în arc sub vid a laminatelor. La acestea s-au adăugat unele măsuri speciale luate la tratamentul termic secundar (utilizarea cuptoarelor cu băi de săruri, realizarea unor tratamente sub 0°C.,ș.a.). Acest ansamblu de măsuri, ce va fi prezentat detaliat în capitolele ce urmează, a permis obținerea unor plăcuțe etalon de duritate cu o mare omogenitate a proprietăților pe secțiune și având, ca urmare, erori de fidelitate în limitele admise pentru clasa 2 de precizie, iar o parte chiar pentru clasa 1.

Condiția esențială a obținerii unor rezultate bune (cu un coeficient de scoatere de min.80%), dar mai ales reproductibile, o constituie tratamentul termic primar al barelor forjate (după REZ+RAV), o minuțioasă recepție a acestora și tratamentul termic secundar.

În continuare se prezintă principalele caracteristici ale celor două mărci de oțel alese:

Oțelul marca RUL 1

Este un oțel hipereutectoid, aliat cu crom, cu următoarea compoziție chimică:

C = 0,95... 1,10%	P = max 0,027%
Mn = 0,20... 0,45%	S = max 0,027%
Si = 0,17... 0,37%	Cu = max 0.25%
Cr = 1.30... 1,65%	Ni = max 0,30%

Conținutul ridicat în carbon îi conferă, după tratamentul termic de călire o duritate ridicată (peste 60 HRC), iar alierea cu crom are influență favorabilă privind diminuarea deformațiilor la călire, mărirea adâncimii acesteia și stabilizarea în timp a structurii și proprietăților.

Considerentele pentru care a fost aleasă această marcă sunt două: în primul rând duritatea după călire, în al doilea rând posibilitatea de a se obține diverse durități prin modificarea corespunzătoare a regimurilor de revenire.

Punctele critice pentru oțelul marca RUL 1 sunt:

$$A_{c1} = 740... 770^{\circ}\text{C}$$

$$A_{r1} = 710... 680^{\circ}\text{C}$$

$$A_{cem} = 850^{\circ}\text{C}$$

Temperatura de început de transformare martensitică $M_s = 140... 240^{\circ}\text{C}$.

Temperatura de sfârșit de transformare martensitică $M_f = - 70... - 90^{\circ}\text{C}$. (Pentru transformarea martensitică diverși autori indică diferite temperaturi). Regimurile de temperatură pentru deformarea plastică la cald și pentru tratamentul termic, recomandate în standarde sunt:

Laminarea sau forjarea	1150... 850 °C
Recoacerea de globurizare	760... 810 °C
Călire -în ulei	810... 850 °C
-în apă	800... 840 °C

Structura optimă care să ușureze prelucrările mecanice este cea de perlită globulară. De aceea, barele de oțel obținute prin REZ +RAV trebuie supuse tratamentului termic de globulizare, gradul de globulizare urmând a fi controlat bară cu bară. O structură globulară fină asigură obținerea unor rezultate bune și reproductibile după călire.

Oțelul marca OLC 10

Este un oțel carbon de calitate cu carbon scăzut, destinat cementării, cu următoarea compoziție chimică:

C = 0.07...0.14%	S, P =max 0.04% fiecare
Mn = 0.35...0.65%	Cr, Ni, Cu = max 0.30% fiecare
Si = 0.17...0.37%	As = max 0.05%

Trebuie precizat faptul că această marcă de oțel nu a fost aleasă datorită capacității sale de a fi supus cementării, ci pe baza faptului că are un conținut scăzut de carbon și poate astfel acoperi domeniul durtății scăzute. În afară de aceasta, fiind un oțel de calitate, elaborarea acestuia se face mai îngrijit în oțelării.

Recomandări tehnologice din STAS 880-80 prevăd:

- temperatura de forjare	1150...850 °C
- temperatura de normalizare	880...900 °C

4.3. Condiții tehnice impuse materialului

a) Pentru a se putea obține rezultate bune din punct de vedere calitativ și raționale din punct de vedere economic, trebuie acordată maximă atenție stării și calității materialului de la care se pornește. Datele concrete privind aceste aspecte sunt prezentate în capitolele următoare. În cele ce urmează se precizează doar unele principii care trebuie respectate.

b) Oțelurile laminate, luate din producția industrială curentă nu asigură omogenitatea necesară pe secțiunea plăcuțelor etalon de duritate, utilizarea lor ducând la cifre de scoatere de 30...35% (plăcuțe admise din total plăcuțe prezentate la etalonare). Din această cauză, pentru evitarea unui consum nerațional de material, în prezenta lucrare accentul a fost pus pe folosirea unor materiale cu calități superioare obținute prin rafinarea suplimentară a oțelului, prin REZ urmat de RAV. Prin această măsură, completată cu o serie de alte măsuri tehnologice, *despre care se va vorbi în capitolele următoare*, s-a reușit obținerea unor cifre de scoatere de peste 80% în medie, cu unele loturi chiar peste 90%.

c) Pe lângă rafinarea suplimentară a oțelului un rol major îl joacă efectuarea corectă a tratamentelor termice primare, înainte de debitarea plăcuțelor. Oțelul de rulmenți trebuie supus unui tratament termic de globulizare, care să asigure obținerea unei structuri globulare fine și omogene, iar pentru oțelul OLC10 o structură perlito-feritică cu granulație fină.

d) Realizarea corectă a celor două măsuri prezentate mai sus trebuie confirmată printr-o recepție macro și micro foarte severă. Recepția trebuie făcută bară cu bară și la fiecare capăt. Normativele de calitate fiind conform STAS 11250-89.

Vor trebui examinate:

- compoziția chimică
- duritatea
- microporozitatea
- micropuritatea
- microstructura

CAPITOLUL V. CONSIDERAȚII TEORETICE ȘI EXPERIMENTALE CU PRIVIRE LA ALEGEREA OȚELURILOR PENTRU ETALOANE DE DURITATE ȘI A TRATAMENTELOR TERMICE APLICATE ACESTORA.

Așa cum s-a arătat în capitolul anterior, pentru ca materialul din care se realizează plăcuțele etalon de duritate să corespundă exigențelor impuse plăcuțelor de duritate, trebuie să se recurgă la rafinări suplimentare ale acestuia. Fluxul de elaborare a materialelor utilizate este prezentat în figurile 5.1 și 5.2.

În continuare, sunt prezentate mai pe larg aspecte de bază din diferitele etape ale fluxului de elaborare a celor două mărci de oțel folosite la fabricarea etaloanelor de duritate.

5.1. Fluxul de elaborare a oțelului

5.1.1. Elaborarea primară

5.1.1.1. Elaborarea oțelurilor de rulmenți

Condițiile de calitate cerute oțelurilor pentru rulmenți determină alegerea procedului de elaborare și conceperea tehnologiei de lucru.

Procedeul cel mai răspândit pentru elaborarea oțelurilor de rulmenți, cuptorul electric cu arc având căptușeală bazică, este completat tehnologic tot mai mult prin tratarea oțelului în oală, mai ales în vid, sau barbotare cu gaze inerte. Capacitatea cuptoarelor a crescut în ultimii 10...15 ani; în prezent, elaborarea se face de regulă în cuptoare de 50...100 t capacitate (chiar și în cuptoare de 200 t), cu transformatoare foarte puternice, reprezentând agregate de topire cu viteză mare și după o afinare rapidă cu oxigen gazos, oțelul este preluat în oală și rafinat prin tehnologii adecvate. În Japonia perfecționări tehnologice în acest sens au permis elaborarea oțelurilor de rulmenți de bună calitate, în cuptoare electrice cu arc de capacitate 60...80 t, având transformatoare de 50...60 MVA, realizând productivități foarte înalte (s-au elaborat 16 șarje pe cuptor în 24 h).

Procedeul Martin, în special când căptușeala cuptorului este acidă, poate fi folosit la elaborarea oțelului de rulmenți cu bune performanțe de calitate.

În RFG se practică elaborarea oțelului de rulmenți în convertizor cu oxigen (LD) și prelucrare în oală folosind vidul. Acest procedeu asigură o productivitate înaltă (5000 t/zi oțel de bună calitate).

O analiză comparativă a diverselor procedee și a unor variante tehnologice de elaborare confirmă:

- procedeul Martin acid asigură oțel de calitate superioară cuptorului electric cu arc;
- tratarea în oală (prin barbotarea cu gaze inerte, în vacuum, cu zgure acide) conduce la ridicarea calității oțelului elaborat în cuptorul electric cu arc;
- procedeele de retopire realizează oțel cu performanțe înalte.

În țara noastră se practică, în principal, elaborarea oțelului de rulmenți în cuptoare electrice cu arc cu căptușeală bazică de capacitate 50...100 t. În ultimii ani se extinde tot mai mult prelucrarea în oală prin barbotare cu argon și degazare în vid cu instalații tip DH și RH. Procedeul Martin bazic participă în proporție redusă la fabricația de oțeluri pentru rulmenți.

Având în vedere că oțelul folosit pentru plăcuțele etalon de duritate urmează a fi rafinat suplimentar prin REZ urmat de RAV, s-a recurs la elaborare prin procedeul cel mai răspândit la noi, și anume la **elaborarea în cuptoare electrice cu arc**, elaborare despre care se prezintă în continuare câteva aspecte esențiale.

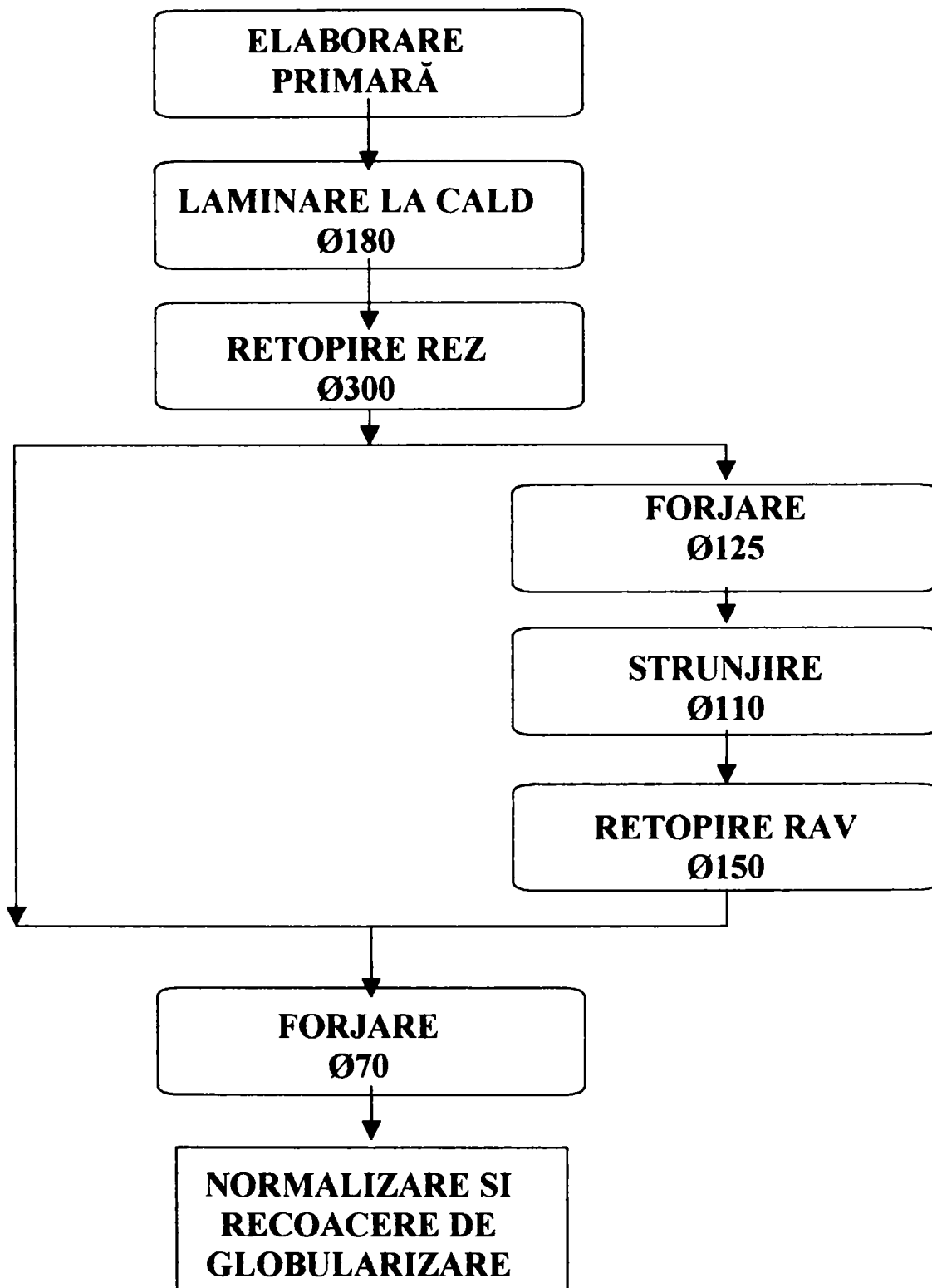


FIG.5.1.
FLUXUL DE ELABORARE A OTELULUI
RUL1

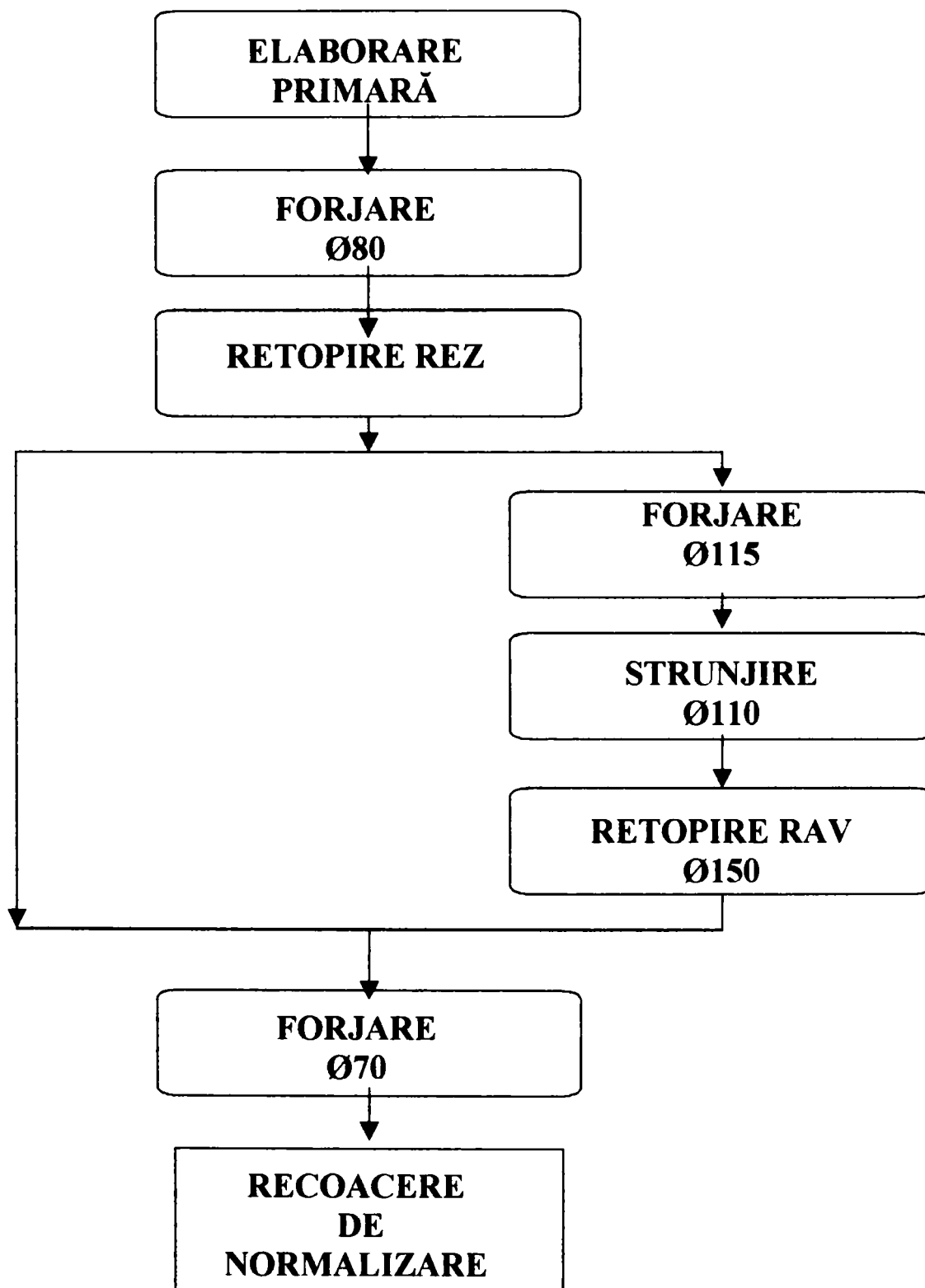


FIG.5.2
FLUXUL DE ELABORARE A OTELULUI
OLC 10

Cuptoarele cu căptușeală refractară normală (vatra din cărămizi de magnezită și strat de uzură realizat cu dolomită sinterizată granule sau magnezită granulară - mai frecvent), în perioada actuală se utilizează masă de ștampare; pereții până deasupra nivelului zgurei sunt din cărămidă de magnezită, iar în continuare din cărămidă magneziocromitică; (bolțile se zidesc cu cărămizi silica, cromomagnezite sau superaluminoase) corespunzător întreținute prin ajustări la cald cu dolomită granule sinterizată și eventual torcretare deasupra planului zgurei. În cazul cuptoarelor cu transformatoare puternice și regim de lucru UHP se recomandă materiale refractare superioare, la pereți în special în zonele fierbinți și la bolți.

Oțeluri de rulmenți se elaborează numai când căptușala refractară este în stare bună, fără denivelări pronunțate la vatră, erodări prea accentuate la pereți sau uzură avansată a bolții și ca urmare nu necesită ajustare prelungită cu cantități mari de materiale. În caz contrar, zgura va conține proporții prea ridicate de MgO, cu influență negativă asupra fluidității acesteia, mersul elaborării și în consecință se obține oțel de puritate nesatisfăcătoare.

Pentru a evita trecerea în baia metalică din căptușeala refractară a elementelor de aliere cu influență negativă asupra calității oțelului de rulmenți, de exemplu Ni, se va evita programarea șarjelor pentru rulmenți în primele 6 ... 7 șarje după campanie de oțeluri inoxidabile, ca și în primele 1 ... 2 șarje după șarje singulare din asemenea oțeluri înalt aliate cu Ni.

a) Încărcarea.

Încărcătura poate fi nealiată sau parțial cu deșeuri aliate din oțeluri de rulmenți sau mărci similare. Se recomandă utilizarea deșeurilor proprii, cu analiză chimică cunoscută și stare fizică corespunzătoare, respectând proporțiile optime de material ușor, mijlociu și greu, pentru ca încărcarea (de exemplu din două bene) și topirea să decurgă normal. Pentru carburare se poate folosi fontă de afinare cu circa 4 % C; circa 15 % Mn; circa 1 % Si; max 0.07 % P și max 0,03 % S, în proporții de 10 ... 15 % și de asemenea deșeuri de electrozi. Pentru formarea timpurie a zgurei în încărcătură se introduce var proaspăt ($\approx 2\%$) și minereu ($\approx 0.5\%$). Dozarea încărcăturii se face astfel încât la topire: $[C]_t = 1.20 \pm 0.10\%$, iar $[Cu, Ni]_t \leq 0.25\%$ și $[P] \leq 0.02\%$.

b) Topirea

Topirea se conduce în regim optim, cu transmitere maximă de putere la încărcătură, iar în partea finală se intensifică prin suflare de oxigen, în special pentru a ajuta topirea fierului vechi rămas pe părțile înclinate ale vetrei, pentru a accelera formarea zgurei și încălzirea băii metalice ($T_t \approx 1525\text{ }^\circ\text{C}$).

c) Afinarea

După topire se evacuează circa 75 % din zgură, pentru a asigura condiții de defosforare cât mai avansate, se introduce var ($\approx 1,5\%$) și fluorină ($\approx 0.25\%$). Se transmite probă pentru controlul compoziției complete a băii metalice și când temperatura depășește $\approx 1550\text{ }^\circ\text{C}$ se începe afinarea prin suflare de oxigen în baie la presiune de 7...8 at, cu țeavă consumabilă (sau semiconsumabilă - protejată cu tubulare de șamotă) având diametru de 1 țol (sau 1.5 țol). La decarburarea intensă se oxidează circa 0.3 % C cu un consum de oxigen de 4...5 m³/t și o viteză de decarburare de până la 1.5 % C/h. În cursul afinării se înclină cuptorul pentru ca zgura să debordeze peste prag, astfel continuându-se simultan și procesul de defosforare (bazicitatea zgurei este de regulă 2.0...2.7). După oprirea suflării oxigenului, se ia probă de oțel și la circa 10 min (timp în care se primește rezultatul analizei) se începe evacuarea zgurei. Compoziția băii la sfârșitul afinării este caracterizată prin: $[C]_0 \approx 0.90\%$; $[Mn]_0 \approx 0.20\%$; $[P]_0 < 0.015\%$. Temperatura oțelului este de circa 1625 °C. Proporția de carbon oxidat (0.2...0.4 %) este satisfăcătoare pentru a asigura oțel cu puritate acceptabilă (tabel 5.1).

Tabelul 5.1. Puritatea funcție de cantitatea de carbon oxidat.

Cantitatea de carbon oxidat, %	Proporția de șarje cu diferite punctaje de oxizi, %		
	1 ... 1,5	2 ... 2,5	3
0,20	37,2	49,3	13,5
0,24 ... 0,40	42,6	51,1	6,3
> 0,40	39,0	54,2	6,8

d)Dezoxidarea

Imediat după evacuarea zgurei oxidante se introduce amestecul pentru formarea zgurei: var corespunzător ($\text{CaO} > 95\%$) și proaspăt ars în proporție de 2% din greutatea șarjei, fluorină $\approx 0.3\%$ și deșeuri de șamotă $\sim 0.5\%$. Pentru predezoxidare se adaugă circa 2 kg/t silico - mangan și se introduce ferocrom standard pentru aliere cu crom la limita inferioară. Ținând seama de $[\text{C}]_0$, $a_{[\text{O}]}$ și de afinitatea pentru oxigen a cromului, nu se impune întârzierea alierii pentru a se realiza în prealabil o dezoxidare mai avansată. Datele din tabelul 5.2. obținute pentru diverse variante de aliere, atestă acest fapt.

Tabelul 5.2. Puritatea funcție de momentul alierii cu Cr

Varianta de aliere	Punctajul incluziunilor oxidice
Introducerea ferocromului cu 5...10 min înainte de terminarea evacuării zgurei oxidate.	2,44
Introducerea ferocromului după evacuarea zgurei oxidate	2,24
Introducerea ferocromului după menținerea băii sub zgură carbidică.	2,43
Introducerea ferocromului după trecerea la zgură albă și dezoxidarea cu ferosiliciu 75 %	2,23

După formarea zgurei se continuă dezoxidarea acesteia cu următorul amestec: var: fluorină :ferosiliciu pulbere: cocs pulbere în proporțiile: 5:1:1.5:1.

Se amestecă zgura pentru accelerarea dizolvării materialelor și a dezoxidării, se agită oțelul prin insuflare de argon (circa 1 min cu țeavă consumabilă la presiune de 1.5... 2 atm) și se iau două probe la interval de 5min. Până la primirea rezultatului se controlează temperatura și se continuă dezoxidarea zgurei cu amestecul indicat. De regulă compoziția zgurei dezoxidate este (CaO) $> 50\%$; (SiO_2) $\approx 20\%$; (MgO) $\approx 10\%$; (FeO) $\leq 1\%$; (MnO) $< 1\%$.

După primirea rezultatului analizei se fac adaosurile de feroaliaje necesare pentru asigurarea compoziției chimice, în %, conform tabelului 5.3.

Tab.5.3.

C	Mn	Si	Cr
1,0	0,35	0,25	1,5

Se controlează și se reglează temperatura în vederea evacuării, fiind asigurată oală curată și preîncălzită la 800 °C (deci scăderea temperaturii la evacuare este circa 25 °C), după cum urmează:

- pentru turnare prin sifon, fără tratare în oală, 1580 ± 5 °C;
- pentru tratare în oală prin barbotare cu argon, 1595 ± 5 °C;
- pentru tratare în oală prin degazare în instalații DH sau RH;

- cu recipient încălzit electric la 1500 °C, 1605 ± 5° C;
- cu recipient încălzit electric la 700 °C; 1625 ± 5°C.

Dezoxidarea finală cu aluminiu se poate face în cuptor (adaos prin inversie 0.5...0.7 kg/t) sau în oală, după evacuare.

e) Evacuarea

Evacuarea oțelului se face după verificarea jgheabului, care trebuie să fie curat (fără resturi de oțel sau zgură) și bine încălzit. Deschiderea orificiului trebuie să asigure o durată cât mai scurtă de evacuare (circa 5 min).

În cazul când în oală urmează un tratament de degazare în vid, se recomandă ca stratul de zgură să nu depășească grosimea de 150mm.

În Japonia, elaborarea oțelului de rulmenți în cuptoare electrice cu arc se deosebește de tehnologia prezentată anterior prin:

- afinare intensivă cu oxigen timp de 15...20min;
- evacuare rapidă a zgurei oxidante, cu instalații de agitare electromagnetică în funcțiune;
- imediat după evacuarea zgurei, în cuptor se introduce feromangan în oală, unde se adaugă fero-siliciu și var activ;
- oala se introduce în recipient de degazare în vid ($1/10^2$ tor) și în același timp se barbotează cu argon prin dop poros; în cursul degazării se fac corecții la elementele de aliere și dezoxidarea finală; oțelul obținut în această variantă tehnologică este cu puritate ridicată.

5.1.1.2. Elaborarea oțelului OLC 10

La elaborarea acestui oțel se regăsesc aspecte legate de marea majoritate a proceselor metalurgice care sunt implicate în toate fazele procesului tehnologic. Dacă se are în vedere și faptul că acest oțel se poate elabora prin mai multe procedee numite "tradiționale"(sau "clasice") - cuptor electric (cu arc sau cu inducție), cuptor Siemens - Martin și convertizor cu oxigen - sau faptul că poate fi realizat și prin folosirea unor procedee de tratament metalurgic în afara agregatului de elaborare, apare o imagine de ansamblu a complexității problematicei care se regăsește la elaborarea acestui oțel.

Este cunoscut faptul că îndeosebi după anii 1950-1955, elaborarea în cuptoare electrice a înregistrat o dezvoltare continuă, ocupând în cadrul producției mondiale de oțel o pondere din ce în ce mai mare. Aceasta se constituie ca un argument, alături de direcția adoptată în această lucrare de a prezenta unele din problemele care caracterizează elaborarea oțelurilor cu caracteristici superioare, în cuptoare electrice cu arc.

Unitatea dialectică indestructibilă dintre producție și consum, care se condiționează și se influențează una pe alta, face ca progresul în ambele direcții să fie decis și în același timp impulsivat reciproc. Așa de exemplu, progresele realizate în direcția ușurării utilajelor și construcțiilor, a creșterii parametrilor de funcționare ai mașinilor, a ameliorării durabilității diferitelor piese etc., sunt strâns legate de progresele obținute în domeniul fabricării oțelurilor. Îmbunătățirea procesului de fabricație a unui oțel existent sau punerea la punct a tehnologiei de obținere a unui nou oțel, care de regulă trebuie să aibă ansamblul proprietăților tehnologice și de exploatare superior celor ale materialelor metalice cunoscute din aceeași categorie, se realizează pe baza unei mai bune cunoașteri a proceselor fundamentale și a progresului tehnic din diverse ramuri ale științei.

În acest sens, vor fi abordate unele probleme specifice elaborării oțelurilor aliate de construcție în *cuptoare electrice cu arc*, structurând problematica la unele aspecte legate de

principalele direcții care pot să asigure obținerea acestor oțeluri în condiții de: productivitate mărită, calitate superioară și constantă în realizarea acesteia, economicitate crescută

5.1.1.2.1. Principalele direcții de influențare a elaborării oțelurilor de construcții

Creșterea ponderii elaborării oțelului de construcție OLC 10 în cuptoare electrice cu arc poate fi pusă atât pe seama dezvoltării impetuoase a acestui procedeu cât și pe seama avantajelor pe care le prezintă procedeul, la elaborarea mai ales a oțelurilor de construcție cu prescripții deosebite de calitate.

Dezvoltarea procedeuului de elaborare în cuptoare electrice cu arc din ultimele decenii a avut loc în următoarele direcții principale:

1) Extinderea afinării cu oxigen aproape la toată gama sortimentală de oțeluri de construcții. Consumul de oxigen este cuprins în limitele a 6...20 m³/t, în funcție de natura încărcăturii metalice (nealiată sau aliată) și de marca de oțel elaborată.

2) Îmbunătățirea calității refractarelor, pentru a corespunde ridicării plafonului termic al funcționării cuptorului; bolțile bazice din cromomagnezită utilizate în deceniul al șaptelea au fost treptat înlocuite cu bolți supraluminoase cu 70...80 % Al₂O₃.

3) Creșterea pronunțată a capacității cuptoarelor electrice datorită necesității de scădere a cheltuielilor de producție paralel cu cea de creștere a necesarului de oțel, cuptoarele de mare capacitate dovedindu-și eficiența atât pentru producerea oțelurilor de construcții de masă cât și a celor aliate. În acest sens reține atenția faptul că literatura de specialitate indică scăderea consumului de energie electrică și de electrozi odată cu mărirea capacității cuptoarelor, după cum rezultă din tabelul 5.4 cu date din studii de sinteză ale ICEM (Institutul de cercetări metalurgice).

Tabelul 5.4. Consumul de energie electrică și de electrozi în funcție de capacitatea cuptorului

Capacitatea cuptorului, t	180	80	40	20	10	5
Consum de energie electrică în %	100	110	124	130	140	50
Consum de electrozi, în %	100	109	127	130	136	145

4) Trecerea la utilizarea de puteri specifice mari, care a transformat în mod substanțial condițiile de exploatare a cuptorului electric și a constituit una din cele mai importante dezvoltări în elaborarea oțelurilor în cuptoare electrice cu arc. Tehnica utilizării cuptoarelor electrice în regim UHP (Ultra High Power) a dus la modificări importante în concepția clasică despre tehnologia elaborării în general și în special în tehnologia elaborării oțelurilor de construcție prin acest procedeu.

Prin tehnica utilizării UHP cuptoarele electrice au devenit competitive pentru toată gama sortimentală de oțeluri de construcții. Utilizat în principal ca agregat de topire și în unele variante și pentru realizarea unei preafinări (afinare parțială), cuptorul electric a determinat apariția unor procedee speciale cu care acesta poate fi combinat. Aceste procedee se bazează pe aplicarea asupra încărcăturii sau a oțelului lichid, a unor prelucrări suplimentare. Dintre acestea se citează cele mai semnificative:

- preîncălzirea încărcăturii metalice, realizată în coș (benă) sau în cuva cuptorului, cu influență deosebită în procedeul MR (Meting - Refining) care constă în utilizarea succesivă a două cuve, din care în una are loc preîncălzirea încărcăturii;

- afinarea, dezoxidarea și alierea în instalații speciale, cu utilizarea presiunilor scăzute (procedeele de tip ASEA - SKF, FINKL - MOHR), a suflărilor de amestecuri oxigen - argon (procedeul A.O.D. Argon - Oxygen - Decarburation) sau a utilizării vidului în procedeul V.O.D. (Vacuum - Oxygen - Decarburation) sau varianta S.S., V.O.D. și V.A.D. (Vacuum - Arc - Degasing);

- dezoxidarea și degazarea în vid în instalații de tip (Bochumer - Verein), D.H. (Dortmund - Hörder Hüttenunion), R.H. (Ruhr - stahl Hattinger).

Avantajele procedurii de elaborare în cuptoare electrice cu arc sunt multiple pentru oțelurile de construcție. Principalele sunt:

- suplețea regimului termic;

- reglarea în limite largi și precise (după necesitate) a regimului de alimentare a băii metalice cu oxigen;

- stăpânirea vitezelor de reacție, element care conferă posibilitatea realizării unei calități constant superioară;

- posibilitatea utilizării constant economice a încărcăturilor metalice care conțin elemente de aliere, prin limitarea oxidării acestora;

- conducerea regimului zgurei în funcție de tehnologia utilizată în mai multe variante, ceea ce oferă posibilitatea adaptării tehnologiei scopului urmărit: creștere de productivitate, recuperare avansată a elementelor de aliere, dezoxidare și desulfurare avansată.

La elaborarea oțelurilor de construcții în cuptoare electrice cu arc este practic abordată toată problematica proceselor metalurgice fundamentale cu care se confruntă tehnologul din acest domeniu:

- studiul termodinamic (cu aplicarea de asemenea a termotehnicii și termofizicii pentru cunoașterea transformărilor metalurgice posibile și a necesarului de căldură și lucru mecanic (energie) în condițiile de desfășurare a diverselor procese metalurgice;

- analiza cinetică pentru cunoașterea vitezelor de reacție, a treptelor care stabilesc accelerarea sau frânarea reacțiilor de transformare metalurgică care au loc în procesele de elaborare a oțelului;

- stabilirea unor corelații între relațiile care explicitează transformările metalurgice și cele care definesc echilibrele reacțiilor metalurgice la elaborarea oțelurilor.

5.1.1.2.2. Conducerea topirii la elaborarea oțelurilor de construcții

Procesele metalurgice care au loc până la sfârșitul perioadei de topire sunt legate în principal de transferul de masă și energie (căldură).

În principal, se disting două categorii mari de probleme: unele privind modul de alcătuire și de pregătire a încărcăturii, iar altele privind regimul termic. Aceste două probleme principale se condiționează reciproc, se adaptează în funcție de compoziția chimică și de calitatea oțelului și se subordonează necesității de a realiza oțeluri de calitate superioară, caracterizate prin grad mare de puritate și incluziuni nemetalice, conținuturi reduse de elemente dăunătoare (P, S și altele) și o valoare determinată a mărimii ereditare a grăuntelui de austenită.

Trebuie avut în vedere de asemenea că o elaborare în condiții economice impune realizarea calității superioare și a reproductibilității acestei calități pe loturi mari de fabricație, în condițiile realizării în același timp a unor productivități și producții specifice mari, consumuri

specifice mici (în primul rând de energie electrică, combustibili și electrozi) și scoatere de oțel lichid bună.

a) Pregătirea și calculul încărcăturii

La pregătirea și alcătuirea încărcăturii trebuie să se țină seama de scopul propus și în același timp, în funcție de conjunctura economică, de disponibilitățile de moment în materii prime și materiale de adaos care intră în încărcătură.

Pregătirea încărcăturii vizează în principal o mai bună utilizare a agregatului de elaborare în sensul micșorării duratei de topire, a pierderilor termice și a creșterii durabilității căptușelii refractare.

Pentru a asigura condiții corespunzătoare obținerii unei calități superioare este recomandabil ca la elaborarea oțelurilor de construcție să se utilizeze încărcături metalice de calitate bună, ne-ruginite și cu conținut mic de fosfor și sulf (de dorit sub 0.04 %). Încărcătura metalică trebuie pregătită astfel încât să se asigure încărcarea ei rapidă.

Proporțiile de materiale din componența încărcăturii se stabilesc pe baza ecuațiilor de bilanț a elementelor oxigen și carbon.

Bilanțul de oxigen pentru o încărcătură care se adaptează elaborării prin așa numita metodă de topire cu oxidare parțială indică, în condiții obișnuite, de exemplu următoarele oxidări ale elementelor însoțitoare la topire: 15...25 % din carbon, 40...60 % din mangan, 70...100 % din siliciu, 50...70 % din fosfor, circa 1.5...2.5 % din fier. Dacă încărcătura conține și unele elemente de aliere, atunci ele se oxidează, în funcție de conținutul efectiv al acestora în proporții diferite: 70...100 % din vanadiu, 20...40 % din crom, 15...25 % din wolfram.

Valorile pentru oxidările elementelor la topire trebuie apreciate ca fiind strict orientative, deoarece factorii care le condiționează sunt de o mare diversitate și influența lor este diferită.

La aprecierea acestor oxidări trebuie avute în vedere în primul rând următoarele:

- gradul de oxidare a încărcăturii;
- gradul de pregătire (densitatea, starea fizică în general) a încărcăturii și felul încărcării acesteia în cuptor;
- regimul zgurei, influențat în bună parte de cantitatea de var adăugată în încărcătură (circa 2 ... 2.5 % dacă nu se folosește minereu în încărcătură);
- puterea de oxidare a atmosferei agregatului, care diferă în funcție de modul cum este condusă topirea (de exemplu, folosirea cocsului sub electrozi pentru ușurarea formării arcului electric face ca presiunea parțială a oxigenului din atmosferă să poată fi influențată față de cea considerată ca obișnuită, dată de aproximativ: 6 % O₂; 3 % CO₂; 34 % CO; 2 % H₂ și 55 % N₂ cât se consideră orientativ pentru compoziția atmosferei cuptorului în această perioadă);
- conținuturile efective ale tuturor elementelor din încărcătură influențează puternic oxidările datorită atât efectului de protecție împotriva oxidării (asigurat de unele elemente asupra altora cu afinitate pentru oxigen mai mică) cât și datorită comportării foarte diferite față de difuzia oxigenului, a oxizilor elementelor oxidate care formează stratul de pe încărcătură.

Bilanțul carbonului trebuie să fixeze conținutul de carbon la topire [C], în limite de variație corect calculate, dată fiind importanța deosebită a acestui factor asupra întregului mers al elaborării.

Conducerea tehnologică a topirii în cuptorul electric bazic, indiferent de metoda utilizată, reprezintă un proces complex în care ecuațiile de bilanț pe elemente și bilanț de materiale sunt într-o strânsă relație de interdependență cu bilanțul termic al șarjei, mai ales în această perioadă a procesului.

b) Conducerea regimului termic

Regimul termic este influențat de două categorii mari de procese:

1) Procese legate de încălzire. Încălzirea cuptoarelor electrice cu arc asigură prin modul de alcătuire a ei, în funcție de cantitatea de elemente care se oxidează și de efectul termic al reacțiilor de oxidare a acestora, o cantitate de căldură disponibilă Q_{exot} de valoare variabilă și determină, în funcție de modul de încălzire, pierderile de căldură Q_{pierdut} din această perioadă.

Calculul cantității de căldură degajată în reacțiile exoterme de oxidare (Q_{exot} în kcal/kg Me) constă din însumarea tuturor efectelor termice ale reacțiilor de oxidare a elementelor din încălzirea de la care pornirea topirii, care variază în funcție de procentul existent din fiecare element în încălzire și de gradul de oxidare al acestuia. În felul acesta se poate anticipa creșterea temperaturii $\Delta\theta$ băii metalice la topire datorită acestei surse potențiale de căldură. Calculul cantității de căldură pierdută în această perioadă depinde de modul de încălzire atât prin gradul de pregătire a încălzirii, care de fapt determină numărul de încălziri și este legată de asemenea de profilul dimensional interior al cuptorului.

Cuptoarele electrice proiectate trebuie să respecte diverse criterii de dimensionare. Astfel, de exemplu, printre altele este util să se asigure și o corelație între diametrul cuptorului D (exprimat în m) și masa încălzirii G (exprimat în tone), conform unei relații de forma:

Unde: K este un coeficient de proporționalitate ($K=1.5 \dots 1.7$).

$$D = 2^{\lg G} K,$$

2) Procese legate de conducerea electrică a cuptorului. Utilizarea cuptorului electric la elaborarea oțelurilor de construcție este strâns legată de aspectele economice determinate de conjunctura în care se asigură local alimentarea cu energie electrică de calitate materialelor refractare disponibile și de sarcina specifică maximă ce poate fi preluată de electrozi.

Pentru o funcționare rațională a cuptorului electric cu arc la o astfel de fabricație de oțeluri este de mare importanță să se respecte anumite corelații între datele constructive și electrice ale cuptorului.

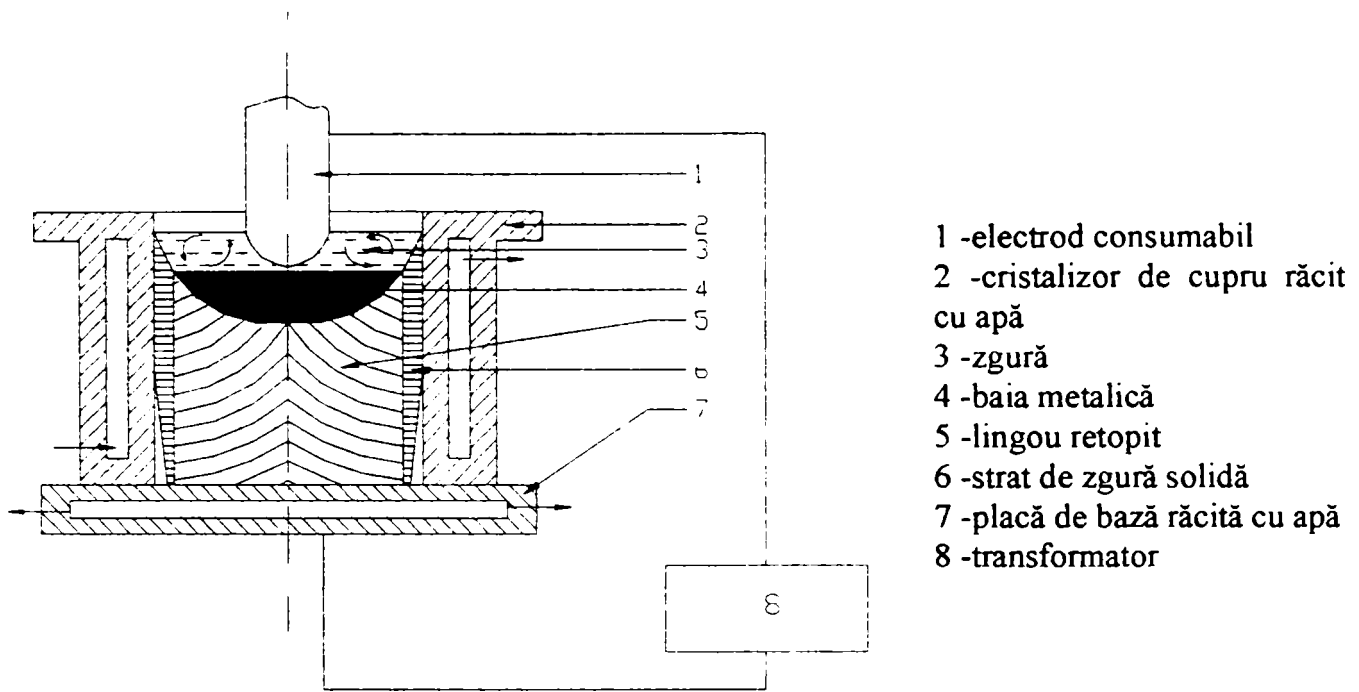
5.1.2. Retopirea electrică sub zgură

5.1.2.1. Principiul de lucru.

Retopirea electrică sub zgură este un procedeu de rafinare secundară a oțelurilor și aliajelor speciale, pus la punct de Institutul Paton din Kiev, care se bazează pe principiul sudării electrice sub zgură. La acest procedeu ca material de pornire se utilizează electrozi consumabili din oțel, obținuți prin turnare, forjare sau prin compactizare din deșeuri.

Schema de principiu a procedurii REZ este prezentată în figura 5.1.

Electrodul consumabil 1 este topit într-o baie de zgură lichidă electro conducătoare 3, în regim de rezistență electrică, datorită încălzirii acesteia la trecerea curentului electric, prin închiderea circuitului electric între electrod și fundul cristalizatorului 2. Deoarece temperatura zgurei topite se ridică, datorită rezistivității sale electrice ($\sim 50\Omega \text{ cm}$), peste temperatura de topire a metalului electrodului, capătul acestuia, care este cufundat în zgură se topește, desprinzându-se picături de metal, care cad în stratul de zgură lichidă, pe care-l traversează alcătuind baia metalică 4. Căderea picăturilor de metal în stratul de zgură topită este posibilă din cauza diferenței apreciabile între densitatea zgurei și cea a oțelului lichid. La trecerea prin stratul de zgură se produce un efect de spălare a picăturilor metalice, ceea ce determină purificarea oțelului.



- 1 -electrod consumabil
- 2 -cristalizor de cupru răcit cu apă
- 3 -zgură
- 4 -baia metalică
- 5 -lingou retopit
- 6 -strat de zgură solidă
- 7 -placă de bază răcită cu apă
- 8 -transformator

Figura 5.1. Schema de principiu a procedului REZ

În procesul REZ topirea electrodului se produce simultan cu solidificarea lingoului, ceea ce presupune că viteza de solidificare corespunde cu viteza de topire a electrodului. Rafinarea se realizează în trei stadii, pe baza reacției ce are loc între oțel și zgură:

- în perioada formării picăturilor de oțel pe capătul electrodului;
- pe timpul căderii picăturilor în baia de zgură topită;
- după colectarea picăturilor în baia metalică de pe capul lingoului.

Prin folosirea unor zgure cu compoziții chimice și proprietăți bine determinate se poate asigura îndepărtarea foarte avansată a incluziunilor nemetalice, îndeosebi cele cu sulf. Îndepărtarea incluziunilor nemetalice se produce prin procesele de flotație și de extracție exercitate de zgura topită.

Procesul REZ poate fi realizat la scară industrială prin diferite variante, cu folosirea curentului continuu sau alternativ. Variantele care utilizează curentul alternativ, pot fi cu montaj monofazat, bifilar, trifazat (cu legătură în stea sau în triunghi) sau cuadrifazat (figura 5.2.).

Varianta cu montaj monofazat, cu un singur electrod consumabil, este cea mai simplă și

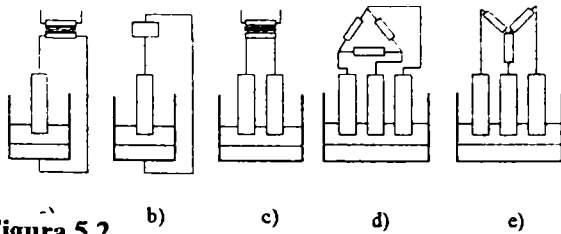


Figura 5.2. Montaje ale procedului REZ
a-montaj monofazat în curent alternativ; b-montaj monofazat în curent continuu; c-montaj bifilar; d-montaj trifazat cu legatura în stea.

este indicată pentru lingouri cu diametrul până la 300mm. În vederea creșterii randamentului și a calitatii, fără creșterea vitezei de topire, în prezent se aplică procedeele cu doi sau trei electrozi și cristalizoare. Varianta cu trei electrozi și un singur cristalizor se recomandă pentru obținerea de lingouri mari.

Instalațiile REZ folosite în prezent sunt concepute fie cu lingou staționar, fie cu posibilități de tragere continuă a lingoului din cristalizor, pe măsura formării acestuia.

5.1.2.2. Avantaje ale tehnologiei R.E.Z.

S-a recurs la acest procedeu de rafinare suplimentară a oțelului (REZ) datorită următoarelor avantaje prezentate de acest procedeu:

a) Prin folosirea unor zgure de compoziție adecvată se asigură o desulfurare energetică a picăturilor de oțel care traversează baia de zgură, ceea ce este posibil datorită suprafeței de contact foarte mari între aceste picături și zgură. Pe de altă parte, retopirea electrică sub zgură asigură un schimb activ de elemente între zgură și baia metalică, astfel încât prin alegerea judicioasă a compoziției zgurei este posibilă obținerea unui metal cu un grad foarte înalt de puritate. Conținutul de sulf în oțelul retopit prin procedeul REZ se reduce de la 0.015... 0.020 la 0,003... 0.006 % (aproximativ de cinci ori). Conținutul global de incluziuni nemetalice în picăturile de oțel scade de 2 - 3 ori, scădere constatată prin analizele metalografice și separarea electrolică a incluziunilor.

b) Lingourile obținute prin acest procedeu se caracterizează prin omogenitate chimică foarte înaltă și absența segregăției sulfurului și a altor elemente ce segregă, în mod obișnuit, în lingourile turnate prin procedee convenționale.

c) Solidificarea dirijată, progresivă și rapidă de jos în sus a lingoului, creează condiții deosebit de favorabile, atât pentru separarea incluziunilor nemetalice, cât și pentru îndepărtarea gazelor prin absorția lor de către zgură, urmată de eliminarea acestora în atmosferă. Ca urmare a procesului de îndepărtare a incluziunilor oxidice și a gazelor, conținutul de oxigen al oțelului scade de aproximativ două ori, cel de hidrogen cu 10-30 %, iar cel de azot de 1,5 - 2,5 ori (acesta cu condiția ca oțelul să nu conțină elemente care formează nitruri, de exemplu titan și niobiu).

d) Prezența unei băi de zgură permite îmbunătățirea considerabilă a capului lingoului, care rezultă fără retasură, ceea ce asigură creșterea coeficientului de scoatere și reducerea pierderilor de metal.

e) Ca urmare a structurii omogene și reducerii conținutului de incluziuni nemetalice, oțelul retopit prin procedeul REZ prezintă caracteristici mecanice superioare față de oțelul obținut prin procedee de elaborare și turnare convenționale. Se constată, în această privință, o creștere sensibilă a caracteristicilor mecanice în sens transversal, a capacității de deformare plastică și a sudabilității oțelului, cu micșorarea tendinței de formare a fisurilor la cald.

f) Prin procedeul REZ se asigură o îmbunătățire apreciabilă a microstructurii oțelului după deformarea plastică a lingoului retopit, care capătă o structură mult mai omogenă, prin înlăturarea segregățiilor și a aglomerărilor de faze secundare disperse (carburi, compuși intermetalici cu capacitate de durificare), comparativ cu structurile rezultate prin tehnologiile convenționale.

5.1.2.3. Parametrii procesului R.E.Z.

Procesul de topire este determinat de o multitudine de factori ca: viteza de topire, parametrii electrici (tensiune, intensitate, consum de curent), dimensiunile electrodului consumabil și ale cristalizatorului ș.a.

a) Viteza de topire rezultă din relația:

$$v_{top} = v_{el} + v_{zg} = v_{el} + v_{el} \left(\frac{d}{D} \right)^3, \quad (18)$$

în care v_{el} este viteza de avans a electrodului, v_{zg} viteza de ridicare a nivelului zgurei; d este diametrul electrodului consumabil; D este diametrul cristalizatorului (lingoului).

Calitatea superioară a lingoului REZ este condiționată de procesul de cristalizare axială,

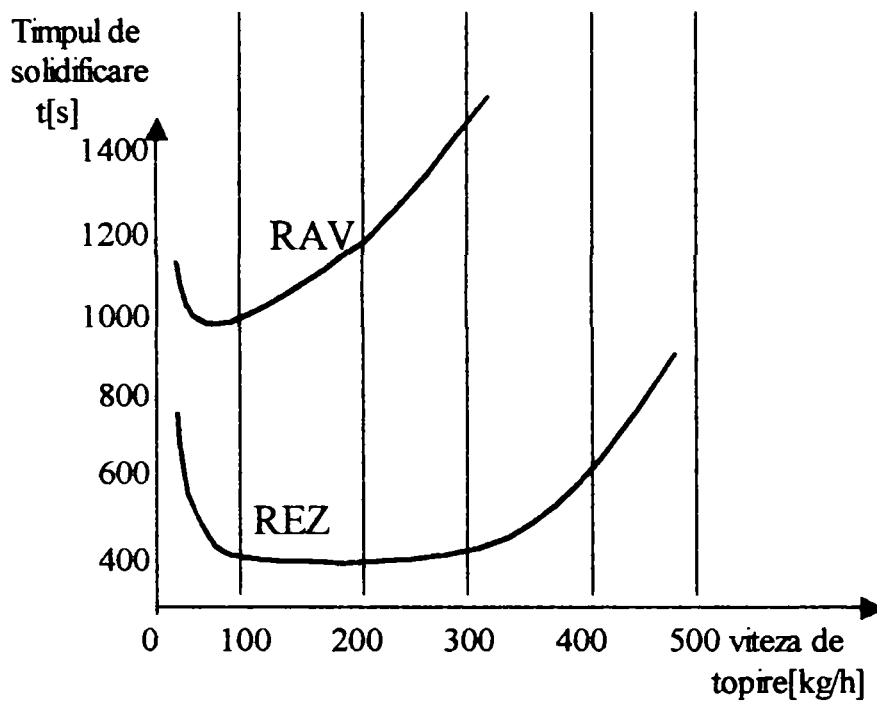


Figura 5.3. Curbele $t_s = f(v_{top})$ pentru lingouri REZ și RAV

care se realizează, în mod corect, când viteza de topire a electrodului este egală cu cea de solidificare a lingoului. În caz contrar, crește înălțimea băii metalice și procesul de cristalizare devine asemănător cu cel dintr-o lingotieră obișnuită, în care are loc un cresc transversal. Ca atare, este necesar să se stabilească o anumită corelație între timpul de solidificare și viteza de topire, care este influențată de diametrul lingoului. În figura 5.3. se prezintă această corelație, comparativ între procedeele REZ și RAV. Solidificarea normală a lingoului, fără apariția de micro-segregații, are loc în condiții

corespunzătoare mi-nimului de pe curbele din figura 5.3 se constată un minim mai aplatizat în cazul procedeei REZ decât în cel RAV, ceea ce presupune un grad de libertate mai mare în primul caz, respectiv posibilitatea de a lucra cu un interval mai larg de viteze de topire, fără a se prejudicia calitatea lingoului.

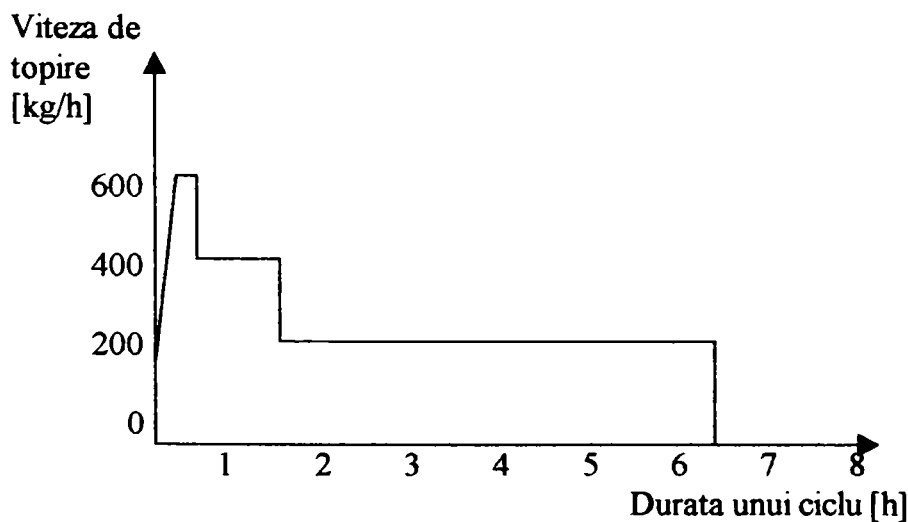


Figura 5.4. Variația vitezei de topire pe perioada unui ciclu.

Viteza de topire se alege funcție de natura și dimensiunea lingoului retopit.

$$t_s = f(v_{top})$$

Pentru același lingou viteza de topire variază de-a lungul unui ciclu de topire; ea este maximă la începutul ciclului și se reduce apoi treptat, până la terminarea ciclului (fig.5.4), acest lucru fiind impus de asigurarea calității lingoului

Realizarea în condiții optime a procesului de cristalizare axială a lingoului

REZ depinde în ultimă instanță de volumul de metal lichid, ce se cumulează la capul lingoului în formare, respectiv de adâncimea băii metalice, care la rândul ei este determinată de înălțimea lingoului (figura 5.5).

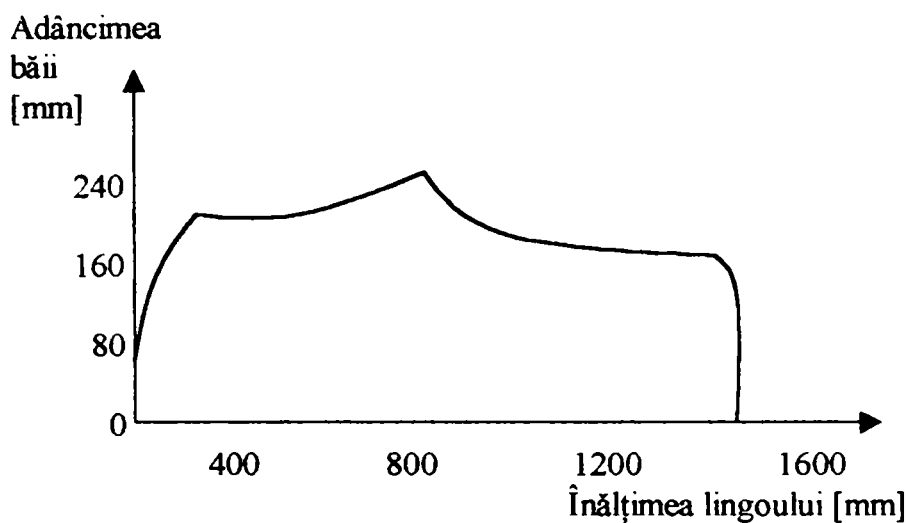


Figura 5.5. Adâncimea băii metalice funcție de înălțimea lingoului

b) Raportul între diametrele electrodului și lingoului. Pentru a se asigura o bună funcționare a instalației și o calitate corespunzătoare a lingourilor retopite, acest raport trebuie să fie fixat în limitele:

$$d_{\text{electrod}}/D_{\text{lingou}} = 0.4...0.6$$

Mentținerea unei diferențe prea mici între cele două diametre, poate favoriza formarea arcului electric între electrod și peretele cristalizorului, ceea ce poate conduce

la defecțiuni foarte grave, chiar la perforarea cristalizorului, pătrunderea de metal lichid în camera de răcire și declanșarea unei explozii puternice.

c) Regimul electric al procesului REZ. Calitatea lingoului retopit este condiționată, în mare măsură, de regimul electric, care determină viteza de topire, aceasta din urmă depinzând de felul curentului folosit și de polaritatea electrodului. Viteza de topire pentru același oțel, tip de zgură și intensitate specifică, crește de regulă, în următoarea ordine: curent continuu-electrod pozitiv; curent alternativ; curent continuu-electrod negativ.

Pentru ca procesul să se desfășoare în regim de rezistență electrică, cu viteza de topire adecvată, intensitatea curentului trebuie să fie cuprinsă într-un anumit domeniu de valori optime. Abaterea de la acest domeniu de valori atrage după sine importante perturbații în procesul de topire. Astfel, dacă intensitatea specifică (A/m^2) este prea mare are loc supraîncălzirea băii metalice, urmată de creșterea înălțimi acesteia, fapt care contribuie la accentuarea segregării în lingou. Dimpotrivă, o intensitate specifică mai mică decât cea prescrisă pentru metalul retopit și pentru dimensiunea respectivă de lingou conduce la scăderea temperaturii și a înălțimi băii metalice. Totodată, prin micșorarea intensității specifice crește viteza de solidificare precum și vâscozitatea băii metalice și zgurei, ceea ce atrage după sine:

- o mai slabă posibilitate de decantare a suspensiilor și a zgurei prinsă în oțel;
- apariția în unele zone din interiorul lingoului, de îngrămădiri de dendrite păstoase, mai ales spre piciorul lingoului;
- formarea de cruste pe suprafața lingoului (în special la lingourile mari).

În desfășurarea normală a procesului REZ, o importanță deosebită o are și menținerea constantă a intensității curentului. Dacă intensitatea specifică a curentului (sau viteza de coborâre a electrodului) nu este constantă până spre sfârșitul ciclului de topire, glazura de zgură este groasă și pe lingou apare un brâu. Din această cauză intensitatea trebuie menținută constantă pe durata topirii, fiind micșorată treptat spre sfârșitul topirii, pentru a evita formarea retasurii la capul lingoului.

