

INSTITUTUL POLITEHNIC „TRAIAN VUIA” TIMIȘOARA  
FACULTATEA DE MECANICA  
Catedra Utilajul și tehnologia sudării

Ing. SCOROBETIU LUCIAN

SUDAREA UNOR OȚELURI CU W, Cr, Mo, FOLOSITE IN  
CONSTRUCTIA MATRIȚELOR PENTRU DEFORMARI PLASTICE  
LA CALD

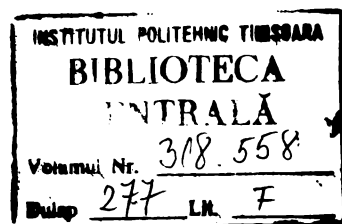
Teză de doctorat

BIBLIOTECA CENTRALĂ  
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"  
TIMIȘOARA

Conducător științific:

Prof.dr.doc.ing. VLADIMIR POPOVICI

Timișoara 1975



”

## INTRODUCERE

În procesul de industrializare intensă din țara noastră, tehnica sudării contribuie la realizarea sarcinilor trasate de conducerea superioară de partid, legate de îmbunătățirea continuă a calității produselor, de mărirea preciziei dimensionale, de reducerea consumurilor specifice de materiale și energie, care în final conduc la micșorarea prețului de cost.

Pe această linie lucrarea de față își propune să stabilească posibilitățile optime de mărire a durabilității în exploatare a matrițelor pentru deformări plastice la cald, utilizând încărcarea prin sudare.

Teza de doctorat este alcătuită din două părți constituite din 5 capitole și cuprinde 154 file text, 110 figuri, precum și 6 file anexe.

Prima parte a tezei (capitolele 1-2) tratează probleme specifice construcției matrițelor, legate de posibilitățile de încărcare prin sudare. Această parte cuprinde rezultate și concluzii ale unor lucrări din literatura de specialitate, dintre care unele au fost grupate de autor sub formă de diagrame sau tabele, pentru a fi mai intuitive.

În partea a II-a a tezei (capitolele 3-5), sînt prezentate rezultatele cercetărilor autorului. Astfel în capitolul 3 au fost stabilite relații teoretice de calcul a cîmpului termic la sudare, specifice matrițelor pentru deformări plastice la cald.

Aplicabilitatea acestor relații a fost verificată experimental cu ajutorul instalațiilor concepute de autor. Tot în cadrul acestui capitol este prezentată o nomogramă de concepție proprie (fig.3.10) cu ajutorul căreia determinarea temperaturii de preîncălzire a metalului de bază, nu mai necesită calcule suplimentare.

Capitolul 4 cuprinde rezultatele cercetărilor privind stabilirea tehnologiei de încărcare prin sudare a matrițelor pentru deformări plastice la cald, precum și a rezultatelor obținute prin sudarea cu noul tip de electrod care asigură un conținut de 3% Mo, 3% Ni, 3% Co a straturilor încărcate.

Dispozitivele pentru poziționarea matrițelor în timpul sudării, dispozitivele pentru preîncălzirea electrică sau cu gaze concepute și realizate de autor, sînt prezentate tot în capitolul 4.

Verificarea calității zonelor încărcate prin sudare a matri-

țelor s-a efectuat prin metodele clasice de control, dar au fost utilizate și mijloace moderne de investigație (verificarea compoziției chimice a incluziunilor din sudură cu ajutorul microsondei electronice, cercetarea la microscopul electronic), prezentate la punctul 4.4.4.

O parte a rezultatelor prezentate în lucrare au fost comunicate de autor în diferite sesiuni științifice, sunt publicate, sau sunt în curs de publicare.

Doctorandul își exprimă pe această cale profunda sa recunoștință Prof.dr.doc.ing. Popovici Vladimir, pentru indicațiile prețioase și sprijinul permanent acordat, pentru a duce la bun sfârșit lucrarea de față, precum și Prof.dr.ing. Ionescu I. Gheorghe, care a contribuit sistematic la formarea pasiunii doctorandului pentru cercetările din domeniul sudării.

Mulțumiri deosebite se cuvin de asemenea colectivelor de catedră Utilajul și tehnologia sudării, Tehnologia metalelor și Tehnologia construcției de mașini, conducerii facultății de Mecanică și a Institutului politehnic „Traian Vuia” Timișoara, precum și colectivului catedrei de Metalurgie de la Institutul politehnic București.

Cu această ocazie țin să mulțumesc colectivului catedrei Utilaj tehnologic pentru sprijinul acordat pe tot parcursul elaborării lucrării, conducerii facultății T.C.M. și a Universității din Brașov.

Doctorandul mulțumește de asemenea colectivelor secțiilor de forjă, serviciilor metalurgice și laboratoarelor din întreprinderile de autocamioane și de tractoare Brașov, întreprinderea Hidromecanica Brașov și Industria sârmei Cîmpia Turzii, care au fost receptivi față de problemele propuse și au sprijinit efectuarea experimentărilor în procesul de producție.

## P A R T E A I-a

### 1. CONSTRUCTIA MATRITELOR PENTRU DEFORMARI PLASTICE LA CALD

Matrițele utilizate pentru deformările plastice la cald a metalelor, sînt scule intens solicitate mecanic și termic, avînd parametrii severi de exploatare, dintre care pot fi amintiți următorii:

- sarcini dinamice repetate, care pot produce în materialul matriței, tensiuni avînd valori pînă la  $200 \text{ daN/mm}^2$  [73] ;
- variații alternative de temperatură la suprafața activă a matriței, care pot atinge valori egale cu 0,5-0,6 din temperatura de matrițare [8] ;
- o intensă frecare abrazivă la cald, între suprafața matriței și semifabricat, care crește în decursul exploatării, datorită măririi rugozității superficiale a matriței;

Avînd în vedere importanța durabilității matrițelor care influențează calitatea și costul pieselor produse, se recomandă ca materialele din care se execută matrițele, să asigure anumite proprietăți [20], printre care cele mai importante sînt:

- Tenacitate ridicată la cald, deformabilitate cît mai redusă și rezistență mare la uzură și la oxidare, pentru păstrarea stabilității dimensionale a cavităților matriței.
- Rezistență ridicată la oboseală și la șocuri termice, pentru evitarea fisurărilor superficiale, sau chiar a ruperilor de material în timpul exploatării.
- Valorile punctelor critice de transformare cît mai mari, pentru ca microstructura suprafeței matriței, în contact cu piesa caldă, să nu fie influențată termic.
- Prelucrabilitate prin așchiere și călibritate bună, iar materialul să fie cît mai ieftin, pentru ca prețul de cost al unei matrițe să fie minim.

În realitate nu s-au elaborat încă materiale care să îndeplinească toate aceste calități. Firmele producătoare au obținut materiale noi, la care predomină anumite proprietăți, avînd performanțe maxime în detrimentul celorlalte proprietăți\*.

---

\* (Spre exemplu: oțelurile cu wolfram sau siliciu au o rezistență termică deosebită, în schimb nu au tenacitate satisfăcătoare; oțelurile cu nichel au tenacitate ridicată, în schimb nu au stabilitate termică).

Din această cauză în prezent se recomandă [81] utilizarea mai multor sortimente de oțeluri pentru matrițe, precum și o alegere corectă a tipurilor constructive de matrițe, care pot fi monobloc sau compuse, astfel încât să satisfacă necesitățile specifice operațiilor de deformări plastice la cald.

### 1.1. Matrițe monobloc

Matrițele monobloc sînt utilizate cel mai des în cazul matrișării pe ciocane, datorită eforturilor dinamice care apar la impactul dintre scule și materialele deformate plastic.

Eforturile maxime din matrițele monobloc sînt situate în zona cavităților, în care materialul deformat intră în contact cu matrița, dar nu trebuie neglijate nici eforturile care apar în zona de fixare a blocurilor de matrițe pe berbec, respectiv pe șabotă.

Din acest motiv în toate secțiunile matrișelor trebuie asigurate proprietăți mecanice ridicate [27], ceea ce este destul de dificil de obținut, în cazul matrișelor de dimensiuni mari.

În cazul matrișelor monobloc, după uzura inerentă a cavităților, care apare după matrișarea unui anumit număr de piese, matrița se poate reutiliza în urma unor operații de recondiționare, dintre care se pot aminti [20], [35]:

- a). Prelucrarea gravurii pentru piese de același tip avînd dimensiuni mai mari;
- b). Regravare parțială (adîncirea gravurii pînă la metalul lipsit de defecte);
- c). Regravare totală (eliminarea completă a primei gravuri și regravarea materialului cu o cavitate pentru piese de dimensiuni mai mici).

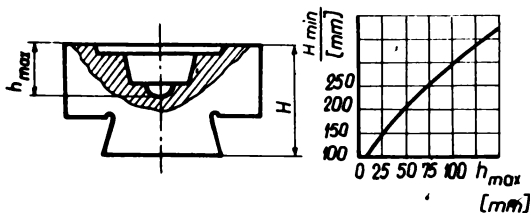


Fig. 1.1. Înălțimea minimă a matrișei  $H_{min}$  în funcție de adîncimea maximă a cavității  $h_{max}$ . [20]

Aceste tipuri de recondiționări sînt posibile, dacă înălțimea  $H$  a matrișei satisface relația:  $H > H_{min}$ , în care  $H_{min}$  este înălțimea minimă necesară matrișei avînd o cavitate de adîncime  $h_{max}$ . Dependența dintre  $H_{min}$  și  $h_{max}$  este dată în fig.1.1 [20].

Pentru a fi posibilă regravarea matrițelor, în unele cazuri se adoptă încă de la proiectarea lor, o înălțime  $H$  mai mare, care necesită însă un consum suplimentar de oțel;

d). Inlocuirea părților expuse degradării cu părți amovibile, ceea ce transformă matrița monobloc într-o matriță compusă, care de cele mai multe ori nu mai poate fi utilizată în cazul matrițării pe ciocane, ci numai pe prese;

e). Incărcarea prin sudare a zonelor uzate, sau a întregii suprafețe a gravurii, cu materiale de adaos compatibile cu metalul de bază și avînd proprietăți asemănătoare.

Din cele prezentate se observă că matrițele monobloc, avînd dimensiuni mari, necesită mult material de calitate, tratamente termice și prelucrări mecanice mai dificile, motiv pentru care prețul lor este ridicat și se răsfrînge direct asupra prețului de cost al pieselor matrițate.

### 1.2. Matrițe compuse

Reducerea consumului de oțeluri speciale se poate obține prin confecționarea matrițelor compuse, care pot fi matrițe cu pastile [20], sau matrițe bimetalice cu straturi încărcate prin sudare [35], [51], [52], [143], [108].

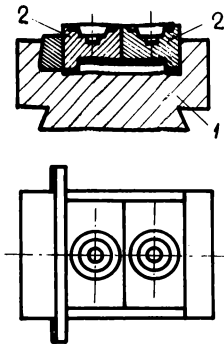


Fig.1.2. Matriță cu pastile. [20].

Matrițele cu pastile (inserții), fig.1.2 [20] sînt constituite dintr-un bloc de oțel obișnuit 1, în care se fixează prin presare, cu șuruburi, sau cu pene, pastila 2.

Pastila este confecționată dintr-un oțel de calitate, avînd o rezistență mare la temperaturi înalte. Pastilele au dimensiuni cu mult mai mici decît matrițele monobloc și se pot schimba ușor după uzare.

Rezultatele practice au arătat însă că, în cazul matrițării pieselor mari pe ciocane, acest sistem nu este indicat să fie utilizat, datorită șocurilor mari care intervin în procesul tehnologic.

Matrițele bimetalice se obțin prin încărcarea prin sudare cu aliaje rezistente la temperaturi înalte, a gravurilor matrițelor, în zonele de solicitare maximă, sau chiar pe întreaga suprafață activă [153], [164], [153], [165]. Durabilitatea matrițelor încărcate prin sudare crește de 3-4 ori față de durabilitatea matrițelor obișnuite [20], [35].

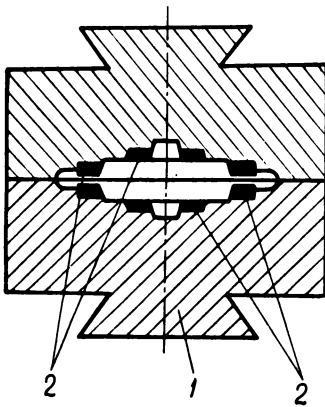


Fig.1.3. Matriță bimetalică

În fig.1.3 se observă o matriță bimetalică, la care metalul de bază 1 este încărcat parțial prin sudare, cu material rezistent la temperaturi înalte 2, în zonele de uzură maximă.

Materialul încărcat prin sudare fiind înalt aliat, asigură matriței o durabilitate ridicată, chiar dacă matrița nu este construită din oțel înalt aliat.

După uzarea matriței, aceasta se poate recondiționa, folosind același material de adaos, ca și cel depus inițial.

În acest fel matrițele pot fi utilizate chiar după 2-3 recondiționări ale zonelor de uzură maximă. Aceasta prezintă

avantaje față de recondiționarea prin regravare, deoarece înălțimea blocului de matriță, respectiv rigiditatea lui nu se modifică. În cazul alegerii unei tehnologii corespunzătoare de încărcare, precum și a unor materiale adecvate, se pot elimina tratamentele termice ulterioare [27], [20]. Se cunosc și încărcări prin sudare cu aliaje care necesită tratamente termice ulterioare [153], dar sînt preferate aliajele autocălibile, datorită simplificării tehnologiei de recondiționare și a obținerii unei calități corespunzătoare a matrițelor [159], [160], [161].

### 1.3. Alegerea oțelurilor pentru matrițe

Există mai multe criterii pentru alegerea oțelurilor de matrițe în funcție de proprietățile oțelurilor specificate în norme, și de utilajele pe care vor funcționa [81].

La această alegere se ține seama de numărul pieselor matrițate, precizia dimensională impusă, forma și mărimea pieselor, precum și de solicitările mecanice și termice care intervin la matrițare.

Stampa de arhivare din partea inferioară stângă a paginii.



Matrițele monobloc și pastilele se execută din oțeluri mediu și înalt aliate, iar matrițele compuse se execută din blocuri de oțel slab aliate, sau chiar nealiate [143] , [37] .

### 1.3.1. Influența unor elemente de aliere asupra proprietăților oțelurilor pentru matrițe

Proprietățile oțelurilor pentru matrițe și sudabilitatea lor depinde de concentrația elementelor de aliere și de modul de repartizare a acestora în cadrul microstructurii cristaline.

În tabela 1.1 este prezentată o sistematizare a unor date cunoscute în literatura de specialitate [9] , [20] , [21] , [22] , [27] , [35] , [37] , [39] , [40] , [43] , [44] , [55] , [69] , [74] [78] , [81] , [85] , [86] , [89] , [112] , [134] , privind influența elementelor de aliere asupra proprietăților oțelurilor pentru matrițe.

Intrucât carbonul este elementul de aliere comun tuturor oțelurilor pentru matrițe, sînt necesare următoarele precizări:

Oțelurile nealiate pentru matrițele monobloc, supuse unor condiții ușoare de solicitare [37] , pot conține între 0,6-1,0% C, necesar asigurării unor rezistențe ridicate și a unor deformații reduse ale matrițelor.

Oțelurile nealiate pentru matrițele compuse necesită un conținut<sup>de</sup> maxim 0,45-0,50% C, care asigură tenacitatea și permit în același timp încărcarea matriței prin sudare fără prea mari dificultăți.

Oțelurile aliate pentru matrițe se recomandă să conțină, [20] [27] , [37] , între 0,3-0,7% C, pentru formarea unor carburi fin dispersate, care măresc durabilitatea matriței.

Limita inferioară (0,3% C) este recomandată pentru asigurarea unei călibrități suficiente, iar limita superioară (0,7% C) nu trebuie depășită, pentru a nu crește tendința de fisurare sub acțiunea sarcinilor dinamice.

În cazul oțelurilor de matrițe cu Wolfram, conținutul de carbon are limite și mai apropiate și anume 0,3-0,4% C. S-a constatat [81] că aceste limite favorizează rezistența la uzură și la sarcini dinamice.