La o tensiune dată, valoarea intensității curentului depinde de rezistența stratului de zgură, care este proporțională cu rezistivitatea electrică a acesteia și cu înălțimea stratului, respectiv cu viteza de coborâre a electrodului.

Tensiunea U este necesar să fie menținută între anumite limite, de regulă între 25... 80V. Creșterea tensiunii mărește întrucâtva randamentul procesului, deoarece cu mărirea tensiunii crește puterea absorbită de baia metalică și se intensifică viteza de topire. Depășirea însă a tensiunii admise poate determina apariția curentului electric între electrod și baie, ceea ce favorizează dizolvarea gazelor în baia metalică și îngreunează decantarea suspensiilor din aceasta.

d) Consumul specific de energie electrică. Pentru un raport $d/D = 0.4...0.6$, consumul specific de energie electrică este de 1000... 1600 kwh/t oțel, în funcție de parametrii electrici ai topirii, tipul și compoziția zgurei. Prin micșorarea conductivității electrice a stratului de zgură topită se constată o scădere a consumului de energie electrică (mărirea rezistivității electrice determină creșterea puterii absorbite în stratul de zgură și ca atare mărirea vitezei de topire).

e) Producția specifică efectivă crește neglijabil cu mărirea tensiunii, în limitele indicate, putând fi determinată pe baza relației:

$$p_e = v_{el} \left[1 + (d/D)^2 \right] \cdot q [\text{kg/min}] \quad (19)$$

în care q este greutatea electrodului.

5.1.2.4. Instrucțiuni tehnologice pentru retopire în instalația R.E.Z.

a) Pregătirea electrozilor.

- Elaborarea oțelului. Oțelurile destinate obținerii electrozilor pentru instalația REZ se vor elabora în cuptoare electrice sau alte agregate și va fi urmată de degazare în vid.

- Conținutul maxim de gaze admis, determinat pe probe prelevate din oală după vidare cu pipete vacuumate va fi:

O_2 = cu maxim 30% mai mare decât conținutul maxim cerut pe produs;

N_2 = maxim conținutul admis pe produs;

H_2 = maxim 2.5 ppm.

- Electrozii se pot obține prin laminare, forjare sau turnare.

- Conținuturile de Si, Mn și Al din electrozi se impun a fi spre limita superioară a ecartului.

- Dimensiunile electrodului: $(\varnothing 200 \pm 5) \times (3340 \pm 50)$ mm.

- Dimensiunile cristalizorului: $\varnothing 300 \times 1400$ mm.

- Electrozii trebuie curățați prin sablare, polizare sau decapare.

Nu se admit pe suprafața electrozilor crăpături peste 15mm, fisuri transversale.

Părțile frontale ale electrozilor nu trebuie să aibă bavuri, iar înclinarea tăieturii nu trebuie să depășească 15mm.

Dacă electrozii sunt turnați, nu se admit goluri de contracție cu o suprafață mai mare decât 10% din aria secțiunii transversale a electrodului.

- Curbura pe toată lungimea electrodului (inclusiv portelectrodului) nu trebuie să depășească 20mm.

b) Portelectrodul

Portelectrodul se execută din OL 37 la următoarele dimensiuni: $\varnothing 180 \times 2250$ mm.

c). Caracteristici flux

- Fluxul ANF-6 are următoarea compoziție chimică:

CaO	CaF2	SiO2	Al2O3	FeO	TiO2	C	S	P
Max 8%	Rest	Max. 2%	23.31%	Max. 0.5%	Max. 0.05%	Max. 0.10%	Max. 0.05%	Max 0.02%

- Granulația :0.2... 10mm.
- max.15% 0.2mm
- max.3% 10mm.
- Consum de flux : 35... 50kg/t.
- Înaintea introducerii în cristalizator, zgura se va calcina la 600...800°C. Grosimea stratului calcinat va fi circa 200mm.

d). Răcirea cristalizorului

- Debitul de apă de răcire = 90 m³/h,
- Temperatura apei la intrare = max.30 °C,
- Temperatura apei la ieșire = max.60°C.

e) Retopirea

Retopirea se execută după cum urmează:

- Pe placa de turnare, în interiorul cristalizorului, se așează șaiba de amorsare (confeccionată din același oțel cu cel retopit, Ø260 x 40mm) pentru asigurarea contactului electric.

- Electrocul consumabil se fixează și se centrează în portelectrod.
- Se centrează șaiba suplimentară față de axa electrodului. În centrul șaibei se fixează o punte pentru aprinderea arcului (șpan de amorsare) din același oțel cu cel retopit.

- Pentru amorsare se folosește următorul amestec:

- Al praf - 0.2 kg/t
- Mg praf - 0.2 kg/t
- CaF2 - 1.3 kg/t
- KNO3 - 0.3 kg/t.

- Regimul electric în cursul retopirii este următorul:

I KA	Treapta de tensiune	Timp(min)
8...9	14...15	15
5...8	16...28	180
5...6	28...30	20

- După terminarea retopirii, lingourile se mai mențin în cristalizator timp de 35min. după care se stripează.

5.1.3. Retopirea cu arc în vid. (RAV)

5.1.3.1. Principiul de lucru

Procedeul de retopire cu arc în vid este un procedeu de purificare, aplicat în cazul oțelurilor aliate cu destinație specială, precum și de topire a unor metale și aliaje de înaltă puritate și refractaritate, de exemplu super-aliaje pe bază de nichel, titan, molibden, wolfram, niobiu, tantal ș.a.

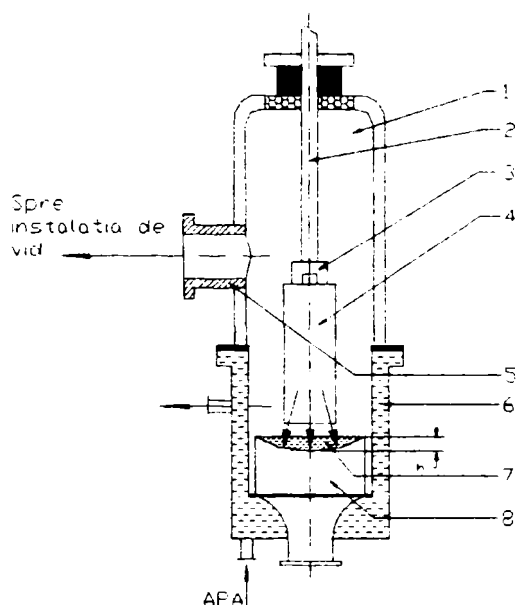


Figura 5.6. Schema de principiu a instalației R.A.V

- 1-incintă vidată
- 2-portelectrod
- 3-cap de prindere
- 4-electrod consumabil
- 5-racord la sistemul de vid
- 6-cristalizator de cupru cu manta de răcire cu apă
- 7-crater
- 8-lingou retopit

așchii de același material cu acela al electrodului. La conectarea instalației la sursa de curent continuu, descărcarea electrică se produce între pata anodică de pe placa de pe fund și pata catodică de pe electrodul consumabil. Temperatura petei catodice, care depinde de materialul supus retopirii, scade odată cu micșorarea presiunii. Temperatura petei catodice este cu mult mai joasă decât cea a petei anodice. Din această cauză, temperatura este foarte înaltă numai în zona arcului electric, ceea ce permite topirea locală a plăcii de fund și a extremității electrodului consumabil. Picăturile de metal ce se formează pe capul electrodului ating, într-un timp scurt, o greutate care învinge tensiunea superficială a peliculelor ce le înconjoară și se desprind de pe electrod, căzând în cristalizator unde formează baia metalică (craterul), de pe capul lingoului retopit și solidificat, datorită răcirii bruște a acestuia.

În principiu, o instalație RAV (figura 5.6) se compune dintr-o incintă 1, care se videază cu ajutorul unui sistem de pompe de vid în domeniul $10^{-3} \dots 10^{-4}$ torr, prin intermediul racordului 6 și un cristalizator din cupru 3, prevăzut cu manta de răcire cu apă. Bara 4 supusă retopirii (electrodul consumabil), sudată sau fixată mecanic de portelectrodul 2, care constituie polul negativ al unui redresor de curent continuu de joasă tensiune și intensitate înaltă, este topită pe baza energiei termice ce se degajă, ca urmare a formării arcului electric între electrodul consumabil și placa de pe fundul cristalizatorului, conectat la polul pozitiv al aceluiași redresor de curent continuu.

Electrodul consumabil, se deplasează pe verticală pe măsura consumării, cu ajutorul unei instalații de reglare automată a poziției acestuia. În vederea amorsării arcului electric, electrodul consumabil se coboară până la fundul cristalizatorului, pe care se așează o placă și

Ca urmare, procesul de solidificare din cristalizator progresează de jos în sus, pe măsura topirii electrodului consumabil. După formarea băii metalice de pe capul lingoului retopit, arcul electric se formează între extremitatea electrodului consumabil și baie.

Temperatura băii metalice este omogenizată prin convecție, în mod continuu, datorită turbulenței ce se produce prin căderea picăturilor de metal lichid în baia metalică.

Sub acțiunea vidului avansat, realizat în incinta de vidare și cristalizator, are loc degazarea puternică a băii metalice în formare și scăderea accentuată în final, a conținutului de gaze (azot și hidrogen) în lingoul retopit. Spre sfârșitul topirii, se micșorează treptat intensitatea curentului, pentru a limita formarea retasurii la capul lingoului.

Întrucât capacitatea calorică a plasmei arcului este relativ slabă și timpul de staționare a metalului lichid în arcul electric foarte scurt, nu se produce o supraîncălzire a metalului.

Ca sursă de curent continuu se folosesc redresori sau convertizori, care furnizează curenți până la 25000 A și tensiune sub 45 V.

5.1.3.2. Parametrii procesului R.A.V

a) Intensitatea curentului I se stabilește în funcție de diametrul și compoziția electrodului, precum și de diferența între diametrul creuzetului și cel al electrodului. Din motive economice instalația trebuie să fie exploatată la capacitatea maximă de producție, ceea ce impune pe lângă o

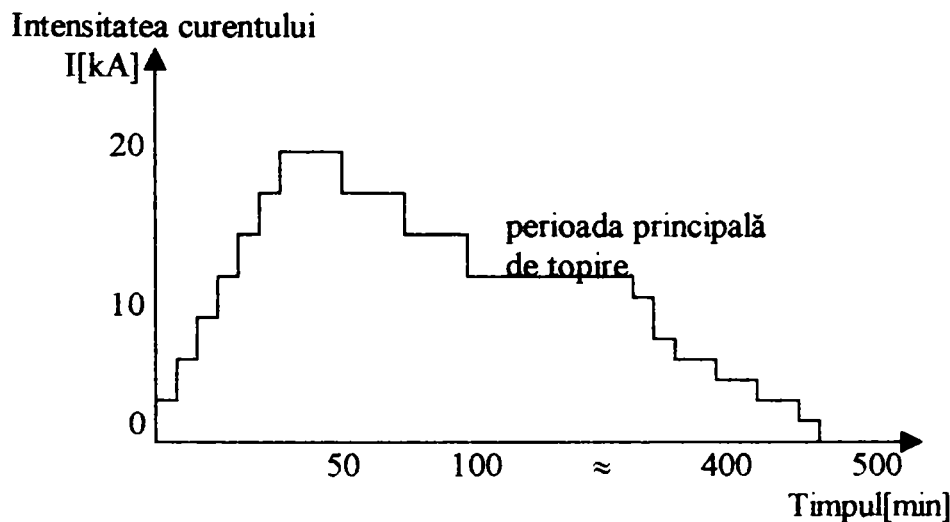


Figura 5.7. Curba caracteristică de variație a intensității curentului I pentru un lingou cu diametrul Ø300mm

folosire extensivă și utilizarea intensivă a acesteia, prin topirea rapidă cu intensitate maximă admisibilă de curent. Alegerea domeniului intensităților de topire trebuie să aibe în vedere și o seamă de considerente metalurgice, legate de purificarea metalului de gaze, de incluziuni nemetalice și obținerea unei bune omogenități chimice și structurale a lingoului retopit.

Intensitatea curentului I este variabilă în cursul retopirii unui electrod consumabil, fiind maximă la început până la stabilizarea arcului, apoi devine constantă pe perioada principală de topire și scade treptat spre sfârșitul topirii, rezultând o curbă caracteristică (fig.5.7).

Topirea trebuie să aibă loc uniform și fără întreruperi (pentru a nu se altera suprafața lingoului), pe toată durata topirii, la sfârșit asigurându-se odată cu reducerea treptată a intensității, introducerea în incinta de lucru a unui gaz inert (argon sau heliu) până la atingerea presiunii de circa 100 mbar.

După stabilirea regimului de intensitate pentru un anumit aliaj și un diametru de cristalizator dat, trecerea la alt diametru se face relativ ușor, menținându-se constantă puterea pe unitatea de suprafață a lingoului retopit, cu ajutorul relației: $I_2 = I_1(D_1/D_2)$

b) Viteza de topire este determinată de intensitatea curentului corespunzător relației empirice:

$$v_{top} = k_1 I^\beta [kg / kA \cdot min] \quad (20)$$

Unde k și β depind de compoziția oțelului.

O altă relație empirică pentru determinarea vitezei de topire este:

$$v_{top} = 0.6I - b [kg / min] \quad (21)$$

Unde I este intensitatea, în kA și $b = 0.05 \dots 0.55$.

c) Viteza de coborâre a electrodului. În cazul unui proces stabilizat viteza de coborâre a electrodului este determinată de raportul d/D , intensitatea I și viteza de topire, prin relația:

$$v_e = \frac{(1 - \frac{d^2}{D^2})}{\pi \rho d^2} \cdot I \cdot v_{top} [cm / min], \quad (22)$$

unde: d este diametrul electrodului; D – diametrul cristalizatorului; ρ – densitatea aliajului.

d) Adâncimea h și volumul băii metalice V . Odată cu topirea electrodului consumabil are loc și solidificarea aliajului și pentru ca procesele de care depinde îmbunătățirea calității oțelului retopit să se desfășoare corect (formarea crustei lingoului, îndepărtarea gazelor și suspensiilor nemetalice ș.a.), este necesar ca între viteza de topire și viteza de înaintare a frontului de solidificare să se asigure o anumită corelație, exprimată prin valorile înălțimii h și volumului V ale băii metalice. Ținând cont că suprafața fundului băii metalice, în timpul topirii, are forma unui paraboloid, valorile h și V pot fi determinate cu ajutorul relațiilor:

$$h = k_2 \frac{d}{D} (I - a)^\alpha [mm], \quad (23)$$

$$V = k_3 d D (I - a)^\alpha [mm^3], \quad (24)$$

în care :

$$k_2 = 145; k_3 = 58; \alpha = 0.6;$$

α este o constantă a cărei valoare se stabilește în funcție de diametrele d și D .

Cunoscând cantitatea de aliaj lichid în cristalizator și viteza de topire, care este egală cu cea de solidificare se pot calcula valorile medii ale timpului în care un volum elementar ΔV de aliaj rămâne lichid, în condițiile de topire date. Acest calcul se face în scopul de a stabili parametrii optimi ai procesului RAV, care corespund pentru maximum de timp în care aliajul se menține lichid, astfel încât acțiunea vidului în instalație să fie optimă.

5.1.3.3 Efectele metalurgice ale procesului R.A.V.

Prin procesul RAV se realizează o serie de efecte metalurgice importante, care conduc în final la îmbunătățirea sensibilă a purității și caracteristicilor mecanice ale lingourilor obținute prin

elaborarea și turnarea prin tehnologiile convenționale (convertizoare cu oxigen, cuptoare electrice cu arc și cu inducție în aer).

Efectele metalurgice principale sunt următoarele:

a) Dezoxidarea în vid. Eliminarea oxigenului în decursul retopirii în vid se realizează parțial prin combinarea acestuia cu [C], urmată de aspirarea prin pompă a CO format. Datorită efectului de dezoxidare cu carbon, conținutul de [O] scade până la 0.001... 0.002 %. O cantitate mai mare de oxigen se îndepărtează din baia metalică prin separarea suspensiilor de oxizi în capul și la periferia lingoului.

În general, se poate miza pe o micșorare cu 60 % a conținutului de [O], ca urmare a reacțiilor $[C]+[O] \rightarrow \{CO\}$ și de disociere și decantare a suspensiilor de oxizi.

În timpul procesului trebuie să se evite o degajare violentă a bulelor de CO, deoarece agitarea prea puternică a suprafeței băii de oțel determină formarea unei cruste necompacte, cu goluri deschise la exterior. Pentru a evita acest fenomen nedorit se recomandă să se efectueze dezoxidarea avansată a oțelului electrodului consumabil (dezoxidarea cu aluminiu și cu dezoxidanți complecși), precum și lucrul cu intensitate nu prea mare, pentru reducerea intensității reacției de formare a CO.

b) Îndepărtarea gazelor. Sub acțiunea vidului, prin procedeul RAV, se asigură îndepărtarea aproape integrală a [H] și reducerea cu 30... 50 % a conținutului [N]. Cel mai mare conținut de [H] într-un oțel retopit în vid nu depășește 0.7 cm³/100g, fiind în medie de 0.3 cm³/100g. Îndepărtarea foarte avansată a hidrogenului din oțelul retopit permite prevenirea apariției fulgilor, în special în cazul oțelurilor sensibile la acest defect.

În privința conținutului de azot, în oțelul retopit slab aliat, acesta variază în mod normal, în limitele 0.005... 0.008 %, ceea ce reprezintă aproximativ 50% din conținutul de azot al oțelului elaborat în aer.

c) Îndepărtarea elementelor volatile. La retopirea în arc în vid se elimină avansat o serie de elemente volatile ca Sn, Pb, As, Sb și Bi, care se regăsesc, în mare parte, în praful colectat în filtrele instalației de vidare sau pe pereții răcit al cristalizatorului și recipientului de vidare. Vaporii mai conțin și cantități însemnate de Mn, Fe, Pb, Cu, Cr, Si, S, N. Sunt foarte mari pierderile de mangan (12... 25%), datorită tensiunii mari de vapori a acestui element (aproximativ 25 mmHg la 1600 °C). Din această cauză, praful colectat de pe pereții recipientului de vidare conține mangan în proporție de circa 85%. Ca atare, se impune să se aibă în vedere pierderea de mangan prin volatilizare la stabilirea conținutului de mangan în oțelul destinat pentru confecționarea electrozilor consumabili. Pierderile de mangan se reduc sensibil dacă după realizarea vidului avansat în instalație se introduce argon la presiunea de 200 torr.

Pierderile de crom prin volatilizare sunt mici (1... 3%).

d) Micșorarea conținutului de incluziuni nemetalice. Incluziunile nemetalice sunt foarte fin divizate de către arcul electric și ca urmare a unui efect de spălare ele sunt separate, în cea mai mare parte, la capul sau la periferia lingoului. Decantarea suspensiilor de oxizi se efectuează pe baza legii Stokes:

$$v_d = k \frac{r^2(\gamma_0 - \gamma_i)}{\eta}, \quad (25)$$

în care v_d este viteza de decantare ; r - raza particulei; γ_0, γ_i - greutatea volumice ale oțelului lichid, respectiv ale particulei de incluziune; η - coeficientul de vâscozitate dinamică.

Ridicarea suspensiilor de oxizi la suprafața băii metalice este ușurată și de antrenarea lor de către bulele de CO ce se degajă din baie.

Numărarea incluziunilor efectuată într-un câmp standard a dat, în general după procedeul RAV, un indice inferior lui 2, față de 30... 50, cât se obține la cel mai pur oțel elaborat în aer.

Este de menționat că, prin procedeul RAV, conținutul de incluziuni de sulfuri din electrozii consumabili scade, în mică măsură, ceea ce presupune ca acestea să aibă conținuturi cât mai scăzute de sulf. Cu toate acestea, procesul RAV exercită, sub acțiunea arcului electric, un fenomen de mărunțire și de sferoidizare a incluziunilor remanente de sulfuri, cu consecințe favorabile asupra proprietăților mecanice ale oțelului retopit.

e) Îndepărtarea segregățiilor. Datorită solidificării progresive a lingourilor retopite, acestea se remarcă prin omogenitate structurală, lipsa segregăției în Λ și V, în zona centrală de slabă compactitate și absența conului de la piciorul lingoului, îmbogățit în silicați. Totodată, lingourile retopite nu prezintă retasură și porozitatea axială.

f) Îmbunătățirea caracteristicilor mecanice. Reducerea conținutului de gaze, de incluziuni nemetalice oxidice și îmbunătățirea structurii, prin procedeul RAV, au în final consecințe deosebit de favorabile asupra caracteristicilor mecanice ale oțelului. Se remarcă la oțelul retopit ameliorare caracteristicilor mecanice în sens transversal, în special a proprietăților de plasticitate ($\delta; Z$).

Oțelul retopit în vid se comportă excelent în timpul tratamentelor termice și în mod satisfăcător la forjare, datorită absenței porozității axiale și a segregățiilor.

5.1.4. Forjarea barelor

Pentru oțelurile alese RUL 1 și OLC 10 succesiunea operațiilor este următoarea:

- starea inițială - bară laminată \varnothing 180mm;
- retopire REZ și obținerea unui semifabricat \varnothing 300mm;
- forjare la \varnothing 115mm;
- strunjire la 110mm;
- retopire RAV și obținerea unui semifabricat \varnothing 150mm;
- forjare la \varnothing 70, respectiv \varnothing 50mm.

Pe lângă faptul că prin forjare se asigură o dimensiune apropiată de diametrul final al etaloanelor, se are în vedere și obținerea în special a unei granulații fine și absența fisurilor, de aceea se acordă o atenție deosebită următoarelor etape:

- a) încălzirea pentru forjare
 - viteza realizabilă de încălzire;
 - viteza admisibilă de încălzire;
 - intervalul temperaturilor de deformare plastică la cald;
 - temperatura de încălzire;
- b) răcirea.

5.1.4.1. Încălzirea pentru forjare.

Încălzirea barelor forjabile se face cu scopul de a micșora rezistența la deformare plastică și de a mări plasticitatea acestora în vederea ușurării efectuării operațiilor de forjare.

În general procesul de încălzire a metalelor și aliajelor în vederea deformării plastice trebuie să asigure obținerea temperaturii necesare, uniform răspândită pe întreaga secțiune a lingoului sau semifabricatului, în minimum de timp și fără să provoace crăpături sau fisuri în material. Scurtarea timpului de încălzire duce pe de o parte la reducerea cantității de combustibil

sau de energie electrică, iar pe de altă parte la micșorarea oxidării și decarburării materialului ce se încălzește. În același timp, scurtarea exagerată a timpului de încălzire duce la crearea unei diferențe mari de temperatură între centrul și periferia lingoului sau semifabricatului și prin urmare la crearea unor tensiuni, care favorizează distrugerea integrității materialului. Din această cauză la stabilirea timpului de încălzire a lingourilor și semifabricatelor, trebuie să se țină seama nu numai de viteza realizabilă de încălzire, ci și de viteza admisibilă.

a) Viteza realizabilă de încălzire reprezintă viteza maximă cu care materialul, în condițiile date, poate fi încălzit fără a se ține seama de diferența de temperatură între centru și periferie și de mărimea tensiunilor termice, care se formează în timpul încălzirii. Această viteză depinde în foarte mare măsură de cantitatea de căldură pe care lingourile sau semifabricatele o primesc de la sursa de încălzire și în mai mică măsură de caracteristicile fizice ale materialului. Astfel, cu cât este mai mare diferența de temperatură dintre temperatura cuptorului și temperatura materialului, cu atât mai mare va fi cantitate de căldură transmisă în unitatea de timp și cu atât mai scurt va fi timpul de încălzire până la o anumită temperatură.

b) Viteza admisibilă de încălzire reprezintă viteza maximă cu care lingourile și semifabricatele, de dimensiuni și compoziție chimică date, pot fi încălzite fără a-și distruge integritatea, din cauza tensiunilor termice provocate de diferența de temperatură, care se creează în timpul încălzirii. Această viteză este condiționată de starea și caracteristicile fizico-mecanice ale materialului. Principalele caracteristici fizico-mecanice care prin creșterea lor influențează pozitiv asupra vitezei admisibile de încălzire sunt: conductibilitatea termică și plasticitatea; iar cele cu influență negativă sunt: căldura specifică, greutatea specifică și coeficientul de dilatare liniară. De regulă, pe măsura creșterii gradului de aliere, caracteristicile fizico-mecanice care măresc viteza admisibilă de încălzire a oțelului scad, iar cele care o micșorează, cresc. Din această cauză, pentru marea majoritate a oțelurilor și aliajelor, pe măsura creșterii gradului de aliere viteza admisibilă de încălzire scade. Influența dăunătoare a caracteristicilor fizico-chimice constă în îngreunarea transmiterii căldurii de la exterior spre interior în timpul încălzirii și invers în timpul răcirii, creând în acest fel diferențe mari de temperatură în secțiunea lingoului sau a semifabricatului. Datorită diferenței de temperatură apar tensiunile termice care favorizează și chiar provoacă fisurarea sau crăparea materialului.

În cazul oțelurilor de rulmenți, fenomenul de fisurare datorită tensiunilor termice are loc numai până la temperaturi ce se găsesc sub 500...600°C, peste aceste temperaturi oțelurile își măresc foarte mult plasticitatea și în consecință fisurarea din cauza tensiunilor termice nu se mai produce. De aceea, viteza de încălzire se recomandă a fi limitată, numai până la 500...600°C, după care poate fi mărită la valoarea vitezei realizabile. În scopul de a avea siguranța că și straturile inferioare ale lingoului sau semifabricatului au fost încălzite până la 500...600°C, în practică încălzirea cu viteză redusă se prelungește până la 700...800°C.

c) Intervalul temperaturilor de deformare plastică la cald. Pentru stabilirea corectă a intervalului de deformare plastică la cald este necesar a se ține seama de plasticitate și rezistența la deformare, precum și de transformările structurale ale metalului sau aliajului respectiv. De regulă, pentru început de deformare plastică la cald se alege temperatura la care metalul sau aliajul ce urmează a fi prelucrat prin presiune are valori cât mai mari pentru indicii de plasticitate și cât mai mici pentru rezistența la deformare. Ca temperatură de sfârșit de deformare plastică la cald se alege temperatura la care indicii de plasticitate și rezistență la deformare permit ca prelucrarea metalelor sau aliajelor să se efectueze în bune condiții, iar structura obținută să fie corespunzătoare. Prin structură corespunzătoare se înțelege structura în care toți grăunții sunt recristalizați, iar mărimea acestora este cât se poate de mică.

Temperatura de sfârșit de deformare plastică la cald, trebuie să fie cu 40...50 °C mai ridicată decât temperatura de recristalizare a metalului sau aliajului respectiv.

Un alt criteriu de stabilire a temperaturilor de deformare plastică la cald, îl constituie variația plasticității și rezistenței la deformare în funcție de temperatură, precum și mărimea grăunților. În general acești factori se găsesc în literatura de specialitate sub formă de tabele și diagrame. În cazul când variația plasticității și rezistenței la deformare în funcție de temperatură nu este cunoscută, aceasta poate fi determinată pe cale experimentală. Mărimea grăunților în funcție de temperatură și gradul de deformare plastică se determină prin analiză microscopică. Temperatura de început de recristalizare se stabilește pe baza aspectului pe care-l prezintă grăunții după deformarea plastică. Se observă că grăunții sunt cu atât mai mari, cu cât temperatura de sfârșit de deformare a fost mai ridicată, iar gradul de deformare plastică mai apropiat de gradul critic.

d) Temperatura de încălzire. Cunoscând intervalul optim al temperaturilor de deformare plastică la cald, încălzirea trebuie astfel efectuată încât deformarea să se termine la temperaturi cât mai apropiate de temperatura minimă de sfârșit de deformare plastică la cald.

În cazul când deformarea plastică se termină la temperaturi mai ridicate decât temperatura minimă, grăunții metalului sau aliajului vor fi cu atât mai mari cu cât temperatura de sfârșit de deformare a fost mai ridicată. În figura 5.8. este reprezentată variația mărimii grăunților

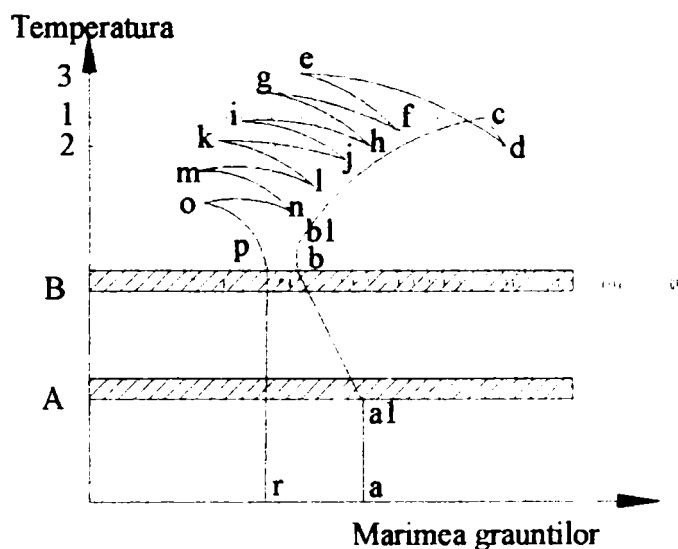


Figura 5.8. Variația mărimii grăunților în timpul deformării plastice la cald.

în timpul forjării unui oțel cu transformări în stare solidă într-un interval de temperaturi.

După cum se vede în figura 5.8. pentru un oțel cu grăunți de o anumită mărime, de exemplu pentru oțelul cu grăunții de mărime dată de punctul a, la încălzirea până la temperatura de început de recristalizare (temperatura A) grăunții nu-și schimbă mărimea. În domeniul temperaturilor de transformare în stare solidă (temperaturile A-B) datorită recristalizării, grăunții oțelului se micșorează de la a la b atingând valoarea minimă la temperatura de sfârșit de recristalizare. În continuare, mărimea grăunților se menține constantă un timp oarecare, în funcție de mărimea grăunțului ereditar b-b1, după care grăunții încep din nou să crească. Creșterea grăunților la temperaturi superioare celor de sfârșit de transformare în stare solidă (temperatura B din figura.5.10.) este cu atât mai pronunțată cu cât temperatura și durata de încălzire sunt mai mari.

În timpul încălzirii peste temperatura de sfârșit de transformare în stare solidă, intervalul B-1, grăunții cresc de la b, respectiv b1 la c. După scoaterea din cuptor, în timp ce oțelul se răcește de la 1 la 2, grăunții cresc de la c la d.

În timpul forjării, datorită deformării plastice produsă de lovitura de ciocan, grăunții recrystalizează micșorându-și în acest fel mărimea de la verticala dată de punctul d, până la cea dată de punctul e. În același timp, așa cum se vede în figura 5.8., datorită efectului termic produs de deformarea plastică, temperatura oțelului se ridică de la orizontala dusă din punctul d până la orizontala corespunzătoare punctului e, adică temperatura 2, care în cazul primelor lovituri se poate situa mai sus decât temperatura de încălzire în cuptor. Dacă forjarea se oprește în acest moment în timpul răcirii din punctul e în punctul f, grăunții cresc din nou pe seama recrystalizării de coalescență, obținând în acest fel valori mai mari decât cele avute în stare inițială. În cazul când forjarea continuă după ce oțelul s-a răcit de la temperatura dată de punctul e la cea dată de punctul f, iar grăunții au crescut în mod corespunzător, datorită celei de-a doua lovituri de ciocan aceștia recrystalizează din nou micșorându-se până la valoarea proiecției punctului g, cresc în timpul răcirii de la g la h și apoi, datorită următoarei lovituri de ciocan, se micșorează iarăși de la h la i, ș.a.m.d.

Cu cât temperatura de sfârșit de forjare este mai apropiată de temperatura de sfârșit de recrystalizare, rămânând totuși deasupra acesteia, cu atât mai mică este mărimea grăunților. Sub temperatura de sfârșit de recrystalizare materialul se ecrusează, iar grăunții rămân alungiți. Rezultă că pentru a obține o granulație fină și caracteristici mecanice ridicate, direct de la forjare, temperatura de încălzire trebuie să fie astfel aleasă, încât forjarea să se termine la temperaturi imediat superioare celei de recrystalizare.

5.1.4.2. Răcirea

În timpul deformării plastice la cald semifabricatul se răcește, pe de-o parte ca rezultat al schimbului de căldură cu sculele reci și mediul ambiant, iar pe de altă parte se încălzește datorită efectului termic produs de deformarea plastică. Întrucât cantitatea de căldură pierdută prin schimbul cu sculele și mediul ambiant este mai mare decât cea primită pe seama efectului termic de deformare plastică, în final semifabricatul se răcește. Datorită plasticității ridicate a oțelului, în intervalul temperaturilor de deformare plastică la cald, precum și reducerii vitezei de răcire și a diferenței de temperatură din cauza efectului termic de deformare și a deformării plastice neuniforme, tensiunile termice care se creează în această perioadă nu pot conduce la distrugerea integrității semifabricatului, indiferent de mărimea și compoziția chimică a acestuia. Dacă, pe lângă tensiunile termice, se creează și tensiuni de deformare plastică, semifabricatul își poate distruge integritatea chiar și în intervalul temperaturilor de deformare plastică la cald. În acest caz, fisurarea sau crăparea materialului se datorează tensiunilor de deformare plastică sau cumulării acestora cu cele de răcire în exclusivitate.

5.2. Tratamentul termic primar

Pentru ca barele forjate să aibă proprietățile necesare începerii fabricației de plăcuțe etalon de duritate acestea trebuiesc supuse unor tratamente termice preliminare.

La oțelul marca RUL 1 structura de echilibru la temperatura ambiantă, analizând diagrama fier – crom – carbon, corespunzătoare aliajului cu 1 % C, este compusă din carburi pe fond sorbitic. Toate particulele de carburi sunt cementitice cu diferite grade de aliere cu crom. De asemenea, în domeniul temperaturilor de austenitizare, și dependent de acestea, vor coexista austenită și carburi diferite atât cantitativ cât și din punct de vedere a compoziției chimice. După forjare vom avea sorbită cu grăunte fine dacă temperatura de sfârșit de forjare a fost joasă, iar răcirea rapidă. În caz contrar structura constă din perlită cu lamele groase și o rețea de cementită. Această structură se globulizează greu. Un oțel cu rețea de cementită după forjare trebuie normalizat înainte de globulizare. Pentru aceasta oțelul se încălzește puțin peste Acl și se

menține nu multă vreme la această temperatură (780...800°C), pentru ca cementita din perlită să nu aibă timp să se dizolve complet în austenită. Resturile de cementită nedizolvate constituie germeni pe care se depune cementita, care se separă din nou la răcirea lentă a oțelului. Această cementită ia întotdeauna o formă sferică, globulară, de unde și tratamentul se numește recoacere de globulizare. După recoacerea de globulizare se obține o structură de perlită globulară. Ciclograma de tratament termic primar pentru oțelul RUL 1 este prezentată în figura 5.9. și structura obținută în figurile 5.10 și 5.11.

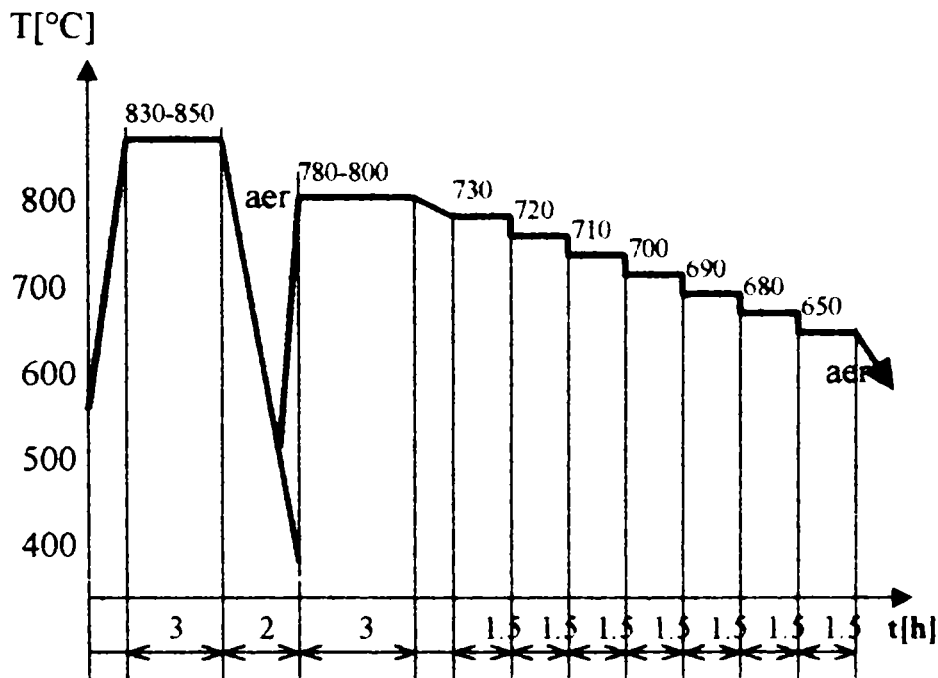


Fig. 5.9.

**DIAGRAMA TRATAMENTULUI TERMIC PRIMAR APLICAT
OTELULUI RUL1**

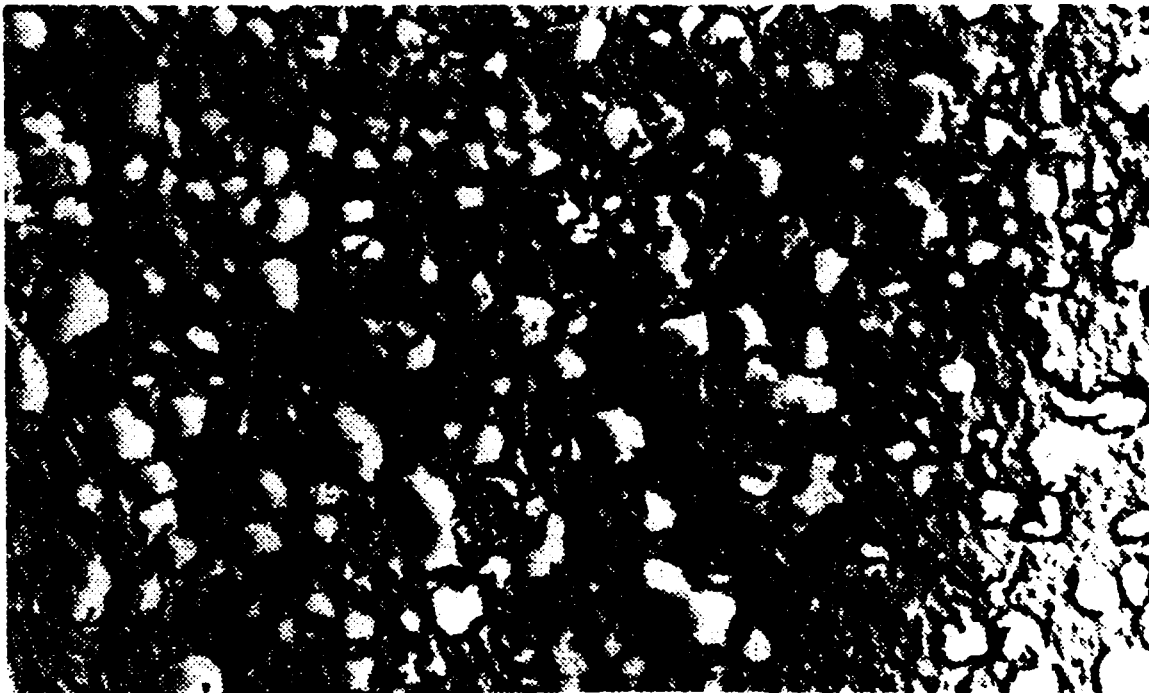


Figura 5.10. Stare globulizată, MET x 4700; Replică umbrită cu carbon



Figura 5.11. Stare globulizată; MET x 9000; Replică umbrită cu carbon

Dacă globulele de cementită sunt foarte mici duritatea crește; dacă sunt prea mari scade. În ambele cazuri prelucrarea prin aşchiere este îngreunată; la o duritate prea mare se uzează rapid sculele de aşchiere, la o duritate prea mică oţelul aderă pe scule, iar suprafaţa prelucrată nu este netedă. Duritatea optimă pentru prelucrare este 180...200HB. Structura fin globulară permite utilizarea unui domeniu mai larg de temperaturi de călire, ceea ce constituie un avantaj în condiţii de producţie. Orice aglomerare neuniformă de carburi, precum şi dispunerea carburilor în şiruri îngustează mult intervalul de călire şi, predispune la fisurare şi împiedică obţinerea unei durităţi ridicate şi uniforme pe suprafaţa plăcuţei.

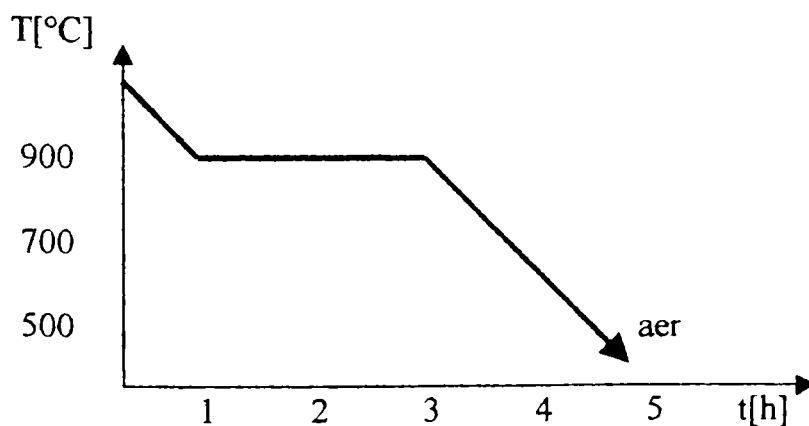


Figura 5.12.
DIAGRAMA TRATAMENTULUI TERMIC PRIMAR APLICAT
OTELULUI OLC10

Pentru oţelul marca OLC 10, rafinat suplimentar REZ, tratamentul termic primar constă dintr-o normalizare la 900°C şi este menit să anuleze diversele neuniformităţi care pot apare în urma unor condiţii mai puţin controlate de încălzire şi de răcire în timpul deformării plastice la cald anterioare. Ciclograma de tratament termic primar este redată în figura 5.12. şi structura obţinută în figurile 5.13 şi 5.14

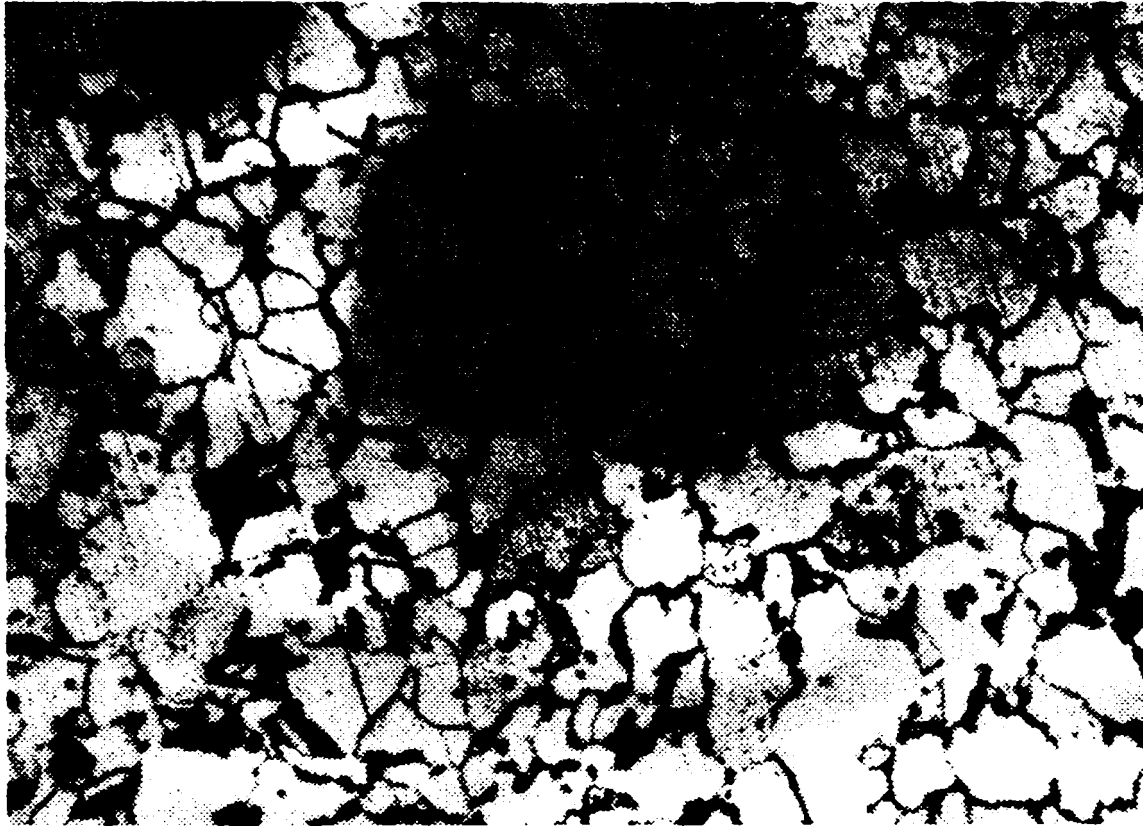


Figura 5.13. OLC 10 Normalizat; Mox350

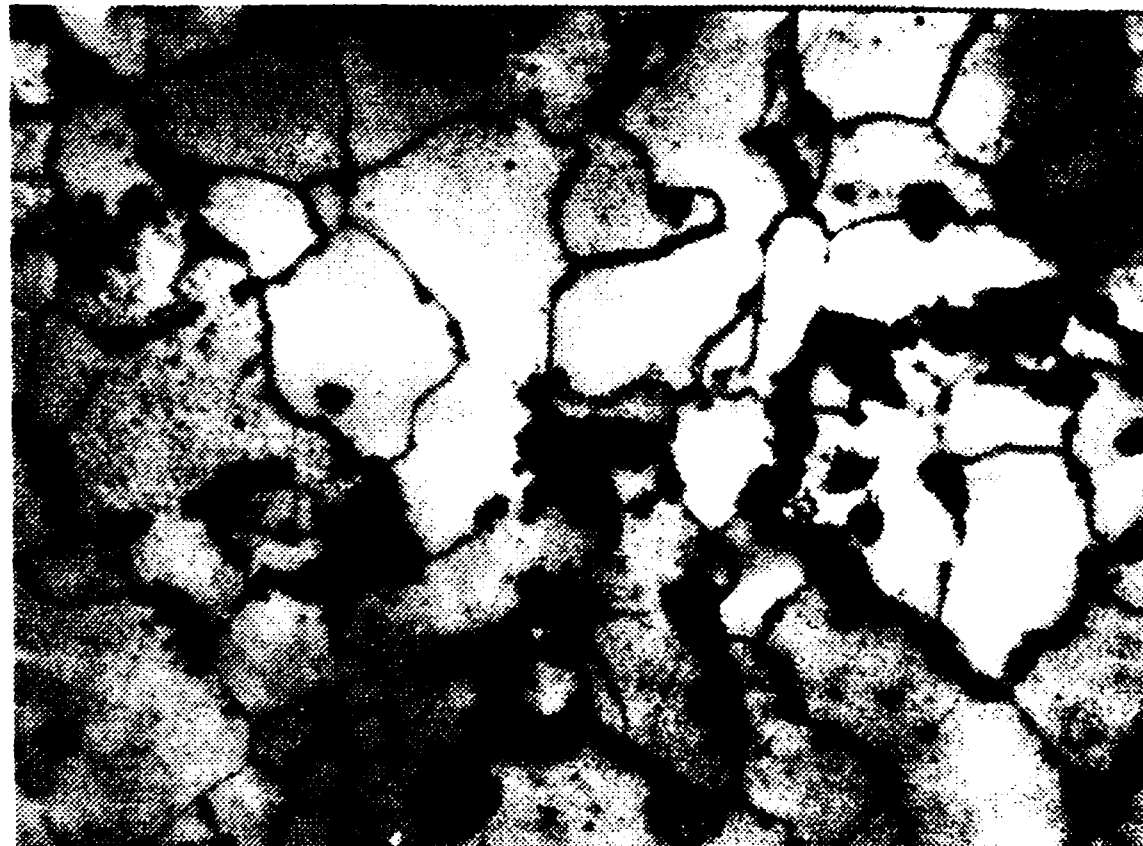


Figura 5.14. OLC 10 Normalizat; MO x 750

5.3. Recepția barelor

Pentru obținerea unor rezultate bune și, mai ales, reproductibile, trebuie acordată o atenție deosebită materialului de la care se pornește. Elementele care trebuie analizate atunci când se apreciază calitatea barelor din oțel de la care se pornește sunt:

- compoziția chimică;
- analiza macroscopică;
- duritatea;
- microporozitatea;
- micropuritatea;
- microstructura.

Se precizează că recepția nu trebuie efectuată pe loturi de tratament termic, ci bară cu bară, de preferință la ambele capete ale barelor. Prin acest mod foarte sever de recepție s-au depistat și bare necorespunzătoare, deși au făcut parte din același lot de tratament termic cu cele găsite bune. Este important de precizat și aici că respectarea exigențelor impuse barelor de oțel la care, în mod obligatoriu, trebuie să se asocieze o riguroasă respectare a tehnologiei de tratament termic secundar, asigură obținerea unor rezultate constant bune.

5.4. Prelevarea probelor

Semifabricatul utilizat pentru aceste măsuri de duritate, obținut conform fluxului prezentat în figurile 5.1 și 5.2, este livrat sub formă de bară forjată cu diametrul maxim de $\varnothing 70$ respectiv $\varnothing 50$ mm și lungime de ~ 1000 mm. Din acest semifabricat, prin operația de strunjire se obțin probele (măsurile etalon de duritate) brute. Tehnologia de prelucrare a plăcuțelor etalon de duritate este amplu prezentată în capitolul VI.

5.5. Tratamentul termic secundar

5.5.1. Călirea

În capitolele anterioare s-a analizat oțelul RUL 1 și s-a văzut că acesta rafinat suplimentar prin REZ urmat de RAV, conform fluxului de elaborare prezentat în figura 5.1 și apoi globulizat, prezintă o structură omogenă care poate acoperii domeniul de cca 90 HRB.

În acest capitol se analizează modul de realizare a tratamentului termic secundar de călire și anume alegerea agregatului de încălzire, stabilirea parametrilor tehnologici ai călirii, pentru obținerea de structuri ce pot materializa scări de duritate superioare domeniului de 90 HRB, care să asigure cerințele impuse plăcuțelor etalon de duritate.

5.5.1.1. Alegerea agregatului de încălzire

Inițial s-a încercat încălzirea în cuptoare mici, cu bare de silită de tip laborator, dar rezultatele obținute au fost complet necorespunzătoare datorită neomogenității încălzirii. Aceleași rezultate necorespunzătoare au fost obținute și într-un cuptor cu vatră mobilă încălzit cu gaz, de tip industrial. În final s-a recurs la cuptoare cu băi de săruri, la care se asigură o încălzire omogenă, lipsită de decarburări superficiale, iar rezultatele obținute au fost bune.

Pentru călire s-a folosit cuptorul cu baie de sare SE 13.5 – Ø 3,5.5, cu caracteristicile tehnice:

- transformator tip TTA BS 100 KVA;
- frecvența nominală 50 Hz;
- tensiune primară 380 V (stea), sau 220 V (triunghi);
- tensiuni secundare 21,3 – 17,4 – 15,35 – 14 – 12 – 10 – 6,6 [V].

Descriere generală:

Cuptorul cu baie de sare este format în principal din următoarele subansamble:

- construcția metalică;
- zidărie;
- ventilație;
- sistem electrozi;
- suport pirometru;
- instalație electrică.

Sarea topită este conținută într-un creuzet ceramic de secțiune circulară confecționat din cărămizi speciale, fasonate din șamotă (sau beton refractar B-90). Zidăria creuzetului este amplasată într-un vas metalic, între zidărie și pereții vasului fiind turnat un strat de beton refractar.

Vasul conținând creuzetul ceramic este înconjurat de stratul de zidărie refractară, termoizolatoare și un strat de vată minerală. Este așezat pe un pat de spărtură de șamotă tasată, plasată pe vatra zidăriei cuptorului.

Încălzirea cuptorului se face electric cu ajutorul a trei electrozi metalici, de secțiune dreptunghiulară așezați la 120° între ei, în locașuri special prevăzute în zidăria creuzetului.

Alimentarea cu energie electrică se face prin intermediul unui transformator trifazat. Curentul electrici circulă în sarea topită între cei trei electrozi, sarea îndeplinind rolul de rezistență electrică de încălzire cât și mediul încălzitor pentru piesele introduse în baie.

Cuptorul este prevăzut cu o instalație de menținere automată a temperaturii în baie.

Măsurarea temperaturii se face cu ajutorul unui pirometru optic de radiație, menținut într-un suport care îi dă posibilitatea de mișcare pentru a se putea stabili poziția optimă față de suprafața topiturii.

La partea superioară a cuptorului se află hota de aspirație a vaporilor de sare și a gazelor care se degajă în timpul lucrului și care sunt conduse prin intermediul unui cot și a tubulaturii în exteriorul halei.

5.5.1.2. Stabilirea parametrilor tehnologici ai călirii

Pentru alegerea parametrilor tehnologici ai călirii oțelului RUL 1 destinat fabricației de plăcuțe etalon de duritate trebuie plecat de la precizările standardului nostru și euronormelor, cu privire la cerințele impuse materialului, și anume că acesta trebuie să prezinte o structură omogenă și stabilă care să asigure *uniformitatea și menținerea în timp a durității*.

Pentru stabilirea regimului optim de călire, în acest capitol se va urmări influența temperaturii de austenitizare și a vitezei de răcire asupra durității, cantității de austenită reziduală și structurii (omogenitate și stabilitate în timp).

La alegerea temperaturii de încălzire pentru călire s-a ținut seama de unele particularități ale oțelurilor hipereutectoide, cu conținut de carbon de cca 1 % și aliate cu crom. Este cunoscut faptul că, la călirea acestor oțeluri, în structură pe lângă martensită apare o anumită cantitate de austenită reziduală care împiedică obținerea unor durități maxime posibile pentru oțelul dat. Cantitatea de austenită reziduală după călire, după cum se va vedea și în cele ce urmează, depinde în foarte mare măsură de temperatura de încălzire. Cu cât această temperatură este mai ridicată, cu cât trec în soluția mai multe carburi de crom, martensita obținută va avea un grad de tetragonalitate mai ridicat, cu ace grosolane iar austenita reziduală se aliază și devine mai stabilă. Din această cauză temperaturile de încălzire prea ridicate trebuie evitate. Pe de altă parte o structură inițială de perlită fin globulară și uniformă, lipsită de segregări de carburi, permite utilizarea unei plaje mai largi de temperaturi de încălzire (810...860 °C) fără ca efectele negative menționate să se evidențieze.

Compoziția chimică a probelor pe care s-au executat experimentările este redată în tabelul 1.

Tabelul 1.

C [%]	Mn [%]	Si [%]	Cr [%]	S [%]	P [%]	Ni [%]
1,00	0,33	0,29	1,6	0,006	0,014	0,12

La temperatura ambiantă, analizând diagrama fier – crom – carbon, corespunzătoare aliajului cu 1 % C, structura de echilibru este compusă din carburi pe fond sorbitic. Toate particulele de carburi sunt cementitice cu diferite grade de aliere cu crom. De asemenea, în domeniul temperaturilor de austenitizare, și dependent de acestea, vor coexista austenită și carburi diferite atât cantitativ cât și din punct de vedere a compoziției chimice.

Cercetările s-au efectuat pe probe de Ø 20x10 mm. Probelor li s-a aplicat tratamentul termic primar de normalizare, urmat de globulizare, rezultând o structură perlitică globulară cu duritate de ~ 200 HB. Ciclograma de tratament termic primar este prezentată în figura 5.9. și structura obținută în urma acestuia în figura 5.10. (capitolul 5.2)

Condițiile de studiu privesc austenitizări de 20 min la temperaturile de 800, 820, 840, 860, 880 °C, urmate de răcirea în ulei la temperatura de 25 °C. După călire probele au fost rectificat, șlefuite și lustruite, iar apoi au fost supuse unei analize de difracție de raze X pe difractometrul DRON 3 aflat în dotarea catedrei SMTT. Structurile au fost vizualizate folosind microscopia optică și electronică.

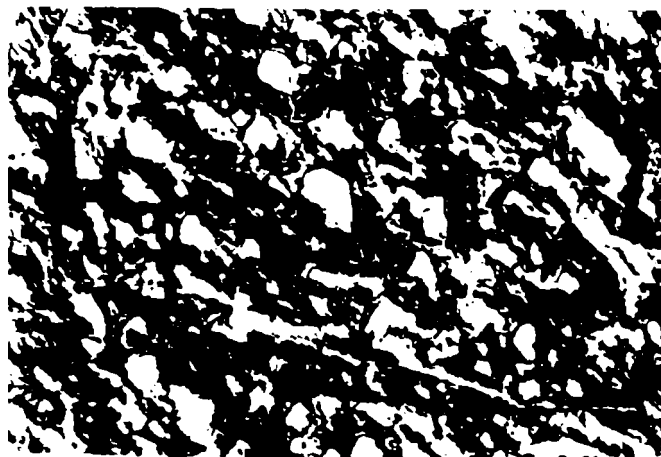


Figura 5.13. Microstructura oțelului RUL 1 rezultată în urma tratamentului termic primar. MET x 3800.



Figura 5.14. Microstructura materialului austenitizat la 840 °C, 20 min., călit în ulei la 25°C – hardenită, carburi uniforme ca mărime și distribuție. MET:3800.

Analizând curbele de difracție și structurile probe or putem spune că structura după călire este formată din martensită astructurală, carburi uniforme ca distribuție (Fe_3C și Cr_3C_2) și austenită reziduală. În figura 5.15. este prezentată difractograma, iar în figura 5.14 structura pentru proba călită la 840 °C și răcită în ulei la 25 °C. În figura 5.15. picurile carburilor (Fe_3C și Cr_3C_2) nu sunt evidente pentru că cele mai mari dintre aceste picuri se găsesc în același loc cu picurile de martensită.

În figura 5.16 se prezintă o porțiune din difracția din figura 5.15. (între $2\theta = 17$ și $2\theta = 34$), unde prin “eliminarea” picurilor martensitice (deci mărinđ difractograma) se pot vizualiza și identifica picurile corespunzătoare carburilor (Fe_3C și Cr_3C_2).

Procentul de austenită reziduală a fost determinat folosind picurile (211)-martensită și (311)-austenită din difractograme. Cantitățile de austenită reziduală în urma austenitizărilor la diferite temperaturi și duritățile obținute sunt redate în tabelul 5.5.

Tabelul 5.5.

Nr.	Temperatura de austenitizare [°C]	Temperatura mediului (ulei) de răcire [°C]	Cantitatea de austenită reziduală [%]	Duritatea HV ₁₀
1	800	25	1,83	710
2	820	25	3,30	780
3	840	25	4,56	830
4	860	25	8,08	845
5	880	25	14,1	850

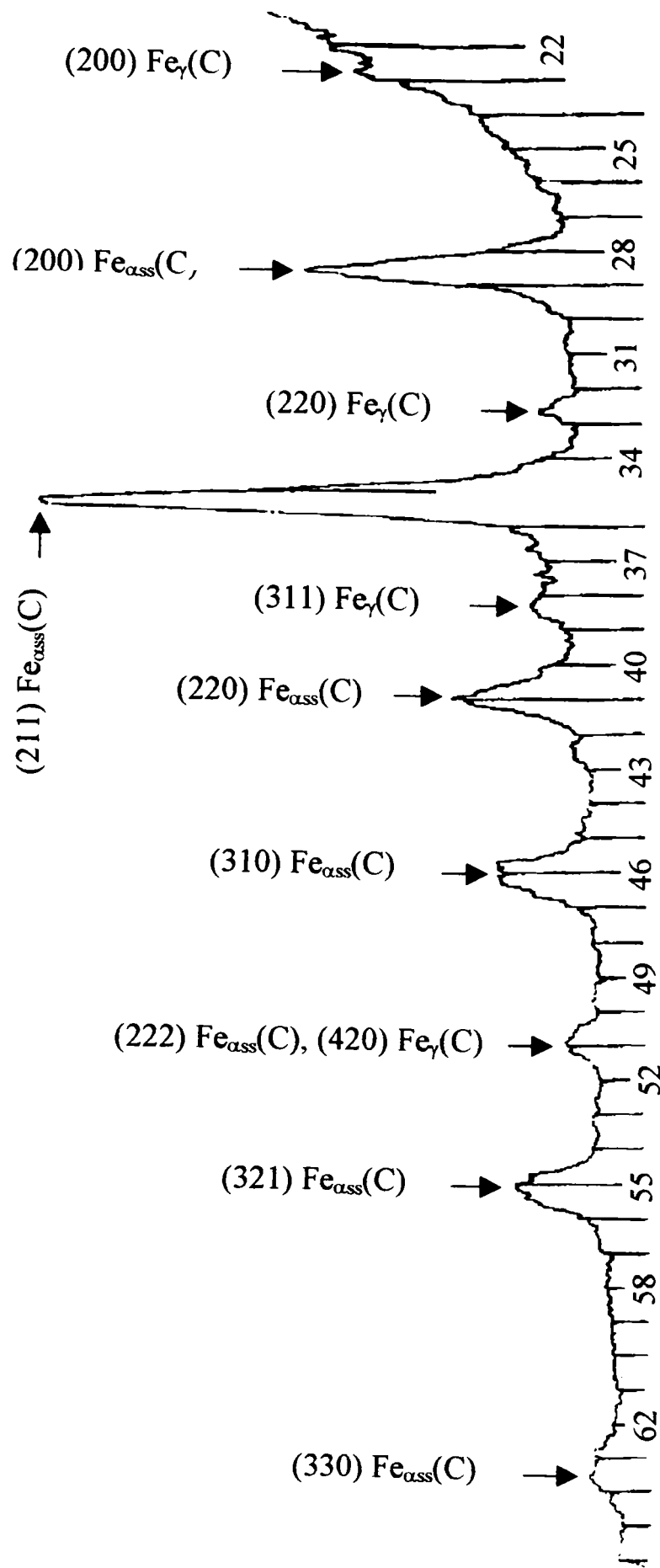


Figura 5.15. Curba de difracție pentru călire la 840 °C și răcire în ulei la 25 °C

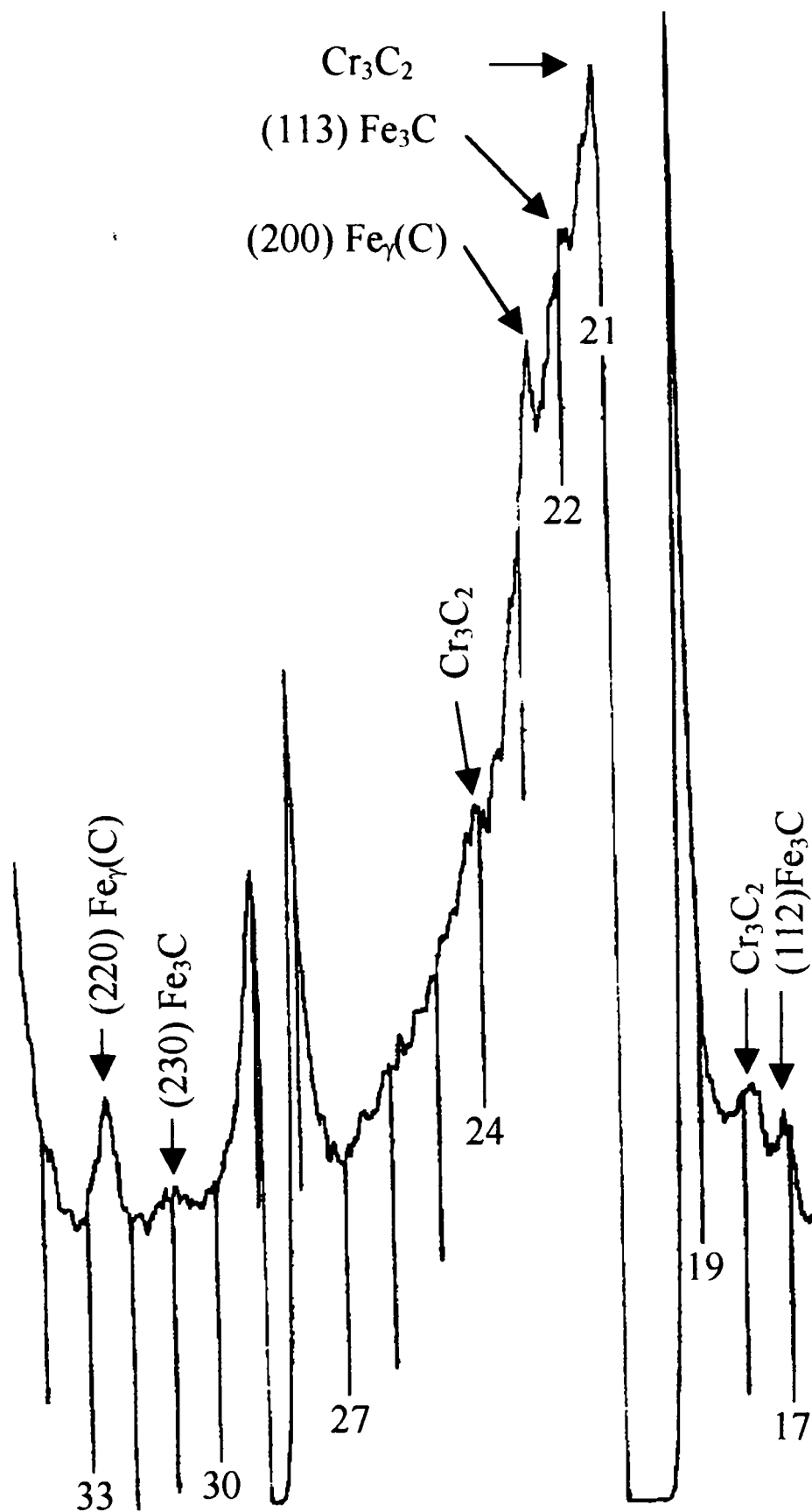


Figura 5.16. Porțiune din difractograma din figura 5.15, fără picurile martensitice, pentru $2\theta = 17 \dots 34^\circ$

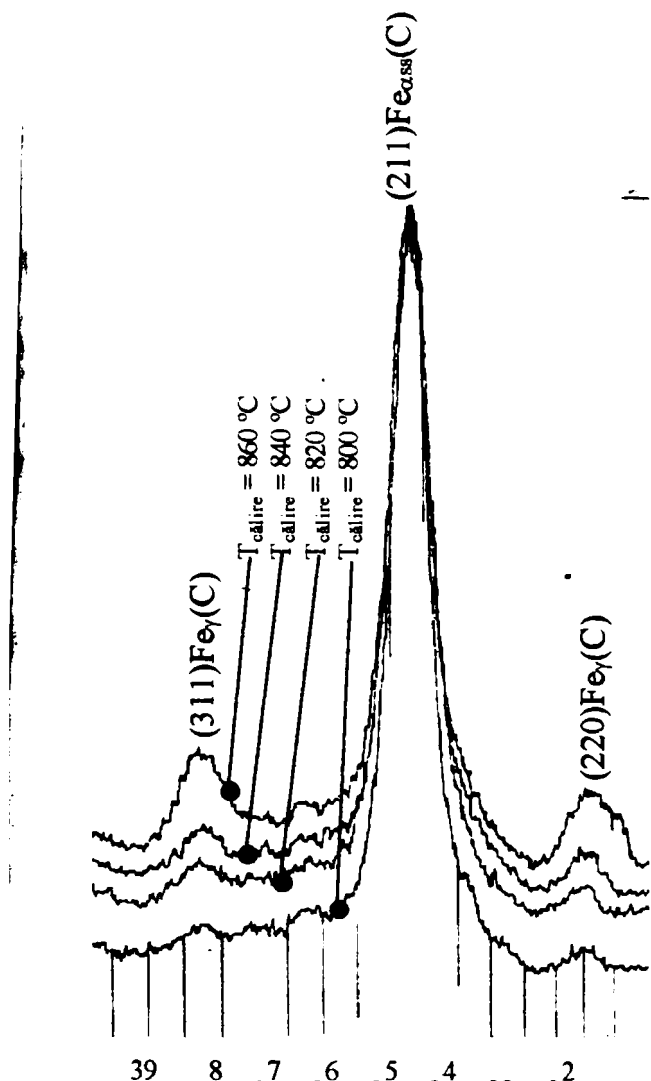


Figura 5.17 Variația mărimii picurilor (211)-martensitic și (311)-austenitic cu temperatura de călire

Prin încălzire pentru călire la temperaturi de peste 920 se poate ajunge la cantități de austenită reziduală de 20...25%, duritatea scăzând la ~770 – 780 HV

Trebuie precizat faptul că probele fiind rectificat, înainte de analiza cu raze X, datorită efectului termo-mecanic se produce o modificare suplimentară a unei cantități de austenită reziduală și stabilizarea celei rămase.

Prin suprapunerea difractogramelor în punctul de intensitate maximă a picului martensitic (211)Fe_{αss}(C) (figura 5.17.) se vizualizează cum, cu creșterea temperaturii de austenitizare, scade înălțimea picului de martensită și crește înălțimea

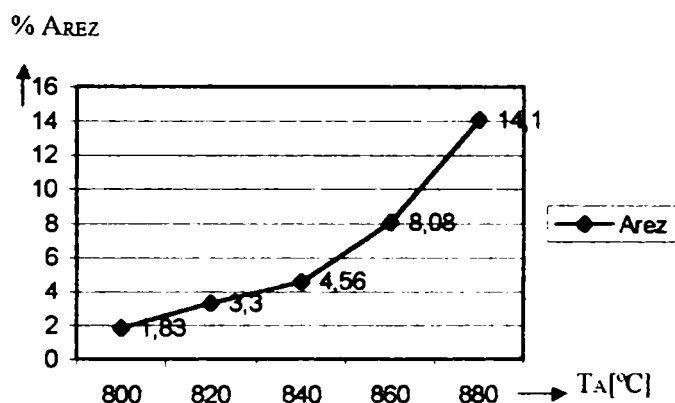


Figura 5.18 Variația procentului de austenită reziduală cu temperatura de austenitizare

celui de austenită, adică crește cantitatea de

austenită reziduală. Valoric, acest lucru este prezentat în tabelul 5.5. și grafic în figura 5.18.

În vederea stabilirii influenței vitezei de răcire asupra cantității de austenită reziduală și durității în tabelul 5.6. se prezintă rezultatele experimentale pentru austenitizarea la 840 °C și răcirea în ulei cu temperaturile de 25, 45 și 65 °C.

Tabelul 5.6.

Nr.	Temperatura de călire [°C]	Temperatura de răcire [°C]	Arez [%]	Duritatea [HV]
1	840	25	4,56	830
2	840	45	5,01	833
3	840	65	9,01	828

Pe baza rezultatelor de mai sus se poate trage concluzia că, cu cât temperatura mediului de răcire este mai mare (răcire mai lentă) cu atât procentul de austenită reziduală crește, duritatea rămânând aproximativ constantă.

Pentru o viziune mai clară a influenței temperaturii de austenitizare și a vitezei de răcire asupra durității și structurii s-a recurs la un experiment statistic folosind programul de statistică grafică STATG, parcurgându-se etapele.

- alegerea numărului de factori de influență, respectiv doi factori: temperatura de călire (**Tcāl**) și temperatura mediului de răcire (ulei) (**Trăc**);
- alegerea numărului de răspunsuri, respectiv două: duritatea și procentul de austenită reziduală;
- alegerea intervalului de valori pentru cei doi factori, prin imprimarea celei mai mici și celei mai mari valori a fiecărui factor, conform tabelului 5.7.

Tabelul 5.7.

```

-----
Comment: cal-rac
Experimental factors                                Response variables
-----+-----
No. Name      Low      High      Units      |No. Name      Units
A  Tcal      820      860      grd        | 1  Duritate  HV10
B  Trac      25       65       grd        | 2  Arez      %
-----

```

- alegerea tipului de experiment "Design name", respectiv 3-level factorial design 3^2 , adică un experiment ce analizează răspunsurile folosind nouă posibile perechi de valori pentru cei doi factori (Tcāl și Trăc), (tabelul 5.8.);

Tabelul 5.8.

Design Selection			
Design name	Runs	Error d.f.	Largest block
3-level factorial design: 3^2	9	3	9
3-level factorial in 3 blocks	9	1	3
Central composite design: 2^2 + star	10	4	10
Central composite blocked cube-star	10	3	5
User specified design			

Design Options	
2 factor design: 3-level factorial design: 3^2	
Number of blocks: 1	Block size: 9
Runs: 9	
Number of centerpoints per block: 0	Placement: Spaced
Randomize experiment: Yes	Random seed: 773094113

- introducerea răspunsurilor pentru perechile de valori ale factorilor de influență (Tcāl și Trăc), perechi ce sunt precizate de program, conform tabelului 5.9.
- analiza răspunsului – în primă fază duritatea - , programul prezentându-ne în acest moment al experimentului mai multe posibilități de analiză a răspunsului, conform tabelului 5.10;

Cursor at Row: 9
Column: 4

Data Editor
File: STATC2

Maximum Rows: 9
Number of Cols: 4

Run	Tcal	Trac	Duritate	Arez
1	860.	45.	838	9.9
2	820.	45.	785	3.35
3	860.	65.	810	13.2
4	840.	65.	828	9.01
5	840.	25.	830	4.56
6	860.	25.	845	8.08
7	820.	65.	770	6.02
8	840.	45.	833	5.01
9	820.	25.	780	3.30
10				
11				
12				
13				
Length	9	9	9	9
Typ/Wth	N/13	N/13	N/13	N/13

Tabelul 5.10.

Analyze Response Surface: cal-rac

Response to analyze: Duritate	Responses	Units
Ignore effects greater than order: 2	1 Duritate	HV10
Estimate sigma from: Total error	2 Arez	§
External sigma: 1		
	Estimate effects	
	Display ANOVA table	
	Standardized Pareto chart	
	Estimate regression coeffs.	
	Correlation matrix	
	Plot response	
	Diagnostic plots	
	Eliminate effects	
	Save results	

În primul rând s-a dorit estimarea efectelor (tabelul 5.11.). Se observă că factorul hotărâtor în ceea ce privește răspunsul (duritatea) este temperatura de călire (Tcāl)

Tabelul 5.11.

Estimated effects for Duritate - cal-rac

average = 835.778 +/- 5.40109
A:Tcal = 52.6667 +/- 5.9166
B:Trac = -15.6667 +/- 5.9166
AB = -12.5 +/- 7.24633
AA = -51.3333 +/- 10.2479
BB = -16.3333 +/- 10.2479

Standard error estimated from total error with 3 d.f. (t = 3.18245)

Analiza ANOVA a factorilor (tabelul 5.12.) scoate în evidență aceeași influență predominantă a temperaturii de călire, factorul Ficher "F-Ratio" având valoarea cea mai mare pentru temperatura de călire. Acest lucru certifică, pentru intervalul de valori analizat, importanța variației temperaturii de călire pentru a obține o variație a răspunsului-duritatea. Factorul "F-Ratio" fiind relativ mic chiar și pentru Tcă, variația durității nu este foarte semnificativă.

Tabelul 5.12

ANOVA for Duritate - cal-rac						
Effect	Sum of Squares	DF	Mean Sq.	F-Ratio	P-value	
A:Tcal	4160.66667	1	4160.6667	79.24	.0030	
B:Trac	368.16667	1	368.1667	7.01	.0771	
AB	156.25000	1	156.2500	2.98	.1830	
AA	1317.55556	1	1317.5556	25.09	.0153	
BB	133.38889	1	133.3889	2.54	.2092	
Total error	157.52778	3	52.5093			

Total (corr.)	6293.55556	8				

R-squared = 0.97497		R-squared (adj. for d.f.) = 0.933253				

- reprezentarea PARETTO vizualizează clar sub formă grafică influența pe care o au factorii de influență asupra durității (figura 5.19)

Pareto Chart for Duritate

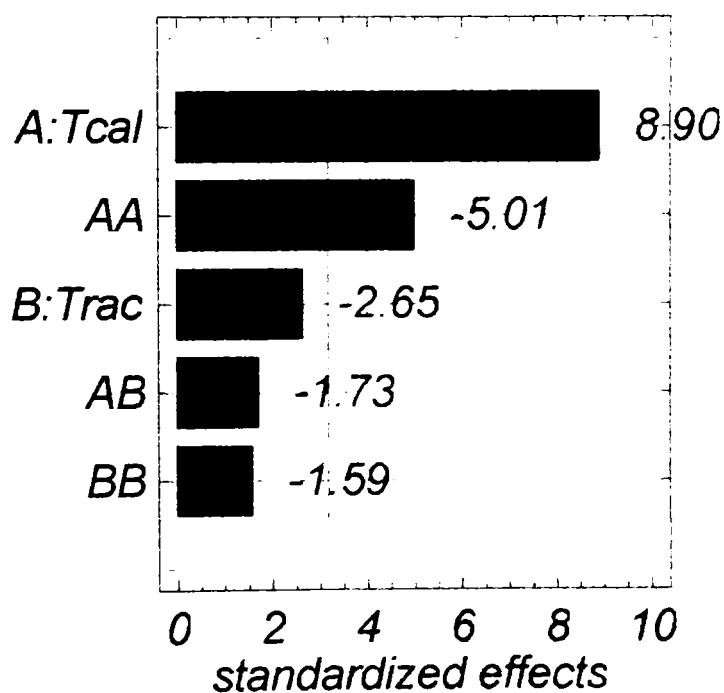


Figura 5.19. Reprezentarea Pareto

În continuarea experimentului, pentru obținerea grafică a variației durității funcție de temperatura de călire și temperatura mediului de răcire, din multitudinea de răspunsuri posibile (tabelul 5.10) se alege "Plot respons", urmând fixarea axelor (x,y,z) pentru Tcal, Trac și duritate precum și tipul răspunsului – suprafață sau contur-, conform tabelului 5.13.

Surface Plotting Options

Top title: Estimated Response Function
 (2 lines)
X-Axis Title: Tcal
Y-Axis Title: Trac
Z-Axis Title: Duritate

Plot type: **Surface**

For surface plots:

X-axis resolution: 500	X-axis skip factor: 1
Y-axis resolution: 500	Y-axis skip factor: 1
Lines parallel to: Both axes	Hidden line removal: None

For contour plot:

Type: Lines
 Contour levels:
 or
 Number of Divisions: 10 Minimum: 774.028 Maximum: 846.297

În figurile 5.20 și 5.21 se prezintă aceste dependențe grafice. În figura 5.20 tipul răspunsului este **suprafață** iar în figura 5.21 **contur**.

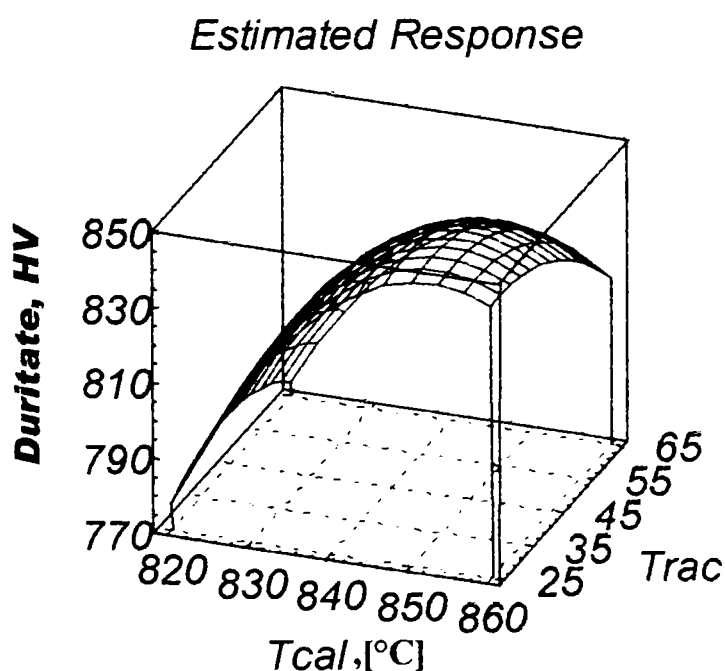


Figura 5.20.

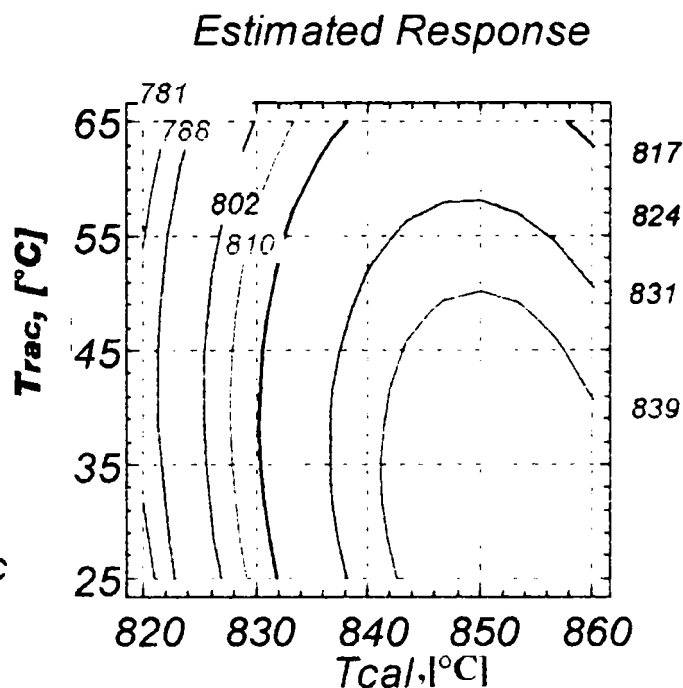


Figura 5.21

Analizând cele două figuri și cele prezentate până acum putem trage o primă concluzie și anume că temperatura de călire optimă în ceea ce privește duritatea este în intervalul 840...860 °C și temperatura mediului de răcire în intervalul 25...55°C Concluzile finale în ceea ce privește temperatura de călire și temperatura mediului de răcire vor fi trase după analiza și celui de-al doilea răspuns (% de austenită reziduală).

În tabelele 5.14...5.17. se prezintă succesiv etapele analizei statistice pentru % de austenită reziduală. Ca și la experimentul anterior, în continuare se prezintă o parte din răspunsurile posibile pe care experimentul le poate da (vezi tabelul 5.10.)

Tabelul 5.14.

Analyze Response Surface: cal-rac

Response to analyze: Arez	Responses	Units
Ignore effects greater than order: 2	1 Duritate	HV10
	2 Arez	%
Estimate sigma from: Total error		
External sigma: 1		

Tabelul 5.15.

Estimated effects for Arez - cal-rac

average = 5.34333 +/- 0.289295
A:Tcal = 6.17 +/- 0.316906
B:Trac = 4.09667 +/- 0.316906
AB = 1.2 +/- 0.388129
AA = 2.23 +/- 0.548898
BB = 2.55 +/- 0.548898

Standard error estimated from total error with 3 d.f. (t = 3.18245)

Tabelul 5.16.

ANOVA for Arez - cal-rac

Effect	Sum of Squares	DF	Mean Sq.	F-Ratio	P-value
A:Tcal	57.1033500	1	57.103350	379.06	.0003
B:Trac	25.1740167	1	25.174017	167.11	.0010
AB	1.4400000	1	1.440000	9.56	.0536
AA	2.4864500	1	2.486450	16.51	.0269
BB	3.2512500	1	3.251250	21.58	.0188
Total error	.4519333	3	.150644		
Total (corr.)	89.9070000	8			

R-squared = 0.994973 R-squared (adj. for d.f.) = 0.986596

Tabelul 5.17.

Regression coeffs. for Arez - cal-rac

constant = 1901.18
A:Tcal = -4.59625
B:Trac = -1.44446
AB = 1.5E-3
AA = 2.7875E-3
BB = 3.1875E-3

Toate aceste răspunsuri prezentate mai sus sub formă tabelară certifică influența hotărâtoare pe care o are în primul rând temperatura de călire (factorul F-Ratio = 379,06) și apoi temperatura mediului de răcire (F-Ratio = 167,11) asupra răspunsului-% de austenită reziduală. Reprezentarea Pareto (figura 5.22.) ne prezintă grafic același lucru.

Pareto Chart for Arez

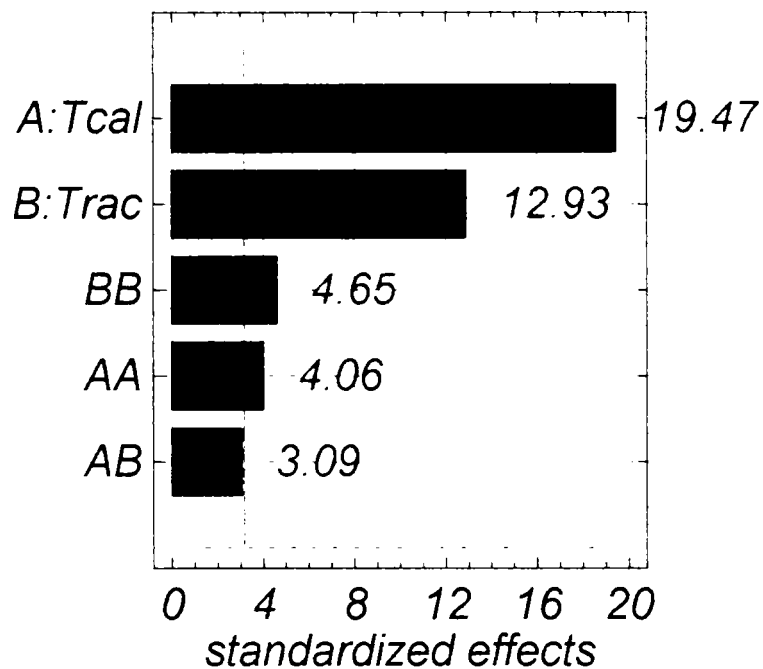


Figura 5.22. Reprezentarea Pareto

În tabelele următoare (Tab 5.18 și Tab 5.19) se prezintă opțiunile necesare vizualizării răspunsului-%de austenită reziduală-, o dată sub formă de **suprafață** (figura 5.23) și apoi sub formă de **contur** (figura 5.24).

Tabelul 5.18

Surface Plotting Options

```

Top title:      Estimated Response Function
(2 lines)
X-Axis Title: Tcal
Y-Axis Title: Trac
Z-Axis Title: Arez

Plot type: Surface

For surface plots:
  X-axis resolution: 500           X-axis skip factor: 1
  Y-axis resolution: 500           Y-axis skip factor: 1
  Lines parallel to: Both axes     Hidden line removal: None

For contour plot:
  Type: Lines
  Contour levels:
    or
  Number of Divisions: 10  Minimum: 2.96791  Maximum: 13.4667
    
```

Surface Plotting Options

Top title: Estimated Response Function
 (2 lines)
X-Axis Title: Tcal
Y-Axis Title: Trac
Z-Axis Title: Arez

Plot type: **Contour**

For surface plots:

X-axis resolution: 500	X-axis skip factor: 1
Y-axis resolution: 500	Y-axis skip factor: 1
Lines parallel to: Both axes	Hidden line removal: None

For contour plot:

Type: Lines

Contour levels:

or

Number of Divisions: 10 Minimum: 2.96791 Maximum: 13.4667

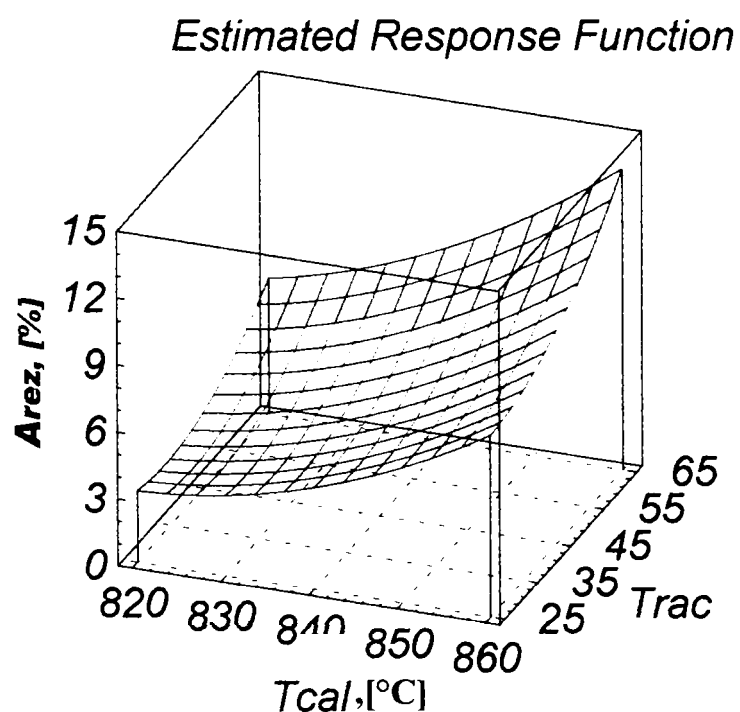


Figura 5.23.

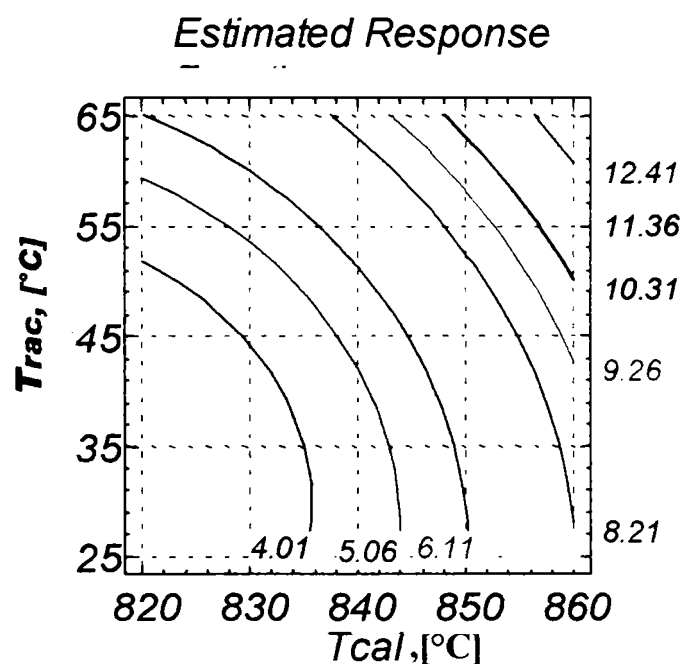


Figura 5.24.

Analizând figurile de mai sus asociate cu cele în care se prezintă variația durității funcție de temperatura de călire și temperatura mediului de răcire (figurile 5.20 și 5.21) putem spune că din punct de vedere al procentului de austenită reziduală putem merge cu temperaturi de călire de până la 850 °C (%Arez ~ 6) iar din punctul de vedere al durității obținute putem folosi temperaturi de călire de peste 840 °C, viteza de răcire optimă fiind pentru temperatura mediului de 25°C. La temperaturi de călire de peste 850 °C se obține un procent de austenită reziduală mai mare, care în timp poate duce la erori de justețe și/sau de fidelitate în afara limitelor admise

pentru etaloanele de duritate. La temperaturi de călire mai mici de 840 °C se observă o scădere mai accentuată a durității.

În finalul acestui experiment statistic s-a verificat modul de împrăștiere a reziduurilor, dispersia dintre aceștia trebuind să fie cât mai mare. În figurile 5.25 și 5.26 se observă o împrăștiere uniformă a reziduurilor, rezultând faptul că experimentul are o credibilitate mare.

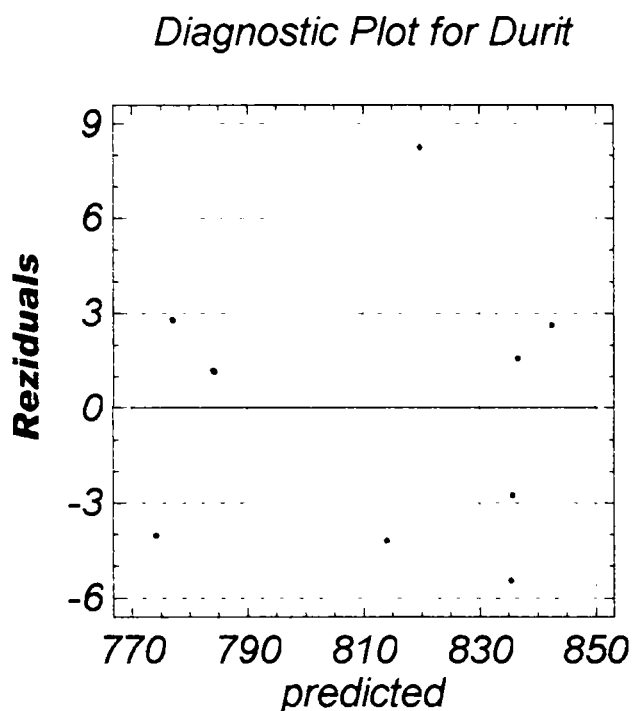


Figura 5.25

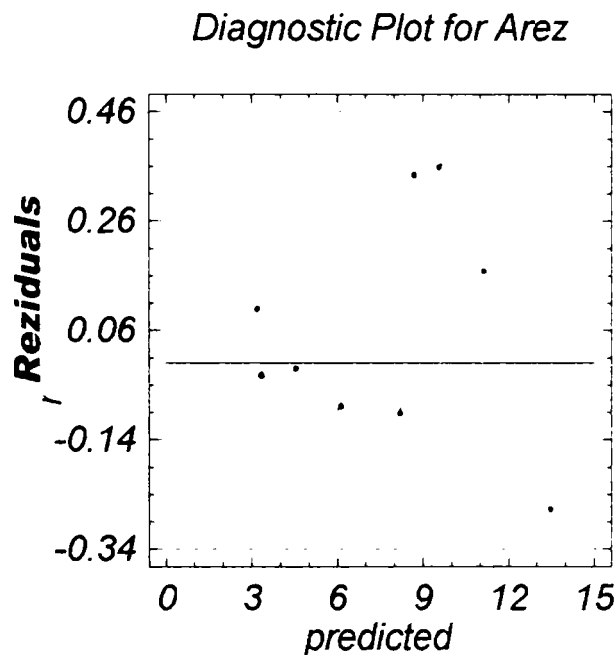


Figura 5.26

În acest moment al experimentului putem spune că intervalul optim pentru temperatura de călire este 840...850 °C și temperatura mediului de răcire 25 °C. Experimentele ce vor urma (influența temperaturii de austenitizare asupra cantității și dimensiunii carburilor; uniformitatea durității și stabilitatea în timp a acesteia funcție de procentul de austenită reziduală) ne vor da informații și mai exacte în ceea ce privește alegerea temperaturii de călire și temperatura mediului de răcire.

Cantitatea, forma, mărimea și distribuția carburilor au influență directă asupra gradului de aliere și cantității de austenită reziduală. În tabelul 5.20 sunt prezentate rezultatele analizei influenței temperaturii de austenitizare asupra cantității și dimensiunii carburilor.

Tabelul 5.20

Nr.	Temperatura de austenitizare [°C]	Număr carburi/mm ²	Diametrul mediu al carburilor [mm]
1	800	38321	0,0007
2	820	36105	0,0007
3	840	33991	0,0007
4	860	28100	0,0007
5	880	18900	0,0006

Marea majoritate a carburilor se situează în clasa de dimensiuni 0...2 μm, dimensiunea maximă fiind de 9μm (diametru). Din figura 5.27 se observă că, cu creșterea temperaturii de austenitizare densitatea carburilor scade aproape liniar, confirmând liniaritatea creșterii cantității de austenită reziduală. Acest fapt confirmă teoria că prin creșterea temperaturii de austenitizare, dizolvarea carburilor produce un grad tot mai înalt de aliere a austenitei ceea ce determină implicit și coborârea continuă a intervalului de temperaturi $M_s - M_f$, creșterea cantității de austenită reziduală, a gradului de aliere a martensitei formate și a tensiunilor interne.

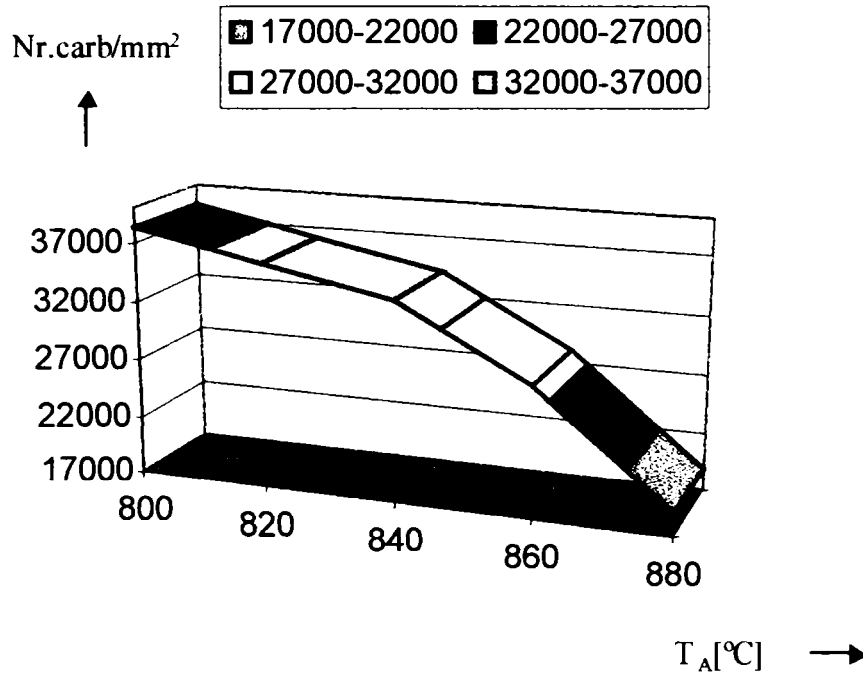


Figura 5.27. Distribuția carburilor funcție de temperatura de austenitizare

Tot ce a fost prezentat până acum la acest capitol ne ajută foarte mult la stabilirea temperaturii optime de călire și a temperaturii mediului de răcire, dar nu este suficient. Trebuie avut în vedere influența acestor parametri asupra uniformității și stabilității în timp a durității.

În tabelul 5.21 sunt prezentate încă o dată probele călite la 820, 840 și 860 °C și răcite în ulei la temperatura de 25 °C, de această dată punându-se accent pe uniformitatea durității (eroarea de fidelitate) și stabilitatea în timp a durității (eroarea de justețe).

Pentru proba călită la 840 °C și răcită în ulei la 25 °C se prezintă detaliat modul de determinare a durității medii, erorii de fidelitate și a erorii de justețe:

Duritatea a fost determinată pe una din fețele probei (Ø 20x10 mm) șlefuită și lustruită, în trei puncte, folosind aparatul etalon Vickers (HV10, $a = 100 \mu\text{m}$, $b = 2 \mu\text{m}$ și $t = 15 \text{ s}$) aflat în dotarea Institutului Național de Metrologie.

Primele măsurători (12.05.1998) au dus la rezultatele:

$$\overline{d_{1o}} = 1a + \frac{1}{2}(24 + 23,5)b = 147,5 \mu\text{m}$$

$$\overline{d_{2o}} = 1a + \frac{1}{2}(25 + 26)b = 151 \mu\text{m}$$

$$\overline{d_{3o}} = 1a + \frac{1}{2}(25 + 25)b = 150 \text{ } \mu\text{m}$$

$$\Rightarrow d_{mediu} = \overline{d_o} = \frac{\overline{d_{1o}} + \overline{d_{2o}} + \overline{d_{3o}}}{3} = \frac{150 + 151 + 147,5}{3} = 149,5 \text{ } \mu\text{m}$$

\Rightarrow , din tabele, duritatea medie $H_{med} = 830 \text{ HV}_{10}$

$$R = \overline{d_{max}} - \overline{d_{min}} = 151 - 147,5 = 3,5 \text{ } \mu\text{m}$$

$$\text{Eroarea de fidelitate, } e_f = \frac{R}{\overline{d_o}} \cdot 100 = \frac{3,5}{149,5} \cdot 100 = 2,34 \%$$

Aceiași probă măsurată **după doi ani** (09.06.2000) duce la rezultatele:

$$\overline{d_1} = 1a + \frac{1}{2}(28,5 + 28,5)b = 157 \text{ } \mu\text{m}$$

$$\overline{d_2} = 1a + \frac{1}{2}(30,5 + 30,5)b = 161 \text{ } \mu\text{m}$$

$$\overline{d_3} = 1a + \frac{1}{2}(31 + 31)b = 162 \text{ } \mu\text{m}$$

$$\Rightarrow d_{mediu} = \overline{d} = \frac{\overline{d_1} + \overline{d_2} + \overline{d_3}}{3} = \frac{157 + 161 + 162}{3} = 160 \text{ } \mu\text{m}$$

\Rightarrow , din tabele, duritatea medie $H_{med} = 724 \text{ HV}_{10}$

$$R = \overline{d_{max}} - \overline{d_{min}} = 162 - 157 = 5 \text{ } \mu\text{m}$$

$$\text{Eroarea de fidelitate, } e_f = \frac{R}{\overline{d}} \cdot 100 = \frac{5}{160} \cdot 100 = 3,125 \%$$

Stabilitatea în timp a durității dată prin eroarea de justețe, se determină cu formula:

$$e_j = \frac{\overline{d} - \overline{d_o}}{\overline{d_o}} \cdot 100 = \frac{160 - 149,5}{149,5} \cdot 100 = 7,02 \%$$

Am prezentat detaliat aceste calcule pentru că în capitolele următoare se vor analiza peste 100 de probe, fiecare având câte două buletine de verificare metrologică (pe anul 1998 și 2000), de genul celor prezentate mai sus, buletine ce nu vor fi prezentate detaliat ca și în cazul

anterior. Rezultatele finale ($\overline{d}_o, \overline{d}$, duritate HV₁₀, eroarea de fidelitate e_f , eroarea de justețe e_j), vor fi prezentate centralizat, tabelar ca în tabelul următor.

Tabelul 5.21

Nr.	T _{căi} [°C]	Determinări inițiale			Determinări după doi ani			e _j [%]
		\overline{d}_o [μm]	Duritatea HV ₁₀	e _f [%]	\overline{d} [μm]	Duritatea HV ₁₀	e _f [%]	
1.	820	154,3	780	1,65	157	752	1,80	1,70
2.	840	149,5	830	2,34	160	724	3,12	7,02
3.	860	148	845	4,74	146	870	1,70	1,35

Analizând valorile de duritate obținute folosind diverse temperaturi de austenitizare în intervalul 820...860 °C se observă o creștere ușoară a durității nominale (figura 5.28.), dar uniformitatea și stabilitatea în timp a durității este necorespunzătoare măsurilor etalon de duritate. Acest lucru se datorează stării pe care o creează martensita de călire și procentul de austenită reziduală existente în material. Efectul pe care îl are reducerea procentului de austenită reziduală (prin călire la temperaturi sub 0 °C) și transformarea martensitei de călire în martensită de revenire va fi riguros analizat în capitolele următoare.

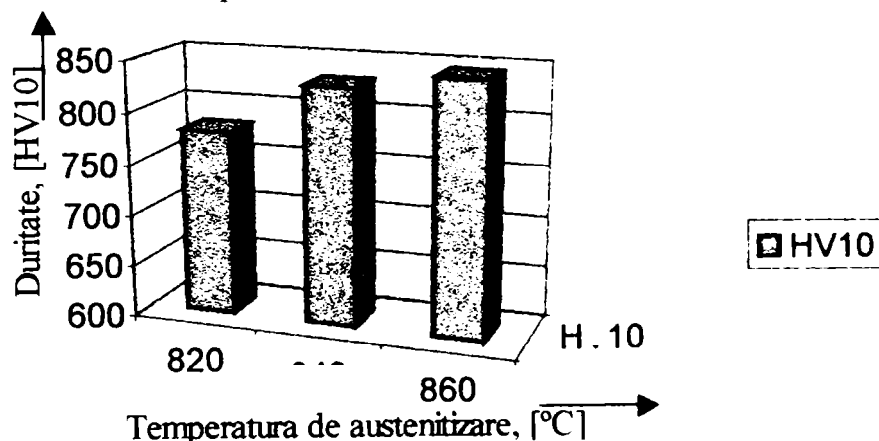


Figura 5.28. Variația durității funcție de temperatura de austenitizare

5.5.1.3. Concluzii

- Temperatura de austenitizare de 800°C pentru timp de menținere de 20 minute și răcire în ulei la 25°C determină apariția în structură a constituentului bainitic, propriu subîncălzirilor.

- Temperaturile de austenitizare de peste 840 °C produc o dizolvare tot mai înaintată a carburilor, cresc cantitățile de austenită reziduală iar martensita formată devine tot mai grosieră.

- Temperatura optimă de austenitizare pentru oțelul RUL 1 rafinat suplimentar destinat fabricației de plăcuțe etalon de duritate, atât din punct de vedere al structurii, mărimii și repartiției pe grupe de dimensiuni a carburilor cât și cantității de austenită reziduală și durității obținute este de 840 °C

- Viteze de răcire obținute folosind ulei cu temperatura mai mare de 25 °C duc la creșterea cantității de austenită reziduală, care și așa (răcire la 25°C) mai trebuie redusă în continuare prin tratament la frig, având în vedere cerințele de uniformitate și stabilitate în timp a durității impuse plăcuțelor etalon de duritate.

5.5.2. Tratamentul la temperaturi negative

5.5.2.1. Considerații generale

Tratamentul termic al oțelului cu răcire în domeniul temperaturilor sub 0 °C reprezintă o continuare a călirii, întreruptă de faptul că oțelul a ajuns la temperatura ambiantă și nu s-a răcit până la temperatura de sfârșit a transformării martensitice, adică până la punctul M_f . Acest procedeu s-a răspândit în prezent și a fost numit tratament la temperaturi sub 0 °C.

Propunerea de a se trata piesele de oțel la temperaturi sub 0 °C în scopuri industriale s-a făcut pentru prima dată în Uniunea Sovietică, în 1937. În aceeași propunere s-au descris modificările proprietăților oțelului în cazul tratamentului la temperaturi sub 0 °C (cauzele care provoacă transformarea austenitei reziduale în martensită, oțelurile cele mai indicate pentru acest tratament și domeniul de utilizare). Aceste probleme au fost tratate mai amănunțit în alt articol al aceluiași autor, apoi în monografia editate separat, consacrate tratamentului la temperaturi sub 0 °C ale lui V.G.Vorobiev și P.P.Petrosian.

Pentru aplicarea practică a procedurii de tratament al oțelului la temperaturi sub 0 °C de mare importanță au fost lucrările teoretice ale cercetătorilor sovietici în legătură cu studiul transformării austenitei în martensită la temperaturi sub 0 °C, efectuate în 1937 – 1939.

Trebuie să arătăm că tratamentul sub 0 °C s-a aplicat în Uniunea Sovietică încă din 1937-1939, în timp ce în S.U.A. acest procedeu a început să fie aplicat din 1942 – 1953, când, după cum scriu chiar cercetătorii americani, s-au cunoscut lucrările cercetătorilor sovietici.

Sensul tratării oțelului la temperaturi sub 0 °C constă în aceea că la multe calități de oțeluri, cu utilizare industrială largă, temperatura de sfârșit a transformării martensitice (punctul M_f) se află sub 0 °C și răcirea în domeniul temperaturilor negative provoacă o reluare a transformării martensitice. Așadar, la tratamentul sub 0 °C are loc o continuare (terminare) a transformării martensitice. Teoria proceselor care au loc reprezintă de fapt transformarea austenitei în martensită. Este important a se prezenta câteva aspecte ale practicii aplicării tratamentului la temperaturi sub 0 °C:

În primul rând, care este scopul tratamentului la temperaturi sub 0 °C? Mărirea cantității de martensită în detrimentul austenitei provoacă creșterea durtății, stabilizarea dimensiunilor, mărirea volumului, îmbunătățirea proprietăților feromagnetice.

În multe cazuri este necesar să se provoace aceste modificări ale proprietăților, și tratamentul la temperaturi sub 0 °C nu este numai procedeu cel mai simplu, mai eficient și mai ieftin, dar adesea și singurul prin care se poate realiza această modificare a proprietăților.

Tratamentul la temperaturi sub 0 °C este rațional pentru oțeluri la care punctul de sfârșit al transformării martensitice se află sub temperatura ambiantă, în special pentru oțelurile carbon care conțin peste 0,6 %C. Temperatura de răcire în domeniul temperaturilor negative este determinată de poziția punctului M_f . Răcirea sub punctul M_f nu mărește cantitatea de martensită: de aceea, la tratamentul la temperaturi sub 0 °C, răcirea la temperaturi mai joase nu este indicată.

Efectul tratamentului la temperaturi sub 0 °C este determinat de cantitatea de austenită transformată la temperaturi negative. Dacă temperatura ambiantă este în apropierea sfârșitului curbei martensitice, în cazul răcirii sub 0 °C, se transformă o cantitate mică de austenită; efectul tratamentului la temperaturi sub 0 °C este neînsemnat. Dacă temperatura ambiantă se află la mijlocul sau la începutul curbei martensitice, la o distanță mică de punctul M_f , cantitatea de martensită care se formează prin acest tratament termic va fi mult mai mare.

Pe baza cercetărilor asupra tratamentului diferitelor oțeluri la temperaturi sub 0 °C s-a ajuns la concluzia că efectul tratamentului la temperaturi sub 0 °C în sensul, de exemplu, de

creșterea a durtății, este determinat mai ales de poziția punctului M_s . Cu cât punctul M_s se află mai jos cu atât efectul tratamentului la temperaturi sub 0°C este mai mare, acest efect nefiind în funcție nici măcar de compoziția oțelului.

Este importantă următoarea problemă practică: este oare admisibilă o întrerupere în timp între călire și tratament la temperaturi sub 0°C ? Pentru a elucida această problemă trebuie precizate câteva aspecte privind „stabilizarea austenitei”.

În anumite condiții, menținerea izotermă în intervalul martensitic nu numai că nu provoacă transformarea, dar și influențează în sens invers, micșorând capacitatea austenitei de a se transforma la răcirea ulterioară. Acest fenomen este numit „stabilizarea austenitei”. Pentru prima dată fenomenul a fost descoperit în 1937 de către M.M. Bigheev și a fost discutat într-o serie de lucrări ale lui S.S. Steinberg.

M.M. Bigheev a constatat că menținerea la temperatura ambiantă a oțelului cu conținut mare de carbon, călit, provoacă o stabilizare a austenitei, care se manifestă prin faptul că la răcirea ulterioară în domeniul temperaturilor negative, transformarea nu începe imediat, ci după un anumit histerezis, cu atât mai mare cu cât menținerea la temperatura ambiantă a fost mai mare.

Trebuie arăta că la menținere nu s-a constatat nici o transformare izotermă, prin urmare, stabilizarea nu a fost provocată de faptul că austenita s-a transformat parțial izoterm în martensită.

În lucrarea lui Bigheev s-au determinat pentru prima dată experimental următoarele două fapte importante care privesc stabilizarea. În primul rând stabilizarea micșorează efectul transformării ulterioare a austenitei în martensită, adică cu cât s-a stabilizat mai mult austenita la menținere, nu numai histerezisul este mai mare, dar și cantitatea de martensită formată la răcirea ulterioară este mai mică. În al doilea rând, stabilizarea nu influențează temperatura de sfârșit a transformării martensitice.

Efectul stabilizării are o mare importanță practică. De exemplu, acest efect determină modul în care menținerea la temperatura ambiantă influențează rezultatele tratamentului ulterior la temperaturi sub 0°C și dacă acest din urmă tratament trebuie efectuat imediat după călire sau după un interval de timp.

Influența stabilizării constă și în faptul că austenita stabilizată devine mai sensibilă la viteza de răcire. Pe măsura măririi vitezei de răcire histerezisul crește, iar gradul de transformare se micșorează, cu menținerea aceleiași valori pentru punctul M_f . Cu alte cuvinte, mărirea vitezei de răcire după stabilizare, are o influență similară cu mărirea menținerii la stabilizare.

Stabilizarea influențează în modul următor:

a) provoacă un histerezis al transformării cu atât mai mare cu cât menținerea este mai mare;

b) micșorează efectul transformării martensitice la răcirea ulterioară

c) nu influențează temperatura M_f ;

d) se manifestă cu atât mai intens cu cât temperatura este mai joasă;

e) mărește sensibilitatea austenitei față de variația vitezei de răcire.

Efectul stabilizării (la o viteză constantă de răcire) poate fi generalizat sub forma unei curbe martensitice complexe.

Histerezisul transformării, provocat de stabilizare, este cu atât mai mic cu cât temperatura este mai înaltă, până la o temperatură anumită, notată

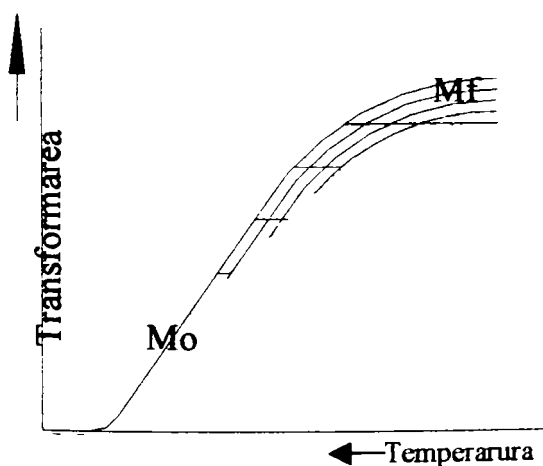


Figura 5.29.

cu M_0 , efectul stabilizării dispare.

Curba superioară din figura 5.29. arată o transformare martensitică completă, care are loc la o răcire suficient de rapidă, la care fenomenul de stabilizare nu a putut să se producă; curba inferioară corespunde transformării martensitice incomplete, care a fost întârziată de stabilizare.

În concluzie, s-a arătat că austenita se stabilizează în raport cu transformarea martensitică, cu atât mai puternic cu cât temperatura este mai joasă. Mai sus de o anumită temperatură, notată cu M_0 , austenita se stabilizează. De aceea, dacă punctul M_0 se află sub temperatura ambiantă, între călire și tratamentul la temperaturi sub 0°C poate trece un timp oricât de lung. Dacă punctul M_0 se află deasupra temperaturii ambiante, tratamentul la temperaturi sub 0°C trebuie efectuat imediat după călire. Influența stabilizatoare a menținerii va fi cu atât mai mare cu cât punctul M_0 se afla mai sus.

Dacă la călire oțelul s-a răcit sub punctul M_0 , revenirea la temperatură joasă înainte de tratamentul la temperaturi sub 0°C este periculoasă în ceea ce privește stabilizarea.

Așadar, pentru stabilirea unui regim rațional de tratament la temperaturi sub 0°C este important să se cunoască poziția celor trei puncte martensitice: M_s , M_f și M_0 .

Poziția punctului M_s determină efectul tratamentului, poziția punctului M_f – temperatura necesară de răcire, iar poziția punctului M_0 indică dacă se poate admite o întrerupere în timp între călire și tratamentul la temperaturi sub 0°C .

Prin tratamentul la temperaturi sub 0°C are loc o creștere a durității, care variază după cantitatea de austenită reziduală din oțelul călit (de la 1...2 HRC până la 20...30 HRC). Modificarea proprietăților este cu atât mai mare cu cât s-a format o cantitate mai mare de martensită.

Pentru oțelurile care conțin după călire aproximativ 90% martensită (duritatea în stare călită este apropiată de valoarea maximă) tratamentul la temperaturi sub 0°C trebuie să se facă imediat, la un interval de maximum 0,5 h după călire. În cazul unei cantități mai mari de austenită reziduală tratamentul la temperaturi sub 0°C se poate face și la 1...2 h după călire.

În nici un caz nu se admite efectuarea revenirii înainte de tratamentul sub 0°C , deoarece se stabilizează austenita și, în majoritatea cazurilor, se exclude complet formarea martensitei la răcirea până la temperaturi sub 0°C .

5.5.2.2. Stabilirea parametrilor tehnologici ai tratamentului la temperaturi negative pentru oțelul RUL 1 destinat fabricației de plăcuțe etalon de duritate

Având în vedere domeniul de utilizare al plăcuțelor etalon de duritate, prin cerințele de duritate, uniformitate și stabilitate în timp a durității se impune ca materialul din care sunt confecționate aceste plăcuțe (blocuri etalon) să asigure o plajă cât mai mare de durități și să prezinte o bună stabilitate dimensională și a proprietăților. În cazul oțelului de rulmenți, RUL 1, structura trebuie să fie omogenă în secțiune și formată din martensită fină, carburi mici și uniform distribuite, cantități cât mai reduse de austenită reziduală.

Ținându-se cont și de ceea ce se cunoaște până acum în ceea ce privește tratamentul la temperaturi negative, (aspectele mai importante au fost prezentate la punctul anterior), prezentul capitol își propune să stabilească pe cale experimentală parametrii tehnologici ai tratamentului la temperaturi negative pentru acest material RUL 1, rafinat suplimentar, destinat fabricației de plăcuțe etalon de duritate.

Cum prin revenirea clasică la $150...180^\circ\text{C}$, cu timp de menținere pe palier de 2...3 ore, rămân cantități de austenită reziduală care prin transformare, pe timpul înmagazinării poate produce modificări ale durității, uniformității și stabilității în timp a acesteia, este necesar studiul

influenței temperaturilor negative, a timpului de menținere la frig, a duratei între tratament și frig asupra durității, procentului de austenită reziduală, uniformității și stabilității în timp a durității.

Oțelurile hipereutectoide de tipul RUL1 au domeniul transformării martensitice foarte coborât, terminarea transformării având loc la temperaturi negative (-60, -90 °C, după diverși autori). În consecință pentru realizarea mai completă a transformării austenitei în martensită, procesul de răcire trebuie continuat în mod asigurător până la temperaturi sub -90 °C.

Experimentările s-au realizat pe probe de Ø 20x10 mm. Primul lot experimental a fost călit la 840 °C, temperatură obținută ca optimă în urma experimentelor anterioare, după care s-a continuat imediat călirea la frig (temperaturi de -30, -90, -120 și -183 °C). După tratament pentru fiecare probă s-a determinat duritatea HV₁₀, procentul de austenită reziduală și s-a calculat eroarea de fidelitate, e_f, (uniformitatea durității). După doi ani au fost reluate aceste determinări pe aceleași probe calculându-se eroarea de justețe, e_j, (stabilitatea în timp). Trebuie amintit că pentru plăcuțele etalon de duritate eroarea de fidelitate și cea de justețe nu trebuie să depășească 1%.

Rezultatele acestui experiment sunt redată în tabelul 5.22.