Mărirea conținutului de carbon în oțeluri mărește călibritatea și influențează defavorabil asupra sudabilității. Matrițele avînd cote mari de gabarit și fiind prelucrate din oțeluri cu un

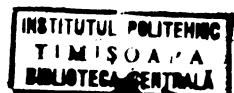


Tabela 1.1. Influența elementelor de aliere asupra proprietăților oțelurilor pentru matrice

		Elemente de aliere specifice											Obs.	
		Cr	Mn	Ni	Co	Si	Mo	W	V	Ti	Nb	Al		
Temperaturi critice	A <sub>s</sub> [K]	↘	↗	↗	↗	↘	↘	↘	↘	↘	↘	↘	Anexa 1	
	A <sub>3</sub> [K]	↘	↘	↘	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗		
	A <sub>1</sub> [K]	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗		
	M <sub>s</sub> [K]	↓	↓	↘	↘	↗	↘	↘	↘	↘	↘	↘		
Proprietăți fizice	λ [W/m.K]	↘	↓	↓	↗	↘	↓	↓	↘	→	→	→	Anexa 2	
	C [J/kg.K]	↗	↗	↗	→	↗	↓	↓	→	→	→	↗		
	ρ [kg/m <sup>3</sup> ]	↘	→	↗	↗	↘	↗	↑	→	→	→	→		
	α dilatare [K <sup>-1</sup> ]	↘	↗	↓	→	→	→	↘	→	→	→	→		
Acțiune metalurgică în prezența unor elemente insolubile	C	Formarea carburilor simple	C <sub>r</sub> -C <sub>n</sub>	Mn <sub>3</sub> -C	nu formează			M <sub>o</sub> -C <sub>n</sub>	W <sub>m</sub> -C <sub>n</sub>	V <sub>n</sub> -C <sub>n</sub>	Ti-C	Nb-C	nu formează	Anexa 3
		Formarea carburilor complexe	(FeCr) <sub>m</sub> C <sub>n</sub> (FeMn) <sub>3</sub> C <sub>n</sub>	(FeCr) <sub>m</sub> N <sub>3</sub> O <sub>2</sub> (Mn) <sub>3</sub> C <sub>n</sub>	nu formează			(Fe <sub>m</sub> M <sub>n</sub> ) <sub>3</sub> C <sub>n</sub> (FeCrWV) <sub>2</sub> C <sub>n</sub>	nu formează					
		Finisarea carburilor	↘	↘	→	↑	↑	↑	↓	↑	↑	↑	→	
	N	Dizolvarea azotului în oțelul lichid	↗	→	↘	↘	→	↗	→	↗	→	↗	↗	
		Formarea nitrurilor	C <sub>r</sub> -N Cr <sub>2</sub> -N	Mn <sub>3</sub> -N				M <sub>o</sub> -N Mo <sub>2</sub> -N	VN		Ti-N	Nb-N	Al-N	
	O	Decarburare superficială				la oțeluri cu W, Mo								
		Protecție suprafeței împotriva oxidării la cald	↗			↗			↗					
		Formare de oxid	C <sub>r</sub> O <sub>3</sub> Cr O <sub>2</sub>	Mn O Mn <sub>3</sub> O <sub>2</sub>	Ni O	Co O Co <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	Si O <sub>2</sub>	M <sub>o</sub> O <sub>2</sub> Mo O <sub>3</sub>	W O <sub>2</sub> W O <sub>3</sub>	V <sub>2</sub> O <sub>3</sub> V <sub>5</sub> O <sub>5</sub>	Ti O <sub>2</sub>	Nb <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	
	S	Formarea peliculelor intermetalice fragile	↘	↗	↗	↗	↗							
	H	Formarea hidrușilor în oțelul lichid	↘	↗	↗	↗	↗							
alte elem.	Formarea compusilor intermetalici	C, Fe, Cr, Co, Mn, Cr, Mo, Ni	MnCr	NiCr-Mo	Co Cr	Fe <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> Fe Si <sub>2</sub>	MoCr-Ni	FeV		Fe Al <sub>2</sub>				
Efecte posibile asupra structurii și proprietăților oțelului	Segregația dendritică	↑	→	→	↘	↗						Anexa 4		
	Sensibilitate la supraîncălzire	↘	↑	→	↘	↘	↓	↓	↓	↓	↓			
	Stabilitate termică	↑	↓	↘	↗	↗	↑	↑	↑	↑	↑			
	Adâncimea de pătrundere a călirii	↑	↑	↗	↗	↗	↑	↗	↗	↗	↗			
	Cantitatea de austenită reziduală	↑	↑	↗	↗	→								
	Fragilitatea la revenire	↗	↗	↘	↘	↗	↓	↗	↓	↓	↓			
	Duritatea	↑	↑	↗	↗	↗	↑	↑	↑	↑	↑			
	Rezistența la cald	↑	↗	→	↘	↘	↑	↘	↘	↘	↘			
	Rezistența la uzură la cald	↑	↓	↘	↗	↗	↑	↑	↑	↑	↑			
	Rezistența la soc	↑	↗	↗	↗	↗	↑	↑	↑	↑	↑			

↑ Crește intens (e favorizată)    ↗ Crește (e favorizată)    → e influențată redus    ↘ Scade (e defavorizată)    ↓ Scade intens (e defavorizată)

conținut peste 0,3% C, pot fi sudate numai cu indicații corespunzătoare fiecărui tip de oțel.

In continuare este prezentată influența unui alt element cu utilizare mai recentă la alierea unor oțeluri pentru matrițe.

Cobaltul este utilizat în aliaje care funcționează la temperaturi ridicate, datorită precipitării din martensită a unor compuși greu solubili și fin dispersați, care măresc duritatea și termostabilitatea [35].

In urma extinderii utilizării cobaltului în diferite aliaje, au fost efectuate cercetări și în domeniul alierii cu cobalt a oțelurilor de matrițe [43], [44]. Efectul favorabil al cobaltului asupra oțelurilor de matrițe aliate cu nichel și molibden, se manifestă prin durificarea secundară avînd maximul la 823 K și prin mărirea stabilității și a rezistenței la uzură la cald.

Un efect negativ al cobaltului asupra acestor tipuri de oțeluri,

este o oarecare reducere a tenacității, cauzată de schimbarea formei cementitei și a carburilor de Mo [43].

Cobaltul mărește valorile punctelor critice  $A_1$  și  $A_3$  cu 6,5 K pentru o creștere de 1% Co, precum și temperatura Ms cu 13,5 K pentru aceeași creștere a conținutului de cobalt [44].

Influența cobaltului asupra curbelor de transformare izotermă a austenitei este prezentată în fig.1.4 [44].

Se observă din diagramă că la creșterea conținutului de cobalt,

are loc o scădere a perioadei de incubație la transformarea bainitică și perlitică, fiind mai favorizată transformarea în perlită. Din această cauză călibilitatea oțelurilor cu nichel, molibden, cobalt, se micșorează odată cu creșterea conținutului de cobalt. Acest lucru se poate observa în fig.1.5 [44], în care călibilitatea este apreciată după diametrul critic al barelor de oțel, călitate

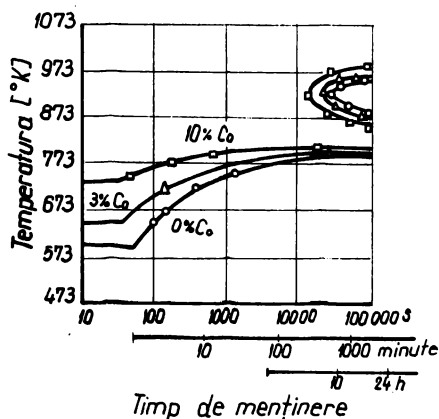


Fig.1.4. Influența cobaltului asupra transformării izoterme a austenitei [44]

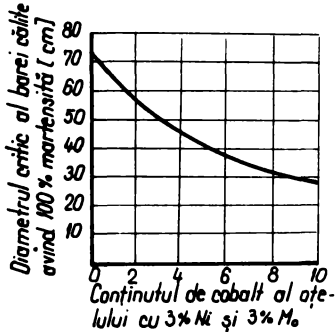


Fig. 1.5. Evaluarea călibilității în funcție de conținutul de cobalt. [44].

în condiții identice și care au în întreaga secțiune martensită.

Se observă o scădere mai intensă a călibilității oțelurilor la care conținutul de cobalt se mărește până la 2-3%, peste care călibilitatea scade în continuare, dar în mai mică măsură.

La revenirea oțelului cu 3% Ni și 3% Mo se observă o durificare secundară prin precipitare, având maximum la temperatura de 823 K, în toate cazurile de aliere cu cobalt, indiferent de concentrația acestuia.

Durificarea secundară este produsă de precipitarea unui număr mare de carburi fine, a căror apariție este favorizată de dizolvarea cobaltului în soluția solidă, în care apar multe centre de cristalizare. Cobaltul nu participă chimic la aceste precipitate, fiind dizolvat complet în soluția solidă.

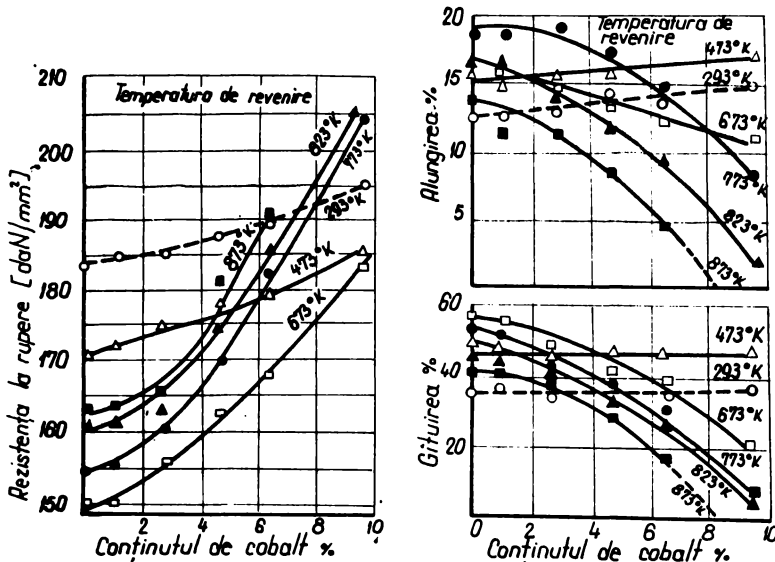


Fig. 1.6. Variația proprietăților mecanice ale oțelurilor cu 3% Ni și 3% Mo în funcție de conținutul de cobalt și de temperatura de revenire. [44]

Variația proprietăților mecanice ale oțelurilor cu 3% Ni și

3% Mo în funcție de conținutul de cobalt se observă în fig.1.6 [44]. Cea mai favorabilă influență a cobaltului asupra oțelurilor cu 3% Ni și 3% Co este mărirea rezistenței la uzură, ceea ce se observă din fig.1.7 [44].

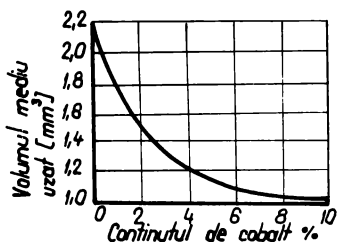


Fig. 1.7. Influența cobaltului asupra rezistenței la uzură a oțelurilor de matrițe aliate cu 3% Ni și 3% Mo. [44].

Astfel are loc o creștere intensă a rezistenței la uzură, odată cu creșterea conținutului de cobalt pînă la 3-4%, peste care rezistența la uzură crește în continuare, dar în mai mică măsură.

Determinările au fost efectuate prin simularea condițiilor de presiune și temperatură care apar la frecarea dintre matriță și piesa fierbinte [44].

O influență nefavorabilă a cobaltului asupra oțelurilor o constituie mărirea fragilității, care se poate aprecia cu ajutorul factorului  $K_{1c}$ .

În urma testării oțelurilor cu 3% Ni și 3% Mo s-a constatat că factorul  $K_{1c}$ , respectiv tenacitatea scade odată cu creșterea conținutului de cobalt, în cazul revenirii oțelurilor la temperaturi peste 573 K. Aceasta se observă în fig.1.8 [44].

Din diagramă se observă că tenacitatea este practic neinfluențată dacă oțelul conține sub 3% Co.

Acest lucru este confirmat și de cercetarea suprafeței fracturilor epruvetelor testate, care nu prezintă granulații caracteristice ruperilor fragile, în cazul concentrațiilor de cobalt mai mici de 3%.

Alte efecte favorabile ale cobaltului, asupra oțelurilor, sînt mărirea conductibilității termice și mărirea rezistenței la oxidare la cald, prin formarea unor pelicule superficiale protectoare, ase-

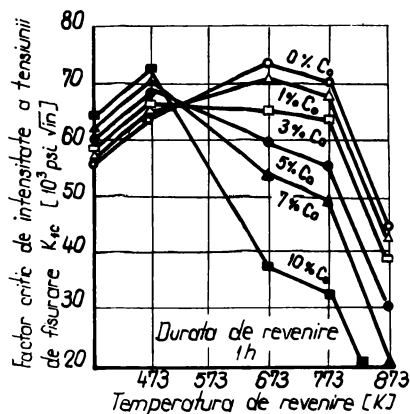


Fig. 1.8. Variația factorului  $K_{1c}$  în funcție de conținutul de cobalt și de temperatura de revenire pentru oțelurile cu 3% Ni și 3% Mo. [44].

mănătoare celor produse de aluminiu.

Analizând efectele complexe ale cobaltului asupra proprietăților oțelurilor de matrițe aliate cu nichel și molibden, se observă că efectele sale negative asupra călibilității și tenacității se pot diminua, prin alierea cu o cantitate mai mică de 3% Co. În acest caz, efectele favorabile ale cobaltului se manifestă încă destul de intens și anume, oțelurile au o rezistență mărită la uzură și la oxidare la cald, cu o prelucrabilitate mai bună și prezintă o durificare secundară prin precipitare, în urma revenirii la temperatura de 823 K, ceea ce le mărește rezistența în condiții grele de exploatare.

În aceste condiții, matrițele construite din oțeluri aliate cu nichel, molibden și cobalt, își măresc durabilitatea, astfel încât se reduce prețul pe unitate de piesă matrițată, cu aproximativ 33%. Se poate aminti compoziția chimică a unui astfel de oțel cu durabilitate mărită:

0,28% C; 0,7% Mn; până la 0,35% Si; 0,04% P; 0,04% S; 0,55% Cr; 3,3% Ni; 3,4% Mo; 3,0% Co; [44] .

Din cele prezentate, se poate afirma că prezența cobaltului în oțelurile de matrițe aliate cu nichel și molibden prezintă avantaje deosebite, ceea ce impune extinderea și studierea lui și în aliajele destinate încărcării prin sudare.

### 1.3.2. Mărci indigene de oțeluri cu o largă utilizare în construcția matrițelor

În momentul de față există o diversitate mare de oțeluri pentru matrițe, care se recomandă a fi utilizate în practică [81] , [35] , [9] , [69] , [151] , [156] , iar durabilitatea lor nu depinde numai de calitatea oțelului, ci și de modul de exploatare.

Dintre oțelurile indigene [151], cel mai utilizat în construcția matrițelor pentru ciocane este oțelul MoCN 15, iar pentru pastilele de prese și mașini orizontale de forjat este oțelul VCW 85 [20] , [27] , [35] . În lucrare cercetările au fost axate pe oțeluri MoCN 15 și VCW 85 produse în țară.

Mai sînt utilizate și oțeluri VMoCN 17, cu un conținut mai mare de Ni și Cr și avînd în plus vanadiu, față de MoCN 15; De asemenea mai este utilizat uneori și oțelul cu siliciu, dar fără nichel , MoSC 30, care este mai ieftin.

Durabilitatea matrișelor construite din oțelurile MoCN 15 și VCW 85 este bună, iar prețul lor de cost este acceptabil față de al oțelurilor similare importate. Din acest motiv majoritatea atelierelor de matrișare utilizează des matrișe executate din aceste oțeluri.

#### 1.4. Caracteristicile oțelurilor pentru matrișe MoCN 15 și VCW 85

##### 1.4.1. Proprietăți mecanice

Oțelul MoCN 15 face parte din categoria oțelurilor cu rezistență și tenacitate ridicată, iar oțelul VCW 85 din categoria oțelurilor cu rezistență ridicată la cald [27] , [35] .

Rezistența la rupere și duritatea oțelului MoCN 15 îmbunătățit are valori mari, care se păstrează și în cazul încălzirilor îndelungate la temperaturi de 623-673 K asigurând o rezistență bună la uzură a matrișelor.