Tabelul 5.22

Nr.	T _{căil} [°C]	Durată până la frig [min]	T _{frig} [°C]	Durată menținere la frig [min]	Determinări inițiale			Determinări după doi ani			e _j [%]
					\bar{d}_o [μm]	Duritatea HV ₁₀	e _f [%]	\bar{d} [μm]	Duritatea HV ₁₀	e _f [%]	
1.	840	0	0	180	149,50	830	2,34	160,00	724	3,12	7,02
2.	840	0	-30	180	149,50	830	1,67	153,16	790	1,30	2,44
3.	840	0	-90	180	149,00	835	1,34	151,50	808	1,32	1,67
4.	840	0	-120	180	148,33	843	0,67	148,66	839	1,68	0,22
5.	840	0	-183	180	147,70	850	0,67	148,66	839	1,68	0,65

În figura 5.23. se prezintă grafic variația durității funcție de temperatura mediului de răcire (T_{frig}). HV_{10i} = duritatea HV₁₀ inițială; HV_{10f} = duritatea HV₁₀ finală (după doi ani)

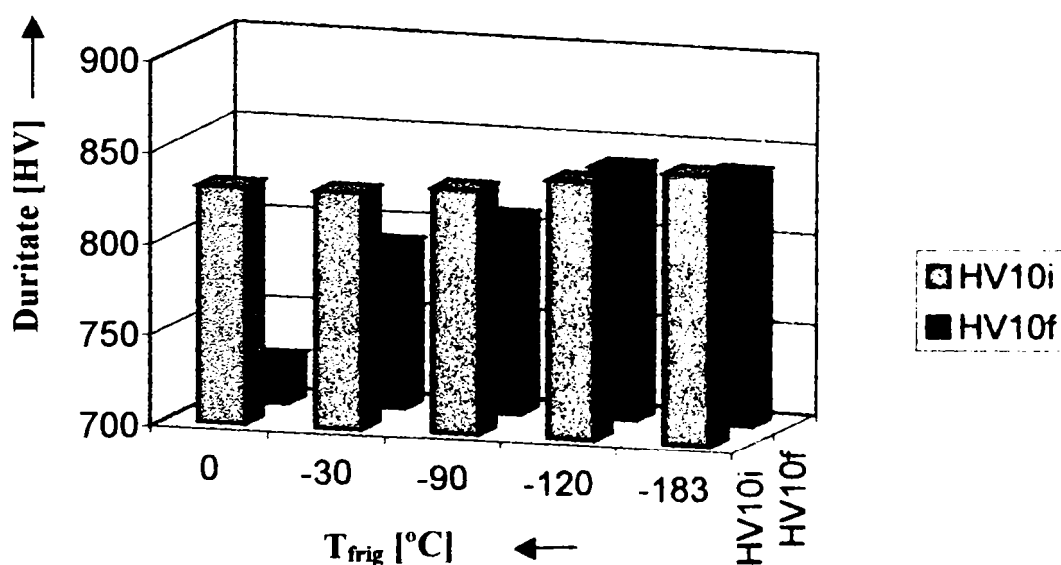


Figura 5.23. Variația durității cu temperatura mediului de răcire

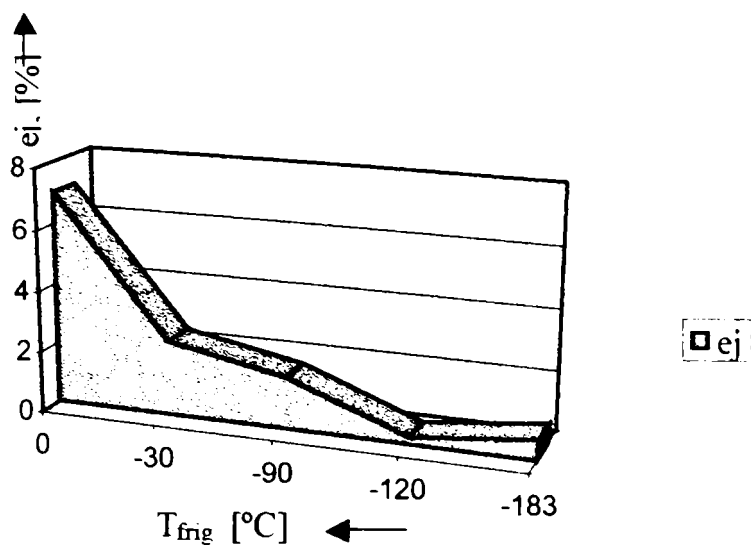


Figura 5.24. Influența temperaturii mediului de răcire asupra eroării de justețe

se observă că nici una din probele prezentate mai sus nu sunt corespunzătoare. Cele mai bune din punct de vedere calitativ sunt probele călite la -120 și -183 °C, dar și acestea după doi ani nu mai corespund în ceea ce privește eroarea de fidelitate.

Pentru a explica aceste rezultate, fiecare probă a fost pregătită metalografic și analizată structural folosind microscopia electronică și difracția cu raze X. Structura este omogenă în secțiune și formată din martensită fină, carburi remanente de la starea inițială - globulizarea - ,carburi mici și uniform distribuite și cantități de austenită reziduală cu atât mai reduse cu cât temperatura mediului de răcire este mai mult coborâtă sub 0 °C.

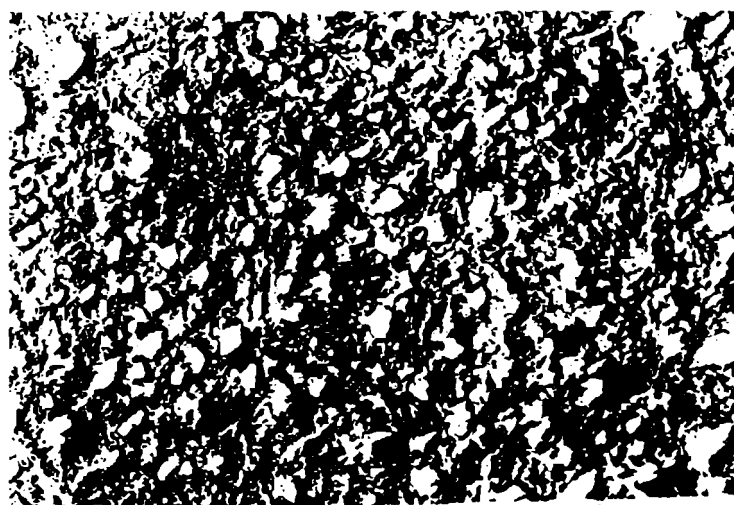


Figura 5.25. Structura probei răcită la -183 °C : MEI x 3800

În figura 5.25 este prezentată structura pentru proba răcită la -183 °C și în figura 5.26 difracțiile suprapuse în punctul de intensitate maximă a picului martensitic (211 Fe_{ass}), pentru probele călite la -30, -90 și -180 °C. Difracția pentru proba călită la -120 °C nu este prezentată, ea aproape confundându-se cu cea călită la -183 °C. Prin această suprapunere se vizualizează cum cu scăderea temperaturii de răcire, lățimea picului martensitic crește, deci crește puțin gradul de tetragonalitate al martensitei și se transformă tot mai multă austenită reziduală lucru sesizat sclerometric printr-o ușoară creștere de duritate.

Pentru analiza martensitei și austenitei reziduale din oțel se vor prezenta câteva aspecte teoretice: Se știe că celula elementară a martensitei se caracterizează prin așa zisul, grad de

Legendă:

- Proba călită la - 183 °C
- Proba călită la - 90 °C
- Proba călită la - 30 °C

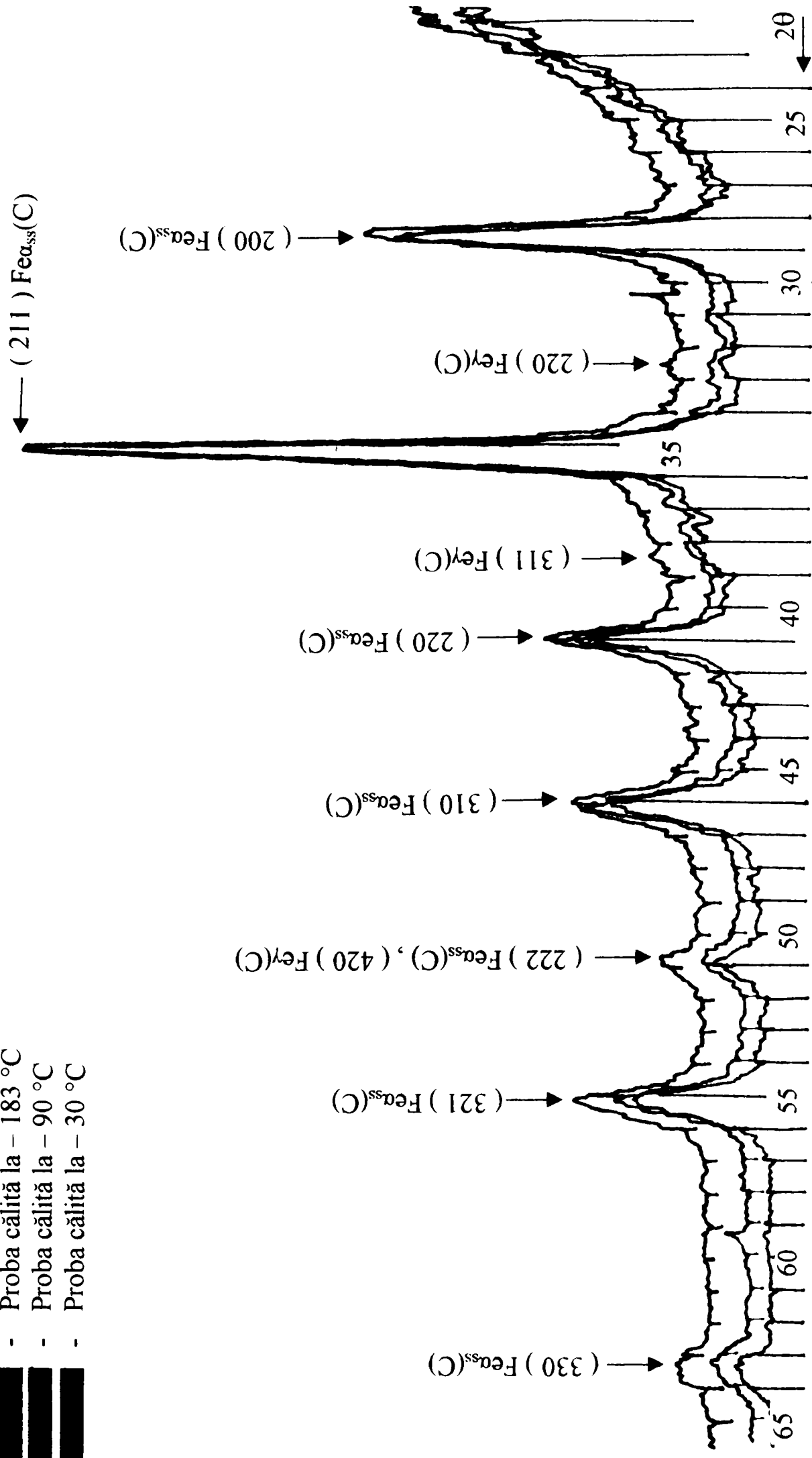


Figura 5.26. Suprapunerea difractogramelor în punctul de intensitate maximă a picului martensitic (211) Fe_{αss}(c), pentru probele călitate la - 30 , - 90 și - 183 °C

tetragonalitate dat de raportul a_3/a_1 notat c/a și care calculat, din punct de vedere geometric, rezultă $\frac{a}{a\sqrt{2}} \cong 1,43$, ceea ce înseamnă că, în regiunea care se transformă în martensită, există o contracție a rețelei cu 18 % de-a lungul direcțiilor $(a_1)_M$ și $(a_2)_M$ și o dilatație cu 12 % de-a lungul axei $(a_3)_M$. Practic însă, gradul de tetragonalitate al martensitei depinde în primul rând de procentul de carbon dizolvat în celula acesteia în procesul transformării martensitice, adică $c/a = f(\%C)$ și variază între 1,00 și 1,08. Martensita, după gradul de tetragonalitate, se clasifică în martensită tetragonală, când $c/a > 1,00$, și, respectiv, martensită cubică, când $c/a \cong 1,00$. În literatura de specialitate sunt prezentate dependențele gradului de tetragonalitate c/a cât și a parametrilor c și respectiv a al celulei elementare de conținutul de carbon dizolvat. Relațiile analitice (relațiile Kurdiuomov) ale variației parametrilor a și c de procentul de carbon sunt date de expresiile 5.1., folosite și în această teză pentru analiza martensitei.

$$c = a_0 + 0,118 \cdot (\%C); \quad a = a_0 - 0,015 \cdot (\%C); \quad \frac{c}{a} = 1 + 0,0467 \cdot (\%C) \quad (5.1.)$$

Determinarea conținutului de carbon dizolvat în martensită se realizează după spectrul liniilor de difracție. Astfel când conținutul de carbon din martensită este mai mic de 0,6 %, atunci o serie din liniile spectrului se lărgesc, iar când conținutul de carbon dizolvat în martensită este mai mare de 0,6 %, atunci o serie de linii din spectru se dedublează, iar altele (cele cu trei indecși egali, ca de exemplu (222)) se deplasează în spectru spre unghiuri mai mici.

În lucrare sunt prezentate curbe difractometrice pentru diferite stări de tratament termic. Se observă că peste tot avem de-a face cu o lățire a liniei (211) și nu cu o dedublare. În consecință, procentul de carbon dizolvat în rețeaua martensitei este mai mic (în sensul $< 0,6\%$). În aceste condiții, neavând posibilitatea de a lucra cu un alt tub de radiații X cu lungimi de undă, λ , mai mari pentru a obține o rezoluție spectrală mai bună (curbele de difracție au fost făcute în laboratorul catedrei SMTT – „Politehnica Timișoara”, folosind aparatul DRON 3 și radiația MoK_{α}), evaluarea procentului de carbon dizolvat în martensită se va realiza după lățimea liniei de difracție. (Se va face diferența dintre lățimea liniei de difracție lărgite și lățimea aceleiași linii aparținând spectrului trasat de la același oțel, aflat în stare recoaptă; Funcție de această diferență exprimată în grade, rezultă, din grafice existente în literatura de specialitate – pentru radiația MoK_{α} , procentul de carbon dizolvat în martensită)

În figura 5.24' se prezintă dimensiunile picului (211) pentru probele 2, 3 și 5 din tabelul 5.22 iar în tabelul 5.23. procentul de carbon dizolvat în martensită respectiv gradul de tetragonalitate al martensitei. Pentru determinarea cât mai precisă a procentului de carbon în martensită au fost mărite picurile prezentate în figura 5.24'.

Tabelul 5.23.

Nr.	T_{cal} [°C]	Durata până la frig [min]	T_{frig} [°C]	Durata de menținere la frig [min]	Carbon dizolvat în martensită [%]	Gradul de tetragonalitate al martensitei $\frac{c}{a}$
2.	840	0	-30	180	0,45	1,015
3.	840	0	-90	180	0,50	1,023
5.	840	0	-183	180	0,58	1,027

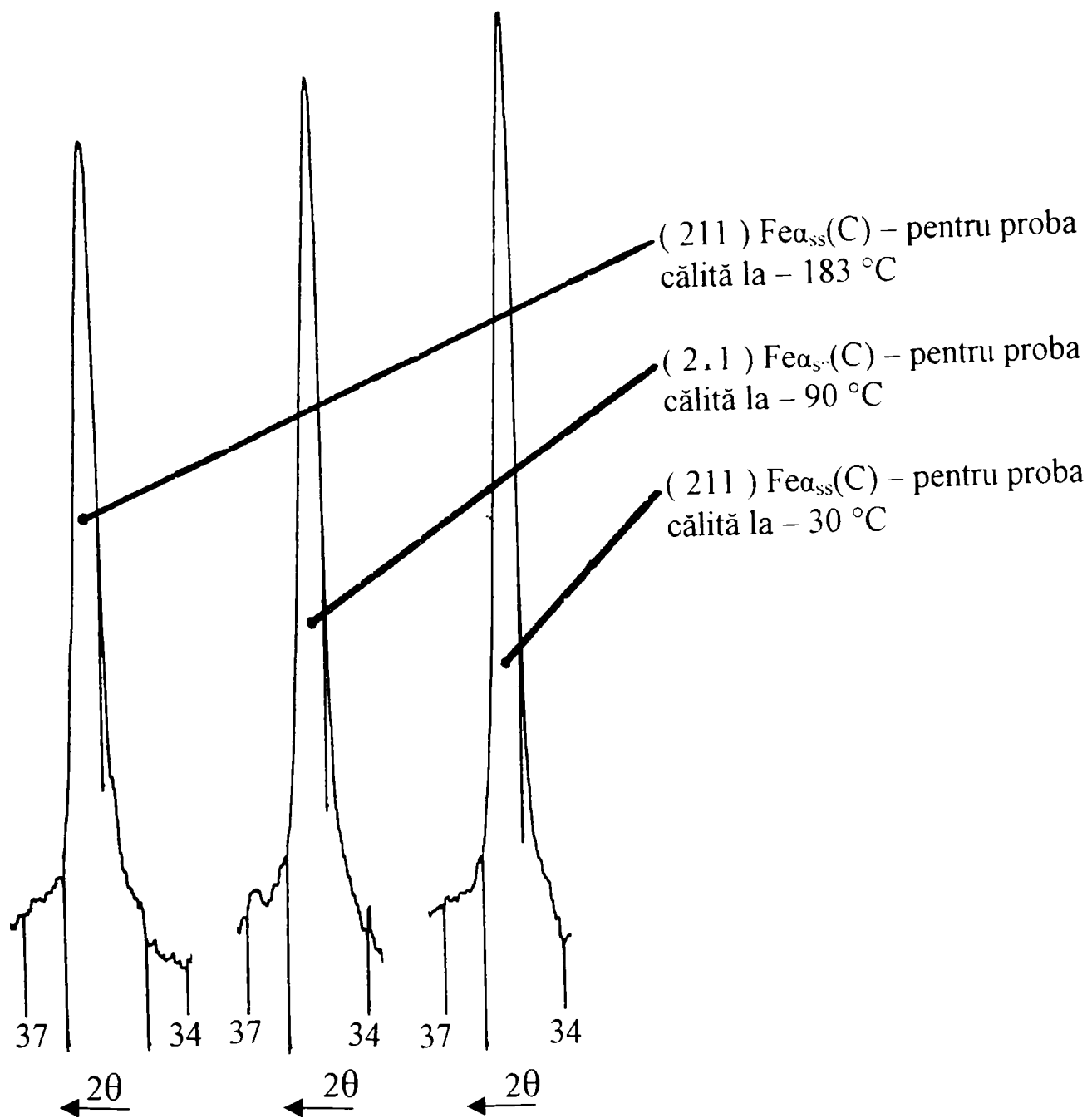


Figura 5.24! Mărimea picurilor (211) $Fe\alpha_{ss}(c)$ funcție de temperatura mediului de călire la frig

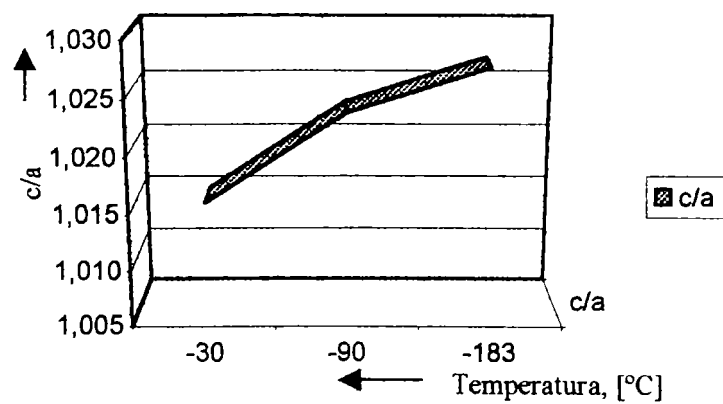


Figura 5.25! Variația gradului de tetragonalitate a martensitei funcție de temperatura mediului de călire la frig

În figura 5.25' este prezentată grafic dependența gradului de tetragonalitate al martensitei cu temperatura mediului de călire la frig, vizualizându-se ușoara creștere a gradului de tetragonalitate cu scăderea temperaturii mediului de răcire.

În ceea ce privește cantitatea de austenită reziduală, analizând difracțiile suprapuse în figura 5.26. se poate vedea o oarecare micșorare a picurilor de austenită cu scăderea temperaturii de călire la frig. Pentru că determinarea procentului de austenită reziduală prin metoda difracției este mai puțin precisă pentru procente mai mici de 2 % Arez, (probele călite la -30 și -90 °C au puțin peste 2 % Arez; probele călite la -120 și -183 °C au mai puțin de 2 % austenită reziduală) și nu interesează neapărat valoarea procentului de austenită reziduală, ci doar temperatura mediului de călire la frig, la care austenita reziduală care totuși mai rămâne, să influențeze cât mai puțin evoluția în timp a materialului, se poate deduce (pe baza figurilor și tabelelor prezentate la acest punct) că după călirea în ulei la 25 °C trebuie continuată răcirea într-un mediu de răcire cu temperatura mai mică sau egală cu -120 °C. Se observă că, răcind la temperaturi mai mici de -90 °C (temperatura punctului M_f - după diverși cercetători) se mai transformă o mică parte din austenita reziduală.

Pentru a vedea dacă este admisibilă o întrerupere în timp între călire și tratamentul la temperaturi sub 0 °C s-au făcut experimentări pe alte probe, variindu-se de această dată timpul între călire și tratamentul la frig, temperatura mediului de răcire (oxigen lichid) fiind de -183 °C. Rezultatele obținute experimental sunt redate în tabelul 5.24

Tabelul 5.24

Nr.	$T_{c\grave{a}l}$ [°C]	Durată până la frig [min]	T_{frig} [°C]	Durată menținere la frig [min]	Determinări inițiale			Determinări după doi ani			
					\bar{d}_o [μm]	Duritatea HV ₁₀	e_f [%]	\bar{d} [μm]	Duritatea HV ₁₀	e_f [%]	e_j [%]
1.	840	0	-183	180	147,70	850	0,67	148,66	839	1,68	0,65
2.	840	60	-183	180	148,33	843	0,67	148,60	840	1,34	0,18
3.	840	180	-183	180	149,50	830	1,38	157,33	749	2,54	5,20
4.	840	400	-183	180	149,70	824	3,33	159,33	731	2,82	6,43

În figura 5.26' se prezintă grafic variația durtății funcție de durata până la introducerea

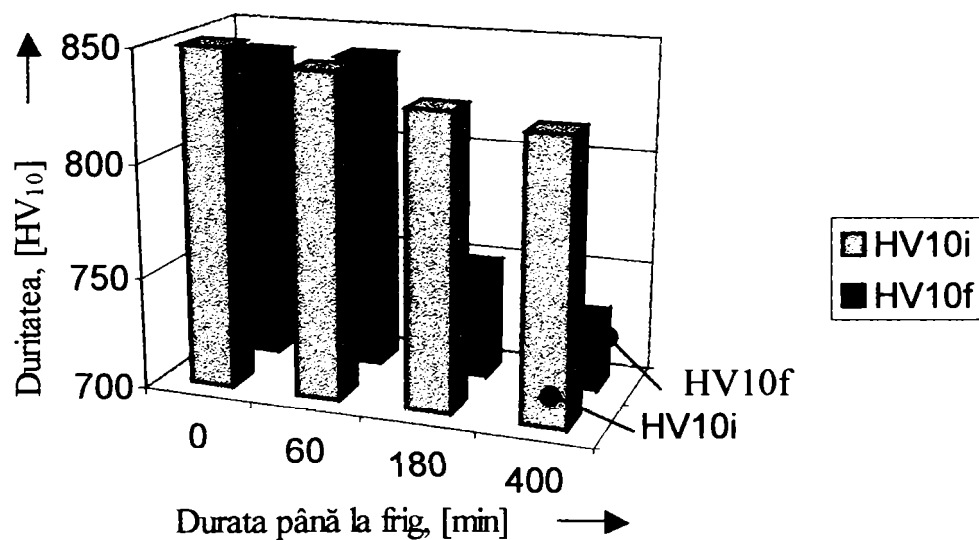


Figura 5.26' Variația durtății funcție de durata până la introducerea probelor la -183

pieselor în mediul cu temperatura de $-183\text{ }^{\circ}\text{C}$, HV_{10i} = duritatea HV_{10} inițială; HV_{10f} = duritatea HV_{10} finală (după doi ani)

Analizând tabelul și graficul de mai sus se poate spune că duritatea este cu atât mai mare cu cât intervalul de timp până la frig este mai scăzut. Diferența de duritate pentru aceeași probă pe durata a doi ani (dată prin eroarea de justețe) se vede că este cu atât mai mare cu cât intervalul de timp până la răcirea la frig este mai mare, aspect vizualizat grafi în figura 5.27

Din punctul de vedere al condițiilor cerute de plăcuțele etalon de duritate se observă că nici una din probele prezentate mai sus nu sunt corespunzătoare. Cele mai bune din punct de vedere calitativ sunt probele menținute cel mult 60 minute până la frig, dar și acestea după doi ani nu mai corespund în ceea ce privește eroarea de fidelitate.

Pentru a explica aceste rezultate, ca și în experimentul anterior, fiecare probă a fost pregătită metalografic și analizată structural folosind microscopia electronică și difracția cu raze X. Structura este omogenă în secțiune și formată din martensită fină, carburi remanente de la starea inițială – globulizarea -, carburi mici și uniform distribuite și cantități de austenită reziduală cu atât mai reduse cu cât intervalul de timp până la tratamentul la temperaturi sub $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ este mai mic.

În figura 5.28 sunt prezentate curbele de difracție suprapuse în punctul de intensitate maximă picului martensitic ($211\text{ Fe}_{\text{cass}}$). Prin această suprapunere se vizualizează clar cum cu scăderea intervalului de timp până la tratamentul termic sub $0\text{ }^{\circ}\text{C}$, lățimea picului martensitic crește (gradul de tetragonalitate al martensitei crește – duritatea de asemenea crește) și procentul de austenită reziduală scade.

În figura 5.29 se prezintă dimensiunile picului (211) pentru probele 1, 2, 3, și 4 din tabelul 5.24 iar în tabelul 5.25 procentul de carbon dizolvat în martensită respectiv gradul de tetragonalitate al martensitei.

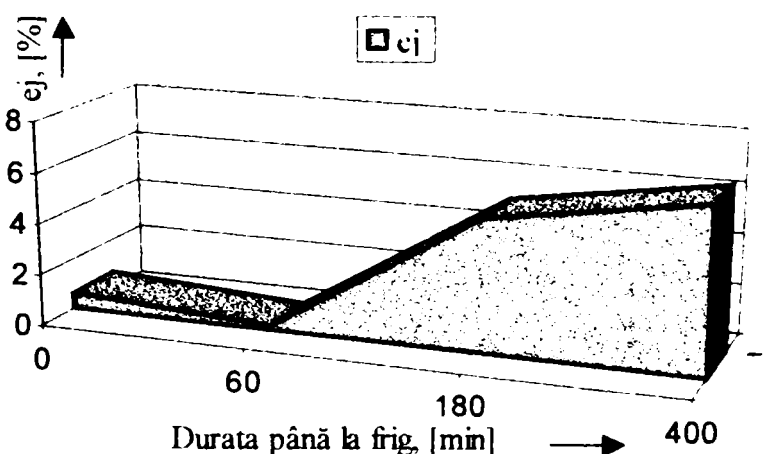


Figura 5.27. Variația erorii de justețe funcție de intervalul de timp până la tratamentul la temperaturi sub $0\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Tabelul 5.25

Nr.	$T_{\text{căl}}$ [$^{\circ}\text{C}$]	Durata până la frig [min]	T_{frig} [$^{\circ}\text{C}$]	Durata de menținere la frig [min]	Carbon dizolvat în martensită [%]	Gradul de tetragonalitate al martensitei $\frac{c}{a}$
1.	840	0	-183	180	0,58	1,027
2.	840	60	-183	180	0,58	1,027
3.	840	180	-183	180	0,45	1,015
4.	840	40	-183	180	0,45	1,015

Legendă:

- Proba introdusă imediat (~0') la -183 °C
- Proba introdusă după 60' la -183 °C
- Proba introdusă după 180' la -183 °C
- Proba introdusă după 400' la -183 °C

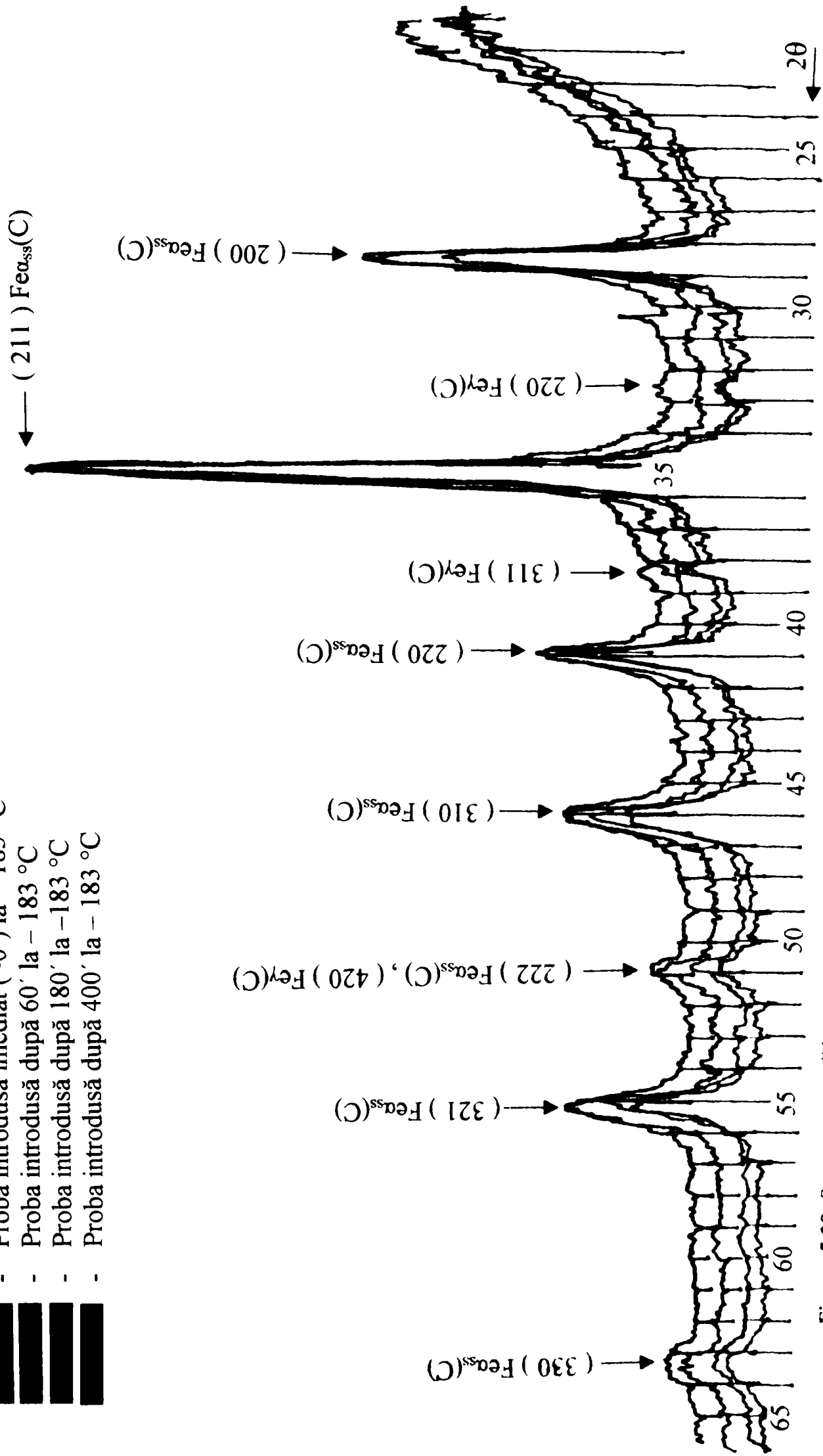


Figura 5.28 Suprapunerea difractogramelor în punctul de intensitate maximă a picului martensitic (211) $Fe_{\alpha_{ss}}(c)$, pentru timp între călire și tratamentul la frig de 0, 60, 180 și 400 minute

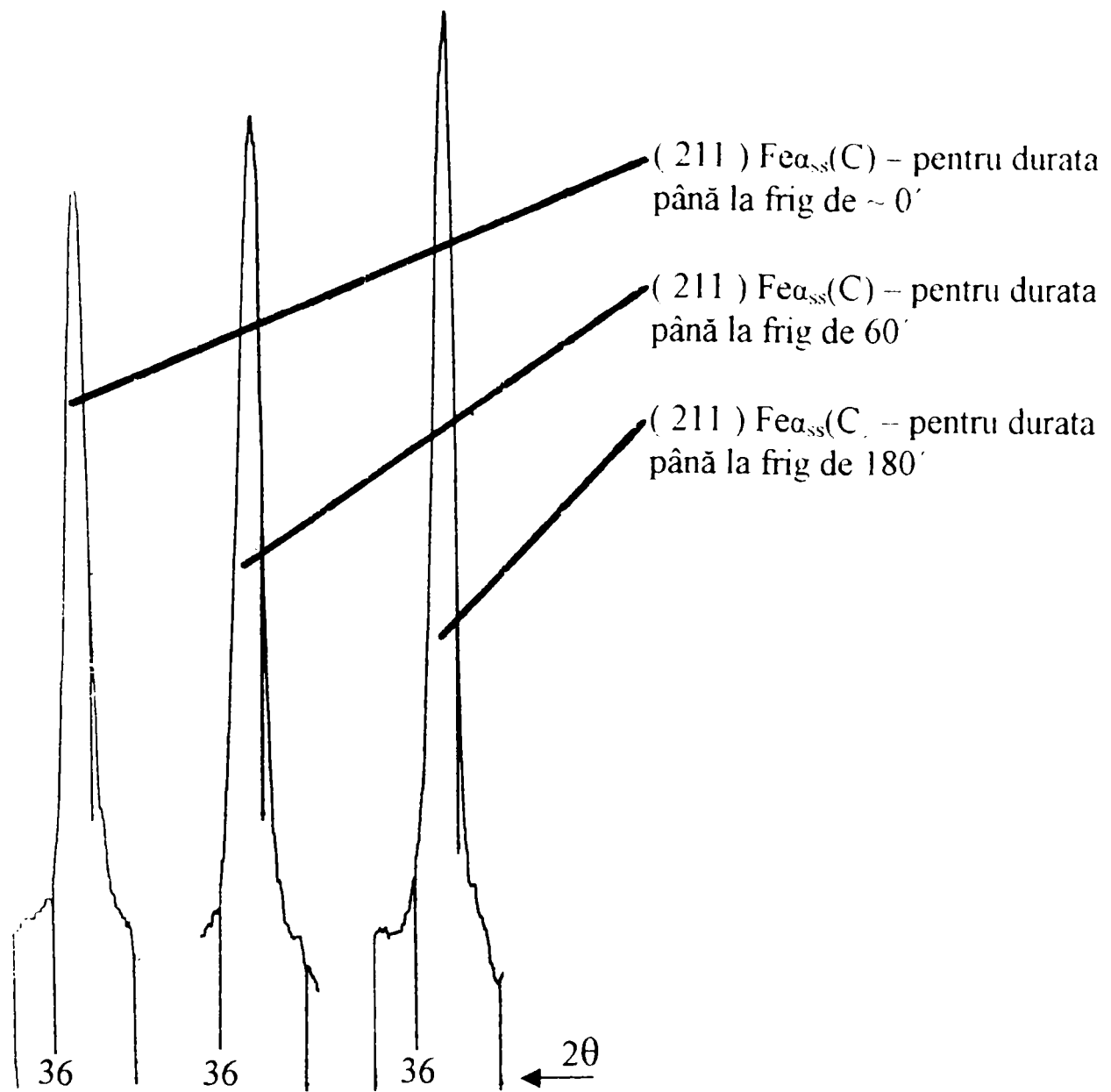


Figura 5.29. Mărimea picurilor (211) Fe α_{ss} (c) funcție de durata până la tratamentul la temperaturi negative (-183 °C)

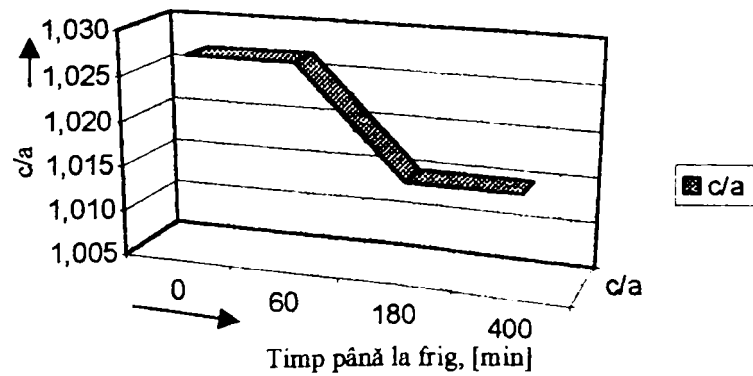


Figura 5.30. Variația gradului de tetragonalitate a martensitei funcție de durata până la tratamentul la temperaturi negative (-183 °C)

În figura 5.30 este prezentată grafic dependența gradului de tetragonaliitate al martensitei cu intervalul de timp până la răcirea la frig, vizualizându-se ușoara creștere a gradului de tetragonaliitate cu scăderea intervalului de timp până la călirea la temperaturi sub 0 °C.

Dacă se analizează figura 5.28 și tabelul 5.25 se observă că, cu cât întârzie tratamentul la temperaturi negative procentul de austenită reziduală crește. Dacă se întârzie tratamentul la frig mai mult de 60 minute procentul de austenită reziduală crește ajungând la valori care, chiar dacă nu sunt foarte mari, fac în timp să se obțină erori de justete mai mari decât cele admise pentru plăcuțele etalon de duritate.

Din cele prezentate mai sus observăm: călirea în ulei la 25 °C trebuie urmată de tratamentul la temperaturi sub 0 °C, la un interval de timp de maxim 60 minute. Pentru întârzieri de 120, 400 sau mai multe minute se obține o scădere nesemnificativă a procentului de austenită reziduală față de călirea fără frig ceea ce duce, în timp, la erori de justete mai mari decât cele acceptate pentru plăcuțele etalon de duritate.

Pentru a se determina timpul de menținere la tratamentul la temperaturi negative s-au experimentat durate de menținere, în mediu cu temperatura de -183 °C, de 30, 60, 120 și 180 minute. Intervalul de timp între călire și tratamentul la temperaturi sub 0 °C fiind de 0 minute.

Rezultatele experimentale sunt redată în tabelul 5.26.

Tabelul 5.26

Nr.	T _{căl} [°C]	Durată până la frig [min]	T _{frig} [°C]	Durată menținere la frig [min]	Determinări inițiale			Determinări după doi ani			
					\bar{d}_o [μm]	Duritatea HV ₁₀	e _r [%]	\bar{d} [μm]	Duritatea HV ₁₀	e _r [%]	e _j [%]
1.	840	0	-183	180	147,70	850	0,67	148,66	839	1,68	0,65
2.	840	0	-183	120	148,00	847	1,35	149,16	833	1,00	0,78
3.	840	0	-183	60	149,70	824	2,00	156,66	755	1,59	4,60
4.	840	0	-183	30	150,16	822	1,66	156,66	755	3,50	4,30

În figura 5.31 se prezintă grafic variația durității funcție de durata de menținere în

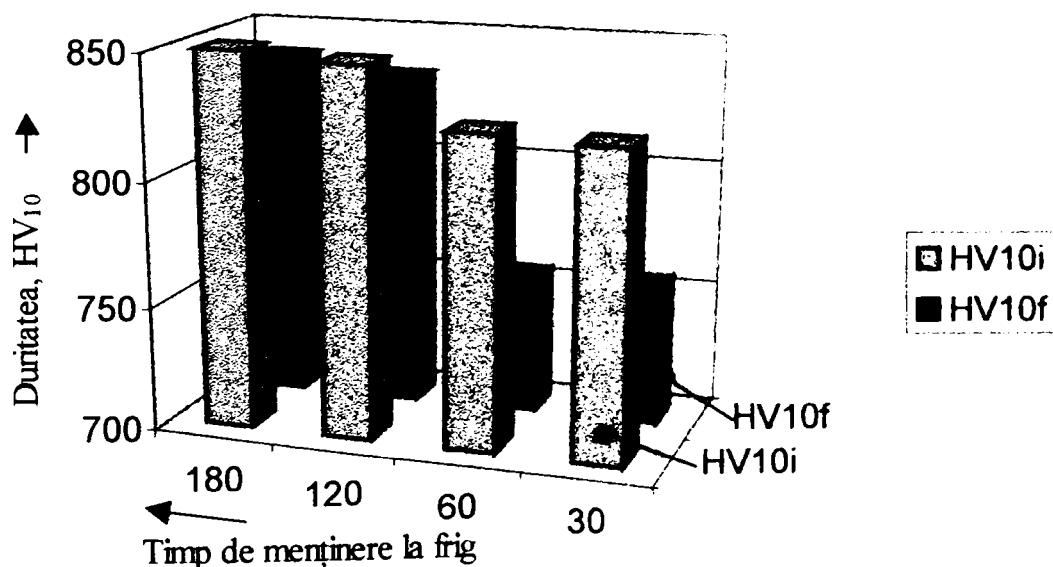


Figura 5.31. Variația durității funcție de durata de menținere la frig (-183 °C)

oxigen lichid (-183 °C), HV_{10i} = duritatea HV_{10} inițială; HV_{10f} = duritatea HV_{10} finală (după doi ani)

Analizând tabelul și graficul de mai sus putem spune că duritatea crește o dată cu creșterea duratei de menținere în mediul cu temperatura de -183 °C. Ca și în cazurile prezentate anterior creșterea în duritate nu este foarte semnificativă (~1,5 HRC), dar diferența de duritate pentru aceeași robă e durată a ani (dată prin eroarea de justete) se vede evident că este cu atât mai mare cu cât timpul de menținere la frig este mai mic (figura 5.32).

Din punctul de vedere al condițiilor cerute de plăcuțele etalon de duritate se observă, și aici, că nici una din probele prezentate mai sus nu sunt corespunzătoare. Cele mai bune din punct de vedere calitativ sunt probele menținute 120 și 180 minute până la frig, dar și acestea după doi ani nu mai corespund în ceea ce privește eroarea de fidelitate.

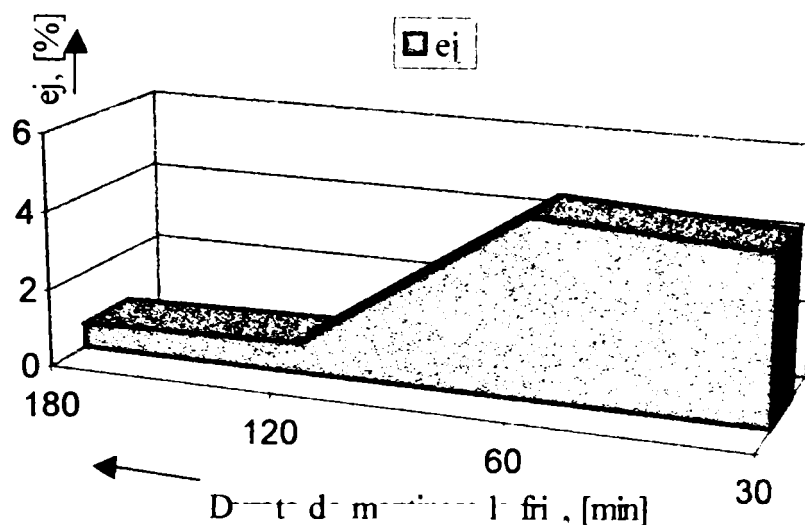


Figura 5.32. Variația erorii de justete funcție de durata de menținere la frig

Pentru a explica aceste rezultate, ca și în experimentul anterior, fiecare probă a fost pregătită metalografic și analizată structural folosind microscopia electronică și difracția cu raze X. Structura este omogenă în secțiune și formată tot din martensită fină, carburi remanente de la starea inițială – globulizarea -, carburi mici și uniform distribuite și cantități de austenită reziduală cu atât mai reduse cu cât durata de menținere la frig a fost mai mare.

În figura 5.33. sunt prezentate curbele de difracție suprapuse în punctul de intensitate maximă a picului martensitic ($211 Fe_{\text{cass}}$). Prin această suprapunere se vizualizează cum cu creșterea duratei de menținere la frig lățimea picului martensitic crește (gradul de tetragonalitate al martensitei crește – duritatea de asemenea crește) și procentul de austenită reziduală scade.

Figura 5.34. evidențiază dimensiunile picului (211) pentru probele 1, 3, și 4 din tabelul 5.26 iar tabelul 5.27 procentul de carbon dizolvat în martensită respectiv gradul de tetragonalitate al martensitei.

Tabelul 5.27

Nr.	$T_{c\text{al}}$ [°C]	Durata până la frig [min]	T_{frig} [°C]	Durata de menținere la frig [min]	Carbon dizolvat în martensită [%]	Gradul de tetragonalitate al martensitei $\frac{c}{a}$
1.	840	0	-183	180	0,58	1,027
3.	840	0	-183	60	0,58	1,027
4.	840	0	-183	30	0,45	1,015

Legendă:

- Proba menținută 180' la - 183 °C
- Proba menținută 60' la - 183 °C
- Proba menținută 30' la - 183 °C

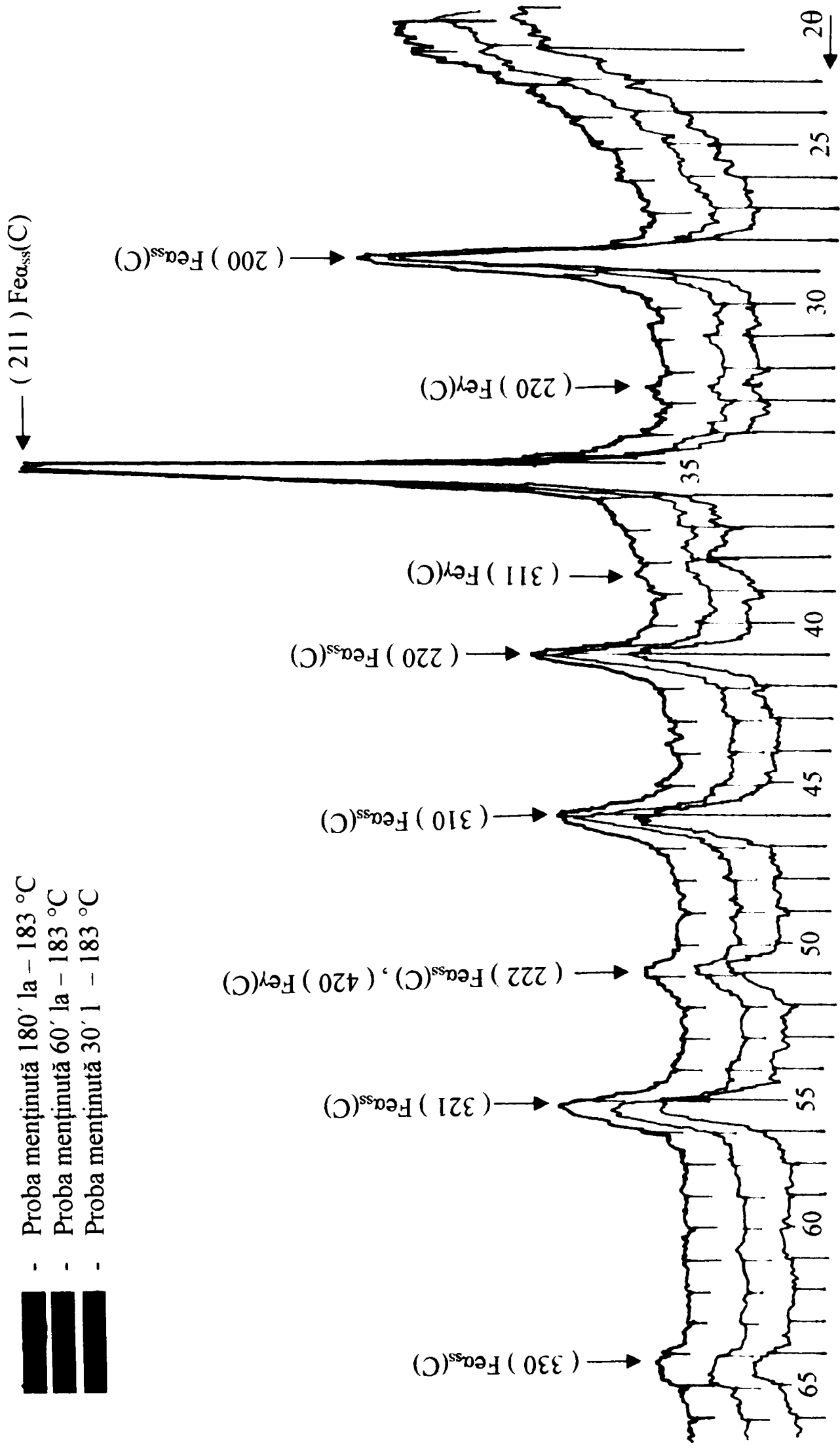


Figura 5.33 Suprapunerea difractogramelor în punctul de intensitate maximă a picului martensitic (211) Fea.ss(c), pentru probele menținute 30, 60 și 180 minute la - 183 °C

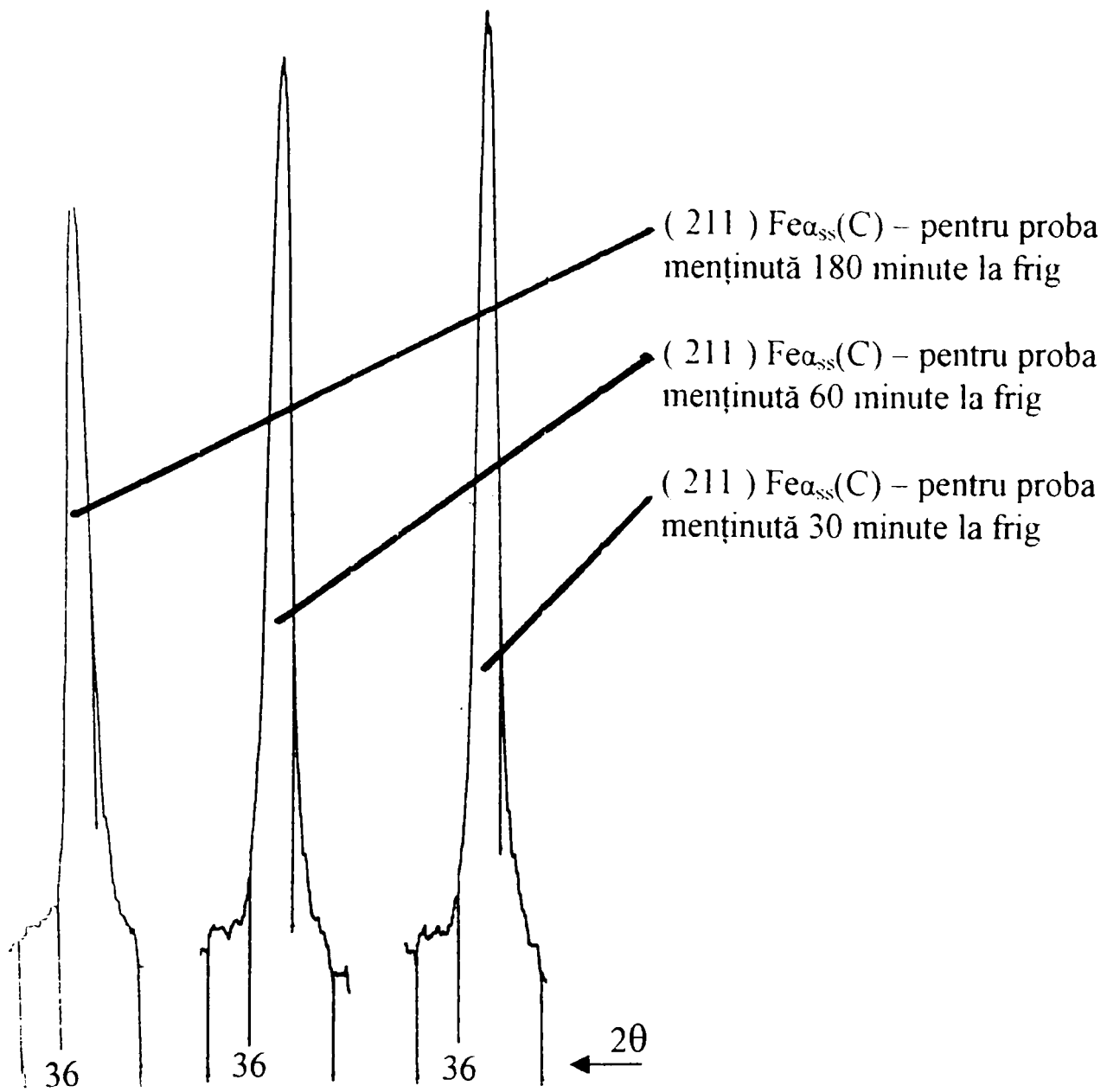


Figura 5.34. Mărimea picurilor (211) $Fe_{\alpha_{ss}}(c)$ funcție de durata de menținere la frig (-183 °C)

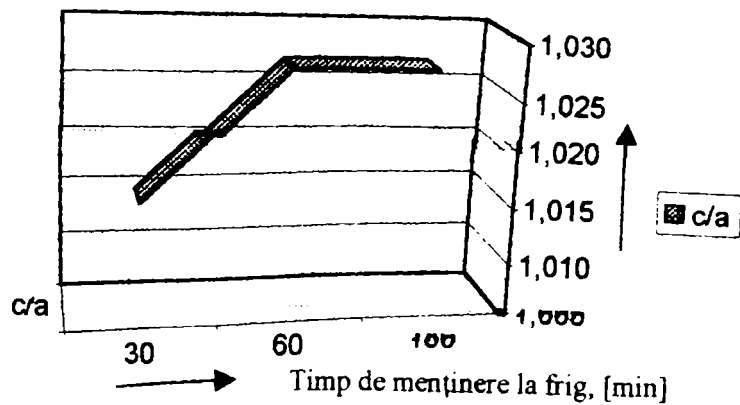


Figura 5.35. Variația gradului de tetragonalitate a martensitei funcție de durata de menținere la frig (-183 °C)

În figura 5.35. este prezentată grafic dependența gradului de tetragonalitate al martensitei cu intervalul de timp de menținere la frig, vizualizându-se ușoara creștere a gradului de tetragonalitate cu creșterea intervalului de menținere la temperatura de $-183\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Analizând figura 5.33. se observă că odată cu scăderea timpului de menținere în mediu refrigerent procentul de austenită reziduală crește ajungând la valori care, chiar dacă nu sunt foarte mari, fac în timp să se obțină erori de justețe mai mari decât cele admise pentru plăcuțele etalon de duritate.

Din cele prezentate mai sus putem spune că din punctul de vedere al menținerii la temperatura de $-183\text{ }^{\circ}\text{C}$, această durată trebuie să fie cât mai mare posibil (120, 180 minute) pentru a se mai transforma un procent cât mai mare din austenita reziduală rezultată la călire, deci pentru a se obține erori de justețe admise plăcuțelor etalon de duritate.

5.5.2.2. Concluzii

- Ținând cont de faptul că temperatura de călire aleasă ($840\text{ }^{\circ}\text{C}$) face ca în structură, înaintea tratamentului la temperaturi negative, să rămână un procent de austenită reziduală destul de scăzut, prin tratamentul la temperaturi sub $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ are loc o scădere în continuare a procentului de austenită reziduală, care atrage după sine o creștere a durității. Fiind vorba de procente destul de reduse de austenită reziduală, această creștere de duritate nu este semnificativă, ea variind cu cantitatea de austenită reziduală din oțelul călit.

- Pentru acest oțel de rulmenți RUL1 rafinat suplimentar prin REZ urmat de RAV, se observă că după călire se obține mai mult de 90 % martensită, deci duritatea în stare călită este apropiată de valoarea maximă iar prin tratamentul la temperaturi sub $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ are loc o creștere în duritate doar de 1...2 HRC.

- Procentul mare de martensită, obținut după călire, impune ca tratamentul la temperaturi sub $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ să se facă imediat, la un interval de maxim 60 minute după călire. În cazul oțelurilor la care se obține o cantitate mare de austenită reziduală după călire, tratamentul la temperaturi negative, după diverși cercetători, se poate face și la 2...3 ore după călire.

- Pentru obținerea unor cantități de austenită reziduală atât de scăzute ca în timp să nu se ajungă la depășirea erorii de justețe admisă pentru plăcuțele etalon de duritate (1%), este necesar ca temperatura mediului refrigerent să fie mai mică de $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$, durata de menținere în acest mediu să nu fie mai mică de 120 minute.

- În nici un caz nu se admite efectuarea revenirii înainte de tratamentul sub 0°C , deoarece se stabilizează austenita și, în majoritatea cazurilor, se exclude complet formarea martensitei la răcirea până la temperaturi sub 0°C .

5.5.3. Tratamentul de revenire

5.5.3.1. Considerații generale

Revenirea are ca principal scop eliminarea sau reducerea parțială a tensiunilor interne apărute în procesul de călire, mărirea rezilienței, și de a apropia structura de o stare mai stabilă. Rezultatul revenirii este în funcție de temperatura de încălzire și timpul de menținere, și în mai mică măsură este influențat de viteza de răcire. Aceasta apare ca urmare a faptului că transformările care au loc în timpul revenirii se produc pe seama difuziei, care depinde de temperatură și se desfășoară în timp. Alegerea corectă a temperaturii de revenire implică cunoașterea transformărilor care au loc la încălzirea oțelului călit.

Cercetarea transformărilor care au loc la încălzirea oțelului călit, adică la revenire, trebuie să pornească de la principiul că structura obținută prin călire este nestabilă și va tinde spre transformarea ei într-o stare de echilibru mai stabilă. Încălzirea ușurează această trecere, deoarece prin ridicarea temperaturii se mărește mobilitatea atomilor.

Studiul microstructurii, al structurii atomo-cristaline, al proprietăților fizice și mecanice a permis, cu un grad suficient de verosimilitate, să se stabilească ordinea transformărilor la încălzirea oțelului călit.

Călire fixează o structură formată din martensită tetragonală și de austenită reziduală (o astfel de structură este tipică pentru oțelul călit înainte de revenire). Martensita tetragonală este o structură cu volum maxim, iar austenita – o structură cu volum minim; de aceea, transformarea poate să ducă la variații de volum, comprimarea reprezentând numai transformarea martensitei, iar dilatarea – transformarea austenitei. Studiul transformărilor la revenire cu ajutorul variațiilor de volum (dilatometria) reprezintă una din metodele cele mai comode. Curba dilatometrică (figura 5.36.) arată transformarea la revenire.

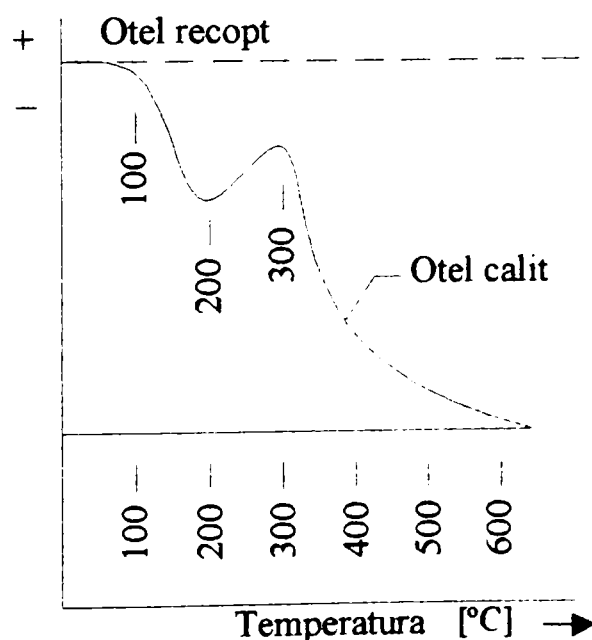


Figura 5.36.

În timpul încălzirii în dilatometru a unei epruvete recoapte aparatul va înregistra, în absența transformărilor, o linie orizontală (dilatometrul diferențial nu înregistrează dilatarea cauzată de ridicarea temperaturii). Abaterile de la linia orizontală indică anumite transformări.

După alura curbei dilatometrice (figura 5.36.) se vede că până la 80°C nu au loc nici un fel de transformări volumice. Începând de la 80°C se constată variații de volum. De la 80 la 200°C are loc o comprimare, care corespunde așa - numitei prime transformări. Analiza roentgenografică a arătat că în această zonă de temperaturi (80...200°C) are loc micșorarea tetragona-lităii martensitei. Raportul c/a al parametrilor rețelei tinde spre unitate. O astfel de martensită, ușor revenită, cu raportul c/a al parametrilor rețelei apropiat de unitate, se numește martensită de revenire.

Prin urmare, prima transformare constă în transformarea martensitei tetragonale în martensită de revenire.

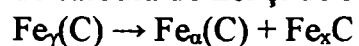
S-a arătat că gradul de tetragonalitate al martensitei este în funcție de conținutul de carbon în soluția α . Deoarece la prima transformare gradul de tetragonalitate se micșorează, urmează că din soluție precipită carbonul. Prin analiză roentgenografică s-a stabilit că, carbonul precipită sub formă de particule fine de carbură de fier (Fe_xC – carbură cu compoziție încă nestabilă), care menține, însă, legătura coerentă cu faza inițială (soluția α). Așadar, prin prima transformare are loc descompunerea martensitei; aceasta se poate scrie schematic în modul următor:



În urma acestei transformări martensita nu se eliberează complet de carbon.

Încălzirea în continuare peste 200°C duce la o altă transformare în oțelul carbon , care provoacă dilatarea oțelului; transformarea cuprinde intervalul de temperaturi 200...270°C. În acest interval se transformă austenita reziduală (transformare cu dilatare).

Ca produs al transformării prin descompunerea austenitei reziduale se formează un amestec de carbură de fier și de soluție solidă α suprasaturată:



Prin urmare, la a doua transformare se produce descompunerea austenitei. După caracterul și natura fazelor care se formează, transformarea este analoagă transformării bainitice a austenitei primare.

La sfârșitul celei de-a doua transformări, constituția de faze a oțelului este determinată de o structură alcătuită dintr-un amestec de soluție α suprasaturată și carbură de fier.

La temperaturi peste 270°C începe din nou contracția.

Analiza transformărilor care au loc în această zonă de temperaturi arată că aici se produce separarea completă a carbonului din soluția α . La sfârșitul celei de-a treia transformări, constituția de faze a oțelului este formată dintr-un amestec de fier α cu cementită. Totodată are loc ruperea rețelei de carbură de rețeaua de fază α . Paralel variază și starea carburii; carbura care se formează la temperaturi joase nu are toate proprietățile caracteristice cementitei normale, cum ar fi, de exemplu, feromagnetismul. Totuși, fenomenul principal care caracterizează a treia transformare nu este caracterizat de transformările de faze, ci de variațiile stării de tensionare. Prin a treia transformare se micșorează sensibil tensiunile de ordinul doi și trei, care apar în oțel, în urma transformărilor precedente. Din punctul de vedere al caracterului ei, a treia transformare amintește modificările, la aceleași temperaturi, care au loc în oțelul ecrisat prin deformare plastică.

Prin urmare, înlăturarea tensiunilor și a deformațiilor rețelei cristaline reprezintă conținutul principal al modificărilor care au loc la a treia transformare:

Analiza directă a microstructurii arată că, la temperaturi peste 400°C se produce o creștere a particulelor de cementită. Cu cât temperatura de revenire este mai înaltă, cu atât particulele de cementită sunt mai mari, în momentul formării lor la temperaturi joase ele fiind, firește, foarte diverse.

Procesele de coagulare a particulelor de carburi reprezintă principala modificare a structurii în oțelul carbon și au loc la temperaturi începând de la aproximativ 400°C (sub 400°C variațiile dimensiunilor particulelor de carburi sunt mici și nu pot fi determinate prin metode directe de micro-analiză), și sub punctul critic A_{c1} .

Așadar, prima transformare, care este mai intensă în zona de temperaturi 80...200°C, dar începe efectiv la o temperatură mai joasă și se termină la temperaturi mai înalte, constă din descompunerea martensitei tetragonale și precipitarea carburilor, micșorarea conținutului de carbon în soluția α și formarea unei structuri numită martensită de revenire.

A doua transformare în oțelul carbon, care are loc de obicei în intervalul 200...300°C, constă din descompunerea austenitei reziduale (figura 5.37.) și formarea unei structuri analoage martensitei de revenire și bainitei.

A treia transformare constă mai ales din eliminarea tensiunilor (figura 5.37).

A patra transformare constă din coagularea particulelor de carburi (figura 5.37).

Transformările descrise au loc cu difuziune, adică pentru realizarea lor este necesară deplasarea atomilor de carbon (la temperaturi înalte de revenire, a atomilor de fier și de elemente de revenire) și se dezvoltă, prin urmare, în timp.

Pentru obținerea unor plăcuțe cu duritate maximă, respectiv peste 60HRC, revenirea, care trebuie și ea efectuată în continuare după frig, se va face la 150°C. Pentru alte durități mai mici, revenirea se face la temperaturi corespunzătoare mai mari.

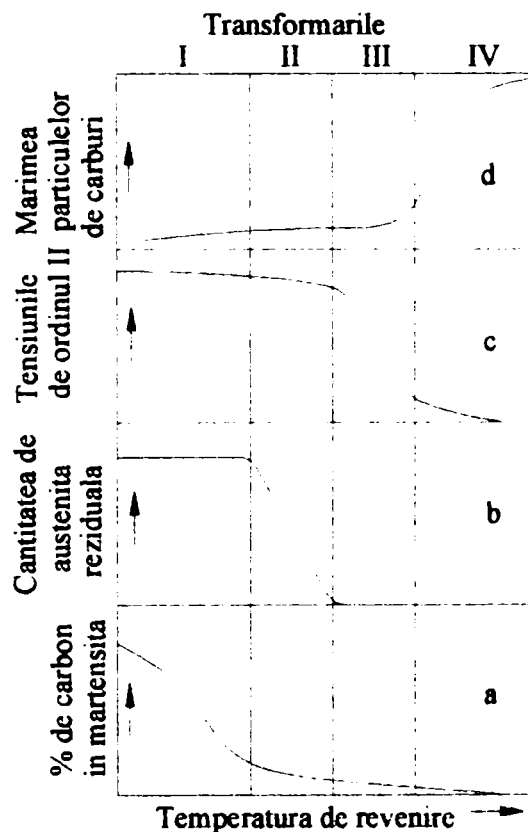


Figura 5.37.

5.5.3.2. Stabilirea parametrilor tehnologici ai tratamentului de revenire

Așa cum s-a văzut în urma experimentărilor redată în capitolul 5.5.2.2., materialul analizat după tratamentul la temperaturi negative, indiferent de parametri tehnologici folosiți, nu corespunde realizării de plăcuțe etalon de duritate. Chiar și pentru probele introduse imediat la frig (-183 °C, după călirea în ulei) și menținute 180 de minute în acest mediu, s-a observat că după doi ani eroarea de fidelitate (uniformitatea durității) este necorespunzătoare, atingând valori peste limitele impuse plăcuțelor etalon de duritate.

Acest lucru ar putea fi explicat de faptul că starea de tensiuni, imprimată în material de martensita de călire rezultată în urma tratamentului de călire, să determine, în timp, pe perioada a doi ani, o tendință de evoluție a structurii spre o stare mai stabilă. Modificarea în timp a durității s-ar mai putea datora și procentului de austenită reziduală ce rămâne în material, mai ales dacă tratamentul la frig a fost făcut necorespunzător, pentru că așa cum s-a văzut în capitolul 5.5.2. doar pentru timp de menținere până la frig mai mare de 60 minute, temperatură a mediului mai

mare de $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$ și timp de menținere la frig mai mic de 120 minute se obține în timp valori necorespunzătoare pentru eroarea de justețe. De asemenea nu putem renunța la ipoteza că efectul stării de tensiune a materialului însumat cu efectul procentului de austenită reziduală, în timp poate duce la valori mai mari decât 1 pentru eroarea de fidelitate și/sau eroarea de justețe.

Este important a vedea ce influență are o structură formată din *martensită de revenire*, care rezultă în urma tratamentului de revenire joasă și care are o densitate mai mică de dislocații și o stare de tensiuni interne mai redusă, asupra uniformității și stabilității în timp a durității. Pentru acest lucru s-au analizat probe călite la $840\text{ }^{\circ}\text{C}$ cu răcire în ulei la $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ supuse imediat tratamentului la temperaturi sub $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($-183\text{ }^{\circ}\text{C}$) cu timp de menținere de 180 minute la frig și apoi revenite la $160\text{ }^{\circ}\text{C}$ pe durata a două ore. Rezultatele experimentale sunt redate în tabelul 5.28. Având în vedere că pot apărea erori de măsurare, de operator etc., și ne dorim o precizie cât mai mare a determinărilor, pentru fiecare tip de tratament termic experimentat s-au realizat minim trei probe, pentru dependențe grafice lucrându-se cu valoarea medie a măsurătorilor.

Tabelul 5.28

Nr.	T_{frig} [$^{\circ}\text{C}$]	T_{revenire} [$^{\circ}\text{C}$]	Determinări inițiale				Determinări după doi ani				e_j [%]	e_j medie		
			$\overline{d_o}$ [μm]	Duritatea HV_{10}	e_r [%]	Duritatea medie e_r medie	\overline{d} [μm]	Duritatea HV_{10}	e_r [%]	Duritatea medie e_r medie				
1.	-183	160	153,16	790	0,66	787	0,32	154	782	0,65	784	0,32	0,5	0,2
2.			154,00	782	0,00			154	782	0,00			0,0	
3.			153,16	790	0,33			153,33	789	0,32			0,1	

Se observă că prin revenire joasă duritatea de $\sim 850\text{ HV}_{10}$, obținută în urma tratamentului de călire + frig, scade la $\sim 787\text{ HV}_{10}$, deci cu ~ 63 unități Vickers (\sim două unități HRC). Cel mai important este că erorile de fidelitate și de justețe sunt mai mici decât limita de 1 % impusă de euronorme în ceea ce privește plăcuțele etalon de duritate. Deci putem spune că prin revenire la $160\text{ }^{\circ}\text{C}$, după tratamentul de călire urmat imediat de tratamentul la $-183\text{ }^{\circ}\text{C}$ cu timp de menținere la frig de 180 minute, materialul analizat este corespunzător în ceea ce privește realizarea plăcuțelor etalon de duritate.

Așa cum s-a demonstrat până acum, la calitatea materialului o pondere hotărâtoare o au atât tratamentul la temperaturi sub $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ cât și revenirea. Tratamentul la temperaturi negative este important în special prin scăderea procentului de austenită reziduală iar revenirea prin reducerea parțială a tensiunilor interne apărute în procesul de călire.

Pentru a determina cu certitudine parametrii tratamentului la temperaturi negative, care împreună cu parametrii revenirii să ducă la calitatea de material cerută de plăcuțele etalon de duritate, în prima parte a acestui capitol se vor prezenta rezultatele experimentărilor făcute pe o serie de probe călite la diferite temperaturi negative, cu diferiți timpi de menținere la frig, cu un interval de timp între călire și frig diferit și toate revenite la $160\text{ }^{\circ}\text{C}$.

În tabelul 5.30 sunt prezentate rezultatele experimentale pentru probele introduse imediat, după călirea în ulei, în mediu refrigerent cu temperaturi de -30 , -90 , -120 și $-183\text{ }^{\circ}\text{C}$, menținute 180 de minute la aceste temperaturi și apoi revenite la $160\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Se observă și aici că prin revenire joasă duritatea obținută după călire (vezi tabelul 5.22) scade cu 54...64 unități Vickers (~ 2 unități HRC).

Nr.	T_{frig} , [°C]	T_{revenire} , [°C]	Determinări inițiale				Determinări după doi ani							
			\bar{d}_o [μm]	Duritatea HV ₁₀	e_r [%]	Duritatea medie	e_r medie	\bar{d} [μm]	Duritatea HV ₁₀	e_r [%]	Duritatea medie	e_r medie	e_j [%]	e_j medie
1.	-30	160	156,00	762	1,92	766	1,71	160,16	723	1,56	724	1,75	2,60	2,76
2.			156,70	755	1,27			160,66	718	1,24			2,50	
3.			154,30	780	1,94			159,33	731	1,25			3,20	
4.	-90	160	155,00	772	0,64	776	0,75	159,33	731	1,25	738	2,41	2,79	2,46
5.			154,66	775	0,97			158,83	735	4,72			2,69	
6.			154,33	780	0,65			157,33	749	1,27			1,90	
7.	-120	160	154,00	782	0,65	781	0,43	154,00	782	0,64	782	0,21	0,00	0,06
8.			154,33	780	0,65			154,00	782	0,00			0,20	
9.			154,00	782	0,00			154,00	782	0,32			0,00	
10.	-183	160	153,16	790	0,65	787	0,32	154,00	782	0,65	784	0,32	0,50	0,20
11.			154,00	782	0,00			154,00	782	0,00			0,00	
12.			153,16	790	0,33			153,33	789	0,32			0,10	

Variația durtății Vickers HV₁₀ funcți de temperatura negativă, atât pentru determinările sclerometrice inițiale (HV_{10i}) făcute la timp scurt după tratament cât și pentru determinările finale, făcute după doi ani (HV_{10f}) este prezentată grafic în figura 5.38.

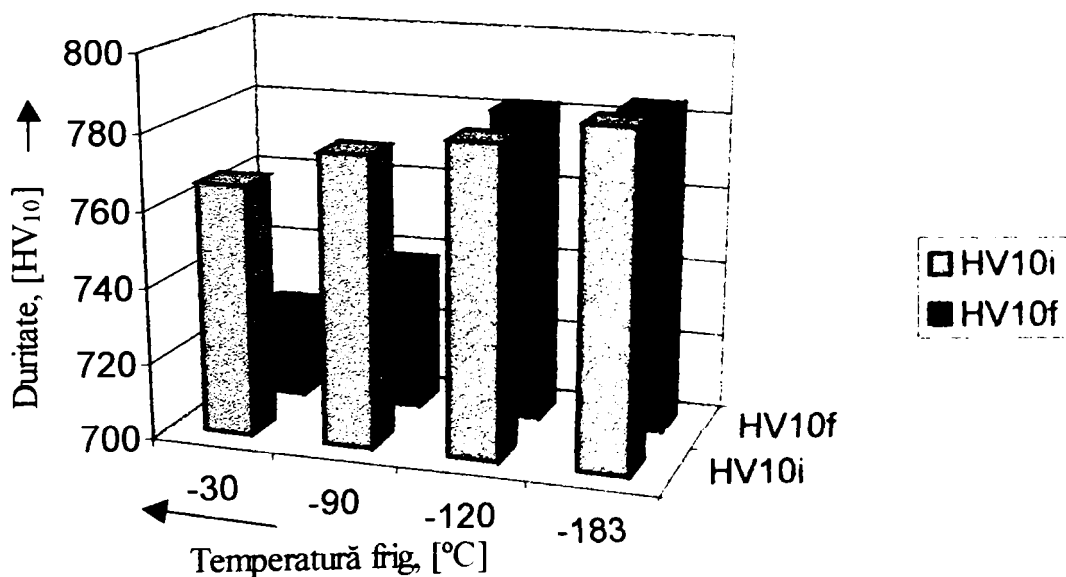


Figura 5.38 Variația durtății funcție de temperatura mediului de călire la frig, pentru probele revenite la 160 °C

Graficul scoate în evidență creșterea durtății (nu foarte semnificativă) odată cu scăderea temperaturii mediului de răcire la frig. De asemenea se vede clar că pentru călire la -120 și -183 °C diferența de duritate în timp este mică, eroarea de justete încadrându-se în limitele acceptate

de euronorme în ceea ce privește plăcuțele etalon de duritate. În figura 5.39 este redată dependența grafică a erorii de justețe funcție de temperaturile negative.

În figura 5.40 sunt prezentate spectrele de difracție suprapuse în punctul de intensitate maximă a picului martensitic (211) $Fe\alpha_{ss}(C)$, imediat după călirea în ulei, în mediu refrigerent cu temperaturi de -30 , -90 , -120 și -180 °C, ...
 În figura 5.41 se prezintă porțiunea din curba difractometrică cu picul martensitic (211) $Fe\alpha_{ss}(C)$ și austenitic (311) $Fe\gamma(C)$ pentru proba călită la frig dar nerevenită și pentru proba călită la -30 °C și revenită la 160 °C. Se vede că prin revenire joasă gradul de tetragonalitate al martensitei tinde spre 1. De asemenea se vede că procentul de austenită reziduală rezultat în urma călirii la diferite temperaturi negative ...
 În figura 5.41 se prezintă porțiunea din curba difractometrică cu picul martensitic (211) $Fe\alpha_{ss}(C)$ și austenitic (311) $Fe\gamma(C)$ pentru proba călită la frig dar nerevenită și pentru proba călită la -30 °C și revenită la 160 °C. Se vede că prin revenire joasă gradul de tetragonalitate al martensitei tinde spre 1. De asemenea se vede că procentul de austenită reziduală rezultat în urma călirii la diferite temperaturi negative ...
 În figura 5.41 se prezintă porțiunea din curba difractometrică cu picul martensitic (211) $Fe\alpha_{ss}(C)$ și austenitic (311) $Fe\gamma(C)$ pentru proba călită la frig dar nerevenită și pentru proba călită la -30 °C și revenită la 160 °C. Se vede că prin revenire joasă gradul de tetragonalitate al martensitei tinde spre 1. De asemenea se vede că procentul de austenită reziduală rezultat în urma călirii la diferite temperaturi negative ...

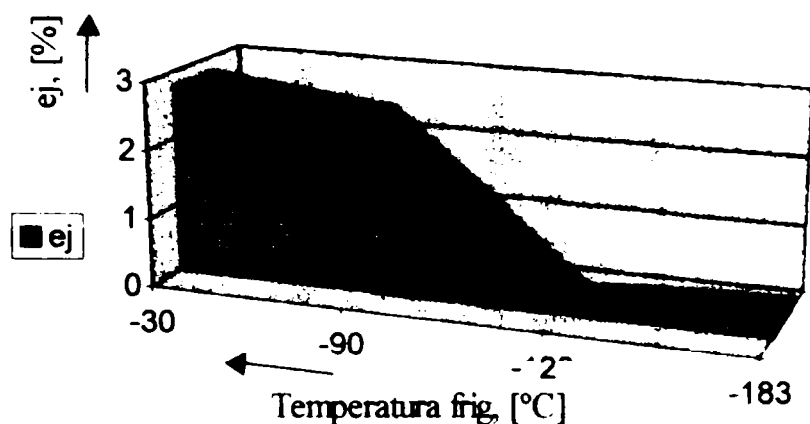


Figura 5.39 Influența temperaturilor negative ale tratamentului la frig asupra erorii de justețe

Proba călită la frig (-183 °C)
 Dar nerevenită

Proba călită la -30 °C
 și revenită la 160 °C

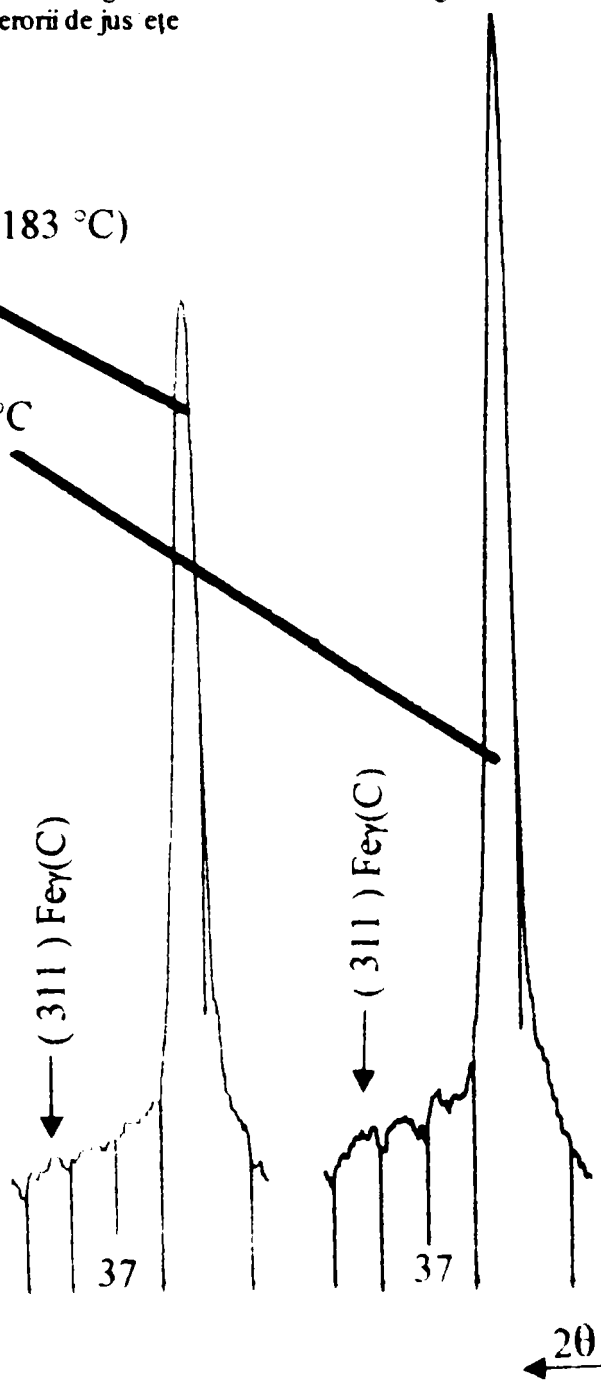


Figura 5.41. Picurile (211) $Fe\alpha_{ss}(C)$ și (311) $Fe\gamma(C)$ pentru proba călită la frig dar nerevenită și proba călită la -30 °C și revenită la 160 °C

Legendă:

- Proba călită la - 183 °C, nerevenită
- Proba călită la - 183 °C și revenită la 160 °C
- Proba călită la - 90 °C și revenită la 160 °C
- Proba călită la - 30 °C și revenită la 160 °C

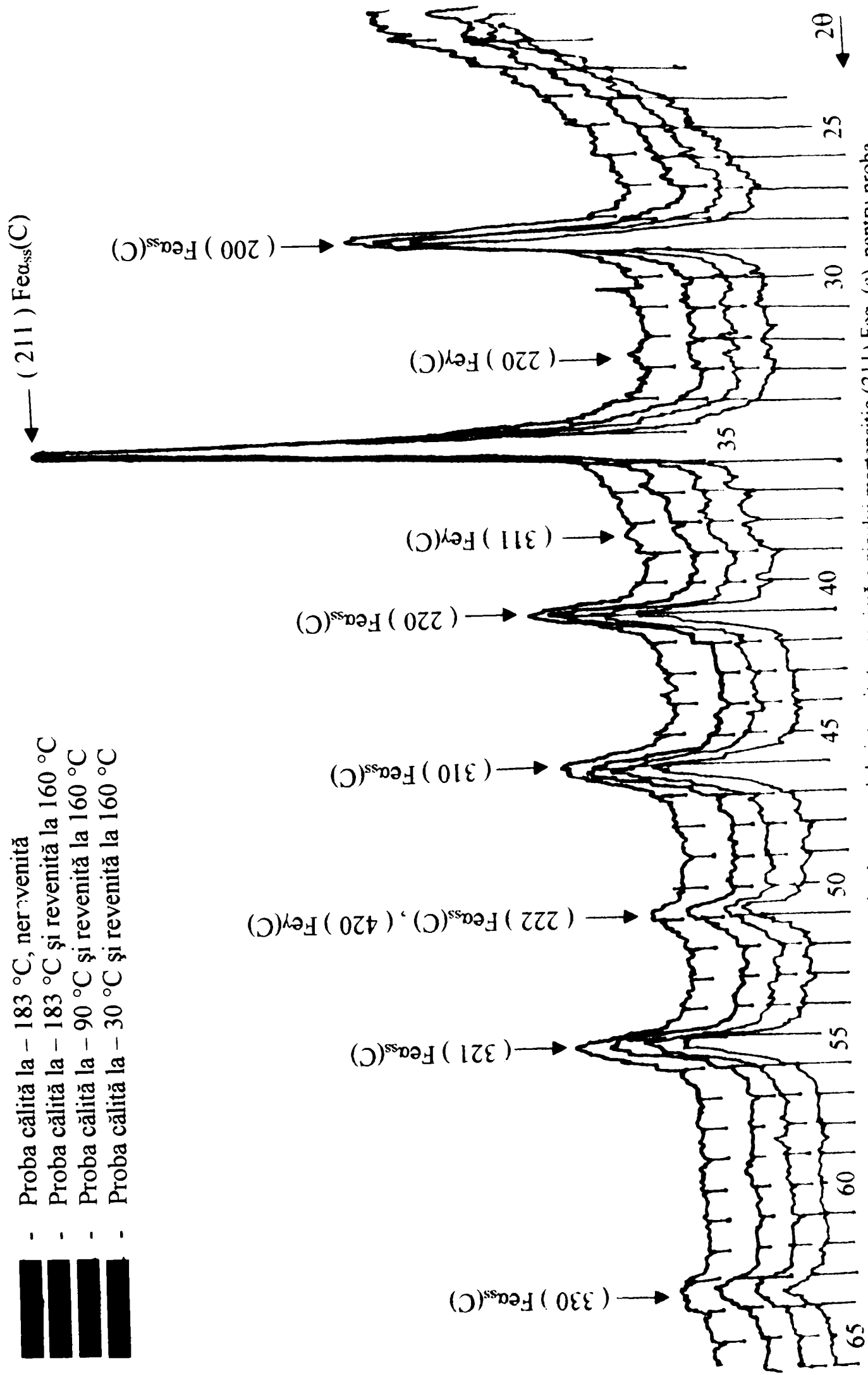


Figura 5.40 Suprapunerea difractogramelor în punctul de intensitate maximă a picului martensitic (211) $Fe_{a.ss}(c)$, pentru proba călită la - 183 °C dar nerevenită și probele călite la - 183, -90 și -30 °C revenite la 160 °C

capitolului cu privire la temperatura de revenire la care se transformă austenita reziduală. Putem spune că procentul de carbon precipitat din faza α în timpul revenirii la 160 °C este aproximativ același pentru toate cele patru temperaturi negative (raportul $c/a \sim 1$ pentru toate probele revenite la 160 °C), ordinea dintre difracții rămânând, așa cum se vede în figura 5.40, cea dictată de efectul călirii analizat în cazul fără revenire (modificarea gradului de tetragonalitate al martensitei de călire, a cantității de austenită reziduală și implicit a durtății).

Așa cum s-a văzut în capitolul 5.5.2.2 (tabelul 5.22), după călirea la -120 și -183 °C, fără revenire joasă, după doi ani eroarea de fidelitate este peste limitele admise. Aplicând revenirea joasă după călirea la -120 și -183 °C, eroarea de fidelitate inițială cât și cea după doi ani este în limitele admise. Acest lucru se explică prin efectul pe care îl are revenirea joasă asupra structurii, explicat teoretic în capitolul 5.5.3.1 și demonstrat experimental aici.

În concluzie la acest experiment putem spune că din punctul de vedere al tratamentului la temperaturi sub 0 °C mediul de răcire trebuie să aibe temperatura mai mică sau egală cu -120 °C, iar din punctul de vedere al revenirii că trebuie aplicată neapărat revenirea joasă după tratamentul la temperaturi negative.

În experimentul următor sunt analizate probe introduse, după călirea în ulei, în mediu cu temperatura de -183 °C, la intervale de timp de 0, 60, 180 și 400 minute și menținute 180 minute la frig, și apoi revenite la 160 °C. Rezultatele experimentale sunt prezentate în tabelul 5.31.

Tabelul 5.31

Nr.	Durata până la frig, [min]	T_{revenire} , [°C]	Determinări inițiale				Determinări după doi ani				e_j	e_j medie		
			\bar{d}_o [μm]	Duritatea HV ₁₀	e_r [%]	Duritatea medie	e_r medie	\bar{d} [μm]	Duritatea HV ₁₀	e_r [%]			Duritatea medie	e_r medie
1.	0	160	153,16	790	0,65	787	0,32	154,00	782	0,65	784	0,32	0,50	0,20
2.			154,00	782	0,00			154,00	782	0,00			0,00	
3.			153,16	790	0,33			153,33	789	0,32			0,10	
4.	60	160	154,33	780	0,64	780	0,64	155,33	768	1,28	760	1,06	0,64	1,23
5.			154,06	782	0,65			155,16	770	0,64			0,71	
6.			154,50	777	0,64			158,16	741	1,26			2,36	
7.	180	160	153,50	787	1,63	770	2,34	156,50	757	0,90	754	1,36	1,90	1,66
8.			157,83	745	1,90			156,33	759	1,28			0,95	
9.			154,50	777	3,50			157,83	745	1,90			2,15	
10.	400	160	154,83	774	0,32	767	1,49	158,83	735	0,31	728	1,76	2,58	2,71
11.			155,16	770	1,60			157,00	752	1,91			1,18	
12.			156,33	759	2,55			163,16	697	3,06			4,38	

Variația durtății Vickers HV_{10} în funcție de intervalul de timp până la tratamentul la frig, atât pentru determinările sclerometrice inițiale (HV_{10i}) făcute la timp scurt după tratament cât și pentru determinările finale, făcute după doi ani (HV_{10f}) este prezentată grafic în figura 5.41.

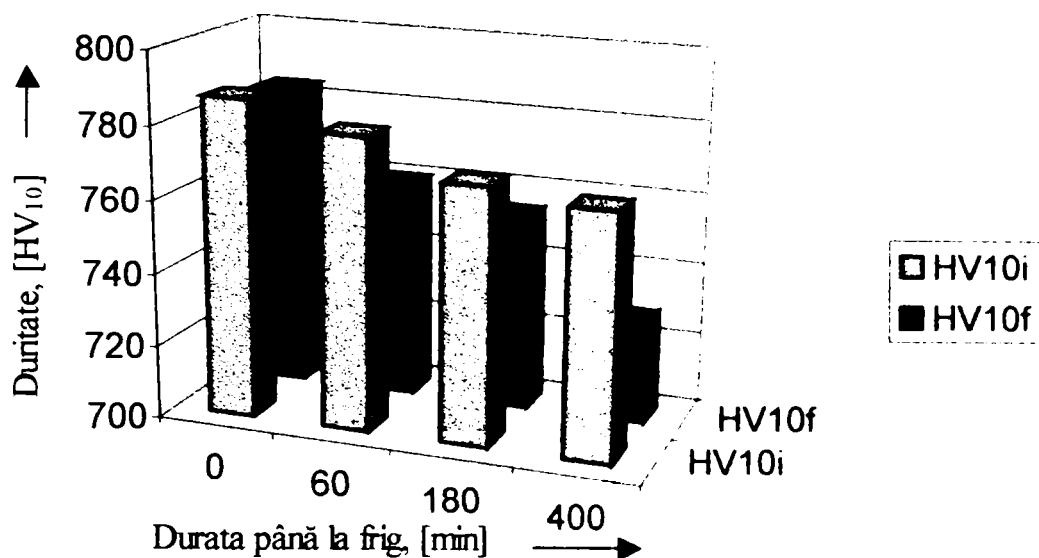


Figura 5.41 Variația durtății Vickers HV_{10} în funcție de intervalul de timp până la tratamentul la frig

Graficul scoate în evidență creșterea durtății cu până la 20 unități vickers odată cu scăderea intervalului de timp până la tratamentul la temperaturi negative. De asemenea se vede că doar pentru continuarea imediată (durata până la frig = "0" minute fiind practic un interval 0...30 minute, fiind nevoie de acest timp pentru scoaterea pieselor din ulei, degresarea acestora în tetraclorură de carbon - CCl_4 - și introducerea lor în mediul cu temperatura de $-183\text{ }^{\circ}\text{C}$) a călirii în ulei cu cea în mediu refrigerent diferența de durtate în timp este mică, eroarea de justețe încadrându-se în limitele acceptate de euronorme în ceea ce privește plăcuțele etalon de durtate. În figura 5.42 este redată dependența grafică a erorii de justețe în funcție de intervalele de timp până la tratamentul la frig, analizate.

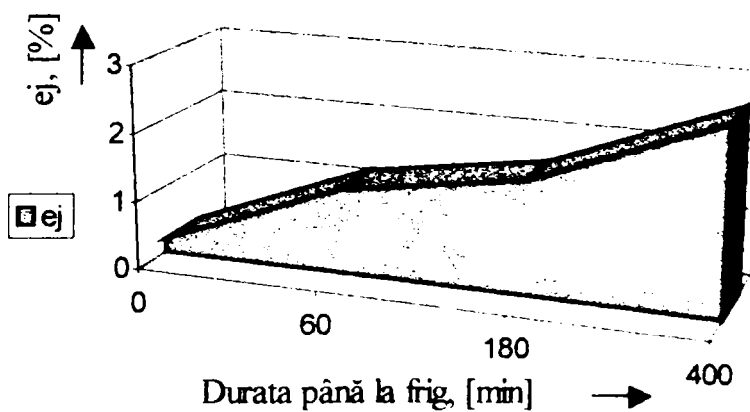
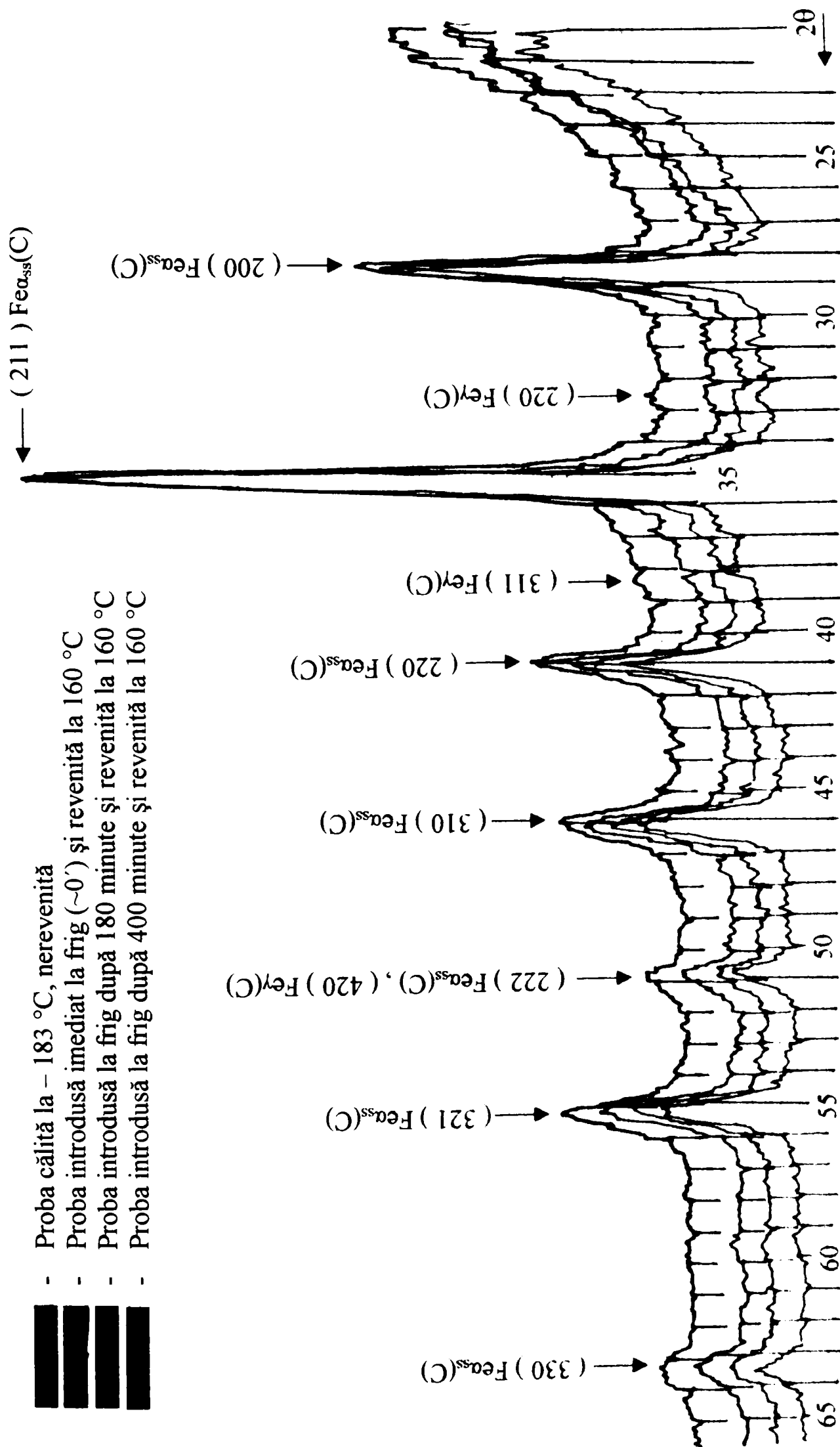


Figura 5.42 Influența intervalului de timp până la tratamentul la frig asupra erorii de justețe

În figura 5.43 sunt prezentate spectrele de difracție suprapuse în punctul de intensitate maximă a picului martensitic (211) pentru probele introduse în mediul cu temperatura de $-183\text{ }^{\circ}\text{C}$, după călirea în ulei, la intervale de 0, 180 și 400 minute cu menținere la frig 180 minute și apoi revenite la $160\text{ }^{\circ}\text{C}$. Difracția pentru proba introdusă la frig după 60 minute nu este prezentă în figura 5.43 pentru că aceasta aproape se suprapune peste cea cu intervalul de timp până la frig de 0 minute. De asemenea în figură este prezentată și difracția pentru proba introdusă imediat la frig și nerevenită. Structura este formată din martensită fină, carburi mici și uniform distribuite și



- Proba călită la - 183 °C, nerevenită
- Proba introdusă imediat la frig (~0') și revenită la 160 °C
- Proba introdusă la frig după 180 minute și revenită la 160 °C
- Proba introdusă la frig după 400 minute și revenită la 160 °C

Fig. ra 5.43 Suprapunerea difractogramelor în punctul de intensitate maximă a picului martensitic (211) $Fe_{a_{ss}}(c)$, pentru proba călită la - 183 °C dar nerevenită și probele introduse la frig după 0, 180 și 400 minute

cantității de austenită reziduală cu atât mai reduse cu cât intervalul de timp până la frig este mai redus.

Se vede că revenirea joasă după călire duce la scăderea în lățime (creșterea în înălțime) a picului martensitic (211), evidențindu-se și aici difractometric scăderea gradului de tragonalitate a martensitei de călire prin precipitarea din soluția α a carbonului, lucru sesizat sclerometric printr-o ușoară scădere a durezzații. De asemenea procentul de austenită reziduală rezultat în urma variației intervalului de timp până la frig rămâne aproape același și după revenirea la 160 °C întărind cele precizate în partea teoretică a capitolului cu privire la temperatura de revenire la care se transformă austenita reziduală. Putem spune că procentul de carbon precipitat din faza α în timpul revenirii la 160 °C este aproximativ același pentru toate cele patru intervale de timp analizate, ordinea dintre difracții rămânând, așa cum se vede și în figura 5.28, cea dictată de efectul intervalului de timp până la tratamentul la frig analizat în cazul fără revenire (modificarea gradului de tragonalitate al martensitei de călire, a cantității de austenită reziduală și implicit a durezzații).

Așa cum s-a văzut în capitolul 5.5.2.2 (tabelul 5.24), pentru introducerea imediată a probelor la frig se obține după doi ani o creștere a erorii de fidelitate peste limitele admise. Aplicând revenirea joasă se vede că eroarea de fidelitate, pentru probele imediat introduse la tratamentul la frig, rămâne neschimbată după cei doi ani, întărind și aici rolul pe care îl joacă revenirea joasă în ceea ce privește stabilitatea în timp a uniformității durezzații.

În concluzie la acest experiment putem spune că din punctul de vedere al intervalului de timp până la tratamentul termic la temperaturi sub 0 °C, acesta trebuie să fie de maxim 0,5 ore, iar din punctul de vedere al revenirii că trebuie aplicată neapărat revenirea joasă după tratamentul la temperaturi negative.

În experimentul următor sunt analizate probe introduse imediat, după călirea în ulei, în mediu cu temperatura de -183 °C și menținute 30, 60 120 și 180 minute la frig, și apoi revenite la 160 °C. Rezultatele experimentale sunt prezentate în tabelul 5.32.

Tabelul 5.32.

Nr.	Durata menținerii la frig, t_{min}	$T_{revenire}$, [°C]	Determinări inițiale				Determinări după doi ani				e_j [%]	e_j medie		
			\bar{d}_o [μm]	Duritatea HV ₁₀	e_r [%]	Duritatea medie	\bar{d} [μm]	Duritatea HV ₁₀	e_r [%]	Duritatea medie				
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
1.	180	160	153,16	790	0,65	787	0,32	154,00	782	0,65	784	0,32	0,50	0,20
2.			154,00	782	0,00			154,00	782	0,00			0,00	
3.			153,16	790	0,33			153,33	789	0,32			0,10	
4.	120	160	153,00	792	0,65	793	0,58	153,00	792	0,00	798	0,77	0,00	0,32
5.			152,00	803	0,46			151,00	813	1,99			0,65	
6.			153,66	785	0,65			153,16	790	0,32			0,32	

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
7.	60	160	154,70	772	3,87	791	1,72	156,33	759	1,50	773	1,24	1,05	1,15
8.			152,70	800	0,65			153,66	785	1,90			0,62	
9.			152,00	803	0,66			154,83	774	0,32			1,80	
10.	30	160	154,00	782	1,88	785	1,60	155,16	770	1,60	754	2,40	0,75	2,04
11.			153,00	792	0,65			158,33	740	3,70			3,48	
12.			154,00	782	2,27			157,00	753	1,90			1,90	

Variația durtății Vickers HV_{10} funcție de intervalul menținerii la frig, atât pentru determinările sclerometrice inițiale (HV_{10i}) făcute la timp scurt după tratament cât și pentru determinările finale, făcute după doi ani (HV_{10f}) este prezentată grafic în figura 5.44.

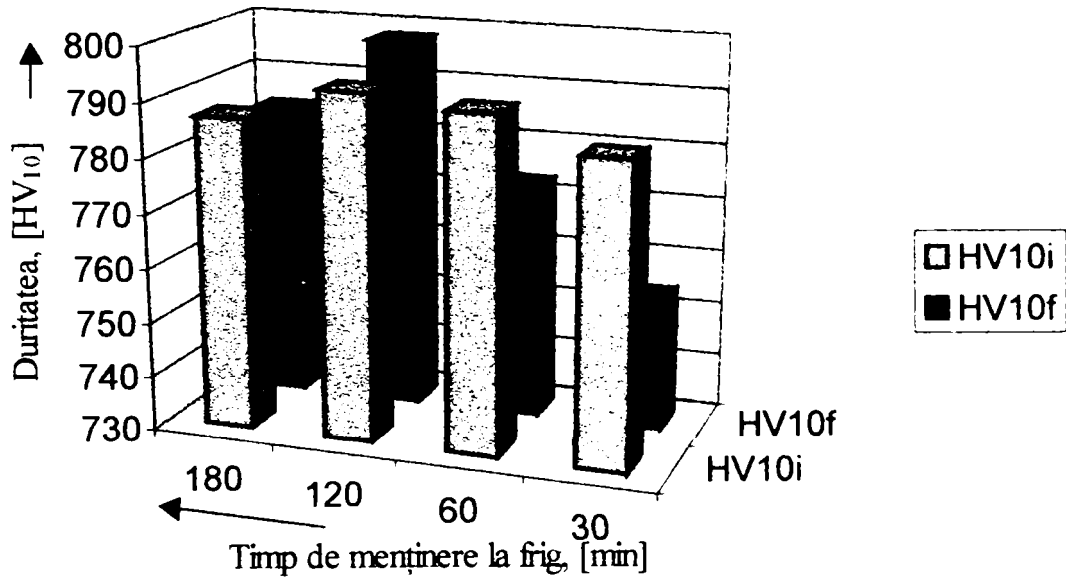


Figura 5.44. Variația durtății Vickers HV_{10} funcție de intervalul menținerii la frig

Se observă că probele menținute cel puțin 120 minute la temperatura de -183°C și apoi revenite la 160°C corespund cerințelor impuse măsurilor etalon de durtate, atât în ceea ce privește uniformitatea durtății cât și stabilitatea în timp a acesteia. În figura 5.45 este redată dependența grafică a erorii de justețe funcție de durata de menținere la -183°C .

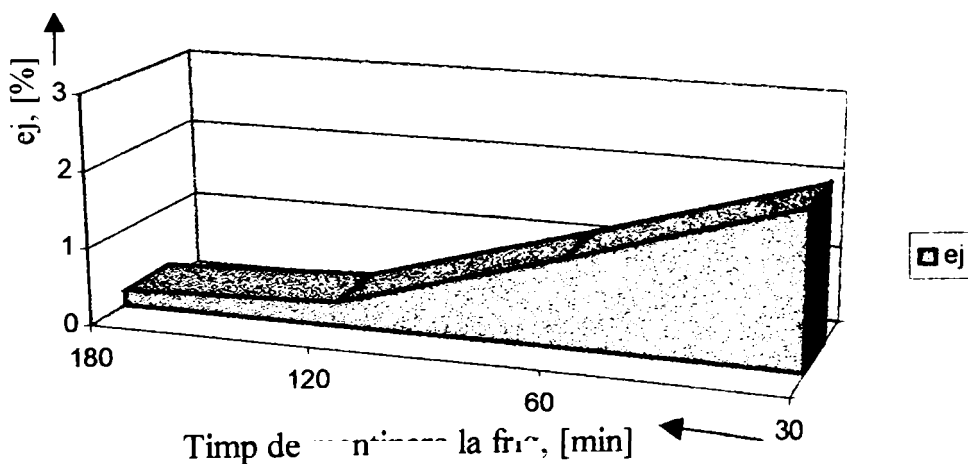


Figura 5.45 Influența duratei de menținere la frig asupra erorii de justețe

Legendă:

- Proba călită la - 183 °C, nerevenită
- Proba menținută 180 minute la frig și revenită la 160 °C
- Proba menținută 60 minute la frig și revenită la 160 °C
- Proba menținută 30 minute la frig și revenită la 160 °C

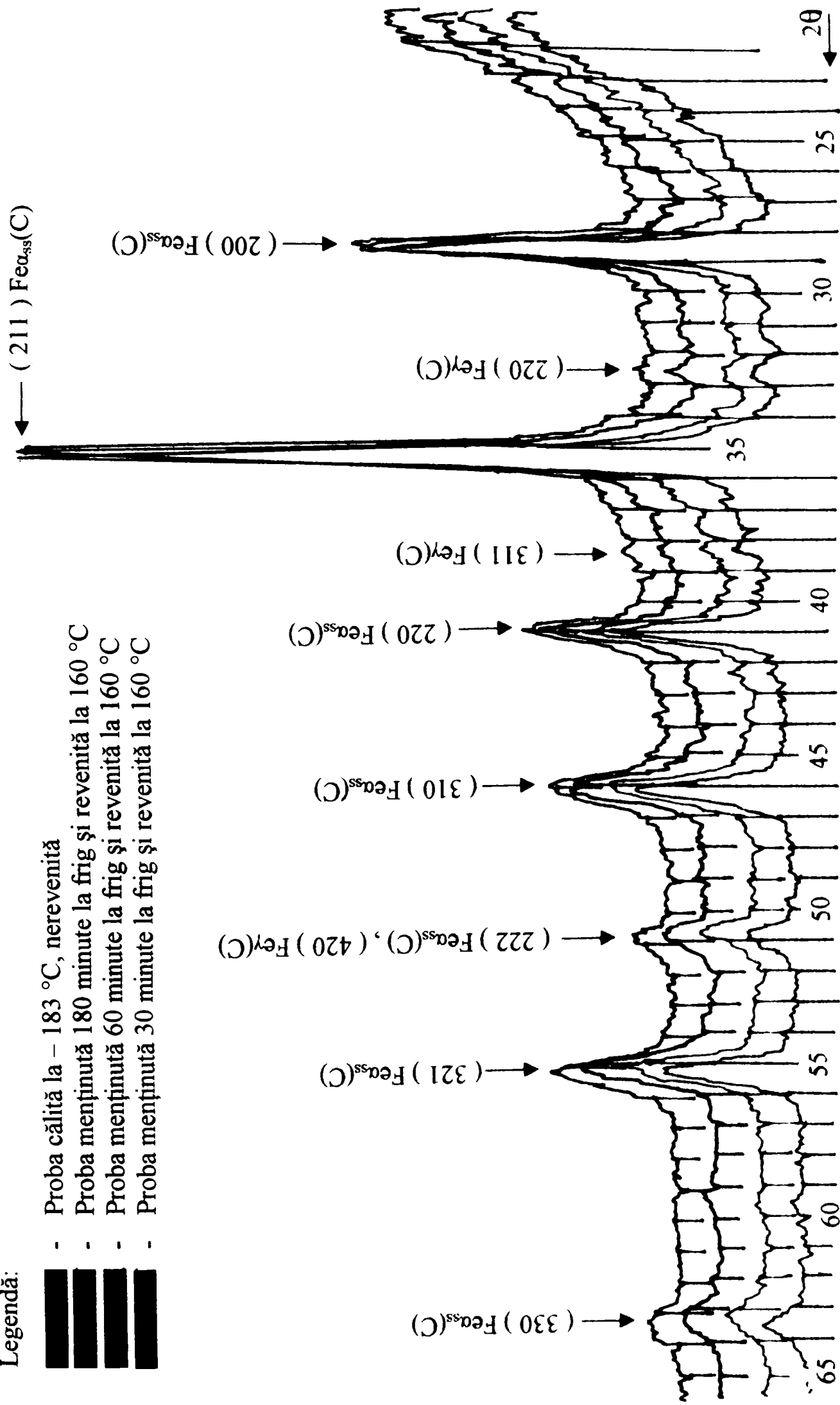


Figura 5.46 Suprapunerea difractogramelor în punctul de intensitate maximă a picului martensitic (211) Fe_{αss}(c), pentru proba călită la - 183 °C dar nerevenită și probele menținute și revenite la 160 °C

În figura 5.46 sunt prezentate spectrele de difracție suprapuse în punctul de intensitate maximă a picului martensitic (211) pentru probele introduse în mediul cu temperatura de -183 °C, imediat după călirea în ulei, și menținute 30, 60 și 180 minute la frig. Difracția pentru proba menținută la frig 120 minute nu este prezentă în figura 5.46 pentru că aceasta aproape se suprapune peste cea cu menținere la frig de 180 minute. De asemenea în figură este prezentă și difracția pentru proba introdusă imediat la frig, menținută 180 minute și nerevenită. Structura este formată din martensită fină, carburi mici și uniform distribuite și cantități de austenită reziduală cu atât mai reduse cu cât durata de menținere la frig este mai mare.

Se vede că revenirea joasă după călire duce la scăderea în lățime (creșterea în înălțime) a picului martensitic (211), evidențiindu-se și aici difractometric scăderea gradului de tetragonalitate a martensitei de călire prin precipitarea din soluția α a carbonului. De asemenea, cantitatea de austenită reziduală rezultată în urma variației intervalului de menținere la frig rămâne aproape același și după revenirea la 160 °C întărind cele prezentate în partea teoretică a capitolului cu privire la temperatura de revenire la care se transformă austenita reziduală. Putem spune că procentul de carbon precipitat din faza α în timpul revenirii la 160 °C este aproximativ același pentru toate cele patru intervale de timp analizate, ordinea dintre difracții rămânând, așa cu se vede și în figura 5.33, cea dictată de efectul duratei de menținere la frig analizat în cazul fără revenire (modificarea gradului de tetragonalitate al martensitei de călire, a cantității de austenită reziduală și implicit a durității).

Așa cum s-a văzut în capitolul 5.5.2.2 (tabelul 5.26), pentru menținerea de cel puțin 120 minute la frig se obține după doi ani o creștere a erorii de fidelitate peste limitele admise. Aplicând revenirea joasă se vede că eroarea de fidelitate și eroarea de justete sunt corespunzătoare pentru durate de menținere la frig de cel puțin 120 minute, întărind și aici rolul pe care îl joacă revenirea joasă în ceea ce privește stabilitatea în timp a uniformității durității.

În concluzie la acest experiment putem spune că din punctul de vedere al duratei de menținere la tratamentul termic la temperaturi sub 0 °C, aceasta trebuie să fie de cel puțin 120 minute, iar din punctul de vedere al revenirii că trebuie aplicată neapărat revenirea joasă după tratamentul la temperaturi negative.

Experimentările care au fost prezentate mai sus s-au rezumat la temperatura de revenire de 160 °C (revenire joasă) pentru că după revenirea joasă ar mai fi putut rămâne în material procente de austenită reziduală și o stare de tensiuni care să facă necorespunzător materialul din punctul de vedere al cerințelor impuse măsurilor etalon de duritate. La temperaturi de revenire mai ridicate, luând în considerare efectul pe care îl are creșterea temperaturii de revenire asupra structurii, prezentat în partea teoretică a capitolului, riscul de a se obține etaloane necorespunzătoare este mult mai mic. Pentru a întări prin rezultate experimentale acest lucru, dar mai ales pentru determinarea cu precizie a temperaturii de revenire care să imprime în material o anumită duritate, s-au experimentat temperaturi de revenire de $250, 350, 450, 550, 650, 700$ °C (Obs: Înainte de revenire probele au fost călite la 840 °C, introduse apoi imediat în mediul cu temperatura de -183 °C și menținute 180 minute la această temperatură)

Rezultatele măsurătorilor sunt redată în tabelul 5.33.

Se observă că toate probele corespund exigențelor impuse măsurilor etalon de duritate atât în ceea ce privește uniformitatea durității (eroarea de fidelitate), cât și în ceea ce privește stabilitatea în timp a durității.

În figura 5.47 se prezintă dependența grafică între duritate și temperatura de revenire.