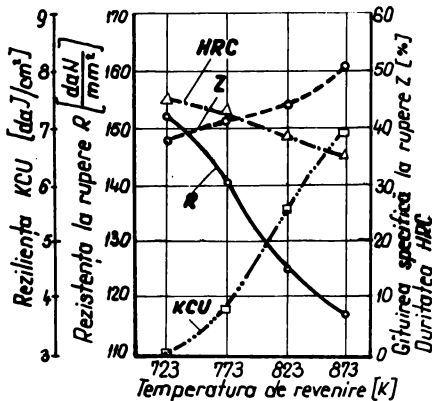


Fig. 1.9. Variația proprietăților mecanice ale oțelului MoCN 15 călit de la 1113 K în ulei și revenit la diferite temperaturi este prezentată în fig.1.9 [35].

Gtuirea specifică la rupere și rezistența acestui oțel, au de asemenea valori ridicate, ceea ce permite preluarea unor sarcini dinamice repetate, fără pericolul de a fisura.

Variația proprietăților mecanice ale oțelului MoCN 15 călit de la 1113 K în ulei și revenit la diferite temperaturi este prezentată în fig.1.9 [35]. În urma încercărilor mecanice ale aceluiași oțel la diferite temperaturi de încercare, se obține o variație prezentată în fig.1.10 [35]. Din această figură se observă că oțelul MoCN 15 își micșorează intens

duritatea și rezistența la cald peste temperatura de 673 K, ceea ce impune ca matrișele executate din acest oțel să nu funcționeze un timp îndelungat peste această temperatură, deoarece se pot produce uzuri pronunțate și deformații plastice. Astfel oțelul MoCN 15 este

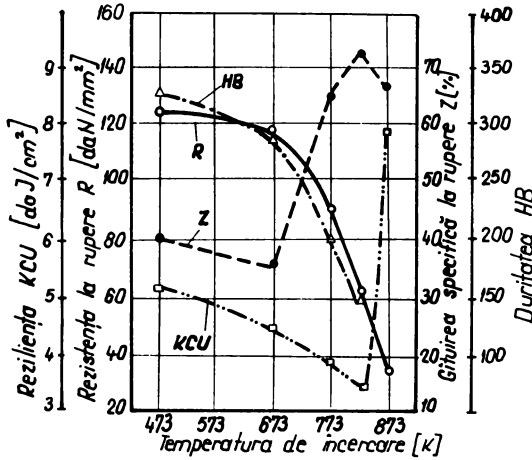


Fig. 1.10. Variația proprietăților mecanice ale oțelului M<sub>6</sub>CN15 călit de la 1123 K în ulei și revenit 823 K, în funcție de temperatura de încercare. [35].

cercărilor mecanice ale aceluiași oțel revenit la 893 K, se obțin următoarele diagrame cu valorile rezistenței la rupere R, a gîturii specifice la rupere Z și a durității HB, în funcție de temperatura de încercare, prezentate în fig.1.12 [35].

Din fig.1.11 se observă că oțelul VCW 85 cu conținutul de carbon la limita superioară (0,35%) se duritică prin precipitare, dacă este revenit la temperaturi de 823-878 K. Aceasta permite utilizarea lui pentru matrițe de prese, care datorită contactului mai îndelungat cu semifabricatele calde, se încălzesc mai intens și necesită o bună rezistență, pînă la temperaturi ridicate.

#### 1.4.2. Dilatarea liniară

Coeficientul de dilatare liniară a acestor oțeluri are valori relativ

recomandat pentru matrițele care lucrează pe ciocane.

Acest inconvenient nu se observă în cazul oțelului VCW 85, chiar dacă funcționează la temperaturi pînă la 873-923 K, în schimb tenacitatea oțelului VCW 85 este mai scăzută, datorită existenței carburilor de wolfram, care nu au o dispersie uniformă în cadrul microstructurii oțelului.

Variația proprietăților mecanice ale oțelului VCW 85 călit de la 1373 K în ulei și revenit la diferite temperaturi se observă în fig.1.11 [35]. În urma în-

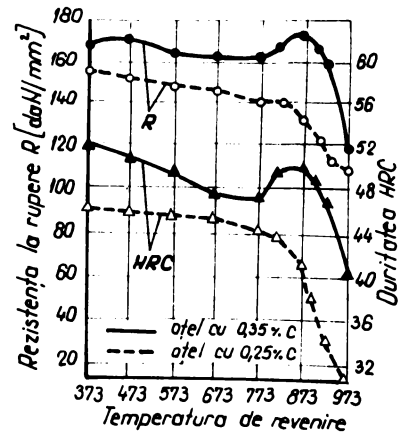


Fig. 1.11. Variația proprietăților mecanice ale oțelului VCW 85 călit de la 1373 K în ulei, în funcție de temperatura de revenire. [35].



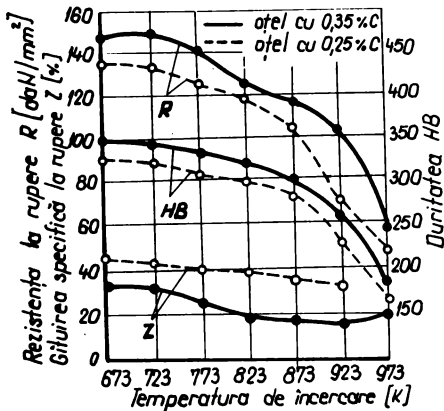


Fig. 1.12. Variația proprietăților mecanice ale oțelului VCW 85 călit de la 1373 K în ulei și revenit la 893 K în funcție de temperatura de încercare. [35]

mici în intervalul de temperatură de 373-1073 K [35] și aceeași mai cu seamă pentru oțelul VCW 85.

Valorile medii ale coeficientului de dilatare liniară pentru diferite intervale de temperatură sînt date în tabela 1.2.

Valoarea mică a coeficientului de dilatare liniară este avantajoasă în privința tratamentelor termice precum și a sudării, deoarece corespunzător acelorși cîmpuri termice valorile deformațiilor, respectiv a tensiunilor interne sînt mici.

Această valoare mică a coeficientului de dilatare termică prezintă avantaje și în ceea ce privește rezistența la șoc termic, mărindu-i valoarea [27].

Tabela 1.2 Coeficientul de dilatare liniară  $\alpha \times 10^6$  [35].

Marca oțelului	Intervalul de temperatură [K]			
	370 - 523	423 - 673	623 - 873	873 - 973
MoCN 15	12,55	14,10	14,20	15,00
VCW 85	10,28	13,05	13,20	13,30

#### 1.4.3. Carbonul echivalent

Carbonul echivalent caracterizează oțelurile în ceea ce privește sudabilitatea și permite stabilirea temperaturii de preîncălzire la care oțelul încă nu fisurează atunci cînd este sudat.

Există multe relații de calcul a carbonului echivalent [34] [38], [60], [63], [112], [124], [139], [147], [152], [157], [167], [168], [169] și aplicarea lor se face în funcție de grupa de aliere din care face parte oțelul cercetat. Astfel în cazul oțelurilor aliate pentru matrițe se recomandă [60], [157] următoarele relații:

- Pentru oțel W-Cr-V [60]:

$$C_e = \% C + \frac{\% Mn}{14} + \frac{\% Cr + \% W}{10} + \frac{\% Mo}{5} + \frac{\% V}{3}$$

- Pentru oțel Cr-Ni-Mo [157]:

$$C_e = \% C + \frac{Mn}{20} + \frac{\% Ni}{15} + \frac{\% Cr + \% Mo + \% V}{10}$$

Deoarece standardele oțelurilor MoCN 15 și VCW 85 prevăd limite de variație ale elementelor de aliere, vor rezulta două valori ale carbonului echivalent, calculate pentru limita inferioară, respectiv limita superioară a conținutului de elemente. Aceste valori precum și conținutul de elemente de aliere corespunzătoare, sunt prezentate în tabela 1.3.

Tabela 1.3. Compoziția chimică și carbonul echivalent în cazul oțelurilor pentru matrițe MoCN 15 și VCW 85

Oțel STAS 3611-66	Compoziția chimică %										Ce min.	Ce min.
	C	Mn	Si	Cr	Ni	W	V	Mo	S	P		
MoCN 15	0,50	0,50	0,15	0,6	1,3	-	-	0,15	max	max	0,68	0,85
	0,60	0,80	0,35	0,8	1,6			0,30	0,030	0,030		
VCW 85	0,25	0,02	0,15	2,20	max	7,5	0,20	-	max	max	1,30	1,75
	0,35	0,50	0,40	2,70	0,35	9,0	0,50		0,025	0,025		

Datorită valorilor relativ mari ale carbonului echivalent oțelurile MoCN15 și VCW 85 pot fi clasificate ca oțeluri cu sudabilitate redusă.

#### 1.4.4. Transformările austenitei la răcire și la menținere izotermă

În cazul încălzirii prin sudare a oțelurilor de matrițe MoCN 15 și VCW 85 intervin cicluri termice variate, care produc modificări structurale, respectiv proprietăți mecanice diferite.

Pentru preîntâmpinarea cazurilor defavorabile, este utilă transpunerea ciclurilor termice în diagramele de transformare a austenitei și evitarea ciclurilor necorespunzătoare.

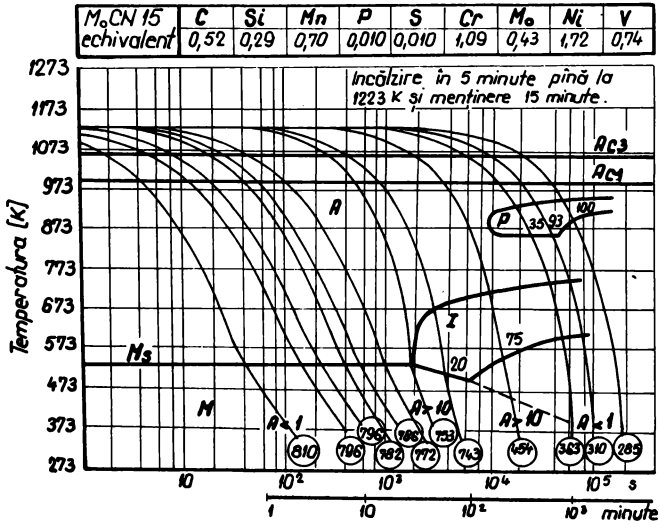


Fig. 1.13. Diagrama de transformare a austenitei la răcire continuă pentru oțelul M<sub>o</sub>CN15. [166]

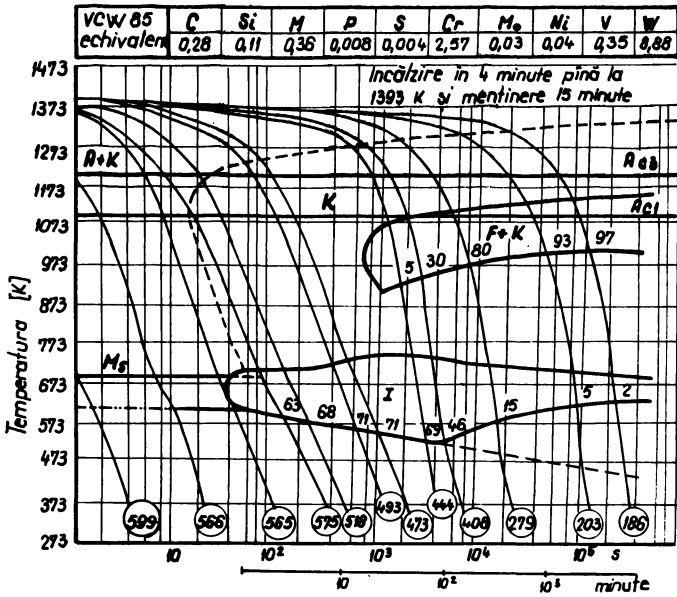


Fig. 1.14. Diagrama de transformare a austenitei la răcire continuă pentru oțelul VCW 85. [166]

În cele ce urmează sînt reprezentate diagramele de transformare a austenitei la răcire continuă, în fig. 1.13 și fig.1.14 [166], precum și diagramele de transformare izotermă a austenitei în fig. 1.15 și fig.1.16 [35]

Din aceste diagrame se observă că ambele oțeluri se durifică atunci cînd sînt răcite de la temperatura de călire în aer, ceea ce impune o preîncălzire obligatorie a lor, atunci cînd sînt încărcate prin sudare.

Pentru aceleași viteze de răcire se observă din fig.1.13 și 1.14 ca oțelul VCW 85 se durifică în mai mică măsură decît oțelul MoCN 15, ceea ce se explică prin conținutul său mic de carbon, din care numai o mică parte este dizolvat în soluția solidă, restul fiind legat sub formă de carburi

INSTITUTUL POLITEHNIC  
TIMIȘOARA  
BIBLIOTECA CENTRALĂ

cu stabilitate mare.

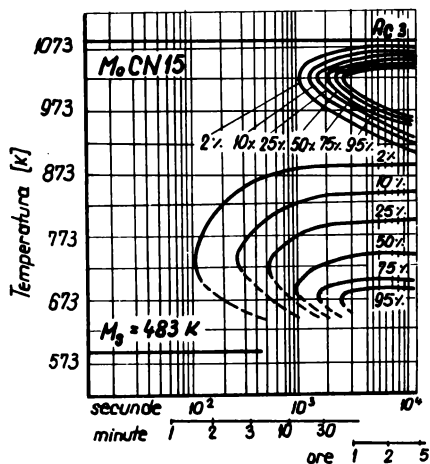


Fig. 1.15. Diagrama de transformare izotermă a austenitei pentru oțelul  $M_0CN15$  încălzit la  $1143\text{ K}$  [35]

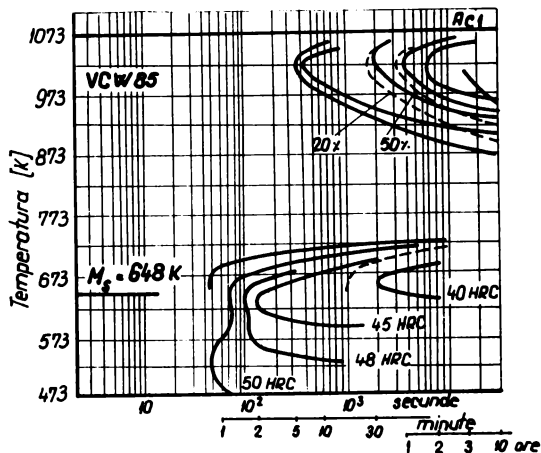


Fig. 1.16. Diagrama de transformare izotermă a austenitei pentru oțelul  $VCW85$  încălzit la  $1393\text{ K}$ . [35].

Tot din diagramele de transformare a austenitei pot fi determinate punctele critice  $Ac_1$ ,  $Ac_3$ , și temperatura de începere a transformării martensitice  $M_s$ , care permit evaluarea modificărilor structurale ale zonei încărcate prin sudare.

### 1.5. Tratamente termice aplicate matrițelor

Parametrii tratamentelor termice care au o influență hotărâtoare asupra durabilității matrițelor sînt: viteza de încălzire, temperatura maximă, durata de menținere la temperatura de austenitizare, viteza de răcire la călire, temperatura și durata de revenire, numărul de reveniri, precum și viteza de răcire după revenire.

Stabilirea acestor parametri variază în funcție de compoziția chimică a oțelului, precum și de gabaritul și destinația matriței.

Există două situații distincte de aplicare a tratamentului termic al matrițelor:

- Tratament după prelucrarea mecanică a cavităților, care se aplică matrițelor de formă complexă;

- Tratament înaintea prelucrării cavităților, în cazul matrițelor cu gabarit mare, la care există pericolul de fisurare sau deformare.

### 1.5.1. Încălzirea și menținerea la temperatura de austenitizare

Încălzirea cu viteze reduse a oțelurilor avînd conductivitate termică redusă, se poate realiza în două trepte. Astfel la matrițele cu gabarit redus, încălzirea inițială se realizează în cuptoare cu temperaturi pînă la 923 K, iar la matrițele cu gabarit mare, temperatura cuptorului de preîncălzire nu trebuie să depășească 673 K, încălzirea ulterioară pînă la temperatura maximă se face cu viteze reduse, timpul de încălzire fiind indicat în tabele [35], sau se poate calcula cu relațiile existente [27]. În urma prelucrării datelor existente [35], a fost obținută o diagramă pentru stabilirea timpului de încălzire și de menținere în cuptor, în funcție de cota minimă a gabariturii matriței, care este prezentată în fig.1.17.