Nr.	$T_{\text{reventre}}, [^{\circ}\text{C}]$	Determinări inițiale				Determinări după doi ani				e_j	e_j medie	
		\overline{d}_o [μm]	Duritatea HV_{10}	e_r [%]	Duritatea medie e_r medie	\overline{d} [μm]	Duritatea HV_{10}	e_r [%]	Duritatea medie e_r medie			
1.	160	153,16	790	0,65	787	0,32	154,00	782	0,65	784	0,32	0,50
2.		154,00	782	0,00			0,00					
3.		153,16	790	0,33			153,33	789	0,32			0,10
4.	250	166,00	673	0,00	690	0,00	166,00	673	0,60	685	0,50	0,00
5.		163,00	698	0,00			164,16	691	0,30			0,71
6.		163,00	698	0,00			164,00	690	0,60			0,61
7.	350	176,00	599	0,00	594	0,00	177,00	592	0,56	587	0,64	0,56
8.		177,00	592	0,00			178,00	585	0,56			0,56
9.		177,00	592	0,00			178,33	583	0,80			0,75
10.	450	200,70	460	0,50	456	0,33	202,00	455	0,50	455	0,33	0,64
11.		202,00	455	0,50			201,66	456	0,50			0,16
12.		202,00	455	0,00			202,00	455	0,00			0,00
13.	550	234,00	339	0,00	343	0,13	236,33	332	0,40	339	0,13	0,90
14.		231,33	347	0,40			232,00	345	0,00			0,28
15.		233,00	342	0,00			234,00	332	0,00			0,42
16.	650	277,00	242	0,36	245	0,24	277,83	240	0,18	243	0,30	0,29
17.		276,00	243	0,36			276,00	243	0,36			0,00
18.		272,00	251	0,00			274,00	247	0,36			0,73
19.	700	291,00	219	0,69	222	0,61	292,60	217	0,68	220	0,60	0,54
20.		287,90	225	0,80			287,80	225	0,80			0,00
21.		290,00	221	0,34			291,00	219	0,34			0,34

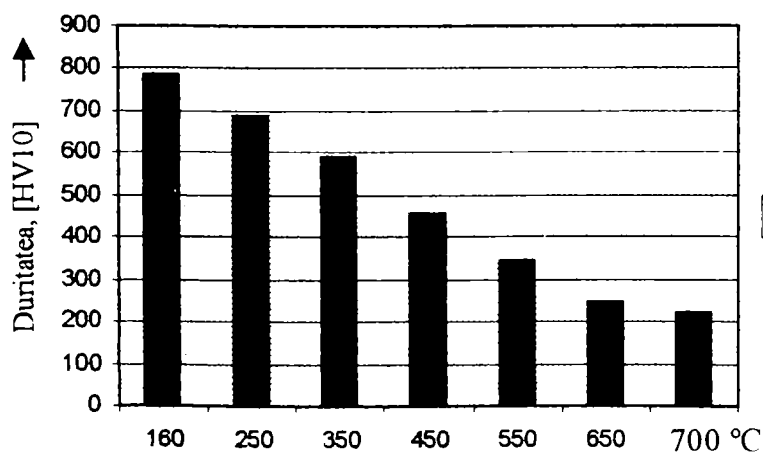


Figura 5.47 Variația durității cu temperatura de revenire

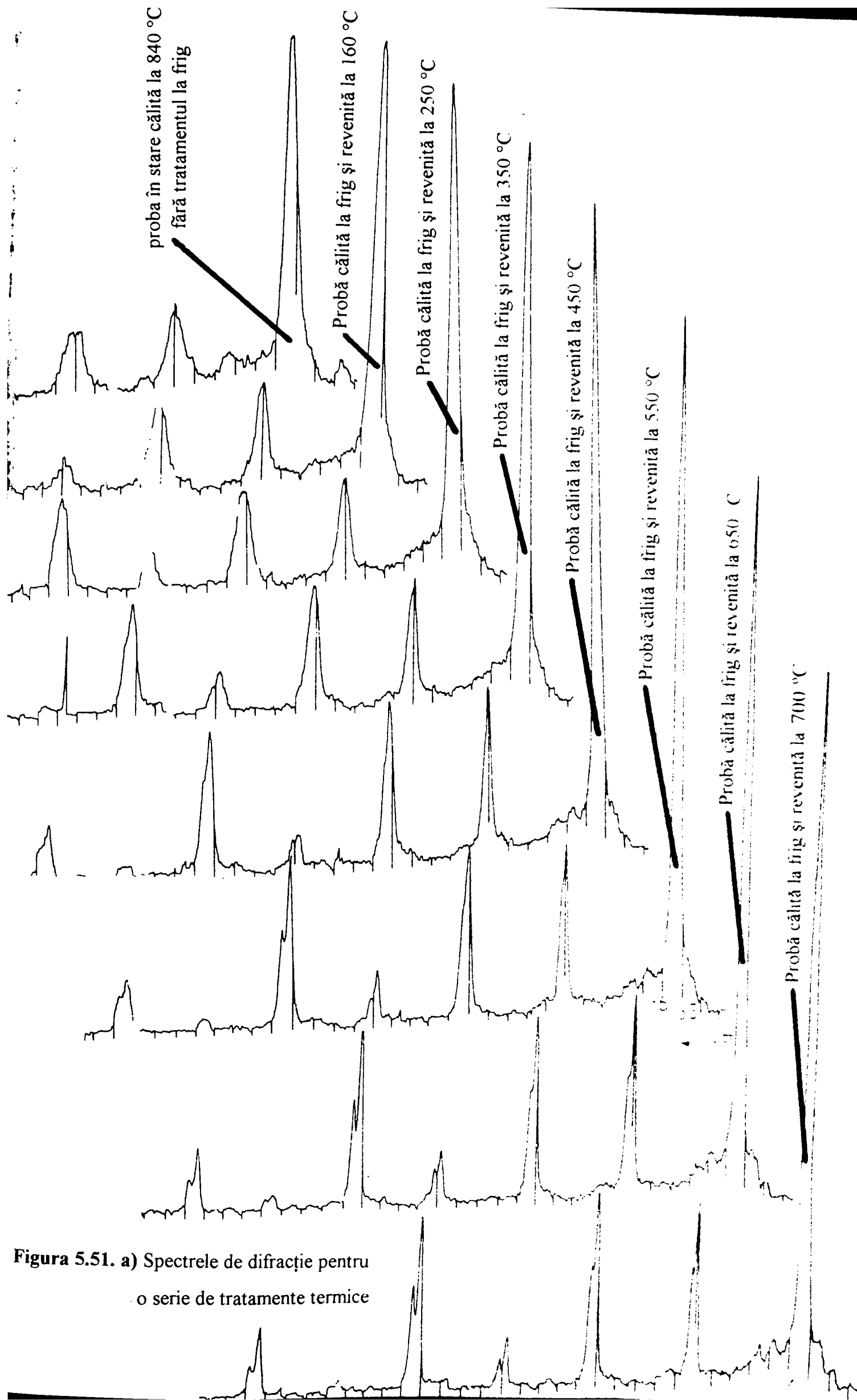


Figura 5.51. a) Spectrele de difracție pentru o serie de tratamente termice

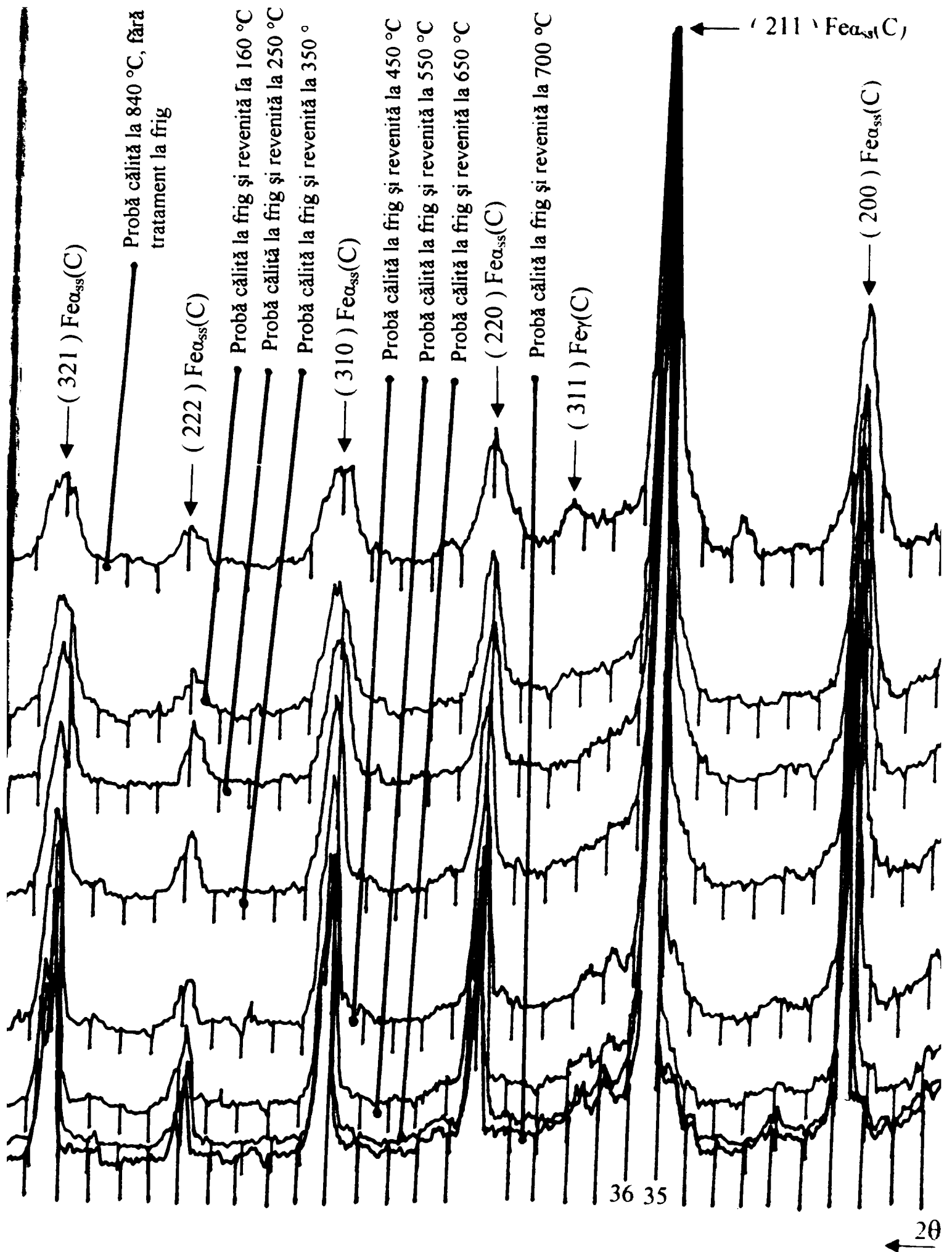
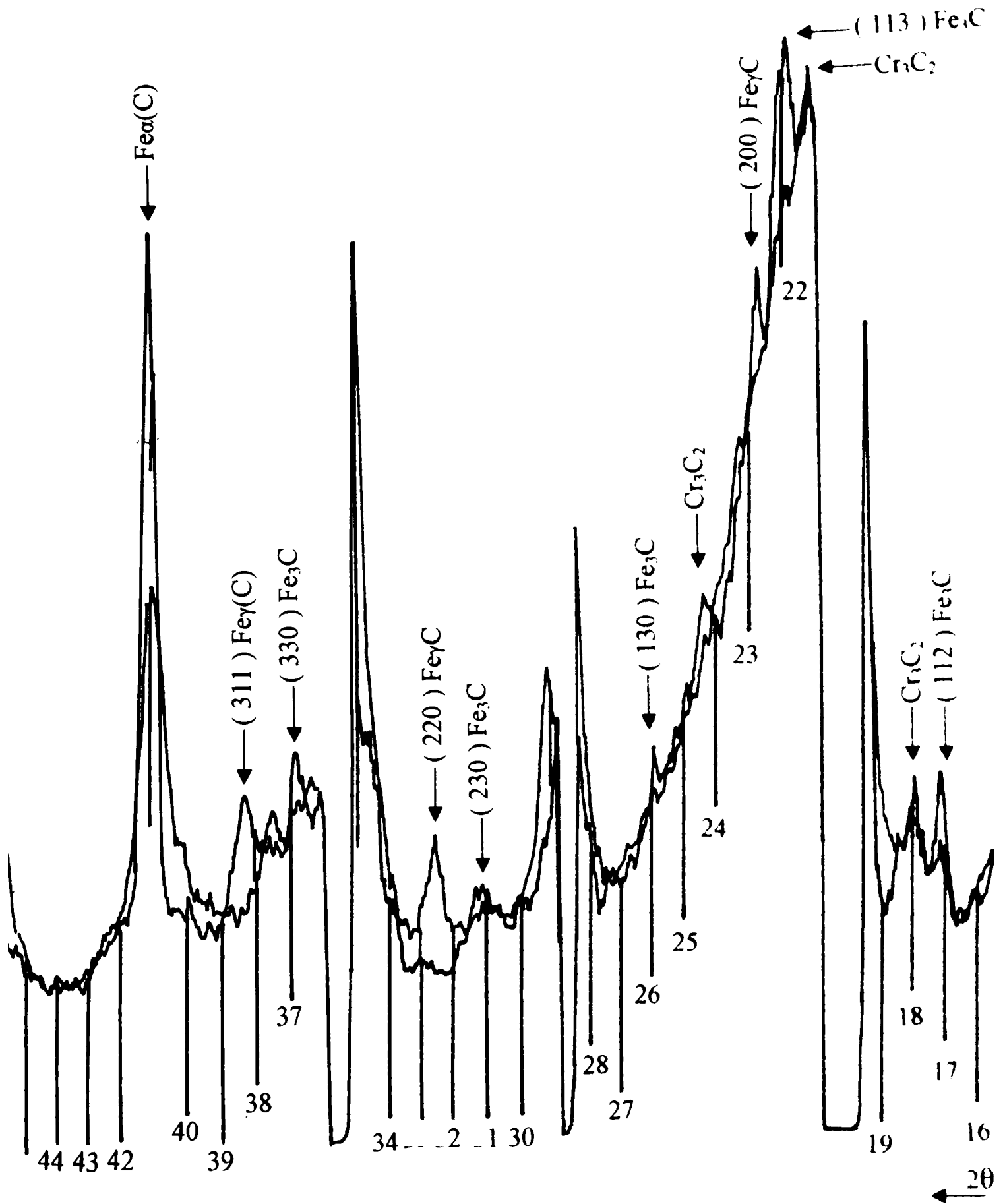


Figura 5.51. b) Suprapunerea spectrelor de difracție pentru o serie de tratamente termice, plecând de la proba în stare călită la 840 °C fără tratamentul la frig și până la proba revenită la 700 °C

Legendă:

- - Proba călită la 840 °C, fără tratament termic la temperaturi negative
- - Proba călită la 840 °C plus tratament termic la frig și plus revenire la 700 °C



Atât rezultatele experimentale prezentate tabelar în capitolul 5.5.3. cât și structurile analizate mai sus certifică o parte din fenomenele ce se întâmplă odată cu creșterea temperaturii de revenire, prezentate atât în partea teoretică cât și în cea experimentală a capitolului. Pentru o imagine și mai clară a evoluției structurii, (modificarea gradului de tetragonalitate a martensitei, a procentului de austenită reziduală, a durtății, a stării de tensiuni), se prezintă în figura 5.51 curbele de difracție pentru o parte din probele analizate, plecând de la proba în stare călită la 840 °C fără tratamentul termic la temperaturi negative și până la proba revenită la 700 °C. În figura 5.51 a) curbele de difracție sunt prezentate individual iar în figura 5.51 b) suprapuse în punctul de intensitate maximă a picului martensitic (211). Prezentarea individuală a spectrelor de difracție (figura 5.51 a)) a fost făcută pentru sesizarea mai clară a evoluției materialului spre o stare de tensiuni interne cât mai mică o dată cu creșterea temperaturii de revenire (tendința de despicare a linilor $K\alpha_1$ și $K\alpha_2$).

În figura 5.52 se prezintă pe o porțiune (între $2\theta = 17$ și $2\theta = 34$) suprapunerea spectrelor de difracție pentru stările extreme de tratament termic: proba călită la 840 °C, fără tratament termic la temperaturi negative și proba călita la 840 °C plus tratament la frig plus revenire la 700 °C. În această figură prin „eliminarea” picurilor mari (deci măbind difractograma) se pot vizualiza mai clar aspecte cum ar fi: dispariția picurilor de austenită reziduală, creșterea picurilor de carburi (Fe_3C și Cr_7C_3), reducerea tensiunilor interne etc., la proba revenită la 700 °C față de cea doar călită la 840 °C.

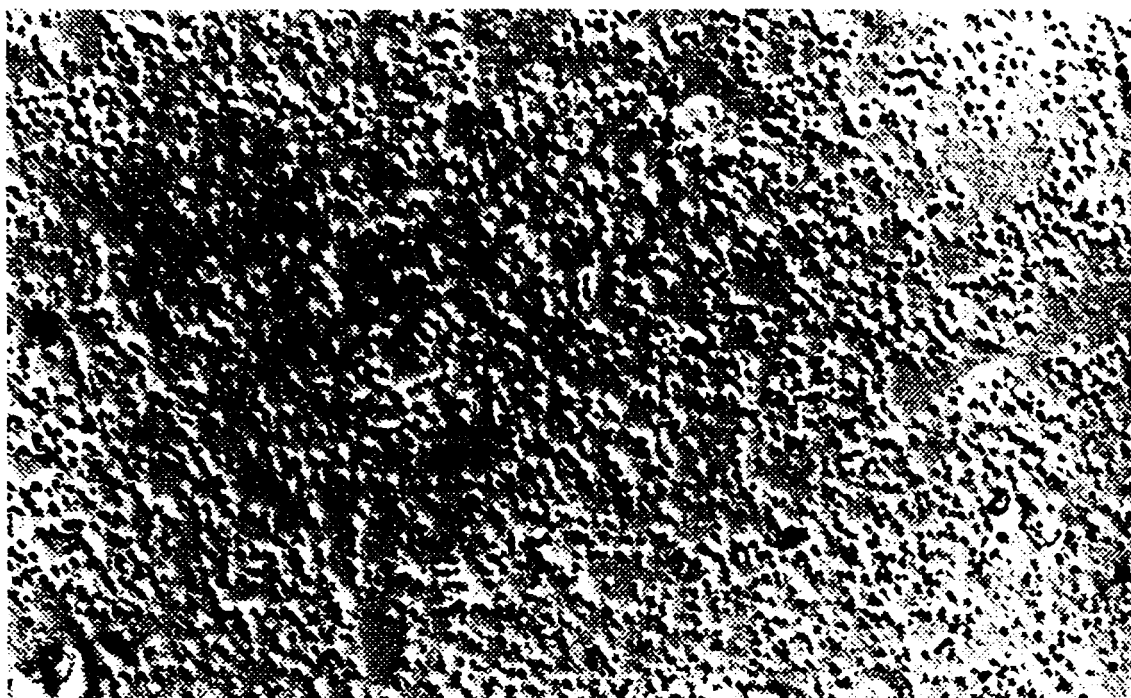
5.5.4. Concluzii finale privind alegerea oțelurilor pentru etaloane de duritate și tratamentul termic aplicat.

Pentru satisfacerea cerințelor de uniformitate și stabilitate în timp a durtății, impuse măsurilor etalon de duritate, trebuie respectate unele condiții, dintre care cele mai importante sunt:

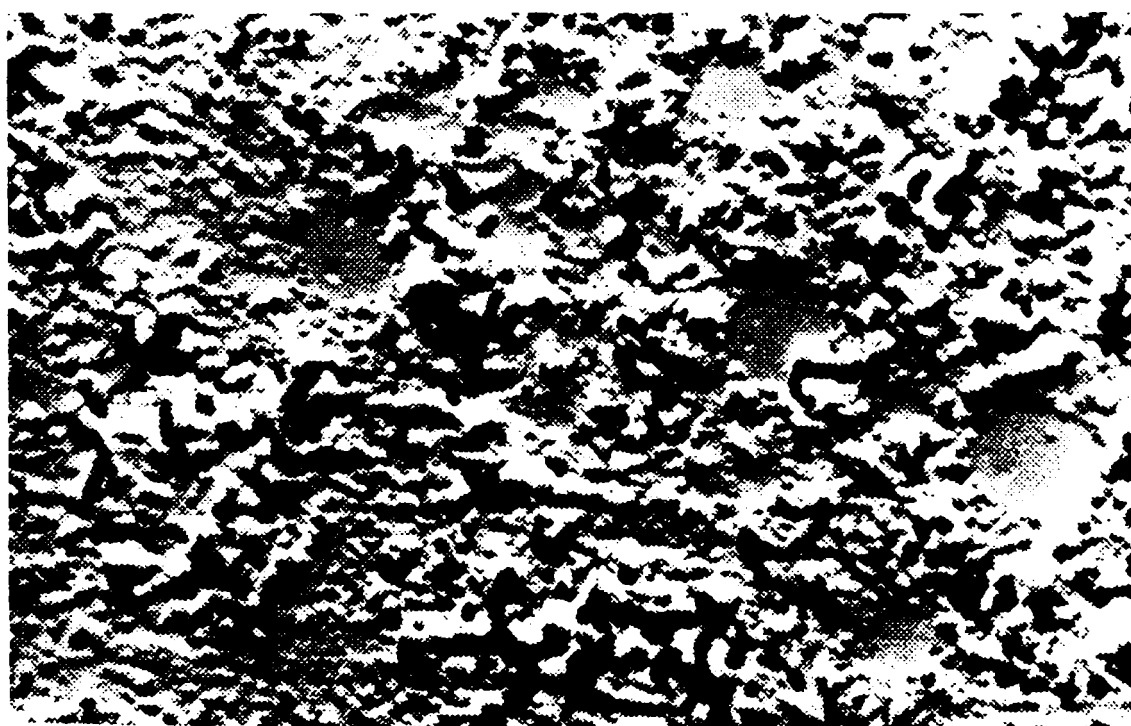
- Utilizarea unor oțeluri de înaltă calitate, rafinate suplimentar și recepționate cu mare severitate, bară cu bară. Fluxul de elaborare pentru oțelurile RUL1 și OLC10 sunt prezentate la punctul 5.1 figurile 5.1 și 5.2 iar ciclograma de tratament termic primar în figurile 5.9 și 5.12.
- Existența unor condiții pentru efectuarea neîntreruptă a tratamentelor termice la cald și la frig, ceea ce se realizează cel mai bine atunci când cuptoarele cu băi de săruri și sursa de aer sau azot lichid se găsesc în același loc; Experimentările au arătat că tratamentul la temperaturi negative trebuie să se facă imediat, la un interval de maxim 60 minute după călire, și că temperatura mediului refrigerent să fie mai mică de -120 °C și durata de menținere în acest mediu să nu fie mai mică de 120 minute; Revenirea după tratamentul termic la frig este foarte importantă prin efectele prezentate atât teoretic cât și demonstrate experimental la punctul 5.5.3 Temperatura de revenire imprimă practic materialului duritatea finală (dorită).

Ciclograma de tratament termic secundar este prezentată în figura 5.53.

În figura 5.48 se prezintă structura pentru proba revenită la 160 °C (după globulizare, călire la 840 °C plus frig la -183 °C). Structura este formată din martensită fină de revenire, carburi mici și uniform distribuite și cantități reduse de austenită reziduală.



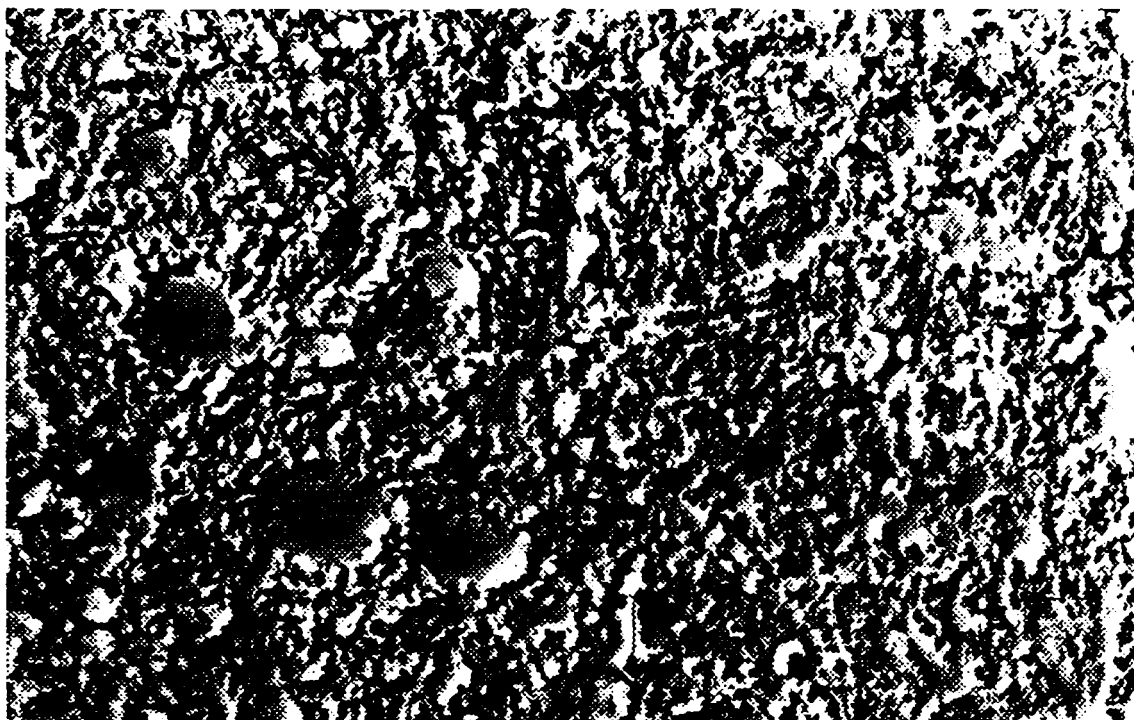
a) Revenire la 160 °C; MET x 4700



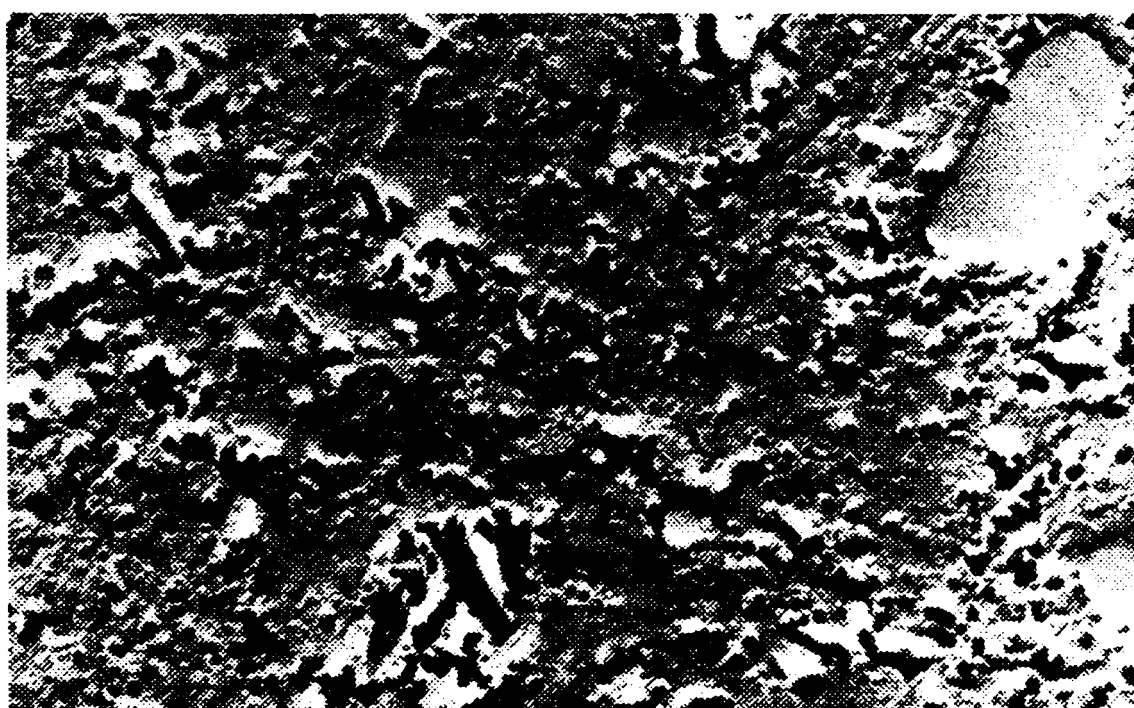
b) Revenire la 150 °C; MET x 9000; Replică umbrită cu carbon

Figura 5.48 Structura oțelului RUL 1 revenit la 160 °C (după globulizare + călire la 840 °C + tratamentul la frig, - 183 °C)

În figura 5.49 se prezintă structura pentru proba revenită la 450 °C (după globulizare, călire la 840 °C plus frig la -183 °C). Se constată o structură cu o dispersie pseudoomogenă de tip sorbită globulară (Sg) cu forme remanente de la starea globulizată.



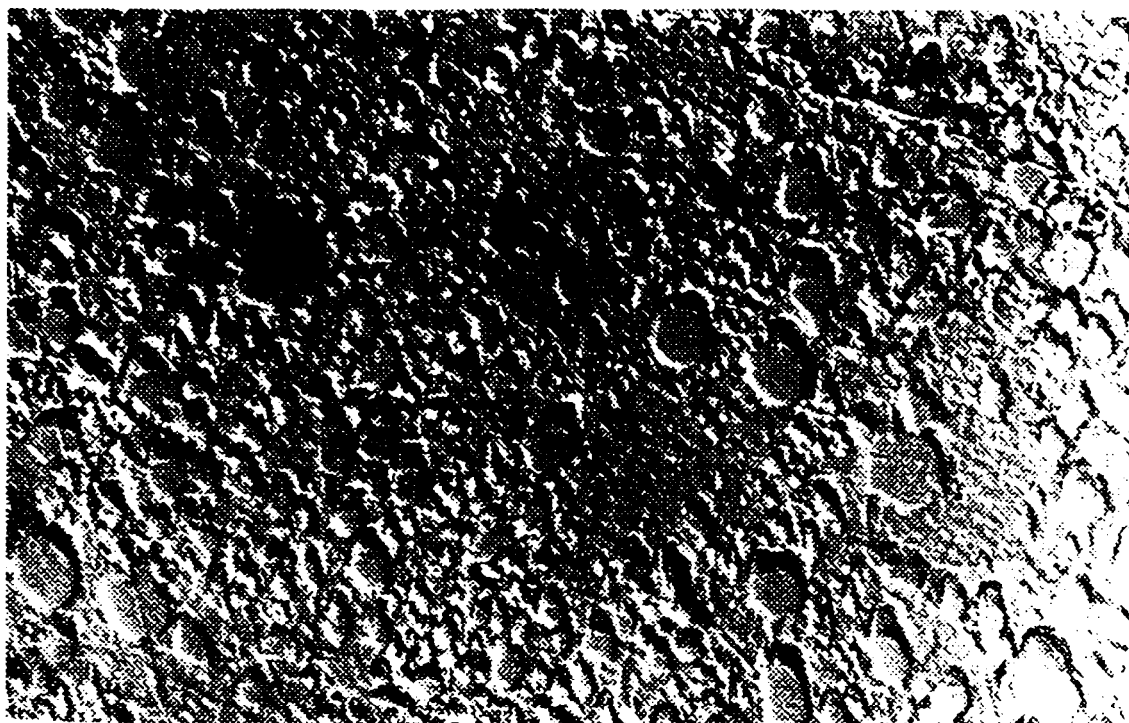
a) Revenire la 450 °C; MET x 4700 °C; Replică umbrită cu carbon



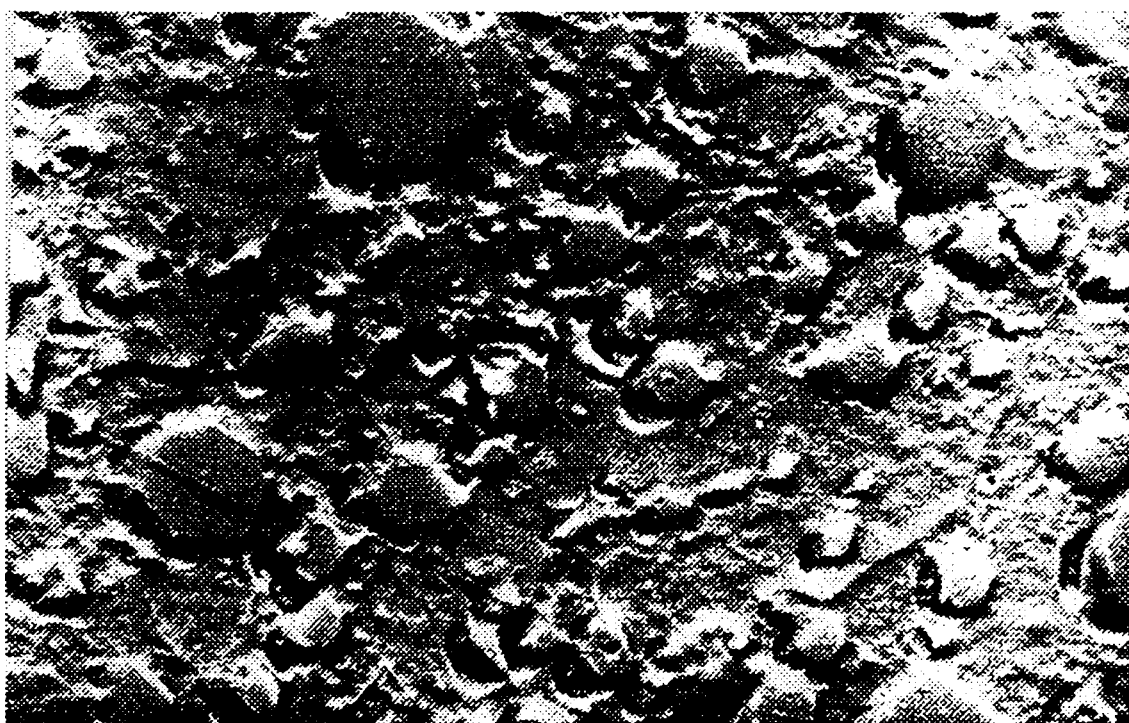
b) Revenire la 450 °C; MET x 9000; Replică umbrită cu carbon

Figura 5.49 Structura oțelului RUL 1 revenit la 450 °C (după globulizare + călire la 840 °C + tratamentul la frig, - 183 °C)

În figura 5.50 se prezintă structura pentru proba revenită la 700 °C (după globulizare, călire la 840 °C plus frig la -183 °C). Se constată o structură cu o dispersie omogenă de tip perlită globulară (Pg) cu forme remanente de la starea globulizată.



a) Revenire la 700°C; MET x 4700; Replică umbrită cu carbon



b) Revenire la 700°C; MET x 9000; Replică umbrită cu carbon

Figura 5.50 Structura oțelului RUL 1 revenit la 700°C (după globulizare + călire la 840 °C + tratamentul la frig, - 183 °C)

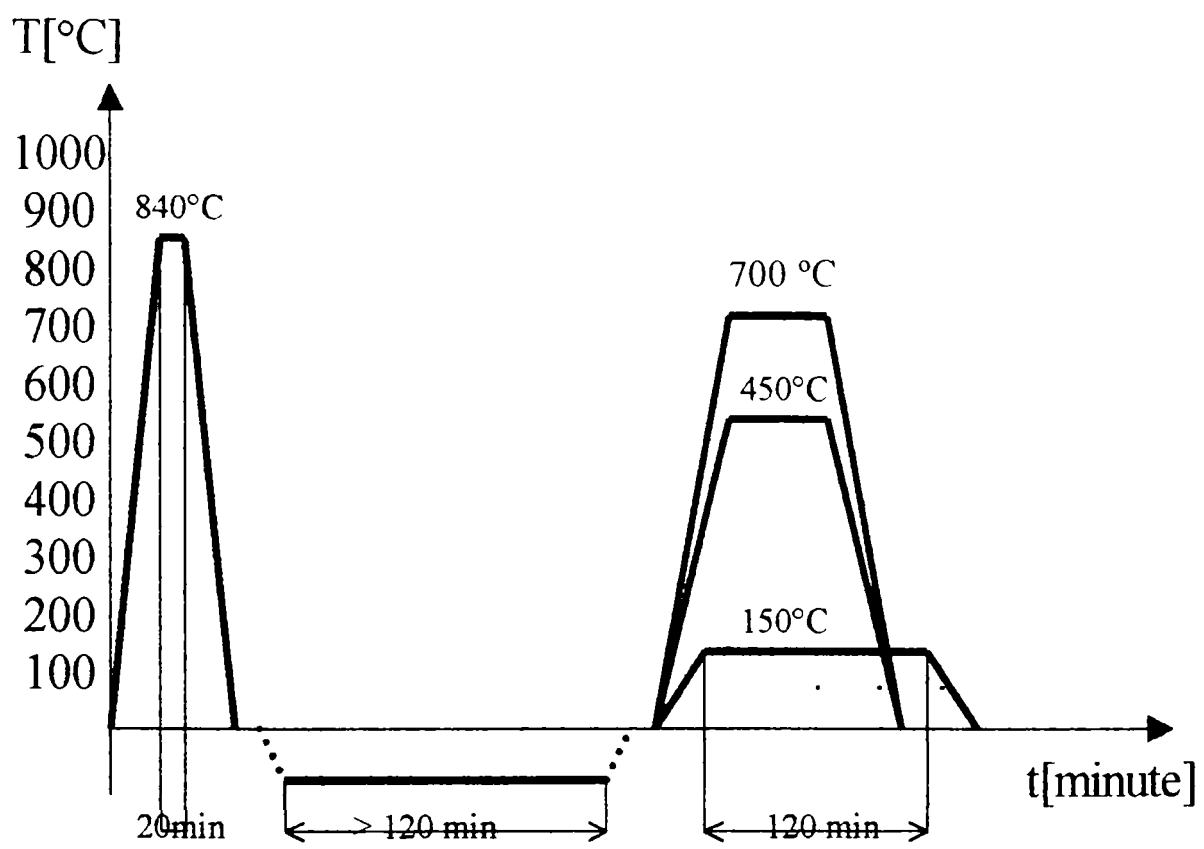


Figura 5.53
DIAGRAMA TRATAMENTULUI TERMIC SECUNDAR APLICAT
OTELULUI RUL1

CAPITOLUL VI. TEHNOLOGIA DE PRELUCRARE A PLĂCUȚELOR ETALON DE DURITATE

6.1. Semifabricate utilizate pentru plăcuțe etalon de duritate

Semifabricatele utilizate pentru aceste măsuri de duritate sunt barele din oțel realizate și recepționate conform precizărilor din capitolul V.

Semifabricatul este livrat sub formă de bară forjată de diametrul maxim de $\varnothing 70$ respectiv $\varnothing 50$ mm și lungime de ~ 1000 mm.

6.2. Prelucrări mecanice de eboșare

Din semifabricatul bară prezentat mai sus, prin operația de strunjire care se realizează pe un strung universal de tip SNA 500x1000, se obțin plăcuțele etalon brute.

Etalonul brut este de forma unei „șaibe” și are dimensiunile:

- diametrul exterior $\varnothing 60,5$ mm sau $40,5$ mm;
- alezaj $\varnothing 12$ mm;
- grosime 12 mm sau 7 mm.

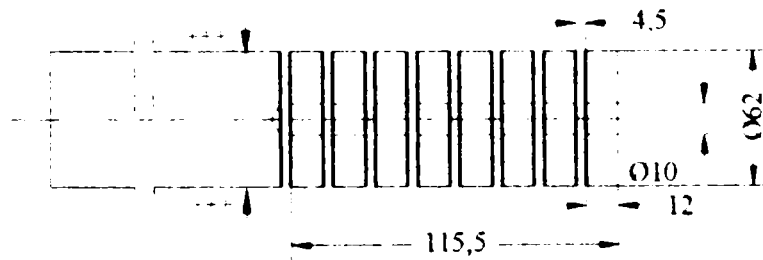
Fazele care concură la realizarea lor sunt prezentate în tabelul 6.1.

Tabelul 6.1

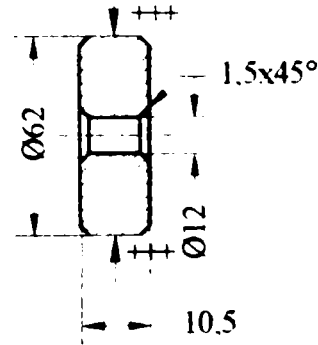
Nr. fază	Denumirea fazei	Schița fazei
1.	găurirea orificiilor de centrare pe ambele capete ale barei	
2.	strunjirea exterioară de degroșare a barei la un capăt	
3.	strunjirea exterioară de degroșare a barei la capătul opus	

Nr. fază	Denumirea fazei	Schița fazei
----------	-----------------	--------------

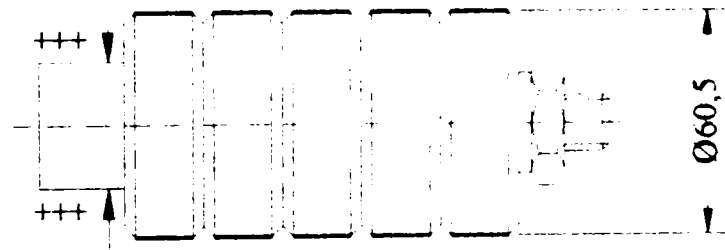
4. practicarea alezajului prin găurire și debitarea prin retezare



5. finisarea alezajului, strunjirea frontală de finisare a ambelor fețe și teșirile interioare și exterioare



6. strunjirea exterioară de finisare



Regimurile de așchiere la finisare au fost astfel alese încât să se evite cu desăvârșire orice supraîncălzire locală a metalului care ar putea influența negativ structura sau proprietățile acestuia.

6.3. Prelucrări termice

Tratamentul termic secundar se aplică numai plăcuțelor confecționate din oțelul RUL 1 și numai pentru intervalul 20... 65 HRC și cca 100 HRB. Pentru domeniul de cca 90 HRB se utilizează oțelul RUL 1 în stare globulizată, iar pentru cca 60 HRB oțelul marca OLC 10 normalizat.

Pe baza rezultatelor experimentale prezentate în capitolul V, putem spune că ciclograma de tratament termic secundar este cea prezentată în capitolul V fig 5.53 Concluziile finale privind tratamentul termic secundar au fost prezentate în capitolul 5.5.4.

6.4. Finisarea plăcuțelor

Această operație se realizează prin rectificare conferindu-le plăcuțelor etalon de duritate precizia prescrisă. Astfel se realizează rugozitatea, planeitatea paralelismul și dimensiunea

prescrisă. Pentru suprafața de lucru, datorită rugozității impuse care este foarte mică și nu se poate realiza prin rectificare ($Ra = 0,05 \mu m$) se impune și o operație de superfinisare. În concluzie pentru finisarea plăcuțelor etalon de duritate sunt necesare operații de rectificare.

Sucesiunea operațiilor este prezentată în tabelul 6.2.

Tabelul 6.2

Nr. fază	Denumirea fazei	Schita fazei
1.	Rectificare plană pe o față	
2.	Rectificare plană pe fața opusă	
3.	Rectificare rotundă	

6.4.1. Rectificarea plană

Prin această operație se realizează condițiile de planeitate, paralelism și rugozitate conforme euronormelor pentru suprafața de așezare ($Ra = 0,5 \mu m$)

Pentru realizarea acestora se impune ca rectificarea plană să se realizeze în două faze:

- rectificarea plană de degroșare pe ambele fețe;
- rectificarea plană de finisare pe aceleași fețe.

Prelucrarea se realizează pe mașina de rectificat plan RP 150, fixarea piesei realizându-se pe masa magnetică.

Ca și la rectificarea rotundă alegerea pietrei abrazive este foarte importantă datorită durităților diferite care le au etaloanele cât și datorită fazelor rectificării. Tipurile de pietre folosite se prezintă în tabelul care urmează.

Tabelul 6.3

Materialul de prelucrat	Faza operației	Specificația pietrei
Etalon de duritate mică (HRC < 40)	- degroșare	200x20x50; 89 A 30 N 7 V
	- finisare	200x20x50; A 100 N 5 V
Etalon de duritate mare (HRC > 40)	- degroșare	200x20x50; 89 A 30 H 7 V
	- finisare	200x20x50; 89 A 100 H 5 V

Regimurile de așchiere trebuie alese în așa fel încât pe suprafața etaloanelor atât la degroșare cât și la finisare să nu apară arsuri care pot să influențeze structura stratului superficial. Se recomandă folosirea lichidelor de răcire.

6.4.2. Rectificarea rotundă exterioară

Prin această operație se realizează diametrul exterior al plăcuței (Ø60 mm; Ø40 mm) și se îndepărtează stratul eventual decarburat datorită tratamentului termic. Totodată, această suprafață trebuie să fie curățată, deoarece aici se inscripționează firma producătorului, anul, seria de fabricație și duritatea plăcuțelor.

Prelucrarea se realizează pe o mașină de rectificat rotund exterior de tip RU 100. Piesa se fixează pe dom, rectificarea realizându-se între vârfuri. Discul abraziv folosit are următoarea specificație: 350x40x127; 89 A 60 K 5 V.

6.4.3. Superfinisarea feței de lucru

Operația se efectuează în scopul obținerii pe suprafața de lucru, a rugozității impuse ($R_a = 0,10 \mu\text{m}$) și se obține prin lepuire.

Datorită multitudinii factorilor care influențează parametrii regimului de așchiere la lepuire s-a impus realizarea unor experimentări pentru evidențierea ponderii fiecărui factor. În acest scop s-a proiectat și realizat un dispozitiv de lepuire cu mai multe cuiburi.

Dispozitivul proiectat și prezentat în figura 6.1. realizează lepuirea unui număr de opt plăcuțe etalon de duritate, prin intermediul unui arbore excentric (poziția 1), care antrenează o placă de ghidare (poziția 4). În această placă sunt aplicate opt orificii în care se introduc plăcuțele etalon de duritate, apăsarea acestora realizându-se cu greutateți (poziția 6) prevăzute cu cepuri de ghidare care antrenează plăcuțele. Plăcuțele sunt ghidate pe o parte de aceste cepuri, iar pe cealaltă se află în contact cu fața de lucru a plăcii de bază (poziția 2) realizată din fontă cenușie.

Mișcarea de rotație este preluată prin intermediul arborelui excentric prevăzut la un capăt cu con Morse 3, de la o mașină de găurit G25.

Cu acest dispozitiv putem realiza o viteză variabilă a lepuirii, corespunzătoare gamei de turații a mașinii de găurit. Dispozitivul poate asigura o presiune variabilă de lepuire prin schimbarea greutateților.

Dispozitivul realizează ghidarea etaloanelor pe orificiul central al acestora, pentru a proteja partea laterală a etalonului, ce urmează a fi inscripționată.

Construcția simplă a dispozitivului permite curățirea rapidă a plăcii de bază în vederea înlocuirii pastei de lepuire.

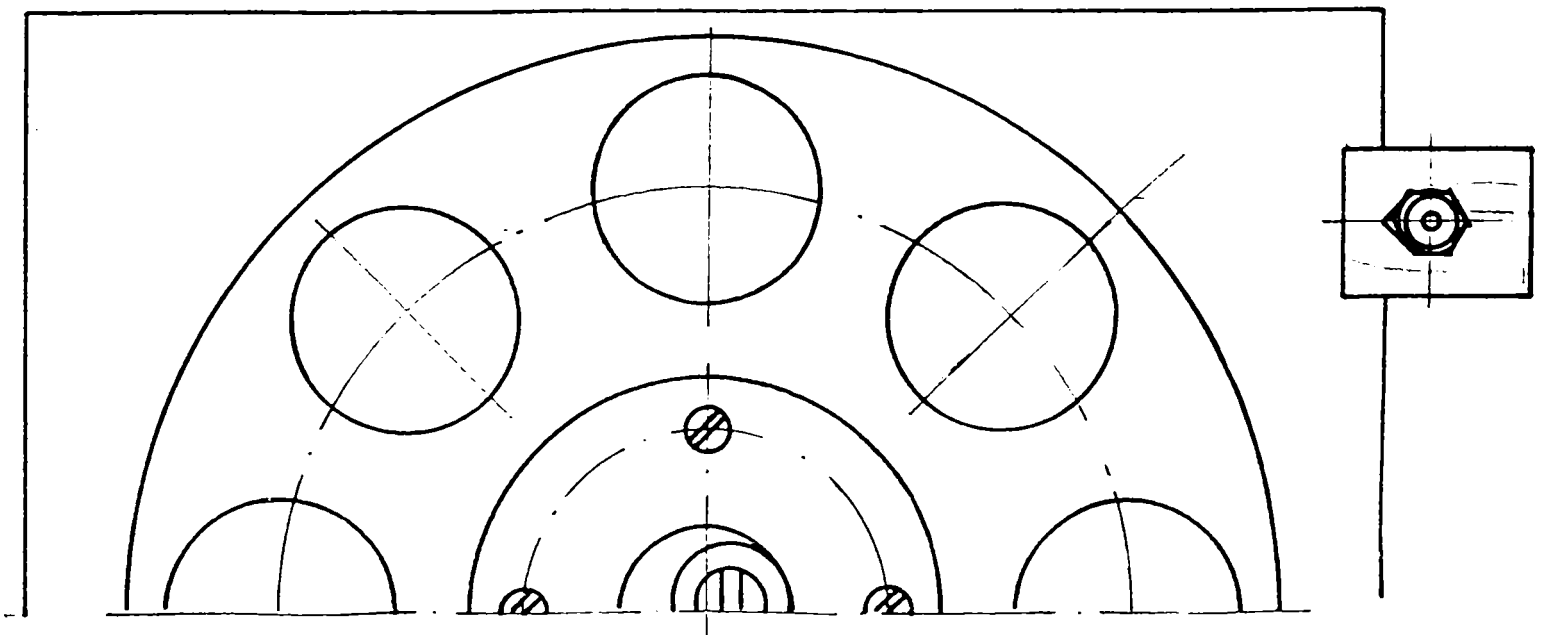
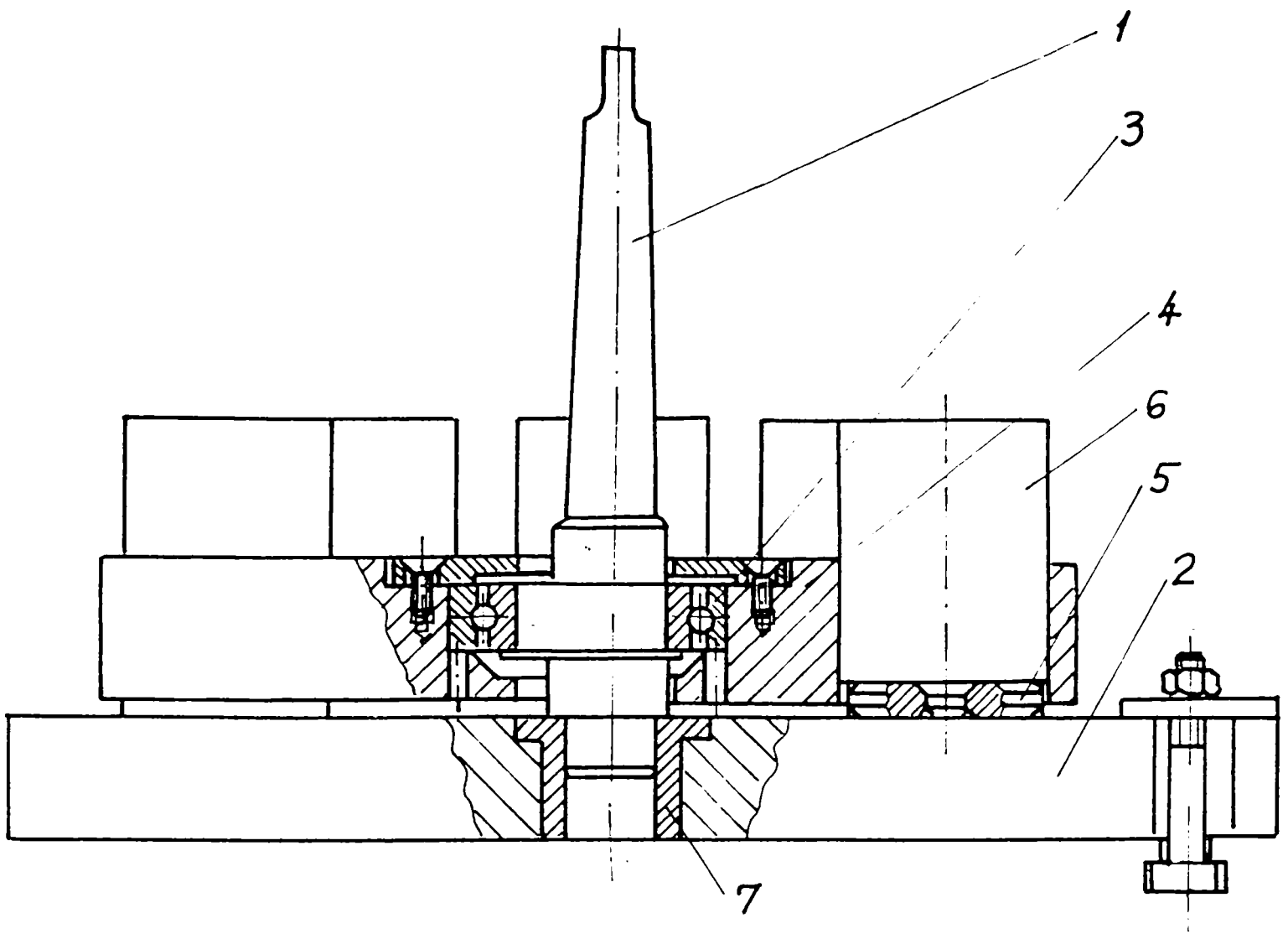


Figura 6.1 Dispozitiv de lepuit

1-dorn excentric de antrenare; 2-placă de bază; 3-rulment; 4-placă de antrenare;
5-plăcuță etalon; 6-greutate; 7-bucșă centrare

Dispozitivul permite lepuirea tuturor tipodimensiunilor de plăcuțe realizate.

Experimentările realizate cu ajutorul dispozitivului prezentat a permis analiza statistică a principalilor factori ce influențează rugozitatea. S-a folosit același program STAT G, de această dată având în vedere cinci factori de influență:

- granulație pastă lepuit, [μm];
- presiune, [Mpa];
- viteză, [m/min];
- timp, [min];
- adaos de prelucrare, [mm],

și un răspuns:

- rugozitatea suprafeței Ra, [μm].

Datele de intrare sunt prezentate în tabelul următor:

Tabelul 6.4

Run	Adaos	Granulație	Presiune	Viteză	Timp	Rugozitate
1	2,05000000E-2	11	1.0	23.5	200	0.12
2	4,00000000E-2	2	1.2	40.0	200	0.02
3	1,00000000E-3	20	1.2	7.0	200	0.25
4	1,00000000E-3	20	1.2	40.0	100	0.30
5	1,00000000E-3	2	0.8	7.0	100	0.02
6	1,00000000E-3	2	0.8	40.0	100	0.01
7	4,00000000E-2	2	1.2	40.0	100	0.03
8	4,00000000E-2	20	0.8	40.0	200	0.25
9	4,00000000E-2	11	1.0	23.5	150	0.18
10	2,05000000E-2	11	0.8	23.5	150	0.15
11	2,05000000E-2	11	1.0	23.5	100	0.18
12	1,00000000E-3	2	1.2	7.0	200	0.015
13	4,00000000E-2	20	0.8	7.0	100	0.35
14	1,00000000E-3	11	1.0	23.5	150	0.12
15	2,05000000E-2	11	1.0	7.0	150	0.15
16	2,05000000E-2	11	1.0	40.0	150	0.17
17	4,00000000E-2	20	1.2	7.0	100	0.35
18	2,05000000E-2	20	1.0	23.5	150	0.30
19	4,00000000E-2	2	0.8	7.0	200	0.02
20	2,05000000E-2	11	1.2	23.5	150	0.15
21	1,00000000E-3	20	0.8	40.0	200	0.20
22	2,05000000E-2	2	1.0	23.5	150	0.016
23	2,05000000E-2	11	1.0	23.5	150	0.15
24						

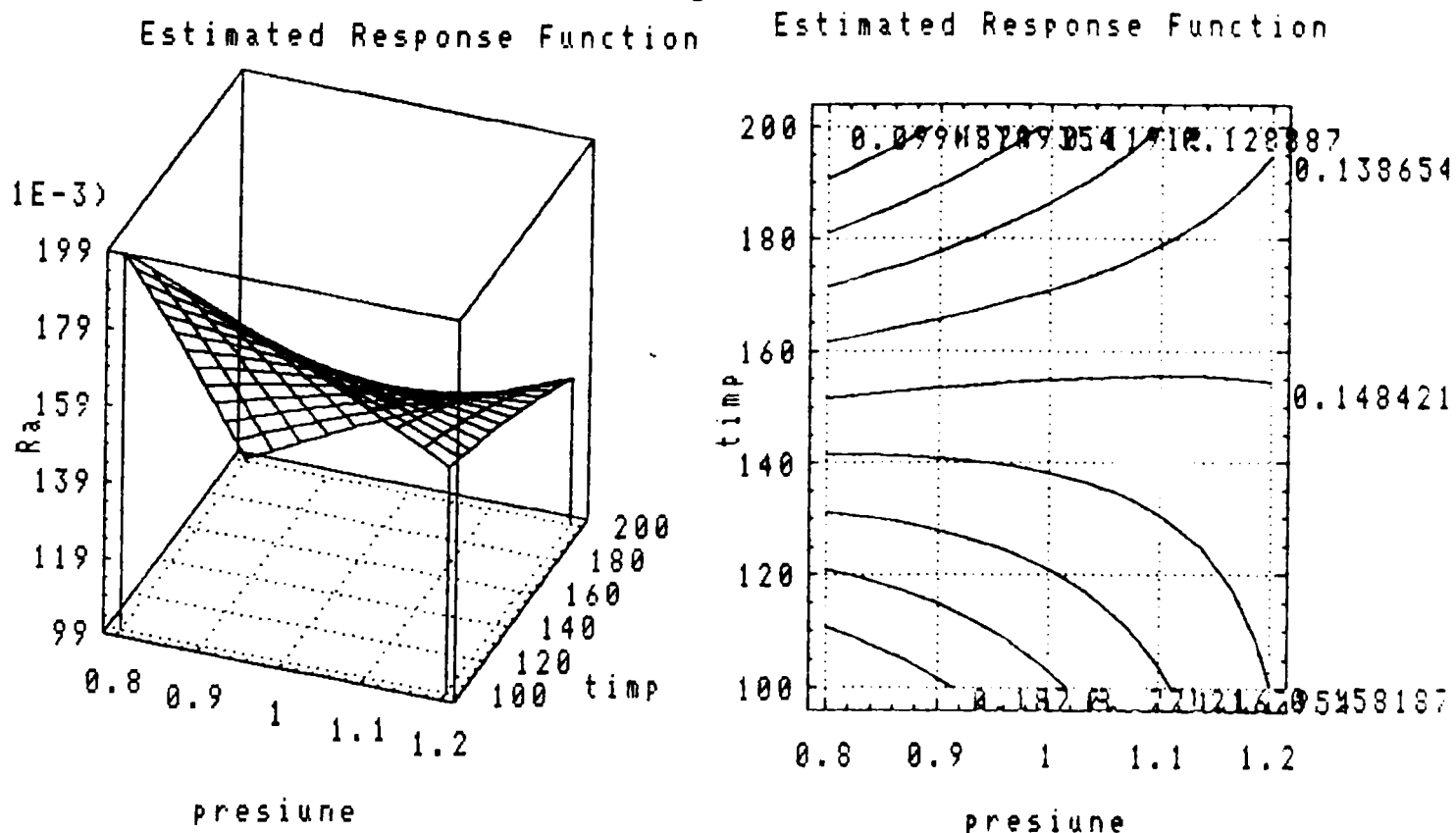
S-au parcurs aceleași etape ca și în cazul experimentului de la capitolul 5.5.1.2.

Analiza ANOVA a factorilor scoate în evidență deosebita importanță a granulației asupra răspunsului (Ra), urmată în ordine de influența adaosului, a timpului, a vitezei și a presiunii. (Tabelul 6.5)

ANOVA for Ra-5 factor study

Effect	Sum of Squares	DF	Mean. Sq.	F-Ratio	p- val.
A: adaos	0.00220827	1	0.0022083	1174.93	0.000
B: granulație	0.04816667	1	0.0481667	25627.60	0.000
C: presiune	0.00000027	1	0.0000003	0.14	0.735
D: viteză	0.00000027	1	0.0000003	0.14	0.735
E: timp	0.00211227	1	0.0021123	1123.85	0.000
AB	0.00000129	1	0.0000013	0.69	0.475
AC	0.00005302	1	0.0000530	28.21	0.013
AD	0.00008285	1	0.0000828	44.08	0.007
AE	0.00006343	1	0.0000634	33.75	0.010
BC	0.00012945	1	0.0001294	68.88	0.003
BD	0.00031100	1	0.0003110	165.47	0.001
BE	0.00077702	1	0.0007770	413.42	0.000
CD	0.00006343	1	0.0000634	33.75	0.010
CE	0.00068479	1	0.0006848	364.35	0.000
DE	0.00015380	1	0.0001538	81.83	0.002
AA	0.00000621	1	0.0000062	3.30	0.166
BB	0.00010021	1	0.0001002	53.32	0.005

Am studiat variația acestor parametri (doi câte doi) raportat la rugozitate. Dependentele grafice cele mai semnificative sunt prezentate figurile următoare:



În concluzie această operație se realizează în trei faze:

- lepuirea preliminară;
- lepuirea definitivă;
- lustruirea.

Toate fazele se realizează prin tușare pe o placă de fontă perfect plană, prin deplasări în toate direcțiile, în așa fel încât paralelismul și planeitatea obținute în urma rectificării plane de finisare să nu fie afectate, ci îmbunătățite.

Rugozitatea suprafeței lepuite la prelucrarea oțelului cu micropulberi de diferite granulații este prezentată în tabelul 6.6

Tabelul 6.6 Rugozitatea suprafeței lepuite cu micropulberi de diferite granulații

Granulație micropulberi	Rugozitate Ra [μm]
M40	0,32...0,68
M28	0,32
M20	0,16...0,32
M14	0,16
M10	0,08...0,16
M7	0,08...0,16
M5	0,08
M3	0,04...0,08
M1	0,02...0,04

Astfel, pentru obținerea rugozității prevăzute în standard ($Ra = 0,10 \mu\text{m}$) sunt necesare trei faze de lepuire, diferența dintre ele constând în modificarea pastei de lepuire.

În primă fază denumită lepuirea primară se folosește o pastă de lepuire la care granulația este M28 (mărimea granulei de $20...28 \mu\text{m}$). Prin această fază rugozitatea plăcuței etalon devine $Ra \sim 0,32 \mu\text{m}$. Operația se realizează prin ungerea plăcii de fontă cu această pastă, peste care se deplasează plăcuța etalon până când pasta se îmbâcsește. După aceasta se curăță atât placa de fontă cât și etalonul cu o cârpă curată. Operația se repetă până în momentul când de pe suprafața etalonului dispar urmele pietrei de rectificat, date de operația precedentă (Rectificare plană de finisare $Ra = 0,5 \mu\text{m}$).

În a doua fază numită lepuire definitivă se utilizează pasta de lepuire a cărei granulație este M5 (mărimea granulei $3...5 \mu\text{m}$).

După realizarea acestei faze rugozitatea plăcuței devine $Ra \sim 0,08 \mu\text{m}$. Procedul de lucru fiind ca la prima fază (lepuirea primară).

Lustruirea este cea de-a treia fază, la care pasta are granulația M1 (mărimea granulei mai mici de $1 \mu\text{m}$). Ea se poate realiza mecanizat, prin frecarea plăcuței cu periferia unui disc de lustruit sau manual prin frecarea plăcuței pe o suprafață plană acoperită cu pâslă.

Operația se realizează până în momentul când suprafața etalonului capătă luciu metalic, respectiv rugozitatea de $Ra = 0,06 \mu\text{m}$.

Compoziția pastei necesare operației de superfinisare este prezentată în tabelul 6.7.

La utilizare pastele pot fi diluate până la vâscozitatea necesară cu petrol sau uleiuri.

Tabelul 6.7. Compoziția pastei de lepuit

Componente	Tipul pastei %		
	M28	M5	M1
Electrocoridon	70	70	-
Oxid de aluminiu	-	-	14
Acid oleic	20	20	14
Seu de vite	-	-	46
Parafină	9	9	14
Petrol	1	1	12

6.5. Detensionarea

În procesul de aşchiere și superfinisare se creează stări de tensiuni interne în material care pot afecta, în timp, starea plăcuței etalon. Detensionarea are rolul de „relaxare” a materialului precum și stabilizare a structurii și durității în timp.

Operația de detensionare se realizează prin fierberea plăcuțelor în ulei timp de două ore la temperatura de 150 °C urmată de răcire lentă în aer.

Din literatură se cunosc următoarele date privind ecruisarea startului superficial datorită prelucrărilor mecanice, (Tabelul 6.8.).