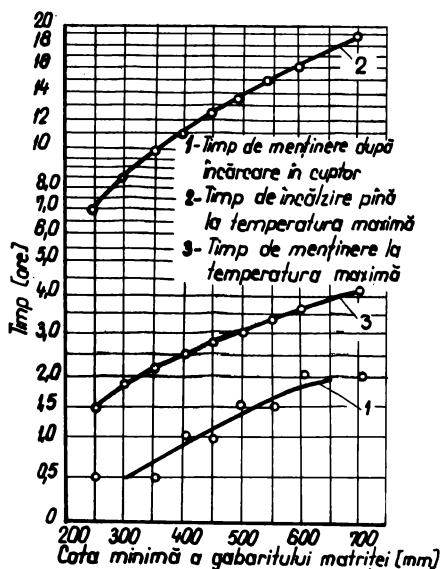


Fig. 1.17. Variația timpului de încălzire și de menținere a matrițelor în cuptoare cu flacără

Datele se referă la încălzire în cuptoare cu flacără, avînd o distanță de minim 150-200 mm între matrițe.

Protejarea suprafeței cavităților matriței împotriva oxidării se poate realiza prin acoperirea acestora cu praf de cărbune.

### 1.5.2. Călirea matrițelor

Ținînd seama de datele existente [136] referitoare la vitezele de răcire asigurate de diferite medii, a fost construită diagrama prezentată în fig.1.18.

Prin transpunerea vitezelor de răcire în diagramele de transformare continuă a austenitei (fig.1.13 și fig.1.14), se observă că oțelurile studiate se durifică și în ca-

zul mediilor de răcire mai puțin active. Astfel călirea matrițelor din oțelurile MoCN 15 și VCW 85 nu se execută niciodată în apă, pentru a se evita tensiunile interne și pericolul de fisurare instantana-

nee sau intirziată [27] .

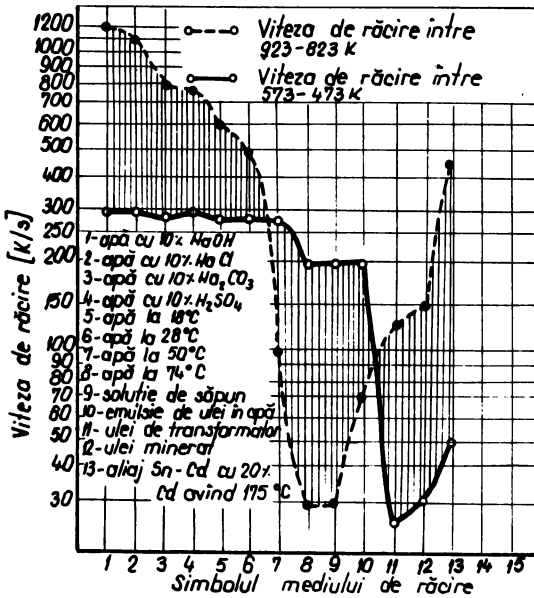


Fig. 1.18. Influența mediului de răcire asupra vitezelor de răcire, prelucrare după [136]

le că nu dăgaje fum, nu se aprinde și este mai ieftin. De asemenea viteza de răcire asigurată de amestecul aer-apă pulverizată, poate fi reglată în funcție de presiunea aerului comprimat. Răcirea în acest mediu se efectuează pînă la închiderea culorii matrițe (673-773 K), după care are loc o răcire în aer liniștit pînă la 473-423 K, urmată de revenire obișnuită.

Călirea unei matrițe se realizează în mod curent în felul următor:

Cu același scop se evită răcirea continuă a matrițelor într-un singur mediu de răcire, recomandîndu-se introducerea și extragerea succesivă a matriței față de mediile lichide de răcire.

Reducerea tensiunilor interne se mai poate realiza și prin introducerea parțială a matriței în mediul lichid de răcire, sau prin utilizarea unui mediu de călire format din amestecul aer-apă pulverizată [35] .

Acest mediu asigură viteze de răcire care pot fi comparabile cu cele ale uleiului, (fig.1.19) față de care prezintă avantaje-

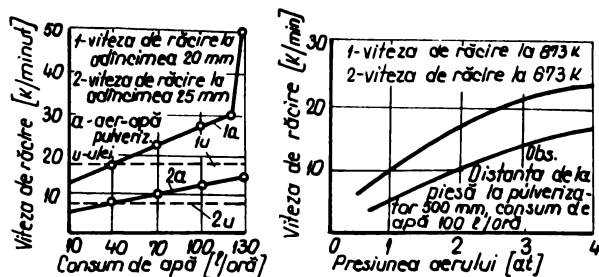


Fig. 1.19. Variația vitezei de răcire la călirea în mediul aer-apă pulverizată. [35].

După extragerea matriței din cuptor, aceasta se menține un anumit timp în aer și apoi se introduce în ulei, unde se răcește pînă la temperatura de 473-423 K, după care se extrage din nou în aer. Timpii corespunzători menținerii în aer și apoi în ulei, pot fi stabiliți în funcție de cota minimă a gabaritului matriței, din diagrama prezentată în fig.1.20. Această diagramă a fost construită pe baza datelor existente în tabele [27] , [35] .

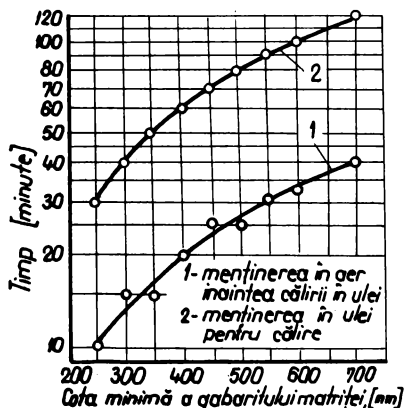


Fig. 1.20. Timpul necesar operației de călire.

Diferențele de duritate care se recomandă să existe între suprafața cavității și partea de fixare pe ciocan a matriței, se pot realiza și printr-o călire parțială în ulei a matriței, urmată de autorevenire [27] .

Cele mai indicate metode de călire sînt cele izoterme, la care deformațiile, respectiv tensiunile interne sînt minime [27] , dar acestea necesită utilaje mai pretențioase.

### 1.5.3. Revenirea matrițelor

Ținînd seama de plasticitatea redusă a oțelurilor de matrițe în stare călită, precum și de gabaritul mare al matrițelor, revenirea lor se execută prin încărcare în cuptoare prefincălzite la 523-573 K. După o menținere pentru egalizarea temperaturii, se continuă încălzirea odată cu cuptorul, pînă la temperatura prescrisă.

Se recomandă ca revenirea să se efectueze imediat după călire, deoarece tensiunile interne existente în matrițele călite, pot provoca fisurări întîrziate.

Temperatura de revenire, timpul de încălzire, precum și durata de menținere la această temperatură, depind de dimensiunile, configurația și condițiile de lucru ale matrițelor. Pentru a se mări tenacitatea părții de fixare a matriței, temperatura de revenire a acesteia este mai mare, ceea ce se observă în fig.1.21. Aceasta se obține prin încălzire diferențiată, sau prin autorevenire [27] .

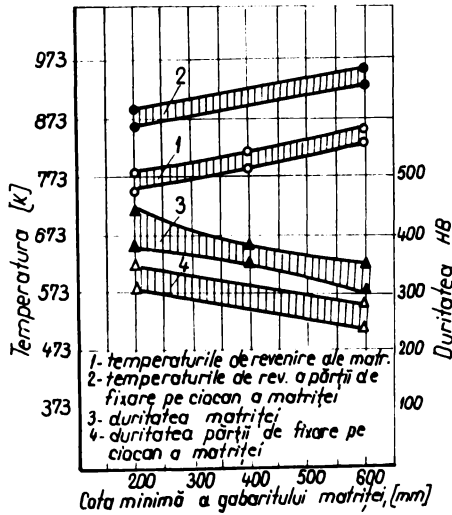


Fig. 1.21. Variația temperaturii de revenire și a durităților necesare matritelor din oțel MoCN15.

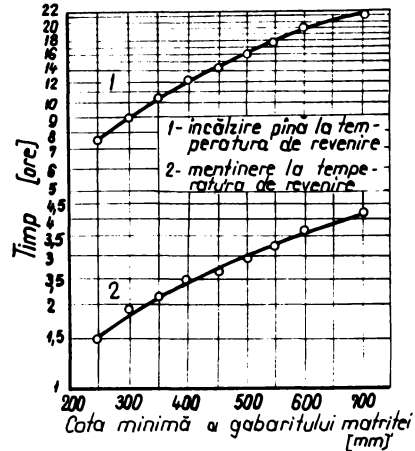


Fig. 1.22. Variația timpului de încălzire și de menținere la temperatura de revenire a matritelor în cuptoare cu flacără

Timpii aferenți revenirii pot fi stabiliți din diagrama prezentată în fig.1.22, care a fost trasată în urma prelucrării datelor existente [27] , [35] .

Se observă că timpul total de revenire a matrițelor poate atinge valori de zeci de ore, chiar și pentru gabarite reduse ale matrițelor. Acest timp crește cu atât mai mult, cu cât matrița are un gabarit mai mare, iar oțelul necesită o temperatură mai mare de revenire.

Oțelul VCW 85 se remarcă prin valorile mari ale duratei de tratament termic, impusă de conductivitatea termică redusă și de temperaturile înalte de tratament (temperatura de călire 1348-1388 K, iar temperatura de revenire 873-973 K). Această îngreunare a tratamentului termic la oțelurile aliate, justifică necesitatea aplicării unor tehnologii de încărcare prin sudare a matrițelor, care să nu necesite tratamente termice totale ulterioare.



### 1.6. Defecțiuni apărute la exploatarea matrițelor

În timpul exploatării matrițelor pot apărea defecțiuni, care afectează zona activă a cavităților care în cele mai multe cazuri pot fi remediate, sau defecțiuni care compromit definitiv matrița (fisuri adânci sau ruperi complete ale blocului de oțel).

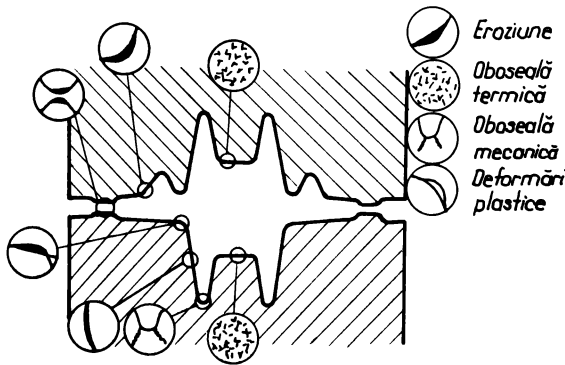


Fig. 1.23. Defecte care pot apărea în zona gravată a matriței în timpul exploatării. [59]

Cele mai frecvente defecte remediable care apar la exploatarea matrițelor pentru deformări plastice la cald sînt schematizate în fig.1.23 [59]. Se remarcă astfel:

- eroziunea produsă de frecările care apar între matriță și semifabricatul cald, acoperit cu oxizi duri;

- oboseala termică provocată de dilatările și contracțiile succesive

produse de contactul temporar dintre matriță și semifabricatul cald;

- oboseala mecanică produsă de sarcinile dinamice repetate, care apar în timpul exploatării;

- deformările plastice provocate de micșorarea durității matriței și scăderea limitei de curgere în urma încălzirii. Cele mai periculoase defecte și mai greu de remediat, sînt fisurile provocate de oboseala mecanică și termică.

#### 1.6.1. Factorii care favorizează apariția defectelor la matrițele de forjă

Apariția defectelor este condiționată de mulți factori care intervin în timpul exploatării matrițelor de forjă, iar un anumit tip de defect apărut, favorizează producerea altor defecte. Astfel deformările plastice care ecrusează local oțelul și oboseala termică, favorizează apariția fisurilor adânci, respectiv, provoacă oboseala prematură a materialului. De asemenea oboseala termică mărește coeficientul de frecare al suprafeței matriței și favorizează eroziunea. În fine oboseala mecanică se manifestă prin apariția unor fisuri, care progresaază în timp spre interiorul matriței, provocînd

în final ruperea unor părți, sau chiar spargerea întregii matrițe, ceea ce nu se mai poate remedia.

Cauzele principale ale avariilor matrițelor pot fi următoarele: [20] , [27] , [59] :

a). - grad scăzut de puritate a oțelului (oțelul conține incluziuni de oxizi, silicați, sulfuri, etc., sau prezintă segregatii);

b). - deformare plastică necorespunzătoare a blocului de matriță (încălzire necorespunzătoare și forjare cu grade mari de deformare);

c). - tratament termic necorespunzător;

d). - proiectare necorespunzătoare, sau prelucrare mecanică incorectă (gradul de prelucrare a suprafeței active insuficient);

e). - preîncălzire insuficientă și neuniformă a matriței înainte de utilizare;

f). - suprasolicitare termică a matriței printr-un ritm de lucru prea intens, fără a se asigura răcirea uniformă și lubrifierea corectă a părților active;

g). - utilizarea unor semifabricate încălzite insuficient, oxidate puternic, preforjate incomplet, sau debitate la cote prea mari;

h). - starea utilajului necorespunzătoare (jocuri mari în ghidaje), sau montarea incorectă a matrițelor.

Durabilitatea matrițelor încărcate prin sudare este influențată de cantitatea și repartizarea incluziunilor existente în straturile încărcate, de segregatia chimică, precum și de structura metalografică a zonei de trecere și a zonei influențate termic.

De asemenea nu poate fi neglijată posibilitatea apariției austenitei reziduale, în cazul încărcării oțelurilor pentru matrițe [110] , [166] , care crează tensiuni interne, modificări dimensionale [140] , sau chiar fisuri în zonele de trecere dintre austenita reziduală și martensită [112] .

#### 1.6.2. Influența segregatiilor și a incluziunilor din straturile încărcate prin sudare, asupra producerii defectelor la exploatarea matrițelor

Oțelurile pentru matrițe sînt elaborate în condiții de maximă puritate și omogenitate, pentru reducerea segregatiilor și a incluziunilor, care diminuează performanțele materialului [75] .

Tinându-se seama de aceasta, se impune ca și straturile încărcate prin sudare să îndeplinească aceleași condiții. Aceste măsuri sînt necesare deoarece, atît segregajiile, cît și incluziunile, crează tensiuni locale și grăbesc procesul de distrugere a oțelului, mai cu seamă în condițiile severe în care lucrează matrițele.

Au fost efectuate cercetări privind influența incluziunilor și segregajiilor asupra rezistenței la uzură [97] și a durabilității [61] matrițelor încărcate prin sudare, precum și asupra înclinării spre fisurare a oțelurilor pentru matrițe [6] .

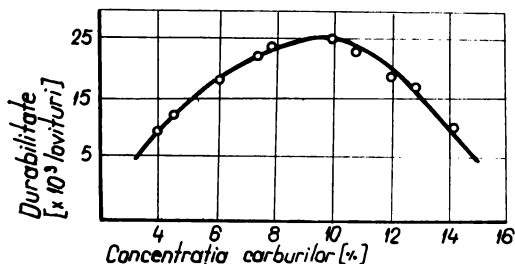


Fig. 1.24. Variația durabilității matrițelor în funcție de concentrația carburilor [8].

Se poate astfel aminti că durabilitatea matrițelor încărcate prin sudare, depinde de concentrația carburilor existente în sudură și de mărimea lor. Spre exemplu pentru compoziția chimică corespunzătoare oțelului 8H3GSV2F, durabilitatea maximă se obține la o concentrație de 9-10% carburi, ceea ce se observă din fig.1.24 [61] .

Duritatea carburilor fiind mult mai mare în raport cu masa de bază, durabilitatea crește pe măsură ce crește cantitatea carburilor. Peste o anumită limită însă, durabilitatea începe din nou să scadă, deoarece odată cu creșterea concentrației carburilor, crește și dimensiunea lor, ceea ce produce o scădere a rezilienței oțelului.

S-a stabilit o corelație între durabilitatea matrițelor de forjă și rezistența la încovoiere prin șoc KC, pe epruvete fără crestătură. Pentru exemplificare se poate prezenta fig.1.25 [61], din care se observă o creștere a durabilității, odată cu creșterea valorii rezistenței la încovoiere prin șoc KC, în cazul oțelului 8H3GSV2F. Aceleași cercetări au arătat că incluziunile de oxizi și nitruri existente în straturile încărcate prin sudare au o puternică influență asupra tenacității,

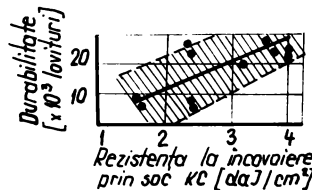


Fig. 1.25. Variația durabilității matrițelor în funcție de rezistența la încovoiere prin șoc KC [61].

intrucit aceste incluziuni sînt concentratori de tensiune în masa matriței, care e sollicitată dinamic, cu sarcini repetate.

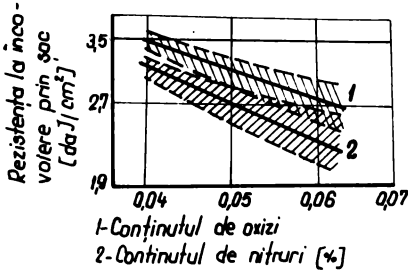


Fig. 1.26. Variatia rezistenței la încovoiere prin șoc în funcție de conținutul de incluziuni. [61].

Cercetările efectuate asupra oțelului 8H3GS2F au arătat că nitrurile au o influență nefavorabilă mai accentuată decît oxizii, asupra tenacității materialului, ceea ce se observă în fig.1.26 [61] .

Datorită acestui motiv, cantitatea de nitruri existentă în straturile încărcate prin sudare trebuie micșorată, prin evitarea pătrunderii azotului din aer în spațiul arcului

electric, sau a azotului care impurifică materialele utilizate la sudare (de ex.: azotul conținut în argon, sau azotul conținut în fero-crom). Reducerea cantității de incluziuni de sulf și fosfor din straturile încărcate prin sudare, este de asemenea o problemă deosebit de importantă, care contribuie la micșorarea fragilității oțelului. Reducerea eficientă a conținutului de fosfor și sulf se realizează în cazul procedeeilor de sudare, la care se utilizează substanțe zgurifiante bazice [97] . Aceleași cercetări arată că utilizarea procedeeilor de sudare cu electrod învelit, sau cu electrod cu miez de pulbere, prezintă un indice maxim de impurificare a metalului topit, cu oxizi și silicați, care provin din peliculele care acoperă granulele de feroaliaje [26] , sau rezultă în timpul proceselor metalurgice din baie.

Incluziunile de  $Al_2O_3$  și  $Cr_2O_3$ . FeO, dacă sînt fin dispersate în masa metalică și au o formă sferoidală, măresc rezistența la uzură, fără a cauza o scădere pronunțată a rezistenței la oboseală mecanică.

Un caz deosebit îl prezintă incluziunile metalice, care pot apare în oțel, dacă la elaborare, feroaliajele greu fuzibile, sînt introduse în baie fără o încălzire prealabilă și fără asigurarea timpului necesar pentru o topire completă [134] .

În cazul sudării pot apare fenomene asemănătoare, favorizate de existența în inveliș a particulelor mari de feroaliaje greu fuzibile. Acest tip de incluziuni pot apare mai cu seamă la sudarea cu energii liniare mici, avînd electrozi cu invelișul gros.

Cercetările efectuate în acest domeniu [68] au demonstrat că

in cazul electrozilor care conțin feromolibden, ferovanadiu sau ferowolfram in inveliș, apare o neomogenitate chimică a metalului depus, care variază de-a lungul stratului încărcat și care depinde de granulația feroaliajelor și de grosimea invelișului. Astfel coeficientul de variație al conținutului de molibden (raportul între abaterea medie patratică și media aritmetică) de-a lungul cusăturii sudate, in funcție de dimensiunea particulelor de feromolibden din inveliș și de modul de topire al invelișului, caracterizat prin coeficientul  $\varepsilon$ , variază după curbele prezentate în fig.1.27 [68].

Coeficientul  $\varepsilon$  este dat de raportul dintre grosimea efectivă a invelișului electrodului, care participă la alierea metalului in stadiul de picătură și grosimea totală a invelișului electrodului. Acest coeficient se poate determina experimental, prin analiza chimică a picăturilor depuse pe o placă de cupru și cu ajutorul căreia se poate calcula grosimea efectivă a invelișului electrodului [68].

S-a observat că in cazul electrozilor la care grosimea invelișului depășește această valoare critică calculată, are loc o scurgere in baie a părților exterioare ale invelișului, care nu participă la alierea in arcul electric. Prin aceasta este favorizată neomogenitatea chimică, evidențiată prin microanaliza chimică sau cu ajutorul razelor X. Cazul cel mai defavorabil de neomogenitate, îl prezintă particulele de feroaliaje greu fuzibile, care datorită acestui fenomen ajung in baie metalică, iar dizolvarea lor este cu atât mai grea, cu cât particulele sînt mai mari, iar temperatura băii este mai redusă.

Neomogenitățile de acest tip se observă la analiza microscopică și au un efect defavorabil asupra proprietăților mecanice ale materialului, fiind concentratori de tensiune și favorizînd ruperile fragile.

Neomogenități asemănătoare se pot produce și in cazul încărcării prin sudare cu electrod cu miez de pulberi [92], dacă miezul

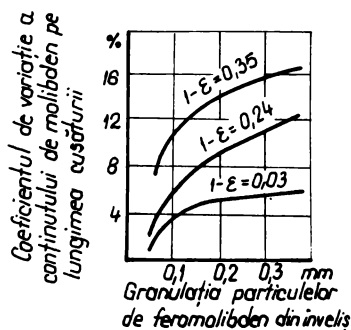


Fig. 1.27. Influența granulației particulelor de feromolibden din inveliș și a grosimii invelișului, asupra coeficientului de variație a concentrației molibdenului pe lungimea cusăturii. [68].

conține aliaje greu fuzibile (ferowolfram, ferovanadiu, feromolibden).

Cercetările efectuate asupra oțelurilor pentru matrițe, precum și asupra straturilor încărcate prin sudare, au stabilit efectul defavorabil al incluziunilor și al segregățiilor asupra durabilității matrițelor. Aceasta impune alegerea unor tehnologii de elaborare și de sudare a acestor oțeluri, în condiții de maximă puritate și omogenitate.

## 2. INCARCAREA PRIN SUDARE A MATRITELOR

Se cunosc mai multe procedee de mărire a durabilității matrițelor, dintre care încărcarea prin sudare prezintă un interes deosebit.

În urma cercetărilor efectuate [51], [52], [143], au fost stabilite tehnologii de execuție a matrițelor din oțeluri carbon de calitate (OLC35 sau OLC45), încărcate prin sudare în zonele intens solicitate mecanic și termic cu electrozi aliați, sau cu vergele aliate, prin procedeul cu hidrogen atomic, sau prin procedeul WIG.

Aceste metode au dat rezultate favorabile în cazul încărcării poansoanelor și a plăcilor de tăiere a matrițelor, utilizate la debarurarea pieselor matrițate și se aplică curent pe scară industrială.

În cazul executării matrițelor pentru ciocane, prin aceste procedee, nu au fost obținute rezultate mulțumitoare, datorită deformărilor materialului de bază al matriței, care fiind nealiat, nu a prezentat o rezistență corespunzătoare.

Pentru compensarea acestei deficiențe, în întreprinderea de Autocamioane Brașov, au fost efectuate încercări de utilizare a matrițelor bimetalice, având ca material de bază oțelul aliat MoCN15, încărcat prin sudare cu electrozi din aliaje pe bază de nichel, cu durificare prin precipitare dispersă. În timpul exploatarei, acest tip de matrițe bimetalice a dat rezultate satisfăcătoare, cu excepția unor cazuri în care au apărut fisuri în zona influențată termic și exfolieri ale metalului încărcat prin sudare.

Datorită prelucrabilității bune după sudare a acestor aliaje pe bază de nichel, care se durifică prin precipitare dispersă [113] în urma încălzirii și ecruisării, sînt frecvent utilizate în cazul construcției matrițelor bimetalice, sau în cazul remanierii prin sudare a matrițelor.

În momentul de față în multe ateliere de întreținere a matrițelor, alegerea metodelor de încărcare prin sudare și stabilirea me-

talului de adaos adecvat, se face la latitudinea sudorului, iar verificarea rezultatelor obținute este dificilă, ținând seama de numărul mare a matrițelor remaniate și de diversitatea lor.

Ținând seama că zonele încărcate prin sudare ale matrițelor pentru deformări plastice la cald, au suprafețe restrânse și configurații variate, aplicarea procedeelor de încărcare de mare productivitate este dificilă.

Factorii economici ai diferitelor procedee de sudare având pondere neînsemnată în raport cu valoarea matrițelor, permit alegerea unor tehnologii de încărcare, care să asigure durabilitatea maximă, chiar dacă prin aceasta crește valoarea cheltuielilor necesare. Rezultă că în cazul încărcării prin sudare a matrițelor, alegerea tehnologiei de încărcare și a materialelor necesare se va face în funcție de considerentele calitative și în mai mică măsură de considerentele economice.

În continuare se vor pune în evidență factorii care contribuie la obținerea calității matrițelor încărcate prin sudare.

## 2.1. Procese termice la încărcarea prin sudare a matrițelor

Matrițele pentru deformări plastice la cald fiind scule din oțeluri cu înaltă rezistență și având volume mari, care depășesc în majoritatea cazurilor  $0,01 \text{ m}^3$ , necesită o cunoaștere profundă a fenomenelor termice care au loc la sudare, pentru diminuarea modificărilor structurale și a proprietăților zonelor afectate termic, precum și pentru reducerea stărilor locale de tensiune.

### 2.1.1. Cîmpul termic la încărcarea prin sudare

Transmiterea căldurii de la stratul încărcat prin sudare către materialul de bază și răcirea zonei sudurii, se produce după legi fizice care sînt exprimate cu suficientă precizie prin relațiile matematice cunoscute [106] .

Erorile care se introduc la calcularea cîmpului termic de sudare se datoresc ipotezelor simplificatoare, necesare obținerii unor relații aplicabile în practică . Printre aceste ipoteze pot fi amintite următoarele:

- Sursa de căldură este considerată punctiformă cu toate că are dimensiuni finite, iar repartiția fluxului de căldură nu este uniformă pe suprafața încălzită.

- Caracteristicile termofizice ale materialului încălzit

sînt considerate, <sup>constante</sup> cu toate că valorile lor variază odată cu temperatura.

- Pierderile de căldură în mediul înconjurător depind la rîndul lor de mulți parametri și determinarea lor nu poate fi făcută întotdeauna cu precizie.

Cu toate acestea, relațiile deduse pentru calcularea cîmpului termic [106], au o largă utilizare la aprecierea fenomenelor termice din materialele sudate. Relațiile cunoscute pentru cazul în călzirii unui corp masiv de o sursă de căldură punctiformă, pot fi particularizate pentru două cazuri specifice încărcării prin sudare a matrițelor:

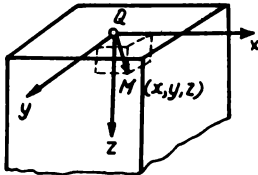


Fig. 2.1. Încărcarea prin sudare a unei suprafețe avînd dimensiuni restrînse.

- A. Încărcarea unei suprafețe avînd dimensiuni restrînse
- B. Încărcarea unui contur avînd o anumită lungime.

Pentru primul caz ecuația cîmpului termic într-un punct curent  $M(x, y, z)$  arătat în fig.2.1 se obține, considerînd că sursa termică este punctiformă și instantanee  $Q$ , și acționează pe suprafața corpului semiinfinit [106] :

$$T(\hat{x}, y, z, t) = \frac{2 Q}{c \cdot \rho \cdot (4 \sqrt{\lambda \cdot a \cdot t})^{3/2}} \cdot e^{-\frac{x^2 + y^2 + z^2}{4 \cdot a \cdot t}} \quad (2.1)$$

în care:  $T$  este creșterea temperaturii punctului  $M(x, y, z)$ , [K]  
 $t$  - timpul curent [S]  
 $Q$  - energia sursei termice [J]  
 $c$  - căldura specifică a materialului [J/kg.K]  
 $\rho$  - masa specifică [kg/m<sup>3</sup>]  
 $a = \frac{\lambda}{c \cdot \rho}$  coeficient de difuzabilitate termică [m<sup>2</sup>/s]  
 $\lambda$  - coeficient de conductivitate termică [W/m.K]

Pentru al doilea caz ecuația cîmpului termic într-un punct curent  $M(x, y, z)$  arătat în fig.2.2 se obține, considerînd că sursa termică este punctiformă și permanentă, avînd o mișcare uniformă cu viteza  $v$  [m/s], pe suprafața corpului semiinfinit.



Astfel față de sistemul mobil (o,x,y,z) temperatura devine staționară în timp și este dată de relația [106] .

$$T(x,y,z) = \frac{q}{2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot r} \cdot e^{-\frac{v}{2a}(r+x)} \quad (2.2)$$

în care:

- q este puterea termică a sursei [W]
- r - raza vectorie de poziție a punctului M(x,y,z) [m]
- v - viteza de deplasare a sursei termice [m/s]

De la începerea procesului de sudare și pînă la formarea cîmpului termic cvasistaționar, există o perioadă de formare, care în mod obișnuit nu are importanță pentru practică [112] , mai cu seamă în cazul sudurilor cu lungimi mari.

În cazul încărcării prin sudare a matrițelor, este bine să se țină seama și de această perioadă, deoarece majoritatea matrițelor sînt construite din oțeluri aliate, avînd conductivitate redusă, iar lungimea straturilor încărcate este limitată.

Pentru perioada de formare a cîmpului termic poate fi utilizată următoarea relație [112] , în cazul încărcării prin sudare a matrițelor:

$$T(r,t) = \frac{2 \cdot q}{c \cdot \rho \cdot (4 \cdot \pi \cdot a)^{3/2}} \cdot e^{-\frac{v \cdot x}{2a}} \cdot \int_0^t \frac{dt}{t^{3/2}} \cdot e^{-\frac{1}{4a} \left( v^2 t + \frac{r^2}{t} \right)} \quad (2.3)$$

Calculul curent cu această relație este mai dificil, motiv pentru care au fost calculate nomograme pentru diferite valori ale variabilelor [112] .

### 2.1.2. Viteza de răcire a straturilor încărcate prin sudare

Prin derivarea în raport cu timpul a ecuației cîmpului termic de la încărcarea prin sudare, se obține relația prin calcul a vitezelor de răcire  $w_r$  a căror valori influențează duritatea și structura cristalină a zonei sudate.

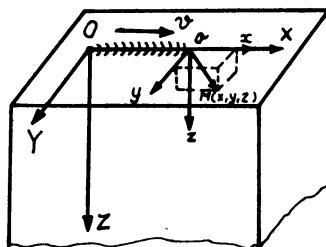


Fig. 2.2. Încărcarea prin sudare a unui cantur avînd o anumită lungime.

Cunoașterea valorilor vitezelor de răcire este importantă în momentul transformării austenitei la răcire ( $T = T_m$ ), pentru punctele situate în zona influențată termic ( $x=0$ ). În aceste condiții, pentru corpul masiv încărcat prin sudare relația de calcul devine [106]

$$w_r = 2\lambda \frac{(T_m - T_o)^2}{q/v} \quad (2.4)$$

în care:  $w_r$  este viteza de răcire a unui punct situat în zona de trecere a sudurii [K/s]

- $\lambda$  - coeficientul de conductivitate termică a materialului de bază la temperatura  $T_m$  [W/m.K]
- $T_m$  - temperatura de stabilitate minimă a austenitei [K]
- $T_o$  - temperatura inițială a metalului de bază [K]
- $q$  - puterea sursei termice de sudare [W]
- $v$  - viteza de sudare [m/s]
- $q/v$  - energia liniară [J/m]

Din relația (2.4) se observă că în cazul unor parametri de sudare impuși, viteza de răcire poate fi modificată în funcție de temperatura inițială a materialului  $T_o$ .

În cazul încărcării dure prin sudare cu straturi suprapuse, avînd lungimi reduse, trebuie să se țină seama de faptul că viteza de răcire a ultimului strat este inferioară față de cea a primului strat, ceea ce poate produce o micșorare a durităților sub valorile dorite.

Aceasta se poate evita prin sudarea ultimului strat după un anumit timp  $t$ , calculabil cu relațiile cunoscute [106], [112], timp după care stratul sudat anterior s-a răcit pînă la temperatura de preîncălzire prescrisă.