Tabelul 6.8. Adâncimea de strat ecruisat funcție de prelucrările mecanice

Prelucrarea	Strat ecruisat (μm)
Rectificare de eboșare	5.0
Rectificare de finisare	2.5
Lustruire pe hârtie metalografică	1.2
Lustruire cu disc	0.0

6.6. Controlul calității plăcuțelor

6.6.1. Condiții tehnice de calitate

Plăcuțele etalon de duritate trebuie să corespundă prescripțiilor stipulate în standarde referitor la:

- calitatea (rugozitatea Ra) suprafețelor de așezare și de lucru;
- planeitatea suprafețelor de așezare și de lucru;
- paralelismul dintre suprafețele de așezare și de lucru.

Rugozitatea impusă suprafețelor active ale plăcuțelor influențează direct precizia măsurării de duritate prin efectul asupra dimensiunilor noi, imprimate de penetratorul aparatului de măsurat durități și este prescrisă diferențiat pentru suprafața de lucru și cea de așezare precum și funcție de tipul etalonului, și clasa de precizie.

Rugozitățile prescrise corespund unor precizii de execuție corespunzătoare claselor IT3, IT4 pentru suprafața de lucru și IT5 pentru suprafața de așezare.

Abateră de la planeitatea suprafețelor de așezare și de lucru influențează precizia de așezare stabilă (pe trei puncte ne-coliniare) în timpul măsurării de duritate. Abateră admisă de la planeitate este de 5μm/50mm, ceea ce corespunde clasei VI de precizie pentru lungimea de referință de la 25 la 60mm. Se admit atât concavități cât și convexități.

Abaterile de la paralelismul suprafeței de lucru față de cea de așezare influențează perpendicularitatea pătrunderii penetratorului în timpul măsurării în materialul etalonului.

Valoarea admisă de 10mm/50mm pentru plăcuțele etalon de duritate corespunde clasei VI de precizie pentru lungimi de referință de la 25 la 60mm.

6.6.2. Mijloace și metode de control

În cadrul cercetărilor experimentale efectuate prin sondaj pe loturi de etaloane pentru verificarea valorii rugozității R_a s-au folosit:

- a. Profilometrul electronic cu mecanism de antrenare de fabricație daneză;
- b. Profilometrul electronic N 2801 cu mecanism de antrenare N 2801 M de fabricație românească.

Schema de montaj pentru măsurare este redată în figura 6.2, viteza de măsurare $V=2\text{mm/s}$.

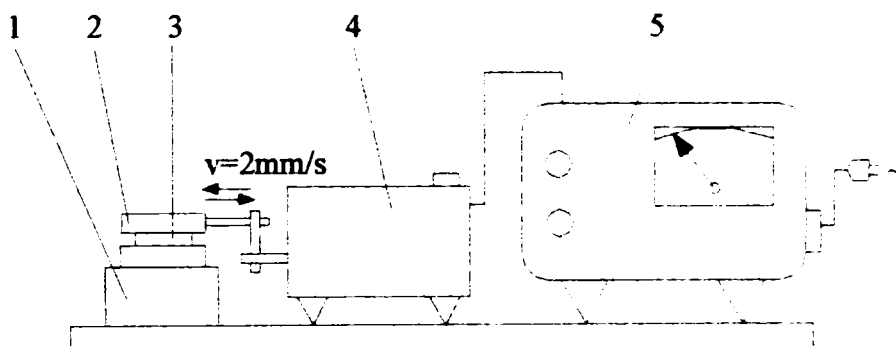


Figura 6.2 Schema profilometrului pentru măsurarea rugozității
1-suport; 2-traductor; 3-etalon; 4-mecanism de antrenare;
5-profilometru electronic

Pentru măsurarea abaterilor de la planeitate s-au folosit două metode:

- a. metoda interferometrică;
 - b. metoda verificării cu un aparat comparator;
- a. Metoda interferometrică este rapidă și precisă, dar aplicabilă numai suprafețelor lucii cu abatere de la planeitate sub 0.01mm. Această metodă a fost aplicată pentru fețele de lucru ale etaloanelor cu sarcini mici.

b. În cazul metodei comparative, relevarea profilului efectiv se face prin măsurarea comparativă cu un aparat cu precizia de 0.001 mm, abaterea de la planeitate reprezentând distanța maximă între planul adiacent la limitele suprafeței de referință și suprafața efectivă.

Schema dispozitivului pentru măsurare este prezentată în figura 6.3.

Observație: se recomandă:

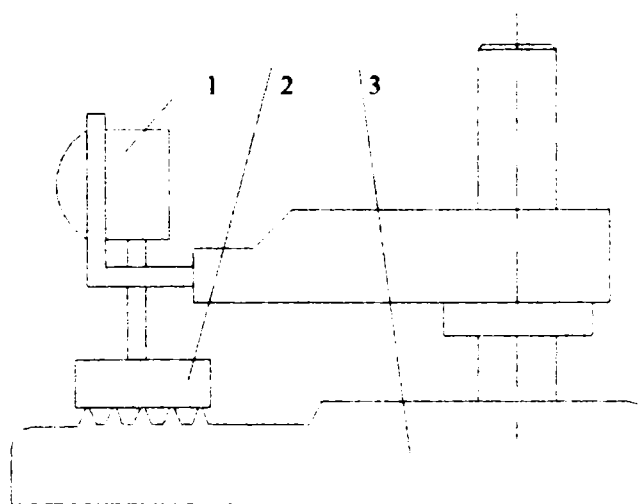


Figura 6.3 Dispozitivul de măsurare
1- aparat comparator; 2- piesa; 3- suport

- folosirea pentru măsurare a unui aparat comparator de tipul ortotestului sau minimetrului;

- la determinarea planului adiacent se vor determina cotele a trei puncte cât mai îndepărtate;

Abaterea de la paralelism reprezintă diferența dintre distanța maximă și minimă dintre două plane adiacente măsurate în limitele suprafeței de referință. Schema montajului de verificare este prezentată în figura 6.4.

Eliminarea erorilor de planeitate se face prin măsurarea paralelismului între suprafețele plăcii de verificare și a plăcii plan paralele. S-a folosit un comparator cu precizia de 0.002mm.

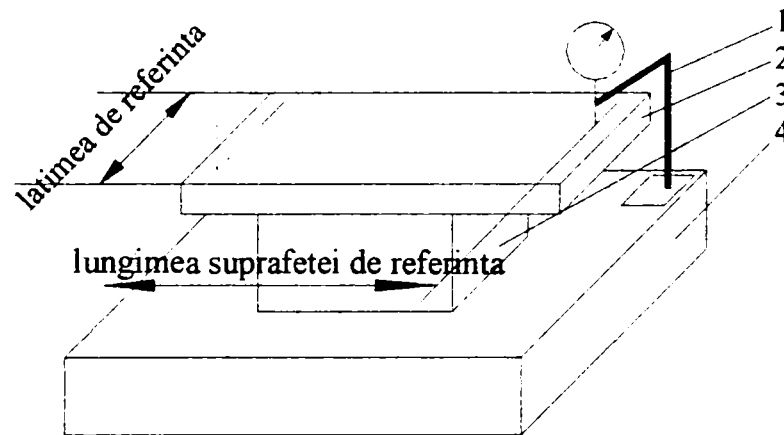


Figura 6.4 Schema montajului pentru verificarea paralelismului suprafețelor

1-aparat comparator; 2-placa plan -paralela; 3-piesa;
4-placa de verificare

6.7. Etalonarea plăcuțelor

6.7.1. Considerații generale

Etalonarea este operația prin care se atribuie duritatea fiecărei plăcuțe etalon. Determinarea durității plăcuțelor s-a efectuat pe aparatele etalon din dotarea Institutului Național de Metrologie - Laboratorul de durități din Timișoara. Aceste aparate sunt:

a. Aparat etalon național pentru reproducerea și transmiterea scărilor de duritate Rockwell A, B, C, F și G.

b. Aparat etalon național pentru reproducerea și transmiterea scărilor de duritate Rockwell superficial N și T.

c. Aparat etalon național pentru reproducerea și transmiterea scărilor de duritate Brinell.

d. Aparat etalon național pentru reproducerea și transmiterea scărilor de duritate Vickers.

e. Aparat etalon național pentru reproducerea și transmiterea scărilor de duritate Knoop.

Observații. Documentația acestor aparate etalon pentru reproducerea și transmiterea scărilor de duritate a fost mai detaliat prezentată în capitolul III.

Etalonarea plăcuțelor de duritate pentru scările HBW a fost posibilă doar prin realizarea penetratoarelor-bilă din carburi metalice sinterizate.

Tehnologia de realizare a acestor penetratoare bilă este amplu prezentată în subcapitolul care urmează (cap 6.7.2.). Rezultatele experimentale realizate cu bile executate prin efort propriu de doctorand vor fi prezentate în capitolul 7.2. intitulat “Experimentări de laborator privind realizarea plăcuțelor etalon Brinell”.

6.7.2. Tehnologia de execuție a penetratoarelor – bilă necesare etalonării plăcuțelor de duritate pentru scările HBW.

Conform STAS 165-83 și ISO 410-82 penetratorul-bilă necesar verificării durității materialelor metalice cu duritate de 450...650 HB trebuie confecționat din carbură de wolfram care trebuie să îndeplinească următoarele condiții:

- diametrul măsurat în cel puțin trei direcții diferite să nu depășească abaterea de $\pm 0,0040\text{mm}$ pentru bile de $\varnothing 10$ și $\varnothing 5\text{mm}$ și $\pm 0,0030\text{mm}$ pentru bile de $\varnothing 2,5$; $\varnothing 2$ și $\varnothing 1\text{mm}$;
- lungimea maximă a diagonalei urmei pe o bilă de $\varnothing 10\text{mm}$ să fie $0,111\text{mm}$ ($\sim 1500\text{HV}10$);
- suprafața bilei să fie lipsită de defecte, rugozitatea după lepuire să nu depășească $Ra = 0,025\mu\text{m}$.

La realizarea acestor penetratoare – bilă se disting următoarele etape

1. execuția matrițelor de presat pulberi metalice;
2. elaborare eboș (semifabricat);
3. prelucrarea mecanică a eboșului.

6.7.2.1. Execuția matrițelor de presat pulberi metalice

Schița de principiu a matriței, care s-a folosit la presarea eboșurilor este prezentată în figura 6.5.

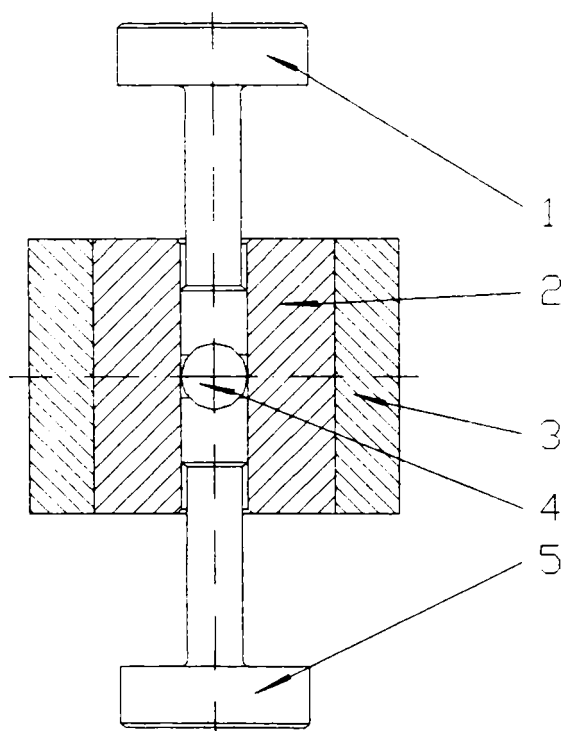


Figura 6.5 Schia de principiu a matriței de presare a bilelor din carburi metalice

1. poanson superior ;
2. matriță
3. manșonul de rigidizare
4. pulbere de presat
5. poanson inferior

La realizarea matriței s-au respectat următoarele condiții tehnice:

- pozițiile 1, 2 și 5 sunt realizate din oțel de scule 205 Cr 115 (C120), iar poziția 3 din oțel de îmbunătățire OLC45;
- elementele active s-au tratat termic asigurând o duritate de 59...60 HRC pentru poansoane (poziția 1, 5) și 62...64 HRC pentru matriță (poziția 2);
- asamblarea matriței cu manșonul de rigidizare (poziția 3) s-a realizat prin fretare;
- jocul dintre poanson și matriță maxim 0,03mm;
- rugozitatea suprafețelor de contact cu pulberea și cele de contact între poansoane și matriță să fie $Ra=0,1\mu m$;
- la dimensionarea părții active (diametrul bilei) trebuie adăugată mărimea adaosului de prelucrare (~0,5mm) și contracția la sinterizare (18%).

6.7.2.2. Elaborare eboș

Eboșurile s-au realizat la ICEM - București axat în special pe operațiile specifice metalurgiei pulberilor.

Literatura de specialitate indică pentru repere din carbură metalică sinterizate destinate diferitelor operații de deformare plastică (contact bilă cu materialul de încercat), sorturi din grupa "G" conform I.S.O.

Aceste recomandări, cât și indicațiile date de STAS 165-83 referitor la duritatea penetratoarelor – bilă, a impus alegerea materialului care, conform ISO (după catalog Tizit), să fie sortul „G30”.

Materia primă utilizată a fost din import provenită de la firma Tizit-Metallwork-Plansee-Austria, ea fiind livrată sub formă de amestecuri de pulberi omogenizate.

În tabelul 6.9 sunt prezentate rezultatele analizelor chimice efectuate pentru pulberea aleasă.

Tabelul 6.9. Analiza chimică a materiei prime

Denumire aliaj	Analiza chimică [%]							Granulația medie după Fischer [μm]
	Co	Ti	Ta/Nb	Fe	Ctot	Clib	WC	
G30	14,80	0,15	0,38	0,1	5,42	0,16	rest	0,92

Utilajele folosite au fost cele specifice metalurgiei pulberilor și anume:

- presă automată de 30 tf cu umplere volumetrică tip Mayer-Elveția;
- cuptor de deparafinare - presinterizare și sinterizare, cu încălzire prin inducție în curenți de medie frecvență (4000Hz) tip IOV-16 de la firma Balzers-Liechtenstein. Ca mediu de protecție s-a utilizat pentru operația de deparafinare argonul, iar pentru răcire, hidrogenul ;
- aparatura de control pentru determinarea celorlalte caracteristici fizico-chimice ale materiilor prime și ale materialelor sinterizate a fost cea utilizată în mod curent în metalurgia pulberilor.

Tehnologia de obținere a eboșului din pulberi de aliaje dure comportă următoarele operații principale:

- presarea comprimatelor la rece în matrițe;
- deparafinarea, presinterizarea și sinterizarea comprimatelor.

Presiunea specifică de presare folosită a fost în conformitate cu certificatul de calitate a pulberii, respectiv 1500 kgf/cm². Comprimătele au prezentat o rezistență satisfăcătoare la manipulare.

Scopul deparafinării și al presinterizării este eliminarea liantului de presare (parafină 1,2...2%) și obținerea unei rezistențe a semifabricatului pentru eventualele prelucrări mecanice (la bilele cu diametrul mai mare se poate îndepărta bavura). Parametrii tehnologici care influențează procesul de deparafinare - presinterizare sunt viteza de încălzire și răcire, și temperatura de menținere a palierului și durata palierului.

La sortul "G30" parametrii optimi ai tehnologiei la deparafinare – presinterizare sunt prezentați în tabelul 6.9.

Tabelul 6.10. Parametrii tehnologici de deparafinare - presinterizare

Intervalul de temperatură [°C]	Durata [minute]	Presiune [torri]	Palier [minute]
20...380	90	Argon 20...33	-
Palier 380	-	Argon 20...33	90
380...460	30	Argon 20...32	-
Palier 460	-	Argon 20...33	90
460...780	90	De la 500°C vid de 0,2...1 torr	-
Palier 780	-	De la 500°C vid de 0,2...1 torr	30

Operația principală a tehnologiei de elaborare a eboșurilor din carburi metalice este sinterizarea.

Pentru obținerea caracteristicilor fizico-mecanice impuse, parametrii optimi ai tehnologiei la operația de sinterizare sunt prezentați în tabelul 6.10.

Tabelul 6.10. Parametrii tehnologici de sinterizare

Intervalul de temperatură [°C]	Durata [minute]	Presiune de lucru [torri]
780...1380	120	0,2...0,1
Palier la 1380	50	0,3...0,8

În figura 6.6 este redat ciclul de deparafinare – presinterizare - răcire pentru sortul ales (G30).

Determinarea caracteristicilor fizico-mecanice s-a efectuat după cum urmează: duritatea HV s-a realizat cu sarcina de încărcare de 50 kgf. S-a acceptat ca rezultat al încercării valoarea medie a durităților în trei puncte așezate pe diagonală la distanțe egale între ele (circa 3mm la bila de Ø10). Toate probele măsurate se încadrează în normele date de standardele în vigoare (1500±100 HV).

Prin analiză metalografică s-a determinat:

- porozitatea în secțiune(mărimea și distribuția porilor);
- prezența și distribuția carbonului liber;
- caracterul repartiției cobaltului;
- granulația carburii de wolfram.

Suprafața relativă ocupată de pori din carbonul liber s-a determinat prin comparare cu scara respectivă din normele tehnice pentru analiză metalografică a aliajelor dure-ASTM.

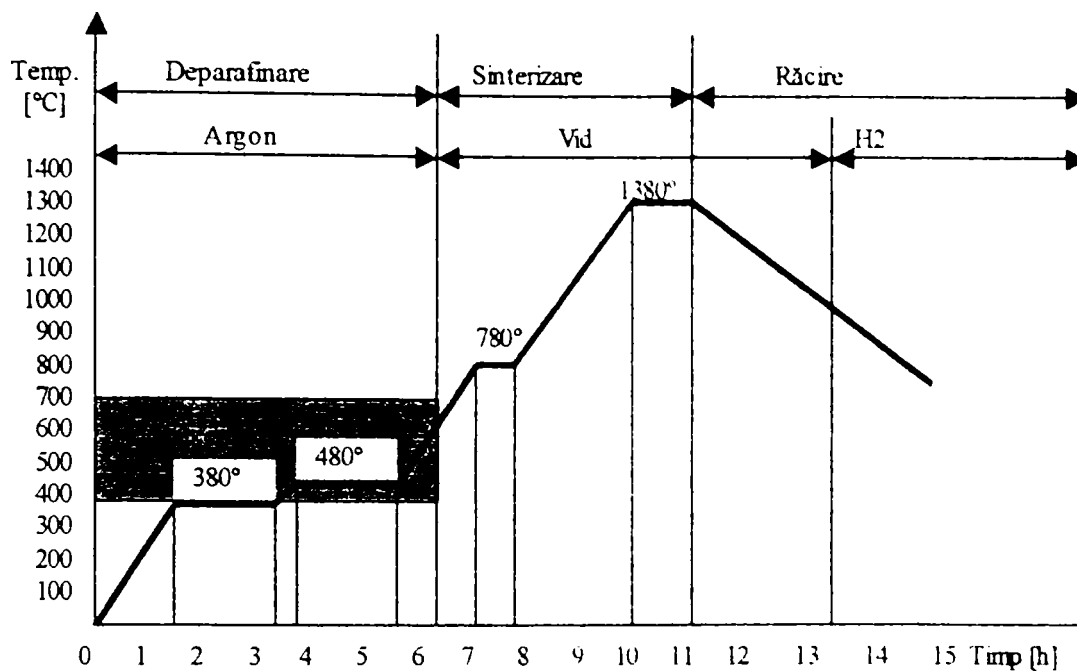


Figura 6.6 Ciclu de deparafinare-sinterizare-răcire în cuptor IOV16-BALZERS pentru sorturik de CMS

Porozitatea aparentă și structura metalografică a compoziției din carbură metalică sinterizată(G30)sunt prezentate în figurile 6.7 și 6.8.

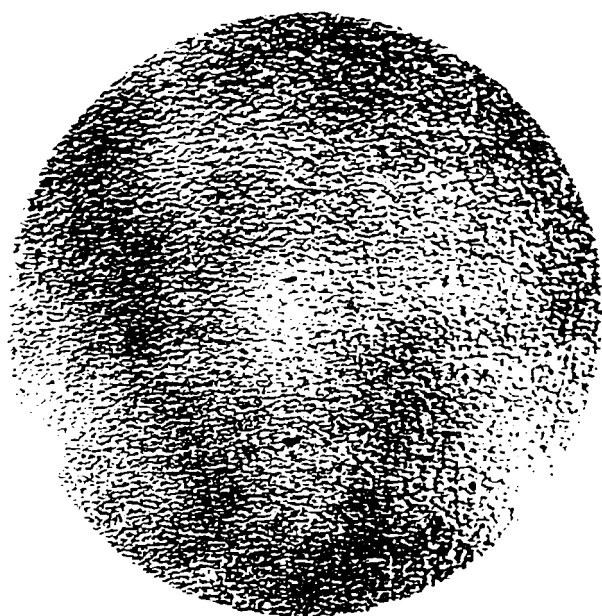


Figura 6.7, X 200
Porozitate aparentă A2, conform scării etalon de porozitate, pori 10 μm, fără atac.

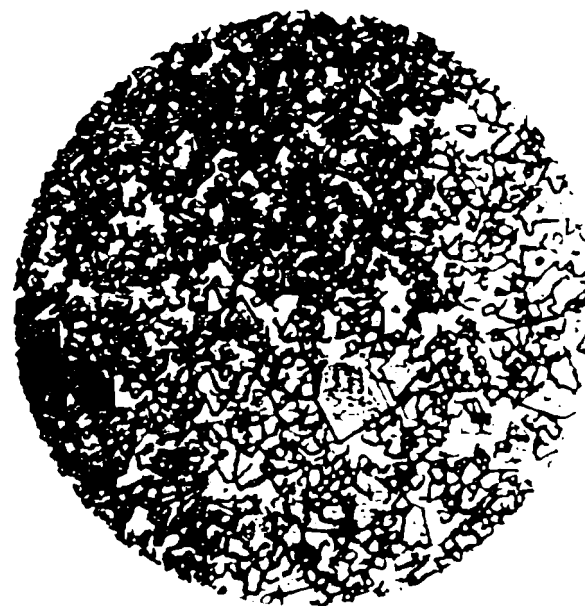


Figura 6.8, X 1500
Distribuție uniformă a fazei Co;
Granulația aparentă a fazei WC medie
Atac soluție Murakami

Porozitatea a fost studiată pe probă neatacată, șlefuită în prealabil cu pastă de diamant de granulație 1,5... 3 μm, șlefuirea executându-se în trepte. Se observă că porozitatea corespunde scării etalon de porozități. Pe probe nu se observă pori mai mari de 10μm.

De asemenea nu se observă porozitate produsă de carbonul liber din structură.

În ceea ce privește microstructura probelor din carburi metalice studiate la microscopul metalografic la o mărire de 1500 de ori se observă o distribuție uniformă a fazelor de carbon și a cobaltului. De asemenea se observă o granulație medie și uniformă a carbunii de wolfram în structură.

În concluzie, regimul de deparafinare – presinterizare -sinterizare stabilit a condus la obținerea unor caracteristici fizico-mecanice în concordanță cu datele din literatura de specialitate.

6.7.2.3. Prelucrarea mecanică a eboșului

Eboșurile obținute prin operații specifice metalurgiei pulberilor se prezintă cu abateri de la sfericitate de 0,5 mm și o bavură pe circumferință (figura 6.9). Pentru aducerea lor la forma sferică a cărei abatere de la sfericitate să nu depășească $\pm 0,004\mu\text{m}$, sunt necesare operații de prelucrare mecanică.

În prezent, tehnologia de prelucrare sferică este bine cunoscută la realizarea bilelor de rulmenți. Prelucrarea penetratoarelor-bilă din carburi metalice sinterizate prin această tehnologie nu este posibilă din mai multe considerente. Acestea sunt: duritatea mai mare, producție de unicat (pentru rulmenți producție de masă) și dimensiune precisă impusă de norme date de standarde (pentru rulmenți dimensiunea se alege prin sortare).

Astfel, pentru operația de prelucrare mecanică care să asigure forma sferică la precizia impusă, s-a proiectat și executat în laboratorul SMTT (Facultatea de Mecanică) un dispozitiv care să realizeze această operație prin rectificare.

În figura 6.9 este prezentată schema de principiu a rectificării, iar în figura 6.10 dispozitivul executat.

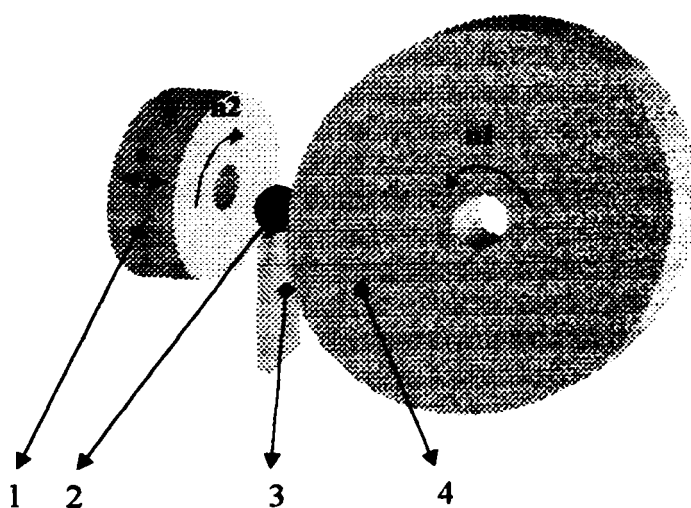


Figura 6.9 Schema de principiu a rectificării sferice

1. disc de antrenare
2. bilă
3. suport bilă
4. disc de așchiere

După cum se observă în schemă (figura 6.9.), bila din carbură metalică sinterizată (2) este așezată pe un suport (3) care are practic un canal sau orificiu (pentru dimensiuni mici ale bilei) și are rolul de a poziționa bila la locul de contact între discul de antrenare (1) și cel de așchiere. Discul de antrenare este de tipul unei "pietre oală" pentru care se recomandă o granulație fină și duritate mare (P,Q,R,S). Turația discului trebuie să fie cuprinsă între 80... 100 rot/min având sensul de mișcare conform săgeții, n2. Totodată, acest disc se mai deplasează în direcția săgeții 's', aceasta reprezentând mișcarea de pătrundere (avans) realizată manual.



(vedere de sus)



(vedere laterală)

Figura 6.10 Dispozitiv de prelucrare a corpurilor sferice

Mișcarea principală de așchiere este realizată de discul abraziv (4), care este de tip "cilindric". Sensul mișcării de rotație este dat de săgeata (n). Pentru acest disc se recomandă o piatră din carbură verde de siliciu (22C), granulație fină (80...120) și duritate mică (H, L, J, K). Turația discului este dată de polizorul de banc, iar diametrul exterior al discului trebuie în așa fel ales ca viteza periferică să fie de 15...20 m/s, viteză recomandată pentru așchieria carburilor metalice.

Pentru stabilirea diametrului optim s-a folosit formula

$$D_p = \frac{1000 \times 60 \times v_p}{\pi \times n}$$

în care : D_p = diametrul exterior al discului abraziv (mm);

n = turația discului abraziv (rot/min) care este dată de polizorul de banc folosit (2850 rot/min);

v_p = viteza periferică a discului abraziv (m/s) care la așchieria carburilor metalice se recomandă a fi 15...20 m/s.

Montajul realizat asigură viteza de așchiere recomandată dacă discul abraziv are diametrul cuprins între 140...100 mm.

Rectificarea s-a oprit în momentul atingerii cotei dorite, asigurând un adaos de 0,05mm pentru operația de superfinisare. Prin această prelucrare se asigură o abatere de la sfericitate de 0,01mm.

Operația de superfinisare s-a realizat manual prin mișcarea bilei între o placă de cauciuc și o piesă din material moale (exemplu-alamă), care are practicat un orificiu și ghidează bila într-un mediu cu pastă de lepuit diamantată de granulație 1,5...3 μm. Operația durează până în momentul atingerii cotei impuse. Verificarea dimensiunii s-a realizat cu un pasmetru pe cel puțin trei diametre echidistante.

În figura 6.11 sunt prezentate aceste bile.

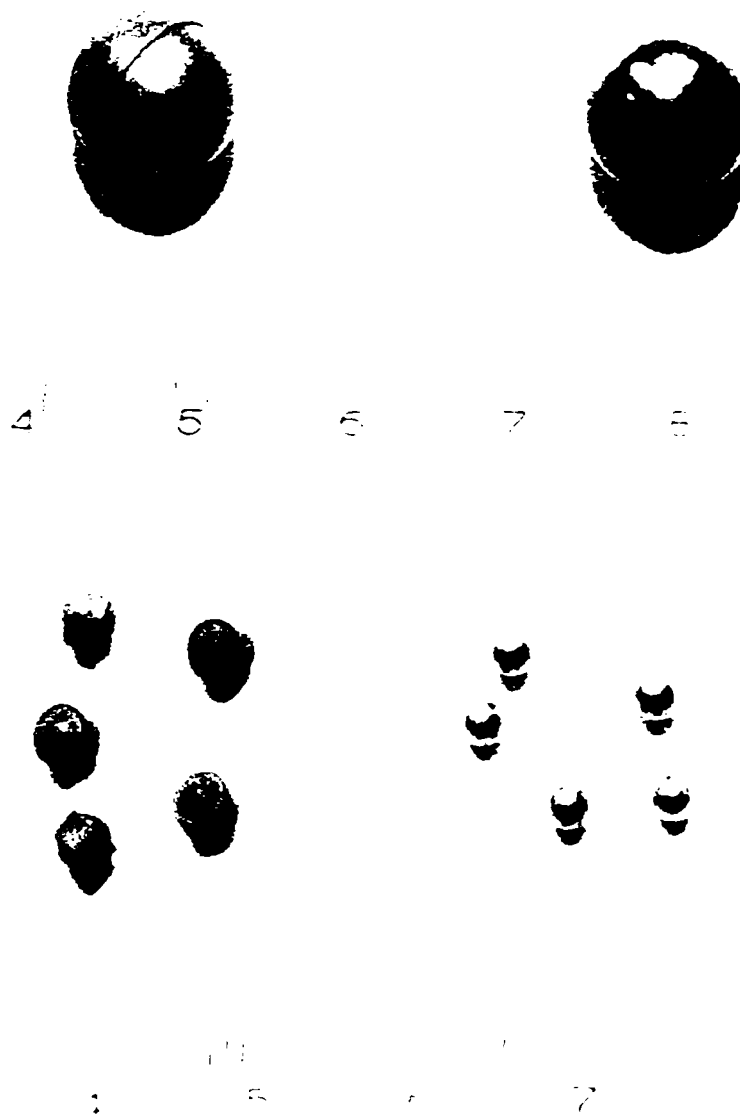


Figura 6.11 Bile din carbură folosite la etalonarea plăcuțelor etalon, scările HBW

6.8. Inscripționarea

După determinarea durtății toate plăcuțele care se încadrează în condițiile tehnice de calitate prevăzute de standarde se inscripționează. Această operație se efectuează pe suprafața laterală a plăcuțelor și cuprinde :

- marca de fabrică a unității producătoare;
- numărul și anul fabricației;
- valoarea nominală a durezzații plăcuței;
- simbolul metodei de determinare a durezzații.

Inscripționarea se poate realiza:

- manual, prin atac chimic cu acizi tari;
- cu ajutorul unui pantograf :- cu burghiu pentru plăcuțe moi și medii, cu creion electric pentru plăcuțe dure.

6.9. Protejarea, ambalarea, conservarea

Protejarea plăcuțelor în vederea conservării în timp se realizează prin ungerea lor cu un strat subțire de vaselină neutră. Plăcuțele unse se ambalează în cutii sau plicuri din material plastic și se depozitează în spații ferite de umezeală și agenți corozivi.

CAPITOLUL VII. EXPERIMENTĂRI DE LABORATOR PRIVIND REALIZAREA PLĂCUȚELOR ETALON DE DURITATE

Capitolul este dedicat prezentării rezultatelor experimentale ale doctorandului obținute în colaborare cu firma TIM-ICEM și Institutul Național de Metrologie. Aceste experimentări, care reprezintă de fapt realizarea de etaloane pentru cât mai multe metode și scări de duritate, au fost folosite la obținerea aprobării de model Nr. 011/11.02.2000 valabilă până în 31.01.2005

Ținându-se cont de faptul că echivalarea valorilor de duritate după diverse scări este pur orientativă, ea neputând fi utilizată pentru emiterea unor documente oficiale care să ateste calitatea produsului a fost necesară execuția de plăcuțe pentru toate metodele și scările de duritate pentru care s-a dorit aprobarea de model.

7.1. Experimentări de laborator privind realizarea plăcuțelor etalon de duritate Rockwell

7.1.1. Considerații generale

Metoda Rockwell, așa cum s-a mai precizat, este cea mai operativă metodă de determinare a durității fiind intens folosită la nivel industrial.

Este importantă realizarea de plăcuțe etalon pentru toate scările Rockwell, în condițiile precizate de euronorme (și evident obținerea aprobării de model), atât datorită cererii interne cât și pentru piața externă, în ultimul an mai multe țări din Europa și America manifestându-și interesul pentru astfel de măsuri etalon de duritate.

7.1.2. Rezultate obținute

Pentru a materializa toate scările metodei Rockwell s-au realizat plăcuțe folosind materialele RUL 1, OLC 10 și OLC 25.

Tratamentul termic al materialelor a fost ales în baza concluziilor de la punctul 5.5.4. și a necesității de acoperire a unei plaje cât mai întinse de durități, bine-înțeles în ipoteza respectării cerințelor interne și internaționale legate de măsurile etalon de duritate.

În continuare sunt prezentate tabelar o parte din rezultatele menite să materializeze scările de duritate Rockwell (A, B, C, F, G, N, T). Pentru fiecare plăcuță (măsură) va fi specificat materialul, starea de tratament termic precum și grosimea plăcuței, abaterea de la paralelism și planeitate, rugozitatea pe suprafața de încercare și așezare, duritatea, eroarea de fidelitate și clasa de calitate.

În tabelul 7.1. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 60 HRA

Tabelul 7.1.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abaterea ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HRA	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	RUL 1 C+R la 700 °C	10,0	3,8	2,8	0,15	0,40	62,0	0,65	I
2		10,2	10,8	2,1	0,18	0,45	61,4	1,42	I
3		10,1	10,0	2,1	0,18	0,63	61,6	1,17	I
4		10,1	3,8	2,1	0,18	0,63	61,3	1,03	I
5		10,5	6,2	2,1	0,20	0,50	61,4	0,77	I

Obs: Notațiile pentru tratamentul termic (coloana 2) reprezintă C = călire; R= revenire

În tabelul 7.2. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 80 HRA

Tabelul 7.2.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abaterrea ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HRA	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
1	RUL 1 C+R la 300 °C	10,0	10,0	2,1	0,18	0,45	81,2	1,59	I
2		10,0	6,2	2,1	0,15	0,50	81,0	2,10	II
3		10,0	3,8	2,1	0,20	0,45	79,9	2,74	II
4		10,0	7,5	2,1	0,20	0,45	81,2	1,59	I
5		10,0	6,2	2,8	0,18	0,60	81,2	2,65	II

În tabelul 7.3. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 55 HRB

Tabelul 7.3.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abaterrea ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HRB	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
1	OLC 10 Normalizat	10,0	7,50	2,1	0,20	0,45	53,7	1,96	I
2		10,0	6,25	2,8	0,18	0,60	53,8	1,84	I
3		10,0	6,25	2,8	0,18	0,60	56,3	1,76	I
4		10,0	7,50	2,8	0,15	0,60	54,1	1,32	I
5		10,0	1,25	1,4	0,20	0,45	53,9	0,92	I

În tabelul 7.4. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 90 HRB

Tabelul 7.4.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abateră ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HRB	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
1	RUL 1 Globulizat	10,5	8,75	2,1	0,20	0,45	91,2	1,72	I
2		10,2	10,0	2,1	0,18	0,50	89,4	1,88	I
3		10,0	10,0	2,1	0,18	0,45	90,1	1,90	I
4		10,1	3,75	2,1	0,18	0,45	90,4	1,92	I
5		10,0	2,5	2,8	0,15	0,50	90,9	1,95	I

În tabelul 7.5 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 25 HRC

Tabelul 7.5.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abateră ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HRC	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
1	RUL 1 C+R la 650 °C	9,5	7,5	2,8	0,18	0,30	27,0	0,62	I
2		9,5	6,0	2,1	0,20	0,30	26,9	0,62	I
3		9,5	7,5	3,5	0,18	0,30	27,2	0,69	I
4		9,5	7,0	2,8	0,20	0,30	26,5	0,75	I
5		9,5	7,0	2,8	0,18	0,30	26,8	0,68	I

În tabelul 7.6 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 38 HRC

Tabelul 7.6.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abateră ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HRC	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
1	RUL 1 C+R la 550 °C	10,0	4,0	2,8	0,18	0,30	38,3	0,81	I
2		10,0	9,0	2,8	0,20	0,30	39,4	0,82	I
3		10,0	9,6	2,8	0,18	0,30	39,8	0,91	I
4		10,0	6,0	3,5	0,20	0,30	39,8	0,75	I
5		10,0	6,6	2,8	0,20	0,30	38,1	0,81	I

În tabelul 7.7. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 60 HRC.

Tabelul 7.7.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abaterrea ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HRC	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planitate	Suprafața de încercare	Suprafața de apăzare			
1	RUL 1 C+R la 150 °C	10,0	7,0	3,5	0,20	0,30	63,0	0,54	I
2		10,0	4,0	2,8	0,20	0,30	63,0	0,54	I
3		10,1	5,0	2,8	0,20	0,30	62,8	0,80	I
4		10,2	1,5	3,5	0,18	0,30	62,6	0,53	I
5		10,0	8,0	2,8	0,20	0,30	62,8	0,80	I

În tabelul 7.8. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 90 HRF

Tabelul 7.8.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abaterrea ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HRF	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planitate	Suprafața de încercare	Suprafața de apăzare			
1	OLC 10 Normalizat	10,1	8,8	2,1	0,20	0,40	92,9	1,62	I
2		10,2	3,8	2,1	0,15	0,50	92,4	1,33	I
3		10,0	10,0	2,1	0,20	0,48	92,4	2,39	II
4		10,2	10,0	2,2	0,18	0,50	91,2	2,89	II
5		10,1	3,8	2,1	0,15	0,45	93,5	1,37	I

În tabelul 7.9 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 70 HRG

Tabelul 7.9.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abaterrea ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HRG	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planitate	Suprafața de încercare	Suprafața de apăzare			
1	RUL 1 Globulizat	10,0	10,0	2,1	0,18	0,48	69,0	0,66	I
2		10,2	2,5	2,8	0,20	0,47	68,1	0,40	I
3		10,5	3,8	2,1	0,16	0,50	69,6	0,58	I
4		10,5	2,5	1,4	0,19	0,47	69,2	0,49	I
5		10,5	6,2	2,8	0,18	0,50	68,2	2,18	II

În tabelul 7.10 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 70 HR 15 N

Tabelul 7.10.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abateră ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HR 15 N	Eroarea de fidelitate	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
								ef, %	
1	RUL 1 C+R la 700 °C	6,1	2,5	2,8	0,08	0,50	71,4	0,40	I
2		6,0	10,0	2,1	0,10	0,50	71,6	0,20	I
3		6,2	3,7	2,8	0,10	0,50	71,6	0,30	I
4		6,3	10,0	2,8	0,10	0,50	72,0	0,60	I
5		6,0	10,0	2,1	0,09	0,40	71,1	0,20	I

În tabelul 7.11. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 85 HR 15 N

Tabelul 7.11.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abateră ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HR 15 N	Eroarea de fidelitate	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
								ef, %	
1	RUL 1 C+R la 500 °C	6,2	8,7	2,1	0,09	0,50	84,5	0,40	I
2		6,1	10,0	2,8	0,10	0,50	83,6	0,20	I
3		6,0	10,0	3,0	0,10	0,50	83,3	0,30	I
4		6,0	10,0	3,1	0,10	0,45	83,3	0,30	I
5		6,0	6,25	3,8	0,10	0,40	83,1	0,40	I

În tabelul 7.12. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 90 HR 15 N

Tabelul 7.12.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abateră ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HR 15 N	Eroarea de fidelitate	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
								ef, %	
1	RUL 1 C+R la 250 °C	6,0	10,0	1,4	0,08	0,50	92,1	0,30	I
2		6,0	10,0	3,4	0,10	0,45	91,9	0,20	I
3		6,0	6,7	3,4	0,10	0,45	92,2	0,40	I
4		6,1	3,7	1,8	0,10	0,40	92,1	0,20	I
5		6,1	10,0	2,8	0,09	0,40	91,9	0,40	I

În tabelul 7.13 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 45 HR 30 N

Tabelul 7.13.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abateră ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HR 30 N	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
1	RUL 1 C+R la 700 °C	6,1	6,2	2,1	0,10	0,45	43,5	0,30	I
2		6,0	8,7	2,8	0,10	0,40	43,7	0,50	I
3		6,1	3,7	2,4	0,10	0,40	43,9	0,50	I
4		6,0	10,0	1,4	0,10	0,45	43,3	0,70	I
5		6,2	10,0	3,1	0,09	0,50	46,1	0,40	I

În tabelul 7.14. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 65 HR 30 N

Tabelul 7.14.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abateră ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HR 30 N	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
1	RUL 1 C+R la 500 °C	6,0	10,0	1,4	0,10	0,50	63,3	0,60	I
2		6,0	10,0	1,8	0,10	0,45	67,3	0,40	I
3		6,0	2,5	2,2	0,09	0,40	67,6	0,50	I
4		6,3	2,7	2,8	0,10	0,40	63,9	0,60	I
5		6,0	1,3	2,8	0,10	0,45	67,0	0,40	I

În tabelul 7.15. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 80 HR 30 N

Tabelul 7.15.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abateră ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HR 30 N	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
1	RUL 1 C+R la 150 °C	6,2	3,7	3,0	0,10	0,40	79,4	0,40	I
2		6,0	2,7	2,0	0,10	0,40	79,8	0,30	I
3		6,0	9,0	2,8	0,10	0,45	79,6	0,50	I
4		6,2	10,0	3,7	0,10	0,50	79,9	0,40	I
5		6,0	10,0	3,7	0,10	0,45	79,9	0,20	I

În tabelul 7.16. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 20 HR 45 N

Tabelul 7.16.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abaterea ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HR 45 N	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
1	RUL 1 C+R la 650 °C	6,1	6,25	2,1	0,10	0,45	20,8	0,50	I
2		6,0	3,7	2,4	0,10	0,40	20,1	0,70	I
3		6,0	10,0	1,4	0,10	0,45	20,1	0,40	I
4		6,5	10,0	2,8	0,10	0,50	20,0	0,50	I
5		6,7	2,8	2,8	0,10	0,45	20,2	0,60	I

În tabelul 7.17. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 50 HR 45 N

Tabelul 7.17.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abaterea ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HR 45 N	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
1	RUL 1 C+R la 500 °C	6,2	10,0	2,2	0,09	0,45	49,1	0,90	I
2		6,3	9,0	3,1	0,09	0,50	48,4	0,50	I
3		6,0	10,0	2,8	0,10	0,50	55,9	0,60	I
4		6,2	10,0	2,1	0,10	0,50	51,4	0,90	I
5		6,0	8,7	2,8	0,09	0,45	51,7	0,90	I

În tabelul 7.18. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 70 HR 45 N

Tabelul 7.18

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abaterea ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HR 45 N	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
1	RUL 1 C+R la 150 °C	6,0	10,0	4,5	0,09	0,40	69,0	0,50	I
2		6,1	10,0	3,7	0,10	0,45	69,7	0,60	I
3		6,2	10,0	2,8	0,10	0,50	69,4	0,50	I
4		6,0	10,0	2,8	0,09	0,45	69,8	0,60	I
5		6,1	8,7	2,8	0,10	0,50	69,3	0,30	I

În tabelul 7.19. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 77 HR 15 T

Tabelul 7.19.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abaterrea ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HR 15 T	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
1	OLC 10 Normalizat	6,1	3,9	2,1	0,08	0,30	78,1	1,6	I
2		6,1	4,0	2,3	0,10	0,45	78,0	0,9	I
3		6,1	5,5	2,1	0,10	0,40	77,6	1,1	I
4		6,0	6,0	2,4	0,09	0,45	77,9	1,0	I
5		6,0	7,2	2,3	0,09	0,40	78,0	0,9	I

În tabelul 7.20. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 85 HR 15 T

Tabelul 7.20.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abaterrea ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HR 15 T	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
1	OLC 25 Normalizat	6,0	4,8	2,3	0,08	0,45	85,4	0,8	I
2		6,0	3,7	2,2	0,09	0,45	85,1	1,3	I
3		6,1	4,9	2,2	0,10	0,40	85,3	1,0	I
4		6,0	6,0	2,1	0,10	0,50	85,5	0,9	I
5		6,2	6,5	2,2	0,09	0,45	85,4	0,9	I

În tabelul 7.21. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 90 HR 15 T

Tabelul 7.21.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abaterrea ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HR 15 T	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
1	RUL 1 C+R la 700 °C	6,0	6,9	2,2	0,10	0,40	90,5	1,2	I
2		6,2	5,5	2,3	0,10	0,45	90,6	1,3	I
3		6,1	7,5	2,1	0,10	0,40	91,2	1,6	I
4		6,1	6,8	2,0	0,08	0,50	90,0	1,1	I
5		6,0	7,2	2,0	0,10	0,50	92,0	0,9	I

În tabelul 7.22 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 53 HR 30 T

Tabelul 7.22.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abateră ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HR 30 T	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
1	OLC 10 Normalizat	6,1	5,7	2,1	0,10	0,45	52,8	1,0	I
2		6,1	4,9	2,0	0,10	0,45	53,0	1,3	I
3		6,1	6,5	2,2	0,08	0,50	52,9	0,9	I
4		6,0	5,5	2,1	0,10	0,40	53,3	1,0	I
5		6,0	7,0	2,0	0,09	0,50	53,5	1,0	I

În tabelul 7.23. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 68 HR 30 T

Tabelul 7.23.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abateră ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HR 30 T	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
1	OLC 25 Normalizat	6,1	6,2	2,0	0,10	0,40	68,4	1,0	I
2		6,1	6,3	2,2	0,09	0,50	68,0	0,9	I
3		6,1	6,5	2,2	0,10	0,45	67,8	1,2	I
4		6,0	5,9	2,1	0,10	0,45	67,9	1,3	I
5		6,0	5,0	2,2	0,10	0,45	68,1	1,1	I

În tabelul 7.24. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 80 HR 30 T

Tabelul 7.24.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abateră ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HR 30 T	Eroarea de fidelitate ef, %	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
1	RUL 1 C+R la 700 °C	6,0	4,9	2,2	0,10	0,50	81,9	0,7	I
2		6,0	5,2	2,1	0,10	0,45	80,2	1,3	I
3		6,0	5,8	2,0	0,08	0,45	80,3	1,0	I
4		6,1	6,3	2,0	0,09	0,45	81,1	0,9	I
5		6,1	4,8	2,0	0,10	0,45	80,7	1,4	I

În tabelul 7.25. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 30 HR 45 T

Tabelul 7.25.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abateră ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HR 45 T	Eroarea de fidelitate	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
			1	OLC 10 Normalizat	6,0	4,9		2,1	
2	6,2	4,8	2,1		0,09	0,45	30,8	0,9	I
3	6,1	5,1	2,1		0,09	0,45	30,0	0,8	I
4	6,0	5,9	2,0		0,09	0,45	31,2	1,0	I
5	6,0	4,8	2,2		0,10	0,50	30,5	1,2	I

În tabelul 7.26. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 50 HR 45 T

Tabelul 7.26.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abateră ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HR 45 T	Eroarea de fidelitate	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
			1	OLC 25 Normalizat	6,1	5,6		2,0	
2	6,0	5,0	2,0		0,10	0,45	50,8	0,8	I
3	6,1	4,9	2,1		0,10	0,50	51,9	1,1	I
4	6,1	6,1	2,2		0,09	0,50	52,8	1,0	I
5	6,1	6,0	2,0		0,10	0,50	50,7	1,2	I

În tabelul 7.27. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de 5 plăcuțe de cca 70 HR 45 T

Tabelul 7.27.

Nr.crt.	Material; Tratament- termic	Grosime	Abateră ($\mu\text{m}/50\text{mm}$) de la		Rugozitatea ($R_a \mu\text{m}$) pe		Duritatea HR 45 T	Eroarea de fidelitate	Clasa de calitate
			paralelism	planeitate	Suprafața de încercare	Suprafața de așezare			
			1	RUL 1 C+R la 700 °C	6,0	6,2		2,1	
2	6,0	6,5	2,1		0,08	0,50	70,5	0,9	I
3	6,1	7,2	2,2		0,09	0,45	72,5	1,0	I
4	6,1	6,3	2,2		0,10	0,45	70,8	1,0	I
5	6,0	4,8	2,2		0,09	0,45	70,1	1,3	I

Între toate scările materializate prin rezultatele din tabelele anterioare se pot trasa dependențe grafice menite să ajute în stabilirea materialului și a tratamentului termic aplicat necesar obținerii durității dorite, corespunzătoare unei anumite scări de duritate. Având în vedere că pe lângă scările uzuale Rockwell se folosesc tot mai mult scările Superficial – Rockwell cu sarcini reduse, pentru examinarea durității straturilor subțiri, în continuare sunt prezentate câteva dependențe grafice între aceste scări superficiale.

În figura 7.1 este prezentată dependența grafică între scările superficiale Rockwell HRN, în funcție de temperatura de revenire, pentru că așa cum s-a văzut din rezultatele experimentale se folosește ca material oțelul RUL1 revenit la diverse temperaturi.

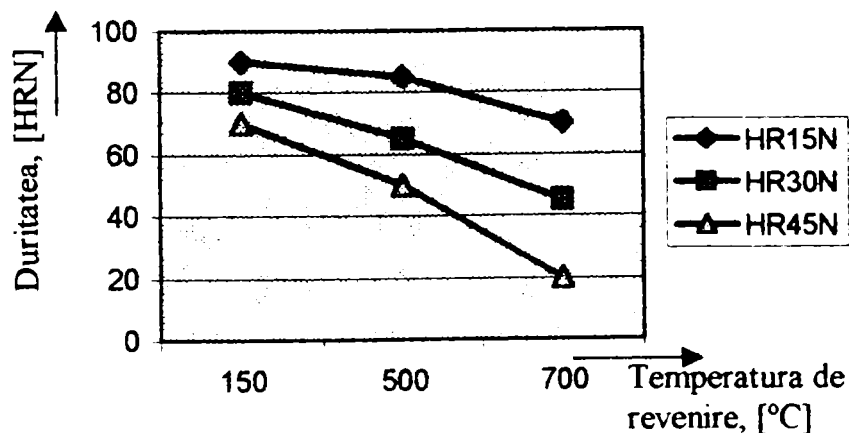


Figura 7.1 Variația durității HRN cu temperatura de revenire

În figura 7.2 este prezentată dependența grafică între scările superficiale Rockwell HRT, în funcție de materialul (starea de tratament) folosit.

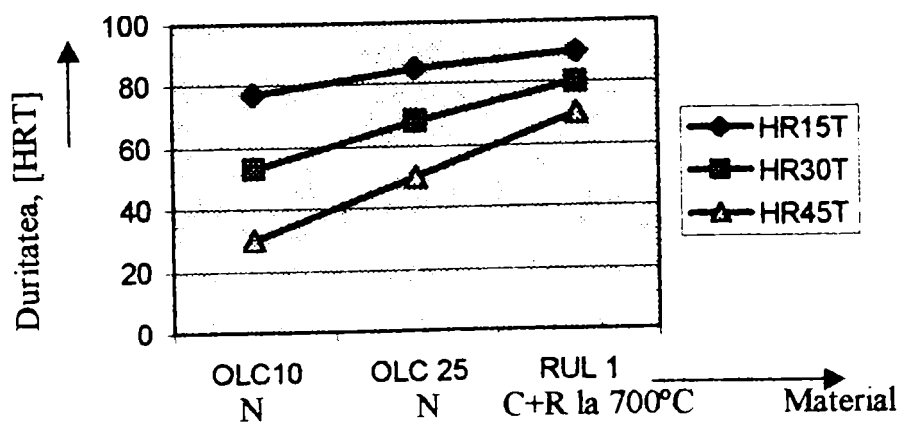


Figura 7.2 Variația durității HRT cu materialul și starea de tratament folosite

7.1.3. Concluzii

1. Plăcuțele realizate corespund exigențelor interne și internaționale.

2. Folosind mai multe materiale (RUL1, OLC10, OLC25) în diferite stări de tratament termic (normalizare, globulizare, globulizare + călire + revenire la 150, 250, 350, 450, 550, 650, 700 °C) se acoperă întreaga plajă de durități pentru metoda Rockwell.

Pe baza acestor rezultate și a altora care nu au fost trecute în teză (ele reprezentând în multe cazuri doar etalonarea cu alt aparat etalon (pentru o altă scară), s-a obținut aprobarea de model pentru scările și intervalele de duritate trecute în tabelele 7.28 și 7.29.

Tabelul 7.28.

ROCKWELL

Scara de duritate	Valoarea nominală de duritate H_{nom} (HR)	Interval de variație pentru H_{nom} (HR)	Dimensiuni Diametru/Grosime (mm/mm)
HRA	40; 45; 50; 55; 60; 65; 70; 75; 80 (±1%)	± 3	60/6
HRC	20; 25; 30; 35; 40; 45; 50; 55; 60; 65 (±1%)	± 3	60/6
HRD	40; 55; 70 (±1%)	± 3	60/6
HRB	30; 45; 60; 75; 90 (±1%)	± 3	60/6
HRF	75; 85; 95 (±1%)	± 3	60/6
HRG	30; 50; 70 (±1%)	± 3	60/6

Tabelul 7.29.

ROCKWELL SUPERFICIAL

Scara de duritate	Valoarea nominală de duritate H_{nom} (HR)	Interval de variație pentru H_{nom} (HR)	Dimensiuni Diametru/Grosime (mm/mm)
HR15N	70; 80; 90 (±1%)	± 3	40/6
HR30N	45; 60; 80 (±1%)	± 3	40/6
HR45N	20; 45; 70 (±1%)	± 3	40/6
HR15T	80; 85; 90 (±1%)	± 3	40/6
HR30T	60; 70; 80 (±1%)	± 3	40/6
HR45T	35; 50; 70 (±1%)	± 3	40/6

7.2. Experimentări de laborator privind realizarea plăcuțelor etalon de duritate Brinell

7.2.1. Considerații generale

Față de metodele Rockwell, Vickers și Knoop, metoda Brinell asigură posibilitatea extinderii examinării pe o suprafață mare, condiție absolut necesară la controlul durității materialelor cu o eterogenitate și anizotropie mai accentuată (piese turnate, fontă, aliaje moi etc.)

7.2.2. Rezultate obținute

Pentru determinarea calităților de oțel din care se pot confecționa plăcuțele s-a examinat domeniul de durități acoperit de metoda Brinell în comparație cu domeniile aferente metodei Rockwell, analizate la punctul anterior. Această comparație este ilustrată grafic în figura 4.1, capitolul IV. Se poate observa că metoda Brinell acoperă parțial, fără să epuizeze, domeniul scărilor A, B și C din metoda Rockwell.

Ca urmare, pentru materializarea scărilor Brinell s-au realizat plăcuțe folosind tot materialele RUL 1, OLC 10 și OLC 25 (Oțelul marca RUL 1 poate asigura întreaga plajă a durităților Brinell, cu valori mai mari decât 180 HB; oțelul marca OLC 10 sau altul comparabil asigură durități mici de cca 120 HB)

În cele ce urmează se vor prezenta tabelar o parte din rezultatele experimentale menite să materializeze scările Brinell HB și HBW. Pentru fiecare plăcuță realizată se specifică în tabelele următoare materialul, starea de tratament termic, diametrele medii ale celor cinci amprente în baza cărora s-a determinat duritatea nominală și eroarea de fidelitate, prezentate și acestea în tabele.

În tabelul 7.30 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de cinci plăcuțe de cca 200 HB 2,5/187,5/30

Tabelul 7.30.

Nr.crt.	Material; Tratament-termic	Diametrele medii ale amprentelor (mm)					$\bar{d} = \frac{\sum_{i=1}^5 d_i}{5}$	Duritatea HB 2,5/187,5/30	Eroarea de fidelitate
		d ₁	d ₂	d ₃	d ₄	d ₅			ef, %
1	RUL 1 Globulizat	1,0716	1,0754	1,0781	1,0728	1,0748	1,0746	197	0,60
2		1,0720	1,0700	1,0719	1,0719	1,0760	1,0722	198	0,65
3		1,0722	1,0694	1,0735	1,0727	1,0685	1,0713	198	0,47
4		1,0706	1,0760	1,0760	1,0714	1,0747	1,0737	197	0,50
5		1,0766	1,0752	1,0806	1,0775	1,0746	1,0769	196	0,32

În tabelul 7.31. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de cinci plăcuțe de cca 250 HB 2,5/187,5/30

Tabelul 7.31.

Nr.crt.	Material; Tratament-termic	Diametrele medii ale amprentelor (mm)					$\bar{d} = \frac{\sum_{i=1}^5 d_i}{5}$	Duritatea HB 2,5/187,5/30	Eroarea de fidelitate
		d ₁	d ₂	d ₃	d ₄	d ₅			
1	RUL 1 C+R la 620 °C	0,9750	0,9780	0,9770	0,9750	0,9745	0,9759	241	0,36
2		0,9708	0,9797	0,9749	0,9652	0,9689	0,9699	244	1,00
3		0,9466	0,9401	0,9410	0,9442	0,9402	0,9424	259	0,69
4		0,9375	0,9397	0,9399	0,9390	0,9376	0,9387	261	0,26
5		0,9689	0,9682	0,9666	0,9665	0,9675	0,9675	245	0,25

În tabelul 7.32 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de cinci plăcuțe de cca 350 HB 2,5/187,5/30

Tabelul 7.32.

Nr.crt.	Material; Tratament-termic	Diametrele medii ale amprentelor (mm)					$\bar{d} = \frac{\sum_{i=1}^5 d_i}{5}$	Duritatea HB 2,5/187,5/30	Eroarea de fidelitate
		d ₁	d ₂	d ₃	d ₄	d ₅			
1	RUL 1 C+R la 550 °C	0,8422	0,8410	0,8396	0,8421	0,8380	0,8406	328	0,50
2		0,8254	0,8238	0,8252	0,8240	0,8207	0,8234	342	0,57
3		0,8047	0,8101	0,8128	0,8072	0,8123	0,8094	355	1,00
4		0,7720	0,7730	0,7720	0,7799	0,7766	0,7747	388	1,00
5		0,8479	0,8551	0,8527	0,8522	0,8502	0,8516	319	0,85

În tabelul 7.33 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de cinci plăcuțe de cca 200 HB 5/750/30

Tabelul 7.33.