### 2.1.3. Preîncălzirea și încălzirea ulterioară a sudurilor, factori care influențează forma ciclurilor termice de la sudare

Este cunoscută influența ciclurilor termice de sudare asupra structurii cristaline și a proprietăților materialelor sudate. Aceasta a determinat elaborarea unor metode și instalații [38], [82] pentru reproducerea ciclurilor termice de la sudare pe epruvete, cu scopul stabilirii influenței diferențelor parametri asupra calității

sudurilor. Pot fi astfel amintite metodele IMET-1, și IMET-4 [12] , [112] , prin care se poate stabili calitatea zonelor sudurii, în funcție de forma ciclului termic la care au fost supuse. Ciclul termic de sudare este caracterizat prin viteza de încălzire, temperatura maximă atinsă, timpul de menținere peste o anumită temperatură și viteza de răcire, în momentul transformării austenitei la răcire continuă.

Inregistrarea variațiilor de temperatură a ciclurilor termice, se poate efectua cu ajutorul termocuplelor conectate la oscilografe [83] , sau la potențiometre electronice [121] , termocuplele fiind montate în orificii practicate în zona studiată, sau fiind sudate direct pe suprafața piesei [25] .

Relațiile cîmpului termic la încărcarea prin sudare (2.1), (2.2), (2.3), și a vitezelor de răcire (2.4), precum și verificările experimentale efectuate prin metodele amintite, pun în evidență influența intensă pe care o exercită temperatura inițială a materialului sudat asupra formei ciclurilor termice de la sudare. Prefincălzirea materialelor în vederea sudării, poate avea atât efecte favorabile, cît și defavorabile, asupra calității sudurii.

Astfel prefincălzirea produce o creștere a temperaturii maxime și a duratei de menținere peste o anumită temperatură, a punctelor situate în zona influențată termic. Ca urmare zona influențată termic devine mai extinsă, austenita formată suferă o omogenizare mai intensă, datorită temperaturii mai ridicate și a timpului mai mare de menținere, iar cristalele pot manifesta o tendință de creștere.

Prefincălzirea produce și o scădere a vitezei de răcire a punctelor situate în zona influențată termic, motiv pentru care este recomandată mai cu seamă la sudarea oțelurilor aliate, pentru reducerea tensiunilor interne, respectiv a probabilității de apariție a fisurilor. Prefincălzirea poate reduce însă și duritatea straturilor încărcate prin sudare, ceea ce trebuie evitat în cazul straturilor solicitate la uzură.

Stabilirea temperaturii de prefincălzire se face după mai multe metode [124] , [112] , [157] , în funcție de compoziția chimică a metalului de bază, respectiv de carbonul echivalent prezentat la punctul 1.4.3., precum și de grosimea materialului.

În cazul matrițelor din oțelurile aliate MoCN15 și VCW85 STAS 3611-66, dacă se ține seama de carbonul echivalent și de grosi-

mea apreciabilă a matrițelor, rezultă din calcule temperaturi de pre-  
incălzire care pot depăși temperatura de revenire și ar impune un nou  
tratament termic de îmbunătățire după sudare, ceea ce este neeconomic  
Din acest motiv în cazul încărcării prin sudare a matrițelor, tempera-  
tura de preincălzire se recomandă să fie calculată [60] numai în func-  
ție de carbonul echivalent total  $C_e$ .

Astfel a fost propusă următoarea relație de calcul a tempe-  
raturii de preincălzire a matrițelor, în vederea încărcării prin suda-  
re:

$$T_o = 943 - \frac{C_e + 2}{C_e} \cdot 10^2 \quad (2.5)$$

în care:

$T_o$  este temperatura de preincălzire [K]  
 $C_e$  - carbonul echivalent total determinat cu relația 60 :

$$C_e = \% C + \frac{\% Mn}{14} + \frac{\% Cr + \% W}{10} + \frac{\% Mo}{5} + \frac{\% V}{3} \quad (2.6)$$

Temperatura calculată cu această relație, trebuie să fie mai  
mare decât temperatura de începere a transformării martensitice  $M_s$ ,  
care de asemenea depinde de compoziția chimică a metalului sudat și  
se poate determina [60] cu relația:

$$M_s = 793 - 320(\% C) - 45(\% Mn) - 30(\% Cr) - 20(\% Mo) - 20(\% W) - 5(\% Si) \quad (2.7)$$

în care:

$M_s$  este temperatura de începere a transformării martensitice K

În urma aceluiași cercetări, s-a constatat că temperatura de  
preincălzire mai poate fi stabilită în funcție de temperatura  $M_s$ , cu a-  
jutorul relației

$$T_o = 1138 - 1,12 \cdot M_s \quad [K] \quad (2.8)$$

Pentru verificarea rezultatelor calculate cu cele două relații  
propușe (2.5) și (2.8) au fost efectuate încărcări [60] prin sudare pe  
diferite oțeluri de matrițe, la care s-a urmărit temperatura peste care  
dispar fisurile la sudare. Observarea fisurilor a fost posibilă prin  
gălfuirea epruvetelor sudate și fierberea lor în medii corozive (acid  
azotic diluat 10% sau persulfat de amoniu) și au confirmat aplicabili-  
tatea relațiilor amintite [60]. Astfel temperaturile de preincălzire

calculate cu relațiile (2.5) sau (2.8) au corespuns cu temperaturile minime determinate experimental, la care nu au mai apărut fisuri în zona sudurii, ceea ce este în favoarea utilizării practice a relațiilor propuse.

Prefincălzirea favorizează însă supraîncălzirea și mărirea zonei influențate termic, ceea ce influențează negativ durabilitatea pieselor încărcate.

Reducerea vitezelor de răcire, fără apariția deficiențelor arătate se poate realiza cu ajutorul încălzirii după sudare. Prin încălzirea ulterioară a sudurii se obține o menținere a austenitei la temperaturi superioare punctului  $M_s$ , pentru asigurarea transformărilor izoterme.

Din practica tratamentelor termice [27] se cunosc avantajele transformărilor izoterme ale austenitei, față de transformările austenitei la răcire și anume: tensiuni și deformații minime, cantități reduse de austenită reziduală, precum și valori dorite ale durităților în funcție de temperatura tratamentului izoterm. Acest lucru se poate realiza și în cazul sudurilor, utilizând încălzirea inductivă [24] după sudare, cu menținerea materialului la o temperatură constantă. Au fost efectuate încercări de încălzire ulterioară [126] pe epruvete din material 25HSNVFA avînd 22 mm grosime, sudate automat sub flux, sau prin procedeul semiautomat în  $CO_2$ .

Au fost încercate mai multe variante de încălzire ulterioară, după ciclurile prezentate în figura 2.3 [126]. Față de varianta 1 din figură, la care nu s-a aplicat încălzire ulterioară și la care cantitatea de austenită reziduală a fost de 6%, în toate celelalte cazuri austenita reziduală a devenit neglijabilă, iar proprietățile mecanice au crescut [126].

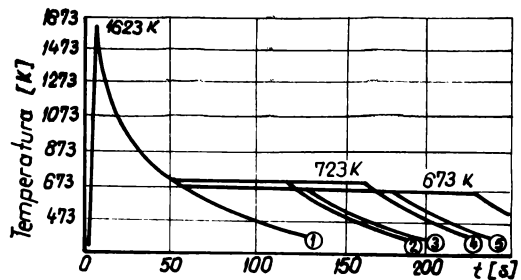


Fig. 2.3. Variante ale ciclurilor termice de sudare și încălzire ulterioară. [126]

Cu toate avantajele pe care le prezintă încălzirea ulterioară față de preîncălzire, aceasta este utilizată în mod restrîns la sudarea cu arc electric, datorită dificultăților care apar la controlul și menținerea constantă a temperaturii după trecerea arcului electric. În cazul sudării electrice prin presiune posibilitățile

de aplicare a încălzirii ulterioare sînt mult mai mari, datorită posibilităților de dozare riguroasă a energiei în timp.

Există și situații în care sudura este supusă unui tratament termic ulterior, pentru reducerea tensiunilor interne, sau chiar pentru modificarea structurii [48] , [49] , [53] . În cazul matrițelor încărcate prin sudare pot fi utilizate revenirile straturilor încărcate, pentru micșorarea fragilității și pentru reducerea tensiunilor interne.

## 2.2. Materialele de adaos utilizate la încărcarea prin sudare a matrițelor

Încărcarea prin sudare a matrițelor poate fi efectuată utilizînd ca materiale de adaos electrozii înveliți, sîrme, benzi sau verzele înalt aliate, sîrmă tubulară cu miez de pulberi, sau materiale pulverulente. Utilizarea judicioasă a acestor materiale poate avea o influență favorabilă asupra calității straturilor încărcate prin sudare.

### 2.2.1. Electrozi înveliți

Utilizarea electrozilor înveliți la încărcarea prin sudare a matrițelor este frecvent întîlnită în toate țările cu o industrie dezvoltată, ceea ce se constată în funcție de consumul și diversitatea acestor tipuri de electrozi destinați acestui scop.

#### 2.2.1.1. Electrozi indigeni

La noi în țară sînt standardizați în STAS 7241-69 mai multe sorturi de electrozi înveliți, destinați încărcării prin sudare a matrițelor pentru deformări plastice la cald, dar în mod curent se produce un sortiment redus din acești electrozi.

a). Electrozi E 2.50 STAS 7241-69 (E1Cr2Mo) care sînt în prezent cei mai utilizați electrozi indigeni pentru confecționarea matrițelor bimetalice, sau pentru încărcarea de remaniere a matrițelor, prezintă avantajul de a fi ușor de fabricat, ieftin și cu proprietăți corespunzătoare. Dezavantajul lor constă în higroscopicitatea mărită a învelișului, care poate genera pori și fisuri, precum și prelucrabilitatea redusă prin așchiere, datorită durității ridicate a sudurii.

b). Electrozi nealiați E 50.24.13/B.g.2.2 STAS 7240-69 care sînt utilizați la îmbinări sudate, dar pot fi utilizați și la încărcarea prin sudare a oțelurilor aliate. Astfel în întreprinderea de Autocamioane Brașov acești electrozi sînt utilizați la încărcarea matrițelor

din oțel MoCN15, atunci cînd e posibilă sudarea într-un singur strat, sau în două straturi. Metalul depus are o compoziție chimică compatibilă cu a metalului de bază, datorită participării mari a metalului de bază la formarea sudurii, ca urmare a penetrației mari și a convexității reduse a băii metalice. Duritatea sudurii fiind mai redusă, sînt necesare tratamente termice de îmbunătățire aplicate întregii matrițe.

c). Electrozi de Stelit, care prezintă interes pentru calitățile superioare ale straturilor încărcate prin sudare sînt fabricați din bare turnate, rectificat, pe care se presează învelișuri bazice [35] , [132] . Utilizarea lor la scară industrială este însă limitată datorită dificultăților la fabricație precum și a volumului mare de pierderi prin prelucrare, a materialelor deficitare din care se execută vergelele.

#### 2.2.1.2. Electrozi din import

Tendința actuală de a realiza electrozi pentru încărcarea matrițelor cu straturi avînd durități reduse, se manifestă în urma observațiilor efectuate asupra oțelurilor de matrițe [6] , [9] , [59] , [81] la care duritatea redusă influențează favorabil durabilitatea, prin creșterea rezistenței la sarcini dinamice și la șocuri termice. Variația durității după sudarea cu noile tipuri de electrozi [159] , [160] , [161] se observă în fig.2.4.

Duritatea redusă după sudare mai prezintă avantajul unei prelucrabilități bune, care în cazul configurațiilor variate ale cavităților matrițelor reduce cheltuielile de prelucrare. Durificarea ulterioară a straturilor încărcate prin fenomenul de precipitare dispersă prin îmbătrînire [113] , pînă la valori de 400 HB, le conferă o rezistență și o durabilitate suficientă.

Specificul compoziției chimice a sudurilor realizate cu aceste tipuri de electrozi este conținutul redus de fier. Astfel în cazul sudurilor realizate cu electrozi Inter-Alloy-IWE [159] conținutul de fier nu depășește 1,0% ceea ce se observă din fig.2.5. Pentru limitarea fierului sub limitele impuse învelișul electrodului

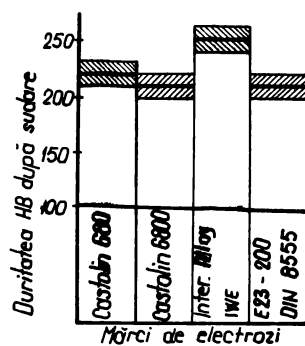


Fig. 2.4. Duritatea sudurii executate cu diferite mărci de electrozi. [159], [160], [161].

nu conține feroaliaje ci pulberi metalice. Aceasta mărește însă costul electrozilor.

Alte tipuri de electrozi destinați încărcării prin sudare

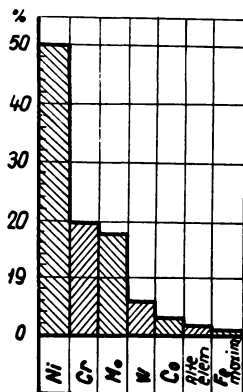


Fig. 2.5. Compoziția chimică descrisă a straturilor încărcate prin sudare cu electrozi Inter-Alloy IWE. [159].

a matrițelor, sînt electrozii care nu conțin elemente de aliere scumpe (cobalt, wolfram, nichel, etc). Proprietățile aliajelor obținute prin topirea acestor electrozi sînt asigurate de elemente de aliere cu preț de cost mai redus (crom, mangan, molibden, etc). Intrucît electrozii românești echivalenți E 2.50 - STAS 7241-69 au performanțe superioare celor străini, sînt utilizați în exclusivitate.

Electrozii străini pentru încărcarea matrițelor, avînd cea mai extinsă utilizare, sînt cei de tipul Cr, W, V. Deoarece conținutul de fier în cazul acestor electrozi nu este limitat nici costul lor nu este prea ridicat.

Se pot astfel aminti electrozi care dau o compoziție chimică a straturilor încărcate, asemănătoare oțelului VCW85 STAS 3611-66 și anume electrozii Castolin 6806, electrozii cehoslovaci E678-24 CSNo5. 5176, electrozi sovietici EN30H3V8 GOST 10051-62, EN-60M, OZI-2 [165], și OLN-1 [108].

Alți electrozi care se utilizează la încărcarea prin sudare a matrițelor sînt și electrozii sovietici OZI-3 [96], EN-60M și OZŞ-1 [11]. Electrozii OZŞ-1 și OZI-3 au o rezistență bună la șocuri mecanice iar electrozii EN-60M au o rezistență deosebită față de încălziri repetate, fiind mai rezistent la șoc termic, decît oțelul de tip VCW85 STAS 3611-66.

La încărcarea prin sudare a matrițelor mai sînt utilizați electrozi cu conținut de cobalt, care asigură o bună rezistență la uzură abrazivă a straturilor încărcate.

Pot fi amintiți electrozii cu conținut de cobalt pînă la 10% la care stabilitatea termică și duritatea sînt influențate de celelalte elemente de aliere (Cr = 23% ; Mo = 9% ; Ni = 3% ; Mn = 2% ; Si = 1,3% C = 3-4%). Mai pot fi amintiți și electrozii pe bază de cobalt la care



fierul este considerat impuritate și care pentru a corespunde încărcării matrițelor au o compoziție chimică limitată la maximum 1,5% C, 6% W, 30% Cr. Prin aceasta se limitează și duritatea la valori sub 50 HRC, care contribuie la o mărire a tenacității straturilor încărcate prin sudare.

Se remarcă o creștere a producției de electrozi pe bază de cobalt, datorită stabilirii unor tehnologii prin care s-au îmbunătățit condițiile de trefilare a sirmelor cu conținut de cobalt. [132]

2.2.1.3. Observații privind invelișul electrozilor

Invelișul electrozilor aliați este în majoritatea cazurilor bazic, având în vedere avantajele pe care le prezintă [130] , [131] . Cu toate acestea, există situații în care carbonatul de calciu conținut de inveliș prezintă unele deficiențe, influențând coeficienții de trecere ai elementelor de aliere prin spațiul arcului electric [19] , [66] , [95] , [112] , [127] . Astfel odată cu creșterea conținutului de carbonat de calciu din inveliș crește oxidarea elementelor de aliere care trec prin arc, iar în cazul oțelurilor cu conținut redus de carbon se poate produce o carburare a sudurii [64] .

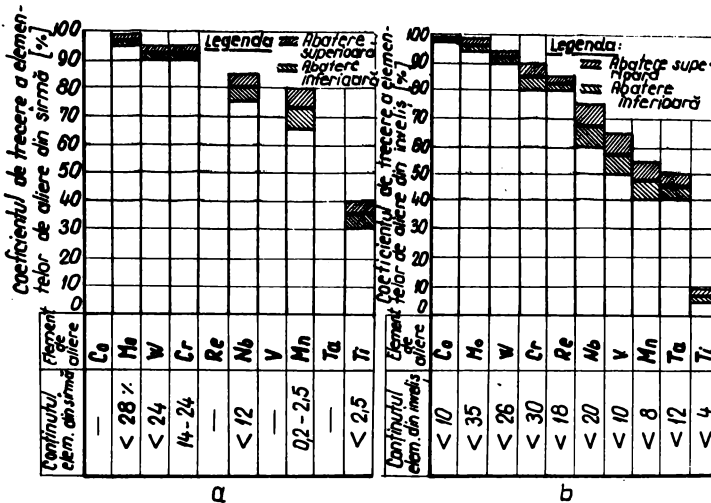


Fig. 2.6. Variația coeficienților de trecere a elementelor de aliere la sudarea cu electrozi inveliși.

a- elemente de aliere care provin din sirmă electrodului.

b- elemente de aliere care provin din invelișul electrodului.

Obs. Datele prezentate corespund unor inveliși bazi- ce conținând 10% CaCO<sub>3</sub>.

Coeficienții de trecere sînt specifici fiecărui element de aliere depinzînd de concentrația elementului, cantitatea de marmură din inveliș și metoda de aliere (aliere din inveliș, sau aliere din sirmă). În fig.2.6 este prezentată valoarea coeficienților de trece-

re pentru diferite elemente de aliere, pe baza unor date existente [127]. Calculul coeficienților de trecere a elementelor de aliere poate fi efectuat cu ajutorul relațiilor cunoscute [127].

$$\eta = \frac{C_{inc}(1 + k_p \cdot P)}{C_s + k_p \cdot C_{inv}} \cdot 100\% \quad (2.9)$$

In această relație simbolurile au următoarea semnificație:

- $\eta$ : este coeficientul de trecere a elementelor de aliere [%]
- $C_{inv}$ ;  $s$ ,  $inc.$  - conținutul de elemente de aliere din inveliș, din sfirmă, respectiv din stratul încărcat [%]
- $k_p$  - coeficientul de participare a invelișului [%]
- $P$  - partea metalică din inveliș (pulberi) [%]

Oxidarea elementelor de aliere în arc se produce chiar și în cazul conținutului redus de carbonat de calciu din inveliș, ceea ce rezultă din fig.2.6, depinzînd de reactivitatea lor chimică și de dimensiunea granulelor pulberilor. Reducerea oxidărilor prin mărirea

granulației pulberilor este limitată, mai cu seamă în cazul particolelor greu fuzibile (feromolibden, ferowolfram), întrucît particolele mari pot crea neomogenități chimice și structurale și variații ale durității în lungul sudurii. In fig. 2.7 [68] se poate urmări variația durității medii în funcție de granulația pulberii de feromolibden conținută de invelișul electrodului.

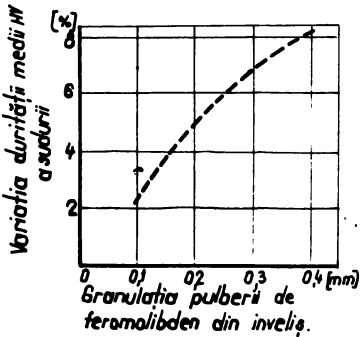


Fig. 2.7. Variația durității medii HV de-a lungul unui strat încărcat prin sudare [68].

O altă posibilitate de reducere a oxidării elementelor de aliere și de mărirea a coeficientului de trecere poate fi, înlocuirea carbonatului de calciu cu oxidu

de calciu. Această soluție se poate aplica în cazul fabricării fluxurilor bazice, dar în cazul electrozilor inveliși prezintă dificultăți, datorită reactivității oxidului de calciu cu silicații de sodiu și potasiu utilizați ca lianți.

Prin extinderea studiilor efectuate asupra pasivizării pulberilor de ferosiliciu din inveliș, cu ajutorul uleiurilor emulsionabile și a substanțelor tensoactive [114], ar fi posibilă pasivizarea oxidului de calciu și utilizarea lui în invelișul electrozilor.

### 2.2.2. Sirme de sudură

Sirmele de sudură în funcție de elementele de aliere pe care le conțin pot fi:

a). Sirme de sudură aliate avînd compoziția chimică apropiată față de compoziția impusă stratului încărcat. Acestea sînt mai rar utilizate în cazul încărcării prin sudare a matrișelor, datorită dificultăților întîmpinate la trefilare. Există însă și cazuri în care se efectuează încărcarea prin sudare a matrișelor utilizînd vergele metalice, sau chiar sirme trefilate. Spre exemplu în cazul încărcării prin procedeul de sudare cu hidrogen atomic sau prin procedeul MIG pot fi utilizate sirme de tipul Sv - 1oH5M, Sv - 18HMA, etc.

Obținerea materialelor de adaos atunci cînd trefilarea prezintă dificultăți, se poate realiza prin reducerea diametrului sirmelor laminate pe mașini rotative de forjat [20], care însă nu realizează o calibrare perfectă a sirmei obținute. Din acest motiv o astfel de sirmă pentru a fi utilizată la procedee semiautomate și automate de sudare, necesită o calibrare prealabilă prin filieră. Dacă nu este posibilă calibrarea, sirma se poate utiliza sub formă de vergele la sudarea în mediu protector de gaze, unde prezintă o topire mai uniformă față de vergelele cu secțiune variabilă, obținute prin tăierea la foarfecă a tablei aliate, sau prin forjare liberă manuală a barelor laminate.

b). Sirme de sudură nealiate utilizate numai cînd este posibilă sudarea automată sub flux, utilizîndu-se un flux ceramic corespunzător [46]. Suprafețele matrișelor care se încarcă prin sudare neavînd o extindere suficientă și fiind cu o configurație variabilă, limitează utilizarea acestui procedeu de mare productivitate.

Rezultă că utilizarea sirmelor de sudură pentru încărcarea prin sudare a matrișelor pentru deformări plastice la cald este deocamdată destul de restrînsă, cu toate că omogenitatea și puritatea metalului depus prin topirea sirmelor este maximă [5], [68]

### 2.2.2. Electrozi cu miez de pulberi

Productivitatea procedeelor de sudare a crescut simțitor în urma extinderii procedeelor de sudare automate și semiautomate. Pentru aplicarea acestor procedee la sudarea sau încărcarea oțelurilor aliate au fost efectuate cercetări privind utilizarea electrozilor tubulare și a benzilor cu miez de pulbere și au fost puse în evidență avantajele

le pe care le prezintă [32] , [65] , [104] , [162] .

Electrozii tubulari cu miez de pulberi pot fi utilizați la procedeele de sudare MIG [65] , MAG [162] , sudare sub flux protector [23] , [145] , precum și la sudarea cu electrod tubular cu miez autofondant, la care nu este necesară o protecție suplimentară cu gaze protectoare sau flux, întrucît rolul protector al substanțelor existente în miez este suficient [2] , [132] .

Electrozii tubulari cu miez de pulberi pot fi utilizați și la încărcare prin sudare a oțelurilor aliate pentru deformări plastice la cald, printre care pot fi amintite următoarele tipuri: P.P - 3H2V8, P.P - 25H5FMS, P.P - 5H10V5MF, P.P25H5VMF [145] și Fluxofil 37, 51 și 54 , [162] .

Productivitatea procedeelelor de sudare cu electrod bandă cu miez de pulberi este și mai ridicată [15] , însă aplicarea lor în cazul încărcării matrițelor pentru deformare plastică la cald este restrînsă datorită configurației variate a cavităților matrițelor, precum și a suprafețelor relativ reduse care urmează a fi încărcate prin sudare (sub  $100 \text{ cm}^2$ ). Înafara acestor factori mai intervine și neomogenitatea chimică deosebit de accentuată în cazul încărcării oțelurilor înalt aliate cu electrozi bandă cu miez de pulberi, neomogenitate care produce variații de duritate pe direcția transversală și longitudinală a stratului încărcat [92] , ceea ce micșorează durabilitatea suprafețelor active a matriței.

Au fost elaborați electrozi tubulari cu miez de pulberi de



Fig. 28. Secțiunea transversală a unor electrozi tubulari cu miez de pulberi.

diferite forme și calități. Pot fi observate în fig.2.8 secțiuni transversale ale unor electrozi , utilizați la sudarea prin procedee automate și semiautomate [132] .

Forma secțiunii transversale a electrodului tubular poate fi caracterizată [5] prin coeficientul de

de complexitate a formei  $K_{\phi}$  . Admițînd că  $S_1$  este partea metalică din secțiunea transversală a electrodului, iar  $S_2$  este partea corespunzătoare miezului de pulberi, se poate defini  $K_{\phi} = \frac{S_1}{S_2}$  . La fabricarea electrozilor tubulari este necesară obținerea unor coeficienți  $K_{\phi} = ct$ , care se pot stabili cu ajutorul metodelor electroinductive [13] .

Intrucît circuitul electric se formează între partea metalică

a electrodului și piesă, miezul de pulberi se topește în urma părții metalice, ca urmare a repartizării neuniforme a temperaturii în secțiunea electrodului tubular. Această neuniformitate de topire este cu atât mai accentuată, cu cât coeficientul de complexitate  $K_{\phi}$  are valori mai mici, și poate produce neomogenități chimice și structurale în straturile încărcate

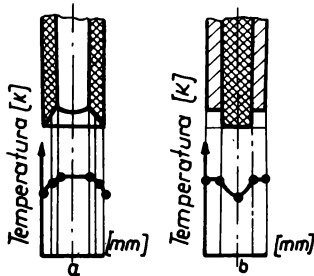


Fig. 2.9. Variația temperaturii pe suprafața capătului electrodului înveliț (a) și a electrodului tubular cu miez de pulberi (b). [104].

și structurale în straturile încărcate [117], [141]. Comparând modul de topire a electrozilor înveliți, fig. 2.9a, și a electrozilor tubulari, fig. 2.9,b, prin filmare rapidă s-au observat cazuri de trecere a miezului de pulberi în baia metalică, fără o topire integrală [104], ceea ce crează o intensă eterogenizare a compoziției chimice a stratului încărcat.

Reducerea neomogenității chimice a straturilor încărcate cu electrozi tubulari cu miez de pulbere se

poate realiza prin mărirea coeficientului de complexitate a formei electrodului  $K_{\phi}$  și prin mărirea intensității curentului de sudare [5].

În cazul încărcării prin sudare a matrițelor nu este posibilă utilizarea intensităților mari de curent, deoarece produce o supraîncălzire a metalului de bază și o creștere a coeficientului de participare a metalului de bază, urmate de o micșorare a proprietăților mecanice a zonelor încărcate prin sudare. Mărirea complexității formei electrodului este și ea limitată, atunci când se sudează oțeluri aliate în gaz protector, deoarece contribuie la o reducere a ponderii cantității de pulbere din miez.

Compensarea acestor deficiențe care apar la încărcarea matrițelor cu electrozi tubulari se poate realiza prin respectarea mai multor condiții dintre care pot fi amintite următoarele:

- utilizarea unor electrozi tubulari cu diametrul cât mai redus, (sub 2 mm) pentru o topire cât mai rapidă a miezului de pulbere;
- compactitatea miezului și conductivitatea lui termică să fie cât mai mare, pentru topirea cât mai uniformă a capătului electrodului;

- pulberile de feroaliaje greu fuzibile (feromolibden, ferowolfram, etc) să aibe o granulație cu dimensiuni minime (sub 0,1 mm) pentru obținerea unei omogenități chimice maxime a straturilor încărcate;

- utilizarea unor fondanți, care să nu genereze substanțe oxidante în timpul încălzirii fluxului sau a miezului autoprotector al electrodului tubular de tipul  $\text{CaO} + \text{CaF}_2$  sau  $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{CaF}_2$  [94] precum și a unor gaze protectoare inerte având puritate maximă (peste 99,98%).

#### 2.2.4. Materiale de adaos sub formă de pulbere

Utilizarea materialelor de adaos sub formă de pulbere în cazul încărcării prin sudare prezintă avantajul reducerii coeficientului de participare a metalului de bază și a diluării reduse a compoziției chimice a stratului încărcat. Acest avantaj rezultă ca urmare a conductivității termice reduse a materialelor pulverulente față de cele monolit și a utilizării mai economice a energiei termice, care se răspîndește în mod restrîns în metalul de bază [3], [42], [57].

Pentru caracterizarea modului de topire a pulberii metalice s-a introdus coeficientul de participare al metalului pulverulent în sudură  $m$ , definit ca raportul [57] :

$$m = \frac{G_p}{G_{\text{cusătură}}} \cdot 100 \quad [\%] \quad (2.10)$$

$$G_{\text{cusătură}} = b + G_{\text{el}} + G_p \quad (2.11)$$

în care:

$b$  este participarea metalului de bază [g]  
 $G_{\text{el}}$  - participarea electrodului [g]  
 $G_p$  - participarea pulberii [g]

În cazul sudării WIG și cu jet de plasmă,  $G_{\text{el}} = 0$  întrucît nu se utilizează sîrme de adaos.

În cazul procedeeului MIG și MAG participă în baie o cantitate de sîrmă pînă la 30%, deci creșterea coeficientului  $m$  se poate realiza prin reducerea diametrului sîrmei electrod în cazul aceleiași puteri a arcului.

Pentru micșorarea supraîncălzirii metalului de bază și pentru o utilizare mai rațională a energiei, pulberile metalice au început să fie utilizate în mod curent sub formă de adaos în învelișul electrozilor [142], în fluxuri de sudură sau ca material suplimentar adăugat în rost [163].

### 2.3. Procedee de încărcare prin sudare a matrițelor

La alegerea procedeeelor și a parametrilor tehnologici de încărcare prin sudare a matrițelor este necesar să se țină seama de influența lor asupra proprietăților metalului de bază, asupra purității și structurii straturilor încărcate, precum și asupra aderenței care se obține.

Un factor important care poate caracteriza fenomenele care au loc la încărcarea prin sudare este coeficientul de participare a metalului de bază  $b$ , care variază între limite destul de largi în funcție de procedeul și parametrii tehnologici adoptați.

În fig.2.10 sînt sistematizate valorile coeficientului de participare a metalului de bază  $b$ , pentru diferite procedee de încărcare prin sudare [132] [137] [158].

Se observă că, în cazul sudării automate sub flux și a sudării în gaz protector cu electrod fuzibil, se obțin cele mai mari valori ale coeficientului de participare a metalului de bază  $b$ , deci cea mai mare diluare a straturilor încărcate cu metal de bază.

Avantajul principal pe care îl oferă procedeele la care coeficientul de participare  $b$  are valori mici, este încălzirea redusă a metalului de bază, ceea ce diminuează zona influențată termic și reduce gradul de supraîncălzire al acesteia, astfel încît proprietățile metalului de bază sînt modificate într-o mică măsură.

Avînd loc și o diluare redusă a băii de sudură cu metal de bază, proprietățile metalului de adaos pot fi transferate straturilor încărcate

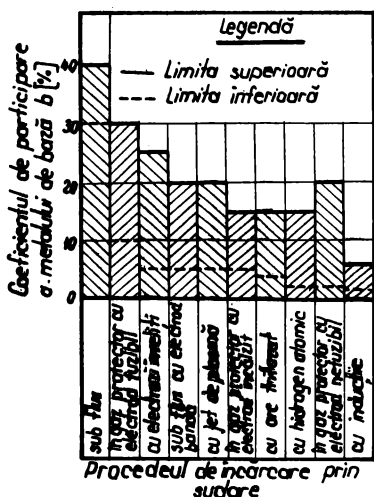


Fig. 2.10. Valorile coeficientului de participare a metalului de bază pentru diferite procedee de încărcare prin sudare.

Din aceste considerente la încărcarea prin sudare a matrițelor rețin atenția anumite procedee de încărcare, prezentate în cele ce urmează:

### 2.2.1. Încărcarea prin procedeul de sudare cu hidrogen atomic

Aplicarea procedeului de sudare cu hidrogen atomic este încă frecvent aplicată în multe secții de forjă datorită existenței unor instalații robuste în funcțiune și a experienței acumulate în acest domeniu [158] .