Nr.crt.	Material; Tratament-termic	Diametrele medii ale amprentelor (mm)					$\bar{d} = \frac{\sum_{i=1}^5 d_i}{5}$	Duritatea HB 5/750/30	Eroarea de fidelitate
		d ₁	d ₂	d ₃	d ₄	d ₅			
1	RUL 1 Globulizat	2,165	2,181	2,171	2,166	2,172	2,171	192	0,73
2		2,161	2,173	2,166	2,164	2,166	2,166	193	0,55
3		2,170	2,188	2,181	2,184	2,182	2,181	191	0,82
4		2,172	2,185	2,174	2,177	2,177	2,177	191	0,59
5		2,147	2,164	2,149	2,154	2,161	2,155	195	0,78

În tabelul 7.34 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de cinci plăcuțe de cca 250 HB 5/750/30

Tabelul 7.34

Nr.crt.	Material; Tratament-termic	Diametrele medii ale amprentelor (mm)					$\bar{d} = \frac{\sum_{i=1}^5 d_i}{5}$	Duritatea HB 5/750/30	Eroarea de fidelitate	
		d ₁	d ₂	d ₃	d ₄	d ₅			ef, %	
1	RUL 1 C+R la 620 °C	1,897	1,905	1,901	1,903	1,899	1,901	254	0,42	
2		1,879	1,884	1,882	1,880	1,895	1,884	259	0,85	
3		1,895	1,902	1,901	1,900	1,877	1,897	256	0,79	
4		1,887	1,895	1,891	1,890	1,892	1,891	257	0,42	
5		1,897	1,909	1,909	1,903	1,907	1,905	253	0,62	

În tabelul 7.35 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de cinci plăcuțe de cca 350 HB 5/750/30

Tabelul 7.35

Nr.crt.	Material; Tratament-termic	Diametrele medii ale amprentelor (mm)					$\bar{d} = \frac{\sum_{i=1}^5 d_i}{5}$	Duritatea HB 5/750/30	Eroarea de fidelitate	
		d ₁	d ₂	d ₃	d ₄	d ₅			ef, %	
1	RUL 1 C+R la 550 °C	1,632	1,638	1,635	1,633	1,637	1,635	347	0,36	
2		1,638	1,646	1,640	1,639	1,647	1,640	345	0,54	
3		1,635	1,645	1,642	1,640	1,643	1,641	344	0,60	
4		1,640	1,650	1,650	1,650	1,655	1,649	341	0,90	
5		1,652	1,658	1,654	1,656	1,650	1,654	339	0,48	

În tabelul 7.36 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de cinci plăcuțe de cca 200 HB 10/3000/30

Tabelul 7.36

Nr.crt.	Material; Tratament-termic	Diametrele medii ale amprentelor (mm)					$\bar{d} = \frac{\sum_{i=1}^5 d_i}{5}$	Duritatea HB 10/3000/30	Eroarea de fidelitate	
		d ₁	d ₂	d ₃	d ₄	d ₅			ef, %	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	RUL I Globulizat	4,343	4,358	4,357	4,358	4,359	4,355	191	0,36
2		4,345	4,356	4,348	4,350	4,346	4,349	192	0,25
3		4,344	4,357	4,347	4,351	4,341	4,348	192	0,37
4		4,345	4,348	4,356	4,350	4,351	4,350	192	0,25
5		4,329	4,342	4,334	4,338	4,337	4,336	193	0,29

În tabelul 7.37 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de cinci plăcuțe de cca 250 HB 10/3000/30

Tabelul 7.37.

Nr.crt.	Material; Tratament-termic	Diametrele medii ale amprentelor (mm)					$\bar{d} = \frac{\sum_{i=1}^5 d_i}{5}$	Duritatea HB 10/3000/30	Eroarea de fidelitate
		d ₁	d ₂	d ₃	d ₄	d ₅			ef, %
1	RUL I C+R la 620 °C	3,770	3,784	3,776	3,779	3,776	3,777	258	0,37
2		3,770	3,762	3,777	3,769	3,772	3,770	259	0,40
3		3,740	3,760	3,751	3,752	3,757	3,752	261	0,53
4		3,771	3,771	3,788	3,789	3,781	3,780	257	0,48
5		3,771	3,770	3,781	3,790	3,788	3,780	257	0,52

În tabelul 7.38 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de cinci plăcuțe de cca 350 HB 10/3000/30

Tabelul 7.38.

Nr.crt.	Material; Tratament-termic	Diametrele medii ale amprentelor (mm)					$\bar{d} = \frac{\sum_{i=1}^5 d_i}{5}$	Duritatea HB 10/3000/30	Eroarea de fidelitate
		d ₁	d ₂	d ₃	d ₄	d ₅			ef, %
1	RUL I C+R la 550 °C	3,268	3,285	3,277	3,276	3,279	3,277	346	0,51
2		3,280	3,253	3,270	3,260	3,282	3,269	348	0,89
3		3,280	3,265	3,271	3,275	3,274	3,273	347	0,45
4		3,269	3,284	3,276	3,277	3,279	3,277	346	0,45
5		3,253	3,255	3,254	3,244	3,264	3,254	351	0,61

În tabelul 7.39 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de cinci plăcuțe de cca 400 HBW 5/750

Tabelul 7.40.

Nr.crt.	Material; Tratament-termic	Diametrele medii ale amprentelor (mm)					$\bar{d} = \frac{\sum_{i=1}^5 d}{5}$	Duritatea HBW 5/750	Eroarea de fidelitate
		d ₁	d ₂	d ₃	d ₄	d ₅			ef, %
1	RUL I C+R la 450 °C	1,480	1,494	1,487	1,486	1,488	1,487	422	0,94
2		1,496	1,497	1,498	1,494	1,500	1,497	416	0,40
3		1,493	1,501	1,496	1,497	1,498	1,497	416	0,53
4		1,509	1,500	1,504	1,502	1,495	1,502	414	0,93
5		1,500	1,500	1,506	1,500	1,494	1,500	415	0,40

În tabelul 7.41 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de cinci plăcuțe de cca 590 HBW 5/750

Tabelul 7.41.

Nr.crt.	Material; Tratament-termic	Diametrele medii ale amprentelor (mm)					$\bar{d} = \frac{\sum_{i=1}^5 d}{5}$	Duritatea HBW 5/750	Eroarea de fidelitate
		d ₁	d ₂	d ₃	d ₄	d ₅			ef, %
1	RUL I C+R la 200 °C	1,257	1,258	1,251	1,263	1,256	1,257	595	0,95
2		1,262	1,252	1,256	1,258	1,257	1,257	595	0,79
3		1,260	1,263	1,262	1,264	1,266	1,263	589	0,47
4		1,263	1,263	1,263	1,259	1,267	1,263	589	0,63
5		1,262	1,264	1,270	1,258	1,266	1,264	588	0,94

În tabelul 7.42 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de cinci plăcuțe de cca 410 HBW 10/3000

Tabelul 7.42.

Nr.crt.	Material; Tratament-termic	Diametrele medii ale amprentelor (mm)					$\bar{d} = \frac{\sum_{i=1}^5 d}{5}$	Duritatea HBW 10/3000	Eroarea de fidelitate
		d ₁	d ₂	d ₃	d ₄	d ₅			ef, %
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	RUL I C+R la 450 °C	3,019	3,020	3,015	3,021	3,025	3,020	409	0,33
2		3,020	3,036	3,028	3,026	3,030	3,028	407	0,52
3		3,024	3,022	3,026	3,028	3,030	3,026	407	0,26
4		3,032	3,020	3,026	3,025	3,027	3,026	407	0,40
5		3,017	3,022	3,017	3,017	3,012	3,017	410	0,33

În tabelul 7.43. sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru un lot de cinci plăcuțe de cca 570 HBW 10/3000

Tabelul 7.43.

Nr.crt.	Material; Tratament-termic	Diametrele medii ale amprentelor (mm)					$\bar{d} = \frac{\sum_{i=1}^5 d}{5}$	Duritatea HBW 10/3000	Eroarea de fidelitate ef, %
		d ₁	d ₂	d ₃	d ₄	d ₅			
1	RUL I C+R la 200 °C	2,562	2,560	2,558	2,566	2,564	2,562	572	0,31
2		2,568	2,564	2,560	2,556	2,552	2,560	573	0,62
3		2,570	2,580	2,577	2,575	2,573	2,575	566	0,38
4		2,566	2,568	2,566	2,564	2,566	2,566	570	0,15
5		2,555	2,569	2,549	2,559	2,563	2,559	569	0,78

Pe baza rezultatelor experimentale prezentate mai sus, în figura 7.3 se prezintă variația durității HB și HBW cu temperatura de revenire.

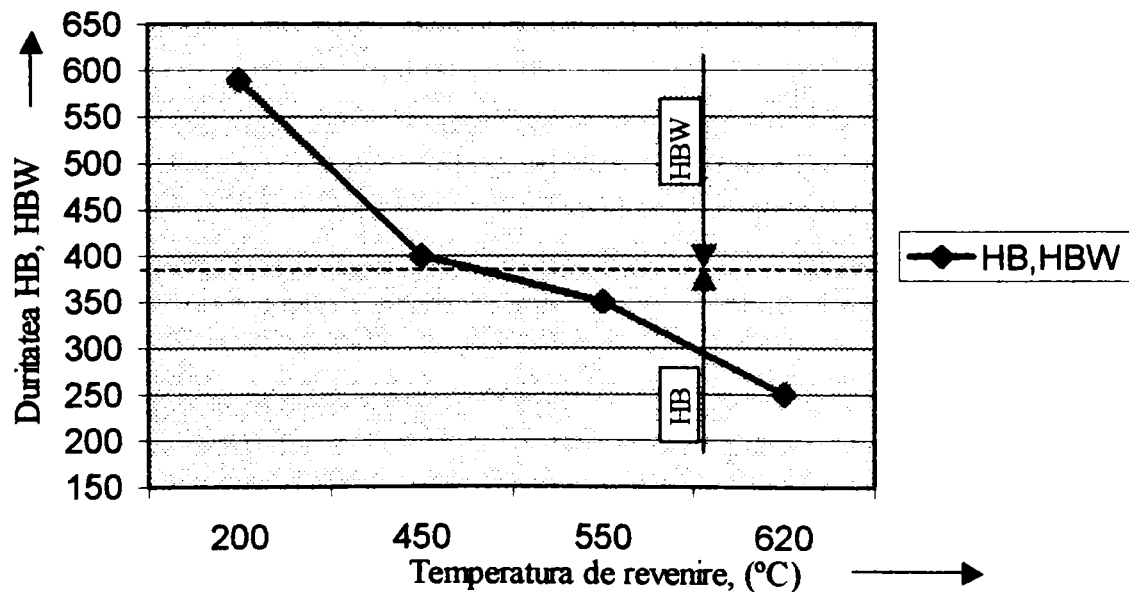


Figura 7.3 Variația durității HB și HBW cu temperatura de revenire

7.2.3. Concluzii

1. Plăcuțele realizate corespund exigențelor interne și internaționale
2. Folosind materialele: RUL 1, OLC 10 și OLC 25, în diferite stări de tratament termic se poate acoperi întreaga plajă de durități Brinell, inclusiv scara HBW

În baza rezultatelor experimentale, (o parte din ele fiind prezentate mai sus) s-a obținut aprobarea de model pentru execuția de măsuri etalon de duritate Brinell corespunzătoare intervalelor de duritate precizate în tabelul 7.44.

Tabelul 7.44.

Scara de duritate	Valoarea nominală de duritate H_{nom} (HB)	Interval de variație pentru H_{nom} (HB)	Dimensiuni Diametru/Grosime (mm/mm)
HBS 2,5/31,25	130; 230 ($\pm 1\%$)	± 30	60/6
HBS 2,5/62,5	130; 230 ($\pm 1\%$)	± 30	60/6
HBS 2,5/187,5	130; 200; 250; 300; 350; 400 ($\pm 1\%$)	± 30	60/6
HBW 2,5/187,5	450; 500; 550; 600 ($\pm 1\%$)	± 30	60/6
HBS 5/250	130; 230 ($\pm 1\%$)	± 30	70/12
HBS 5/750	130; 200; 250; 300; 350; 400 ($\pm 1\%$)	± 30	70/12
HBW 5/750	450; 500; 550; 600 ($\pm 1\%$)	± 30	70/12
HBS 10/500	130; 230 ($\pm 1\%$)	± 30	70/12
HBS 10/1000	130; 230 ($\pm 1\%$)	± 30	70/16
HBS 10/3000	130; 200; 250; 300; 350; 400 ($\pm 1\%$)	± 30	70/16
HBW 10/3000	450; 500; 550; 600 ($\pm 1\%$)	± 30	70/16

7.3 Experimentări de laborator privind realizarea plăcuțelor etalon de duritate Vickers

7.3.1 Considerații generale

Față de metodele Rockwell și Brinell, metoda Vickers este metoda cea mai generală și cu precizia cea mai ridicată. Se aseamănă puțin cu metoda Knoop, în ambele cazuri duritatea se determină prin citirea (măsurarea) celor două diagonale ale urmei penetratorului (piramidă de diamant cu baza pătrat la metoda Vickers și cu baza romb la metoda Knoop)

7.3.2 Rezultate obținute

Pentru determinarea calităților de oțel din care se pot confecționa plăcuțele s-a examinat domeniul de durități acoperit de metoda Vickers în comparație cu domeniile aferente metodei Rockwell, analizate la punctul 7.1. Această comparație este ilustrată grafic în figura 4.1, capitolul IV. Se poate observa că și în cazul metodei Brinell că metoda Vickers acoperă parțial, fără să epuizeze, domeniul scărilor A, B și C din metoda Rockwell.

Ca urmare, pentru materializarea scărilor Vickers s-au realizat plăcuțe folosind tot materialele RUL 1, OLC 10 și OLC 25 (Oțelul marca RUL 1 poate asigura întreaga plajă a durităților Vickers, cu valori mai mari decât 180 HV; oțelul marca OLC 10 sau altul comparabil asigură durități mici de cca 120 HV).

În cele ce urmează se vor prezenta tabelar o parte din rezultatele experimentale menite să materializeze scările Vickers. Pentru fiecare plăcuță realizată sunt specificate în tabelele următoare materialul, starea de tratament termic, diagonala medie a cinci amprente în baza căreia s-a determinat duritatea nominală și eroarea de fidelitate, prezentate în aceste tabele.

În tabelul 7.45 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru patru loturi de cinci plăcuțe de cca 190, 260, 540, și 840 HV_{0,2}

Tabelul 7.45

Nr. crt.	Material; Tratament termic	Diagonala medie \bar{d} , μm	Duritatea HV _{0,2}	Eroarea de fidelitate ef, %
1	2	3	4	5
1	RUL 1 Globulizat	43,4	197	0,73
2		43,1	200	0,50
3		43,8	193	0,42
4		43,8	193	0,56
5		43,9	192	0,86
6	RUL 1 C + R la 700 °C	37,7	261	0,53
7		37,8	260	0,76
8		37,7	261	0,48
9		37,8	260	0,82
10		37,8	260	0,26

1	2	3	4	5
11	RUL 1 C+R la 400 °C	26,1	545	0,83
12		26,2	541	0,54
13		26,2	541	0,89
14		26,0	549	0,83
15		26,1	545	0,65
16	RUL 1 C+R la 150 °C	21,0	844	0,86
17		20,9	851	0,92
18		20,9	851	0,65
19		20,9	851	0,92
20		21,0	844	0,86

În tabelul 7.46 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru patru loturi de cinci plăcuțe de cca 190, 250, 540, 820 HV₀₅

Tabelul 7.46

Nr. crt.	Material; Tratament- termic	Diagonala medie \bar{d} , μm	Duritatea HV ₀₅	Eroarea de fidelitate ef, %
1	RUL 1 Globulizat	69,4	193	0,72
2		69,2	194	0,76
3		69,4	193	0,94
4		69,5	192	0,74
5		69,0	195	0,86
6	RUL 1 C+R la 700 °C	60,0	258	0,63
7		60,2	256	0,82
8		60,4	254	0,98
9		60,2	256	0,76
10		60,0	257	0,68
11	RUL 1 C+R la 400 °C	41,1	549	0,98
12		41,3	544	0,78
13		41,1	549	0,20
14		41,1	549	0,20
15		41,9	529	0,79
16	RUL 1 C+R la 150 °C	33,6	821	0,96
17		33,5	826	0,72
18		33,5	826	0,200
19		33,7	816	0,52
20		33,4	831	0,90

În tabelul 7.47 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru patru loturi de cinci plăcuțe de cca. 200, 250, 440 și 760 HV₁

Tabelul 7.47

Nr. crt.	Material; Tratament- termic	Diagonala medie \bar{d} , μm	Duritatea HV ₁	Eroarea de fidelitate ef, %
1	RUL 1 Globulizat	95,12	205	0,36
2		95,20	205	0,50
3		94,82	206	0,46
4		96,44	200	0,46
5		93,94	210	0,98
6	RUL 1 C+R la 700 °C	87,37	243	0,93
7		85,20	255	0,20
8		85,36	254	0,56
9		85,27	253	0,17
10		85,07	257	0,19
11	RUL 1 C+R la 400 °C	64,66	443	0,72
12		65,39	434	0,76
13		62,96	467	0,18
14		65,38	434	0,70
15		65,17	436	0,21
16	RUL 1 C+R la 160 °C	48,85	757	0,81
17		49,52	739	0,67
18		49,03	760	0,26
19		49,83	742	0,91
20		48,41	792	0,70

În tabelul 7.48 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru patru loturi de cinci plăcuțe de cca. 200, 240, 470 și 760 HV₃

Tabelul 7.48

Nr. crt.	Material; Tratament- termic	Diagonala medie \bar{d} , μm	Duritatea HV ₃	Eroarea de fidelitate ef, %
1	2	3	4	5
1	RUL 1 Globulizat	165,9	202	0,78
2		166,5	201	0,22
3		167,5	199	0,30
4		165,3	203	0,78
5		168,6	196	0,46
6	RUL 1 C+R la 700 °C	150,8	244	0,90
7		150,7	245	0,16
8		152,4	241	0,76
9		151,6	247	0,46
10		151,6	242	0,68

1	2	3	4	5
11	RUL 1 C+R la 400 °C	108,0	477	0,68
12		108,3	474	0,21
13		108,0	477	0,56
14		107,6	481	0,90
15		108,8	470	0,56
16	RUL 1 C+R la 160 °C	84,3	782	0,58
17		85,2	766	0,53
18		85,5	759	0,89
19		84,2	784	0,15
20		85,0	770	0,17

În tabelul 7.49 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru patru loturi de cinci plăcuțe de cca. 190, 230, 460 și 750 HV₅

Tabelul 7.49

Nr. crt.	Material; Tratament- termic	Diagonala medie \bar{d} , μm	Duritatea HV ₅	Eroarea de fidelitate ef, %
1	RUL 1 Globulizat	219,7	192	0,92
2		222,1	188	0,59
3		220,9	190	0,80
4		223,1	187	0,35
5		222,6	187	0,45
6	RUL 1 C+R la 700 °C	194,8	244	0,92
7		198,7	235	0,85
8		197,8	236	0,85
9		196,9	239	0,46
10		196,9	239	0,46
11	RUL 1 C+R la 400 °C	140,4	470	0,56
12		141,8	461	0,56
13		139,0	480	0,80
14		140,5	470	0,31
15		140,7	466	0,36
16	RUL 1 C+R la 160 °C	110,4	761	0,80
17		110,5	759	0,80
18		110,6	758	0,52
19		110,1	765	0,46
20		110,6	759	0,35

În tabelul 7.50 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru patru loturi de cinci plăcuțe de cca. 190, 245, 455 și 780 HV₁₀

Tabelul 7.50

Nr. crt.	Material; Tratament- termic	Diagonala medie \bar{d} , μm	Duritatea HV_{10}	Eroarea de fidelitate ef, %
1	RUL 1 Globulizat	313,4	189	0,70
2		315,4	187	0,90
3		317,0	185	1,00
4		309,4	194	0,48
5		309,2	194	0,50
6	RUL 1 C+R la 650 °C	277,0	242	0,36
7		276,0	243	0,36
8		272,0	251	0,00
9		277,8	240	0,29
10		276,0	243	0,00
11	RUL 1 C+R la 450 °C	200,7	460	0,50
12		202,0	455	0,50
13		202,0	455	0,00
14		202,0	455	0,50
15		201,6	456	0,50
16	RUL 1 C+R la 160 °C	153,1	790	0,65
17		154,0	782	0,00
18		153,1	790	0,33
19		154,0	782	0,65
20		153,3	789	0,32

În tabelul 7.51 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru trei loturi de cinci plăcuțe de cca. 280, 360, și 760 HV_{30}

Tabelul 7.51

Nr. crt.	Material; Tratament- termic	Diagonala medie \bar{d} , μm	Duritatea HV_{30}	Eroarea de fidelitate ef, %
1	RUL 1 C+R la 600 °C	453,2	271	0,11
2		454,7	269	0,74
3		453,9	270	0,35
4		457,2	266	0,90
5		453,6	282	0,66
6	RUL 1 C+R la 550 °C	386,2	373	0,41
7		386,0	373	0,39
8		391,0	364	0,18
9		392,6	361	0,43
10		390,8	364	0,49

11	RUL 1 C+R la 160 °C	273,8	741	0,25
12		274,6	739	0,58
13		273,1	746	0,73
14		269,7	765	0,50
15		269,7	766	0,40

În tabelul 7.52 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru patru loturi de cinci plăcuțe de cca. 190, 240, 550 și 850 HV₅₀

Tabelul 7.52

Nr. crt.	Material; Tratament- termic	Diagonala medie \bar{d} , μm	Duritatea HV ₅₀	Eroarea de fidelitate ef, %
1	RUL 1 Globulizat	700,0	189	0,90
2		695,0	192	0,73
3		694,0	193	0,61
4		696,0	191	0,73
5		698,0	190	0,90
6	RUL 1 C+R la 700 °C	622,5	240	0,96
7		624,0	238	0,92
8		625,0	237	0,82
9		623,5	239	0,86
10		620,5	241	0,72
11	RUL 1 C+R la 400 °C	412,0	546	0,82
12		411,0	549	0,63
13		411,0	549	0,75
14		411,0	549	0,82
15		412,0	549	0,24
16	RUL 1 C+R la 150 °C	330,5	848	0,98
17		330,8	846	0,46
18		330,8	846	0,43
19		330,0	851	0,26
20		330,5	848	0,23

În tabelul 7.53 sunt prezentate rezultatele măsurătorilor pentru patru loturi de cinci plăcuțe de cca. 190, 240, 540 și 830 HV₁₀₀

Tabelul 7.53

Nr. crt.	Material; Tratament- termic	Diagonala medie \bar{d} , μm	Duritatea HV_{100}	Eroarea de fidelitate ef, %
1	RUL 1 Globulizat	984,0	192	0,67
2		990,0	189	0,43
3		988,0	190	0,85
4		985,0	191	0,71
5		980,0	193	0,45
6	RUL 1 C+R la 700 °C	880,5	239	0,64
7		882,5	238	0,96
8		881,0	239	0,56
9		881,0	239	0,23
10		882,0	238	0,23
11	RUL 1 C+R la 400 °C	587,0	538	0,92
12		588,0	536	0,87
13		588,0	536	0,51
14		589,0	535	0,75
15		587,0	538	0,61
16	RUL 1 C+R la 150 °C	469,5	841	0,78
17		471,0	835	0,60
18		473,0	829	0,95
19		472,0	832	0,51
20		472,0	832	0,73

În figura 7.4 este prezentată grafic dependența durității cu temperatura de revenire pentru scările de duritate analizate mai sus

7.3.3. Concluzii

1. Plăcuțele realizate corespund exigențelor interne și internaționale
2. Folosind materialul: RUL 1 în diferite stări de tratament termic se poate acoperii o plajă întinsă de durități Vickers

În baza rezultatelor experimentale, (o parte din ele fiind prezentate mai sus) s-a obținut aprobarea de model pentru execuția de măsuri etalon de duritate Vickers corespunzătoare intervalelor de duritate precizate în tabelul 7.54

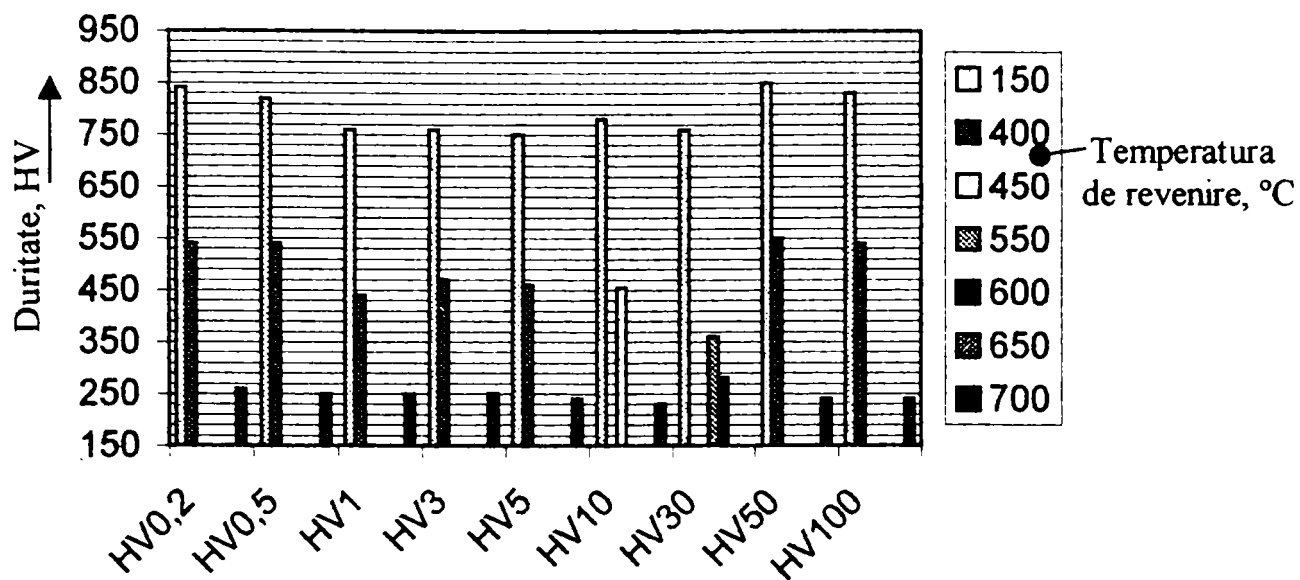


Figura 7.4 Variația durtății cu temperatura de revenire pentru scările HV_{0,2} HV_{0,5} HV₁ HV₃ HV₅ HV₁₀ HV₃₀ HV₅₀ HV₁₀₀

Tabelul 7.54

Scara de duritate	Valoarea nominală de duritate H_{nom} (HV)	Interval de variație pentru H_{nom} (HV)	Dimensiuni Diametru/Grosime (mm/mm)
HV 0,1; 0,2; 0,3; 0,5	100; 200; 250; 350; 450; 550; 650; 750; 850 (±1%)	±30	40/6
HV 1; 2; 3; 5;	100; 200; 250; 350; 450; 550; 650; 750; 850 (±1%)	±30	40/6
HV 10; 20; 30; 50; 100	100; 200; 250; 350; 450; 550; 650; 750; 850 (±1%)	±30	60/6

8.1. Comparații metrologice internaționale

Asigurarea comparabilității internaționale a reproducerii scărilor de duritate Brinell, Vickers, și Rockwell constituie o problemă de o deosebită actualitate, care este parțial soluționată. În lipsa unei specificații metrologice a construcției aparatului etalon, diferențele dintre determinările efectuate de diverse laboratoare naționale rămân relativ ridicate, mult superioare preciziei de reproducere obținute cu fiecare aparat etalon în parte.

Elementele principale apreciate în prezent de diverși cercetători ca insuficient reglementate în actuala schemă de transmitere sunt:

- controlul penetratoarelor, în principal a rugozității și a perpendicularității axei penetratorului pe suprafața piesei;
- determinarea tuturor caracteristicilor aparatului optic de măsurare a urmelor – precizie, grosimet, aparată numerică, iluminare, etc;
- prescrierea univocă a desfășurării ciclului de încercare.

Cu toate că realizarea unei uniformități a condițiilor de desfășurare a determinării nu este încă pe deplin asigurată pe plan mondial, totuși singura confruntare posibilă a comportării diferitelor construcții de aparate etalon este examinarea rezultatelor obținute la determinări comparative efectuate pe aceeași trusă de plăcuțe etalon. O metodologie oficială pentru aceste comparații internaționale nu a fost încă stabilită și ele se execută în condițiile principale stabilite de organizator, detaliile operației desfășurându-se corespunzător metodei normalizate în fiecare laborator în parte.

Compatibilitatea aparatelor etalon de determinare a durității aflate în dotarea Institutului Național de Metrologie, laboratorul forțe – durități, cu aparatele similare din laboratoarele oficiale din străinătate a fost **dovedită** folosind, inițial (anii 1960...1965), plăcuțe din import, de diferite fabricații ca Wercö (Germania), Frank (Germania), Johanssen (Suedia), Armalit (fosta URSS), Brown-Bayley (Anglia), Wilson (SUA) ș.a., între care nu există o riguroasă identitate în ceea ce privește omogenitatea și stabilitatea în timp. Folosirea etaloanelor din import la verificarea compatibilității aparatelor etalon de la noi cu aparate similare din străinătate s-a impus deoarece, ca și acum, condițiile prescrise etaloanelor de duritate se mențineau la indicații eminentemente calitative sub forma „materialul și prelucrarea mecanică și termică trebuie să fie adecvate asigurării omogenității și stabilității structurale precum și a uniformității durității pe suprafață”. Cercetări asupra fabricației plăcuțelor de duritate s-au întreprins de o serie de institute și întreprinderi din diverse țări, dar detalii asupra caracteristicilor oțelului – compoziție chimică, elaborare etc. – a tratamentelor termice și a prelucrării mecanice nu au fost publicate. Articolele apărute se limitează la considerații principale asupra necesității utilizării oțelurilor aliate elaborate în condiții speciale și cu o prelevare deosebit de îngrijită – îndepărtarea capetelor barelor, a crustei marginale și a porțiunii centrale. Despre tratamentele termice aplicate se menționează numai necesitatea normalizării inițiale și a maturizării, a îmbătrânirii artificiale, de lungă durată.

Institutul Național de Metrologie, secția Timișoara a participat la comparațiile internaționale oficiale organizate de:

- Oficiul de Stat de Încercări de Materiale Dortmund-Germania;
- Oficiul de Stat pentru Metrologie și Controlul Mărfurilor (DAMW) Berlin – Germania;

- Laboratorul Oficiului de Stat pentru Metrologie – GUM – Varșovia – Polonia, etc.

În cadrul lucrărilor de omologare a aparatelor etalon construite în țară, după o prealabilă examinare a satisfacerii tuturor condițiilor impuse etalonării, s-a recurs la executarea de serii de urme pe truse de plăcuțe etalonate de diverse laboratoare oficiale din străinătate. S-a urmărit în primul rând reproductibilitatea operației, prin determinarea erorii de fidelitate și în al doilea rând comparabilitatea cu etalonarea inițială a laboratorului respectiv din străinătate.

La toate comparațiile internaționale efectuate s-au aplicat cicluri de încercare reproductibile și bine definite. Măsurarea urmelor de duritate s-a efectuat cu aparatura disponibilă la secția din Timișoara a Institutului Național de Metrologie, urmărindu-se sistematic adoptarea aparaturii cu o reproductibilitate maximă.

Rezultatele comparațiilor internaționale (folosind plăcuțe din import) menite să certifice compatibilitatea aparatelor etalon de determinare a durității din dotarea Institutului Național de Metrologie cu aparatele similare din laboratoare oficiale din străinătate, au fost detaliat prezentate de Rațiu M., în lucrarea [46].

În cele ce urmează sunt prezentate rezultatele analizei unui set de etaloane (pentru mai multe metode și scări de duritate) realizate de doctorand în colaborare cu firma TIM – ICEM și Institutul Național de Metrologie, folosind materialele și tehnologia indicată în această teză. Aceste măsuri de duritate au fost etalonate inițial în România și apoi în Cehia (anul comparației internaționale: 1999). Această comparație si-a propus, pe de o parte, să evidențieze eventualele diferențe între aparatele etalon de determinare a durității și pe de altă parte să valideze calitatea măsurilor de duritate.

În tabelul 8.1. sunt prezentate centralizat rezultate din certificatele de etalonare L 10 Nr. 3.28.02./B/1ER/1999, L 10 Nr. 3.28.02./V/1ER/1999, L 10 Nr. 3.28.02./R/1ER/1999 emise de Institutul Național de Metrologie

Tabelul 8.1.

Nr. crt	Scară	Serial Nr.	Duritate H	Incertit. U	Eroare fidelitate e_f (%)	Eroare fidelitate tolerată e_f (%)
1	HRC	96-371	23,0	$\pm 0,23$	1,29	1,5
2	HRC	98-284	47,5	$\pm 0,48$	0,93	1,5
3	HRC	97-66	62,4	$\pm 0,63$	1,06	1,5
4	HRA	97-26	82,0	$\pm 0,82$	2,77	3,0
5	HV30	96-237	247	$\pm 0,24$	0,42	1,0
6	HV30	96-263	520	$\pm 0,52$	0,61	1,0
7	HV10	95-231	244	$\pm 0,24$	0,36	1,0
8	HV10	98-345	508	$\pm 0,51$	0,26	1,0
9	HV1	99-41	257	$\pm 0,26$	0,58	1,0
10	HBS 10/3000	96-98	364	$\pm 0,36$	0,65	1,0
11	HBS 2,5/187,5	96-235	223	$\pm 0,22$	0,59	1,0
12	HBS 2,5/187,5	99-376	343	$\pm 0,34$	0,72	1,0
13	HBS 5/750	98-60	228	$\pm 0,23$	0,54	1,0
14	HBS 5/750	98-64	375	$\pm 0,37$	0,75	1,0

În tabelul 8.2. sunt prezentate rezultatele pentru aceleași plăcuțe, emise de "ČESKÝ METROLOGICKÝ INSTITUT", Laboratořni primární metrologie.

Tabelul 8.2.

Nr.	Scale	Serial Nr.	Value of hardness	Uncertainty	Non - uniformity
1	HRC	96-371	23,6 HRC	± 0,4	0,9 %
2	HRC	98-284	47,9 HRC	± 0,3	0,3 %
3	HRC	97-66	64,0 HRC	± 0,2	0,4 %
4	HRA	97-26	83,2 HRA	± 0,2	0,5 %
5	HV30	96-237	248 HV30	± 1	0,6 %
6	HV30	96-263	514 HV30	± 3	0,6%
7	HV10	95-231	241 HV10	± 2	0,7 %
8	HV10	98-345	494 HV10	± 2	0,8 %
9	HV1	99-41	257 HV1	± 2	0,9 %
10	HBS 10/3000	96-98	369 HBS	± 1	0,3 %
11	HBS 2,5/187,5	96-235	234 HBS	± 1	0,2 %
12	HBS 2,5/187,5	99-376	365 HBS	± 1	0,1 %
13	HBS 5/750	98-60	235 HBS	±2	0,6 %
14	HBS 5/750	98-64	378 HBS	±3	0,9 %

În tabelul 8.3 este prezentată diferența dintre duritatea efectivă obținută la etalonarea Cehă și etalonarea de la noi din țară ($\Delta H = H_{CEH} - H_{ROM}$). Tot în tabelul 8.3 este prezentată și diferența dintre erorile de fidelitate ($\Delta e_f = e_{fCEH} - e_{fROM}$).

Tabelul 8.3

Nr.	Scale	Serial Nr.	$\Delta H = H_{CEH} - H_{ROM}$	$\Delta e_f = e_{fCEH} - e_{fROM}$
1	HRC	96-371	23,6 – 23,0 = 0,6 HRC	0,9 – 1,29 = - 0,39
2	HRC	98-284	47,9 – 47,5 = 0,4 HRC	0,3 – 0,93 = - 0,63
3	HRC	97-66	64,0 – 62,4 = 1,6 HRC	0,4 – 1,06 = - 0,66
4	HRA	97-26	83,2 – 82,0 = 0,2 HRA	0,5 – 2,77 = - 2,27
5	HV30	96-237	248 – 247 = 1,0 HV	0,6 – 0,42 = 0,18
6	HV30	96-263	514 – 520 = - 6,0 HV	0,6 – 0,61 = - 0,01
7	HV10	95-231	241 – 244 = - 3,0 HV	0,7 – 0,36 = 0,34
8	HV10	98-345	494 – 508 = - 14,0 HV	0,8 – 0,26 = 0,54
9	HV1	99-41	257 – 257 = 0,0 HV	0,9 – 0,58 = 0,32
10	HBS 10/3000	96-98	369 – 364 = 5,0 HB	0,3 – 0,65 = - 0,35
11	HBS 2,5/187,5	96-235	234 – 223 = 11,0 HB	0,2 – 0,59 = - 0,39
12	HBS 2,5/187,5	99-376	365 – 343 = 22,0 HB	0,1 – 0,72 = - 0,62
13	HBS 5/750	98-60	235 – 228 = 7,0 HB	0,6 – 0,54 = 0,06
14	HBS 5/750	98-64	378 – 375 = 3,0 HB	0,9 – 0,75 = 0,15

Trebuie precizat că pe lângă analiza prezentată mai sus, un set de 30 etaloane (pentru mai multe metode și scări de duritate) realizate de doctorand în colaborare cu firma TIM – ICEM și Institutul Național de Metrologie, folosind materialele și tehnologia indicată în această teză, sunt trimise în Germania pentru o comparație similară. Măsurile de duritate au fost etalonate inițial în România în anul 2002, etalonarea germană urmând a se face în anul 2003.

8.2. Concluzii

- Din cele prezentate în tabelele 8.1., 8.2., și 8.3. se trage concluzia că există diferențe în ceea ce privește rezultatul etalonărilor române și cehe, datorate, spunem noi, insuficienței “specificații metrologice” a construcției aparatelor etalon (etalonarea cehă atribuie pentru 78% dintre măsuri o valoare puțin mărită a durității).
- Rezultatele etalonărilor în ceea ce privește eroarea de fidelitate ne îndreptățește să spunem că măsurile de duritate ce constiute obiectul prezentei analize, se încadrează în limitele impuse plăcuțelor etalon de duritate, precizate în standardele în vigoare - DIN, EN, ISO. (etalonarea cehă evidențiază o uniformitate a durității mai mare decât etalonarea română pentru 60% dintre măsuri).

În baza celor prezentate, ca rezultat al activității depusă de doctorand se pot trage următoarele concluzii:

1. Teza de față, prin materialul vast prezentat centralizat în partea teoretică, în care se analizează modul de soluționare pe plan mondial al determinărilor sclerometrice, condițiile impuse măsurilor etalon de duritate precum și documentațiile aparatelor etalon Vickers, Brinell, Rockwell și Knoop, prezintă concentrat un material de înaltă valoare documentară atât pentru inginerii mecanici cât și pentru specialiștii din laboratoarele metrologice din țară.
2. Compararea prevederilor standardului românesc cu cele ale unor standarde internaționale, creează o imagine a cerințelor actuale, pe plan mondial (în ceea ce privește aceste măsuri etalon de duritate), și duce la concluzia că standardul românesc STAS 7170/87 – pentru măsuri etalon de duritate – conține prevederi comparative cu cele ale principalelor standarde de circulație mondială.
3. Cu toate că această activitate de cercetare izvorâtă din dorința de a se putea materializa la noi în țară (prin aceste etaloane de duritate), puncte de pe scările de duritate, a existat prin activitatea firmei TIM-ICEM, această teză este **prima** care, plecând de la rezultatele de până acum, prin experimentări, reușește să stabilească și să prezinte centralizat tehnologia de realizare a măsurilor etalon de duritate pentru scările și domeniile de duritate cele mai solicitate pe plan mondial.
4. S-au elaborat tehnologii care asigură caracteristicile impuse măsurilor etalon, făcând posibilă obținerea aprobării de model Nr. 011/11.02.2000 pentru un număr foarte mare de scări și metode de duritate, prezentate în prezenta lucrare.
5. Tehnologiile stabilite sunt robuste, asigurând reproductibilitatea rezultatelor obținute, pentru aceasta însă, trebuie îndeplinite următoarele condiții:
 - a. utilizarea unor materii prime de înaltă puritate și omogenitate, obținute prin rafinări suplimentare ale oțelurilor;

- b. verificarea amănunțită, bară cu bară, și la ambele capete ale barelor, a elementelor ce definesc calitatea acestora;
 - c. pe lângă rafinarea suplimentară a oțelului un rol major îl joacă efectuarea corectă a tratamentelor termice primare, înainte de debitarea plăcuțelor. Oțelul de rulmenți trebuie supus unui tratament termic de globulizare, care să asigure obținerea unei structuri globulare fine și omogene, iar pentru oțelul OLC10 o structură perlito-feritică cu granulație fină.
 - d. efectuarea individualizată a tratamentelor termice secundare la cald și la frig în cuptoare și instalații corespunzătoare acestui scop și respectarea cu strictețe a parametrilor de tratament termic stabiliți experimental;
 - e. verificarea metrologică permanentă a aparaturii de măsură și control ale cuptoarelor și instalațiilor folosite;
 - f. folosirea unor regimuri de prelucrări mecanice (strunjire, rectificare și leuire) care să evite influența structurii în straturile superficiale ale plăcuțelor, ca urmare a unor încălziri locale;
 - g. controlarea severă, individuală a fiecărei plăcuțe;
 - h. folosirea unui personal instruit și foarte disciplinat, care să nu admită nici o abatere de la tehnologiile prevăzute.
6. Evidențierea principalilor factori de influență a regimului de tratament termic pentru satisfacerea cerințelor impuse măsurilor etalon de duritate, și stabilirea dependențelor grafice între aceștia, prin metode statistice, cu ajutorul unor programe performante, mărește gradul de încredere al experimentărilor.
7. În ceea ce privește tratamentul termic secundar se pot trage următoarele concluzii:
- a. Temperatura de austenitizare de 800°C pentru timp de menținere de 20 minute și răcire în ulei la 25°C determină apariția în structură a constituentului bainitic, propriu subîncălzirilor.
 - b. Temperaturile de austenitizare de peste 840 °C produc o dizolvare tot mai înaintată a carburilor, cresc cantitățile de austenită reziduală iar martensita formată devine tot mai grosieră.

- c. Temperatura optimă de austenizare pentru oțelul RUL 1 rafinat suplimentar destinat fabricației de plăcuțe etalon de duritate, atât din punct de vedere al structurii, mărimii și repartiției pe grupe de dimensiuni a carburilor cât și cantității de austenită reziduală și durității obținute este de 840 °C
- d. Viteze de răcire obținute folosind ulei cu temperatura mai mare de 25 °C duc la creșterea cantității de austenită reziduală, care și așa (răcire la 25°C) mai trebuie redusă în continuare prin tratament la frig, având în vedere cerințele de uniformitate și stabilitate în timp a durității impuse plăcuțelor etalon de duritate.
- e. Ținând cont de faptul că temperatura de călire aleasă (840 °C) face ca în structură, înaintea tratamentului la temperaturi negative, să rămână un procent de austenită reziduală destul de scăzut, prin tratamentul la temperaturi sub 0 °C are loc o scădere în continuare a procentului de austenită reziduală, care atrage după sine o creștere a durității. Fiind vorba de procente destul de reduse de austenită reziduală, această creștere de duritate nu este semnificativă, ea variind cu cantitatea de austenită reziduală din oțelul călit.
- f. Pentru acest oțel de rulmenți RUL1 rafinat suplimentar prin REZ urmat de RAV, se observă că după călire se obține mai mult de 90 % martensită, deci duritatea în stare călită este apropiată de valoarea maximă iar prin tratamentul la temperaturi sub 0 °C are loc o creștere în duritate doar de 1...2 HRC.
- g. Procentul mare de martensită, obținut după călire, impune ca tratamentul la temperaturi sub 0 °C să se facă imediat, la un interval de maxim 60 minute după călire. În cazul oțelurilor la care se obține o cantitate mare de austenită reziduală după călire, tratamentul la temperaturi negative, după diverși cercetători, se poate face și la 2...3 ore după călire.
- h. Pentru obținerea unor cantități de austenită reziduală atât de scăzute ca în timp să nu se ajungă la depășirea erorii de justețe admisă pentru plăcuțele etalon de duritate (1%), este necesar ca temperatura mediului refrigerent să fie mai mică de -120 °C, durata de menținere în acest mediu să nu fie mai mică de 120 minute.

- i. În nici un caz nu se admite efectuarea revenirii înainte de tratamentul sub 0°C, deoarece se stabilizează austenita și, în majoritatea cazurilor, se exclude complet formarea martensitei la răcirea până la temperaturi sub 0°C.
8. Folosind tehnici moderne de investigare a materialelor în diferite stări de tratament termic (difracție de raze X, microscopie electronică, etc.), a fost posibilă analiza cu precizie mare a evoluției materialului, putându-se varia factorii de influență în limite mici.
9. Stabilirea regimului de lucru la operația de superfinisare prin lepuire a fost realizată pe un dispozitiv proiectat și realizat prin efort propriu al doctorandului
10. Contribuția doctorandului reprezintă și realizarea dispozitivului de prelucrat corpuri sferice din carburi metalice sinterizate, ce face posibilă extinderea gamei de măsuri etalon de duritate fabricate în România.
11. În baza celor prezentate la capitolul VII (Determinări comparative cu laboratoarele oficiale din străinătate), se poate spune că justețea reproducerii scărilor de duritate poate fi riguros stabilită, datele obținute relevă o corespondență satisfăcătoare la nivelul standardului actual de reglementare a operațiilor de etalonare cu laboratoare oficiale din străinătate.
12. Experimentările realizate, aprobarea de model obținută, intercomparațiile cu laboratoarele metrologice din străinătate duc la concluzia că măsurile etalon de duritate pot fi realizate și la noi în țară în conformitate cu cerințele mondiale

1. Atanasiu, C., - Încercarea metalelor, Ed. Tehnică, București, 1982
2. Bally, D., Difrakția razelor X și a neutronilor, Ed. Tehnică, București, 1970
3. Cartiș, I., - Tratamente termice, Ed. Facla Timișoara, 1982
4. Cartiș, I., - Tratamente termochimice, Ed. Facla Timișoara, 1988
5. Cartiș, I., Duma, S., Nicoară, M., - Microstructural Development During Heat Treatment of standard Blocks For The Transmission of Superficial Hardness, Buletinul Științific al U.P.Timișoara, Tom 44(58), Mecanică 1999
6. Cartiș, I., Duma, S., Contributions to the Fabrication Technology of Material Samples for the transmission of Rockwell Superficial N. Hardness Scales – Internațional Scientific and Tehnical Conference for precision and Reability of Technological and Transport Systems, Penza, Rusia, 1999
7. Cartiș, I., Duma, S., Contributions to the Transmission of the Modified Brinell Hardness Scales, Buletinul Științific al U.P.Timișoara, Tom 45(59), Mecanică 2000
8. Cartiș, I., Duma, S., - Influența parametrilor tehnologici ai călirii asupra cantității de austenită reziduală, durității și structurii oțelului RUL 1 destinat fabricației de plăcuțe etalon de duritate, Zilele Academice Timișene, mai 2001
9. Chesa, I., - Mărci și produse din oțel, Ed. Tehnică București, 1989
10. Colan, H., ș.a., - Studiul metalelor, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1983
11. Dengel, D., - Auswirkung einer Dachkante auf die Mikrohärtte nach Vickers and Knoop. Materialprüf. 30, S. 99-100, 1988
12. Dambacher, H., - Die Änderung der Kalibrierbedingungen für Härtevergleichsplatten nach den Rockwell-Verfahren. Materialprüf 29, S 19-20, 1987
13. Domșa, ș.a., - Materiale metalice în construcția de mașini și utilaje, Ed. Dacia, Cluj-Napova, 1981
14. Dulămiță, T., - Tratamente termice și termochimice, Ed. Didactică și Pedagogică București, 1982
15. Duma, S., - Criterii de alegere a oțelurilor pentru etaloane de duritate și modalități de creștere a fiabilității acestora, Referat I, 1998
16. Duma, S., - Modalități de extindere a gamei de etaloane de duritate fabricate în România, Referat II, 1999
17. Duma, S., - Tehnologii de prelucrare mecanică și termică a etaloanelor de duritate, Referat III, 2000
18. Eftimov, V.A., - Turnarea și cristalizarea oțelurilor, Ed. Tehnică, București, 1980
19. Gavruța, P., ș.a., - Metode numerice, Institutul Politehnic "Traian Vuia" Timișoara, 1990
20. Gâdea, S., ș.a., - Metalurgie fizică și studiul metalelor, vol I – III, Ed. Didactică și Pedagogică București, 1983

21. Geru, N., ș.a., - Materiale metalice. Structură, proprietăți, utilizări. Ed. Didactică și Pedagogică București, 1985
22. Geru, N., - Teoria structurală a proprietăților metalelor, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1980
23. Gheorghieș, C., - Controlul structurii fine a metalelor cu radiații X, Ed. Tehnică, București, 1990
24. Guliaev, A.P., - Metalurgie fizică, traducere din limba rusă, Ed. Tehnică Bucuraști, 1954
25. Guliaev, A.P., - Tratamentul termic al oțelului, traducere din limba rusă, Ed. Tehnică București, 1962
26. Guillet, L., Poupeau, P., - Theorie de transformations a l'etat solide des metaux et alliages metalliques, Dunod, Paris, 1973
27. Hild, K., Steiner, O., - Ein Beitrag zur Verwirklichung und Bewahrung einer auf einen idealen Eindringkörper beruhenden Bezugsskala für die Härteprüfung nach Rockwell C. Materialprüf, 1987
28. Hume-Rottery, W., Raynor, G.V - The structure of metals and alloys, The Institute of Metals, London, 1962
29. Mantea, S., Metalurgia fizică, Ed. Tehnică, București, 1970
30. Meyer, R., - Vickershärte und Tiefenharte unter Prüfkraft. Materialprüf. 29, S 166-170, 1987
31. Mitelea, I., Budău, V., - Studiul metalelor – îndreptar tehnic, Ed. Facla, Timișoara, 1987
32. Mitelea, I., Bogdan, R., - Selecția și utilizarea materialelor ingineresti, Ed. Politehnica, Timișoara, 1998
33. Mitelea, I., ș.a., - Știința materialelor în construcția de mașini, Ed. Sudura, Timișoara, 1999
34. Mitelea, I., ș.a., - Materiale și tehnologii în construcția de mașini, Lito IPT, Timișoara, 1990
35. Mocanu, D.R., ș.a., - Încercarea materialelor, Ed. Tehnică, București, vol., 1-2, 1982, vol. 3, 1986
36. Montagu, H., - Härteprüfung bei Eindringtiefen im Submikrometerbereich, Materialprüf, 29, 1987
37. Nădășan, S., Rațiu, M., Safta, V., Slătineanu, R., - Încercări și analize de metale, Ed. Tehnică București, 1965
38. Nicoară, M., Duma, S., Belgiu, G., Radu, B., - Studiu privind obținerea plăcuțelor etalon pentru transmiterea scărilor de duritate Rockwell destinate straturilor superficiale, Sesiunea anuală de comunicări științifice, Oradea, 1999
39. Petik, F., - Problems of hardness measurement, 1983
40. Petik, F., - Error propagation and traceability of hardness measurements – IMEKO 1983
41. Petick, F., Weiler, - Hardness standard machines of Național Institutes for Metrology. PTB, Braunschweig, 1981
42. Petik, F., - The effects of a change of the loading cycle parameters in hardness testing, Buletin OIML No. 113, S. 35-40, 1998
43. Popescu, N., -Tratamente termice, Lito Institutul Politehnic București, 1984

44. Protopopescu, H., - Metalografie și tratamente termice, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1983
45. Pumnea, C., ș.a., - Tehnici speciale de analiză fizico – chimică a materialelor metalice, Ed. Tehnică, București, 1988
46. Rațiu, M., - Elemente de sclerometrie, Ed. Mirton Timișoara, 1998
47. Răduță, A., - Elemente de știința și ingineria materialelor, Ed Didactică și Pedagogică, Timișoara, 1998
48. Samoilă, C., - Cuptoare și instalații de încălzire, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1983
49. Schumann, H., - Metalographie, DVG, Leipzig, 1990
50. Șerban, V., - Elemente de știința și ingineria materialelor, Ed Didactică și Pedagogică, Timișoara, 1998
51. STATGRAPH – Documentație pentru utilizarea programului de calcul
52. Stoian, L., ș.a., - Tehnologia Materialelor, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1980
53. Stoica, L., - Chimie pentru metalurgi, Ed. Tehnică, București, 1987
54. Tabor, D., - The hardness of Metals, Oxford University Press, 1951
55. Taloi, D., - Teoria proceselor metalurgice, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1984
56. Trușculescu, M., - Studiul metalelor, Ed. Didactică și Pedagogică București, 1960
57. Udrescu, L., - Materiale și tratamente termice, Univ. Tehnică, Timișoara, 1994
58. Udrescu, L., - Tratamenet termice volumice, Ed. Politehnica Timișoara, 2000
59. Udrescu, L., - Tratamente de suprafață și acoperiri, Ed. Politehnica, Timișoara, 2000
60. Udrescu, L., Duma, S., - Aplicații ale transferului termic și masic la solide – Culegere de probleme – Ed. Politehnica, Timișoara, 2001
61. Vacu, S., ș.a., - Elaborarea oțelurilor aliate, Vol 1, 2, Ed. Tehnică București, 1980
62. Van, Vlack, L.H., - Elements of Materials Science and Engineering, Adisson-Wesley Publishing Company, Massachusetts, 1980
63. Vermeșan, G., - Tratamente termice, îndrumător, Ed. Dacia, Cluj-Napoca, 1987
64. Wolfgang, W. Weiler, Dietmar, H., Klaus, M., Dirk, M., - Härteprüfung an Metallen und Kunststoffen, expert verleg, Germany, 1984
65. Weiler, W., - Eine neue Kugeldruckhärte. Materialprüf. 29, S. 137-138, 1987
66. Weiler, W., - Zur Definition einer neuen Härteskala bei Ermittlung des Härte werts unter Prüfkraft. Materialprüf, 28, 1986
67. Weiler, W., - Eignung des Rockwell C Eindringkörpers für die Härteprüfung unter Prüfkraft, Materialprüf, 30, 1988
68. *** DIN EN 6506-1, Ausgabe: 1999-10 “Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Brinell – Teil 1: Prüfverfahren” (ISO 6506-1:1999); Deutsche Fassung EN ISO 6506-1:1999;
69. *** DIN EN 6506-2, Ausgabe: 1999-10 “Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Brinell – Teil 2: Prüfung und

- Kalibrierung der Härteprüfmaschinen" (ISO 6506-2:1999); Deutsche Fassung EN ISO 6506-2:1999;
70. *** DIN EN 6506-3, Ausgabe: 1999-10 "Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Brinell – Teil 3: Kalibrierung der Härtevergleichsplatten" (ISO 6506-3:1999); Deutsche Fassung EN ISO 6506-3:1999;
71. *** DIN EN 6507-1, Ausgabe: 1998-01 "Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Vickers – Teil 1: Prüfverfahren" (ISO 6507-1:1997); Deutsche Fassung EN ISO 6506-1:1997;
72. *** DIN EN 6507-2, Ausgabe: 1998-01 "Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Vickers – Teil 2: Prüfung der Prüfmaschinen" (ISO 6506-2:1997); Deutsche Fassung EN ISO 6506-2:1997;
73. *** DIN EN 6507-3, Ausgabe: 1998-01 "Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Vickers – Teil 3: Kalibrierung von Härtevergleichsplatten" (ISO 6506-3:1997); Deutsche Fassung EN ISO 6506-3:1997;
74. *** DIN EN 6508-1, Ausgabe: 1999-10 "Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Rockwell (Scalen A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T) – Teil 1: Prüfverfahren" (ISO 6508-1:1999); Deutsche Fassung EN ISO 6508-1:1999;
75. *** DIN EN 6508-2, Ausgabe: 1999-10 "Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Rockwell (Scalen A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T) – Teil 2: Prüfung und Kalibrierung der Prüfmaschinen" (ISO 6508-2:1999); Deutsche Fassung EN ISO 6508-2:1999;
76. *** DIN EN 6508-3, Ausgabe: 1999-10 "Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Rockwell (Scalen A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T) – Teil 3: Kalibrierung von Härtevergleichsplatten" (ISO 6508-3:1999); Deutsche Fassung EN ISO 6508-3:1999;
77. *** DIN EN 10003-1, Ausgabe: 1995-01 "Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Brinell – Teil 1: Prüfverfahren" Deutsche Fassung EN 10003-1:1994;
78. *** DIN EN 10109-1 wurde zurückgezogen und durch DIN EN ISO 6508-1; 1999-10 ersetzt (Alter Titel von Ausgabe: 1995-01 "Metallische Werkstoffe – Härteprüfung – Teil 1: Rockwell-Verfahren (Skalen A, B, C, D, E, F, G, H, K, 15N, 30N, 45N, 15T, 30T, und 45T)"; Deutsche Fassung EN 10109-2:1994;
79. *** DIN EN 10109-2 wurde zurückgezogen und durch DIN EN ISO 6508-2; 1999-10 ersetzt (Alter Titel von Ausgabe: 1995-01 "Metallische Werkstoffe – Härteprüfung – Teil 2: Prüfung von Härteprüfmaschinen nach Rockwell (Skalen A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T)"; Deutsche Fassung EN 10109-2:1994;
80. *** DIN EN 10109-3 wurde zurückgezogen und durch DIN EN ISO 6508-3; 1999-10 ersetzt (Alter Titel von Ausgabe: 1995-01 "Metallische Werkstoffe – Härteprüfung – Teil 3: Kalibrierung von Härtevergleichsplatten für Prüfung von

- Härteprüfmaschinen nach Rockwell (Skalen A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T)”; Deutsche Fassung EN 10109-3:1994;
81. *** DIN 50133 wurde zurückgezogen und durch DIN EN ISO 6507-1: 1998-01 ersetzt (Alter Titel von Ausgabe: 1985-02 “Prüfung metallischer Werkstoffe- Härteprüfung nach Vickers – Bereich HV 0,2 bis HV 100”)
 82. *** ISO 410 Ausgabe: 1982-07 “Metallic materials, Hardness test; Tables of Brinell hardness test; Tables of Brinell hardness values for use in tests made on flat surfaces
 83. *** ISO 3878, Ausgabe: 1983-08 “Hardmetals; Vickers hardness test”
 84. *** ISO 4986, Ausgabe: 1992-06 “Steel castings; magnetic particle inspection”
 85. *** ISO 4987, Ausgabe: 1992-06 “Steel casting; penetrant inspection”
 86. *** ISO 6506, Ausgabe: 1981-09 “Metallic materials; Hardness test; Brinell test”
 87. *** ISO 6506-1, Ausgabe: 1999-09 “Metallic materials- Brinell hardness test – Part 1: Test method” (Revision of ISO 6506: 1981 and ISO 410: 1982)
 88. *** ISO 6506-2, Ausgabe: 1999-09 “Metallic materials- Brinell hardness test – Part 2: Verification and calibration of testing machines” (Revision of ISO 156: 1982)
 89. *** ISO 6506-3, Ausgabe: 1999-09 “Metallic materials- Brinell hardness test – Part 3 Calibration of reference blocks” (Revision of ISO 726: 1982)
 90. *** ISO 6507-1, Ausgabe: 1997-11 “Metallic materials- Vickers hardness test – Part 1: Test method”
 91. *** ISO 6507-2, Ausgabe: 1997-11 “Metallic materials- Vickers hardness test – Part 2: Verification and calibration of testing machines”
 92. *** ISO 6507-3, Ausgabe: 1997-11 “Metallic materials- Vickers hardness test – Part 3 Calibration of reference blocks”
 93. *** ISO 6508, Ausgabe: 1986-11 “Metallic materials; Hardness test; Rockwell test (scales A-B-C-D-E-F-G-H-K)”
 94. *** ISO/DIS 6508-1, Ausgabe: 1997-09 “Metallic materials – Rockwell hardness test (scale A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T) – Part 1: Test method” (Revision of ISO 6508: 1986 and ISO 1024: 1989)
 95. *** ISO/DIS 6508-2, Ausgabe: 1997-09 “Metallic materials – Rockwell hardness test (scale A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T) – Part 2: Verification of testing machines” (Revision of ISO 716: 1986 and ISO 1079: 1989)
 96. *** ISO/DIS 6508-3, Ausgabe: 1997-09 “Metallic materials – Rockwell hardness test (scale A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T) – Part 3: Calibration of reference blocks” (Revision of ISO 674: 1988 and ISO 1355: 1989)
 97. *** ISO/DIS 14271, Ausgabe: 1994-05 “Vickers hardness testing of resistance spot, projection and seam welds (Low load and microhardness)”
 98. *** STAS 7170-87 - Plăcuțe etalon de duritate