Limitarea aplicării acestui procedeu se datorește dezavantajelor pe care le prezintă, dintre care cele mai importante sînt:

- calitatea redusă a sudurilor datorită posibilităților de decarburare a băii metalice, sau de apariție a porilor și a fisurilor în sudură precum și datorită creșterii mărimii zonei influențate termic sub influența fluxului dispers de căldură;

- consumul ridicat de wolfram (0,5-1,5 g/oră) care se mărește în cazul reducerii purității hidrogenului;

- pericol de explozie și de electrocutare în timpul manevrării instalației.

### 2.3.2. Încărcarea prin procedee de sudare în mediu protector de argon, cu sîrme aliate

Aplicarea procedeului de sudare WIG la încărcarea matrițelor este mai <sup>rar</sup> utilizată datorită dificultăților de obținere a vergelelor înalt aliate cu diametrul constant, fără suprapuneri de material, oxizi sau alte impurități pe suprafață și mai cu seamă datorită productivității reduse pe care o asigură [143] .

O variantă a procedeului WIG cu productivitate sporită și posibilități mai mari de reglare a încălzirii piesei sudate, este procedeul WIG cu arc trifazat [129] a cărui schemă de principiu este prezentată în fig.2.11.

La acest procedeu, reglarea încălzirii piesei se realizează prin reglarea puterii celor trei arce care se formează [98] între fiecare electrod și piesă, respectiv între electrozi.

Utilizarea materialului de adaos sub formă de vergele din oțel aliat, limitează perspectivele de aplicare ale acestui procedeu la încărcarea matrițelor.

Creșterea intensivă a productivității la încărcarea prin



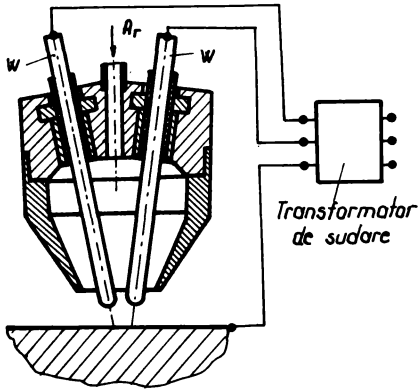


Fig. 2.11. Procedeeul de sudare WIG cu arc trifazat [129].

sudare și micșorarea participării metalului de bază în baia metalică se poate realiza prin procedeele de sudare cu sîrmă încălzită [111] , [125] .

Utilizarea sîrmelor încălzite suplimentar poate fi aplicată la sudarea WIG cu sîrmă propulsată [31] la sudarea MIG, sau la sudarea cu plasmă. Orientativ în fig.2.12 și fig.2.13 sînt prezentate date referitoare la unele avantaje pe care le oferă încălzirea suplimentară a materialului de adaos sub formă de sîrmă.

Eficiența maximă a încălzirii suplimentare a sîrmelor de sudură, se obține în cazul sudării cu sîr-

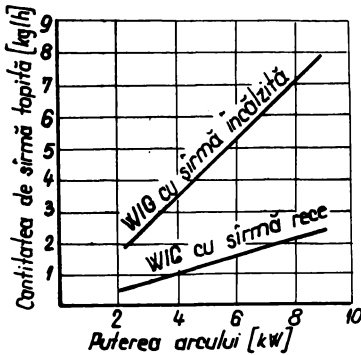


Fig. 2.12. Variația cantității de sîrmă topită în funcție de puterea arcului electric. [125]

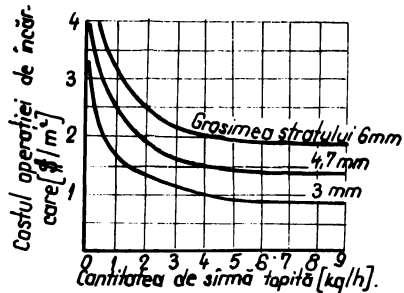


Fig. 2.13. Costul operației de încărcare în funcție de cantitatea de sîrmă topită [125].

me inoxidabile [33] .

În cazul încărcării prin sudare a matrițelor prezintă interes și procedeele de sudare MIG cu arc dublu [100] , care utilizează ca material de adaos, două sîrme propulsate paralel spre metalul de bază. Schema de principiu a pistolului de sudură este prezentată în fig.2.14.

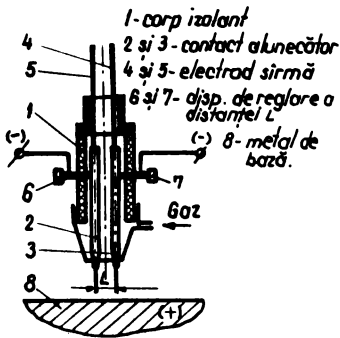


Fig. 2.14. Pistolet pentru sudarea MIG cu arc dublu [100].

Procedeeul prezintă o productivitate ridicată, o bună stabilitate a arcului electric și o participare redusă a metalului de bază la sudură.

Deoarece toate procedeele care au fost prezentate necesită materiale de adaos sub formă de sîrmă înalt aliată, care se trefilează dificil, aplicabilitatea lor la încărcarea prin sudare a matrițelor este deocamdată limitată.

### 2.3.3. Încărcarea matrițelor prin sudare cu electrozi cu miez de pulberi

Utilizarea electrozilor tubulari cu miez de pulberi la încărcarea matrițelor prezintă unele dezavantaje care au fost amintite la paragraful 2.2.3, dintre care neomogenitatea chimică a straturilor încărcate și valorile mari ale coeficientului de participare a metalului de bază, sînt cele mai nefavorabile.

Deoarece în cazul încărcării prin sudare cu doi electrozi tubulari sub strat de flux [32] dezavantajele amintite nu mai apar, metoda poate prezenta interes în cazul încărcării prin sudare a matrițelor. Electrozii avînd între ei o distanță optimă de 9-11 mm, sînt conectați în paralele la aceeași sursă de curent (polaritate inversă) și formează două arce electrice alăturate în aceeași baie de sudură. Stabilitatea acestor arce este mai mare decît a unui singur arc, cantitatea de flux topit crește, favorizînd interacțiunea metalurgică dintre baia metalică și zgura topită, iar adîncimea de pătrundere a stratului încărcat se micșorează. Astfel adîncimea de pătrundere este cuprinsă între 2,0-2,5 mm, iar lățimea stratului între 23-28 mm pentru următorii parametri de lucru: Intensitatea curentului de sudare  $I_s = 680-700$  A, tensiunea arcului  $U_a = 33-35$  V, viteza de sudare  $v_s = 18,5$  m/h, diametrul electrodului  $d_e = 3,6$  mm. A fost utilizat fluxul AN-20 și electrozi tubulari cu miez de pulbere PP-3H2V8, care prin topire produc un oțel echivalent cu oțelul VCW85-STAS 3611-66.

Datorită adîncimii de pătrundere reduse, la încărcarea prin acest procedeu are loc o diluare redusă a băii metalice cu metal de

bază și este suficientă încărcarea a două straturi suprapuse, pentru a avea în ultimul strat compoziția echivalentă oțelului VCW85 STAS 3611-66 [32] .

Topirea celor doi electrozi efectuându-se într-o baie metalică comună, interacțiunea celor două „arce gemene” [87] , [98] [148] permite mărirea intensității curentului de sudare, fără să fie influențată vizibil adâncimea de pătrundere a stratului încărcat și asigură în același timp o stabilitate mai bună a arcurilor electrice. Prin aceasta, în cazul încărcării cu doi electrozi tubulari sub strat de flux se obține omogenitate chimică sporită a straturilor încărcate [32] , chiar dacă miezul de pulberi a electrozilor tubulari conține granule de feroaliaje greu fuzibile (ferowolfram, ferovanadiu, feromolibden, etc).

Aplicarea acestui procedeu în condiții avantajoase se poate efectua numai la încărcarea unor suprafețe orizontale, sau ușor înclinate având arii suficient de mari, caz întâlnit mai rar la matrițele pentru deformări plastice la cald.

#### 2.3.4. Încărcarea matrițelor prin procedee de sudare care utilizează material de adaos pulverulent

Avantajele prezentate de procedeele de încărcare cu jet de plasmă și material pulverulent [14] , [28] , [56] , [120] , nu pot fi contestate. Astfel au fost obținute rezultate favorabile la încărcarea oțelurilor termorezistente solicitate la abraziune la cald (role și cilindrii de laminor, supape ale motoarelor cu ardere intensă, etc).

Dezavantajul principal al acestui procedeu este dizolvarea gazelor în stratul încărcat, care reduce compactitatea acestuia. Dizolvarea gazelor este favorizată de temperatura jetului de plasmă, presiunea parțială a gazelor de lucru, de distanța dintre generatorul de plasmă și piesă, precum și de reactivitatea și suprafața activă a materialului pulverulent.

Tinând seama de configurația complexă a cavităților matrițelor, care influențează distanța de la generatorul de plasmă la piesă, nu se poate asigura permanent o compactitate suficientă a straturilor depuse. Din acest motiv încărcarea cu jet de plasmă a matrițelor trebuie recomandată cu anumite rezerve.

O altă posibilitate de utilizare a pulberilor metalice ca

material de adaos, o prezintă sudarea MIG sau sudarea automată sub flux la care pulberile necesare alierii sînt așezate pe suprafața piesei sau în rosturi [3] , [42] , [57] , [135] .

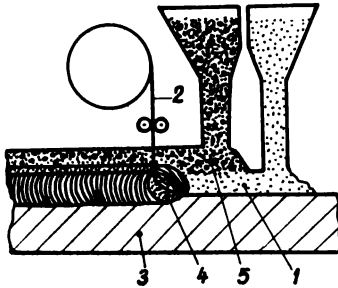


Fig. 2.15. Sudarea automată sub flux cu material de adaos pulverulent [3].

În fig.2.15 este prezentată sudarea automată sub flux cu material de adaos pulverulent 3 , la care baia metalică 4 se formează prin topirea pulberii metalice 1 , a electrodului de sîrmă 2 și a metalului de bază 3. Protejarea băii metalice se realizează prin topirea fluxului de sudură 5. La acest procedeu scade participarea metalului de bază la formarea băii metalice, datorită creșterii cantității de metal de adaos topit. Acest efect este vizibil în diagrama din fig.2.16 construită cu datele experimentale obținute la sudarea unui oțel St3, avînd grosimea  $g = 12$  mm, a pulberii metalice PJ-3S introdusă în rostul dintre table și a sîrmei de sudare Sv10G2 cu diametrul  $d = 4$  mm. Toate sudurile au fost efectuate cu parametrii constanți ( $I_g = 800$  A;  $U_g = 40$  V;  $V_g = 25$  m/h).

În urma cercetărilor efectuate, asupra utilizării materialelor de adaos pulverulente, la încărcarea prin sudare cu straturi rezistente la uzură, s-a dovedit superioritatea procedeelor de încărcare cu ajutorul încălzirii prin inducție [1] , [123] , [138] .

Grosimea  $\delta$  a stratului încălzit prin inducție poate fi calculat cu precizie suficientă cu ajutorul următoarei relații:

$$\delta = 503 \sqrt{\frac{\rho}{\mu \cdot f}} \quad [\text{m}] \quad (2.12) \quad \text{în care:}$$

- $\rho$  este rezistivitatea materialului  $[\Omega \cdot \text{m}]$
- $\mu$  - permeabilitatea magnetică a materialului ;
- $f$  - frecvența curentului  $[\text{s}^{-1}]$

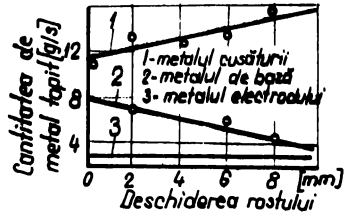


Fig. 2.16. Influența cantității de pulbere metalică introdusă în rost asupra volumului de metal topit, la sudare automată sub flux [57].

Deoarece proprietățile magnetice, electrice și termice ale materialului de bază diferă de cele ale pulberii metalice, variind chiar în timpul încălzirii, apar procese termice care se pot defini în patru etape caracteristice [138]:

Etapa I-a caracterizată printr-o încălzire intensă a metalului de bază pînă la temperatura transformării magnetice  $Ac_2$ , și printr-o încălzire mai redusă a pulberii, care are conductivitatea termică și electrică redusă, motiv pentru care temperatura ei este cu câteva sute de grade inferioară temperaturii metalului de bază. Diferența de temperatură în această etapă e cu atât mai mare cu cît este mai mare puterea sursei termice.

Etapa II-a după depășirea punctului  $Ac_2$ , datorită scăderii permeabilității magnetice și a creșterii rezistivității metalului de bază, are loc o mărire a adîncimii de pătrundere a încălzirii, ceea ce determină în cazul unei puteri termice constante, o scădere a vitezei de încălzire a metalului de bază. În acest timp are loc o egalizare între temperatura pulberii și a metalului de bază, datorită trecerii căldurii din metalul de bază cald, spre pulberea cu temperatură mai joasă, precum și datorită încălzirii pulberii sub acțiunea curenților de inducție.

Este indicat ca temperatura de topire a pulberii să fie mai redusă decît temperatura de topire a metalului de bază, iar protecția metalului topit să fie asigurată cu ajutorul unui flux amestecat cu pulbere metalică.

Etapa III-a este caracterizată prin valori ale temperaturii materialului de adaos cuprinse între punctele solidus și liquidus. La aceste temperaturi particulele de flux se topesc și formează o peliculă protectoare de zgură, care se ridică la suprafața materialului topit. În momentul în care tot materialul de adaos s-a topit, se poate considera încheiată etapa a III-a.

Etapa IV-a favorizează supraîncălzirea băii metalice formate în etapa a III-a, motiv pentru care se recomandă ca durata ei să fie cît mai redusă. Cazul ideal este eliminarea etapei a IV-a, care ar fi posibilă, dacă temperatura solidus a metalului de bază ar fi depășită spre sfîrșitul perioadei a III-a. Acest lucru nu poate fi însă practic realizat, deoarece temperatura zonei de fuziune a metalului de bază nu poate fi măsurată în timpul încărcării prin sudare a fiecărei piese.

Suprafincălzirea datorată etapei a IV-a nu este dezavantajoasă numai asupra granulației cristalelor zonei influențată termic, ci produce și o diluare a băii metalice cu metal de bază. Astfel la încărcarea prin sudare cu curenți de inducție avînd frecvența de 70 kHz, a unor epruvete din oțel 65 G cu pulbere de sormait-1, cu granulația sub 0,6 mm, are loc o diluare a băii metalice odată cu creșterea perioadei de suprafincălzire din etapa a

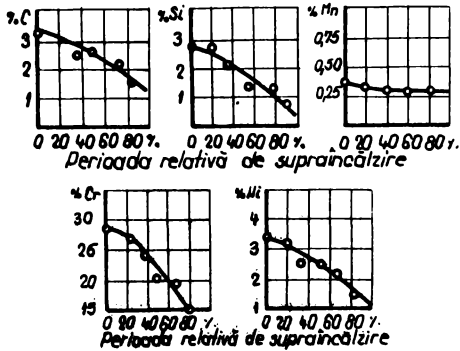


Fig. 2.17. Variația compoziției chimice a stratului încărcat prin sudare cu curenți de inducție ( $f = 70 \text{ kHz}$ ). [138].

IV-a, ceea ce se observă din fig. 2.17. Perioada relativă de suprafincălzire, este raportată la timpul necesar topirii complete a stratului de pulbere de pe suprafața piesei.

Se observă că diluarea minimă apare în cazul absenței suprafincălzirii, dar pot fi admise și perioade relative de suprafincălzire pînă la 20%. În urma suprafincălzirii materialului topit, scade și rezistența la uzură a

straturilor încărcate, ceea ce se observă din fig.2.18 [1] .

Acest efect este provocat de diluarea metalului de adaos cu metal de bază, precum și de micșorarea cantității de carburi dispersate în sudură.

Din acest motiv este deosebit de important să se calculeze timpul necesar pentru topirea materialului de adaos pe baza relațiilor empirice de calcul [1] .

Ținînd seama de influența redusă a acestui procedeu asupra structurii și a proprietăților metalului de bază, precum și a aderenței bune a stratului încărcat [123] , metoda ar putea fi extinsă și în cazul încărcării matrițelor.

Dezavantajele procedurii de încărcare prin inducție a matrițelor, constă în neomogenitatea chimică a straturilor încărcate, și în posibilitatea obținerii incluziunilor nemetalice provenite din fluxul cu care este amestecat materialul de adaos pulverulent, ținînd seama de durata redusă a procesului, care nu depășește 30-40 s [1] .

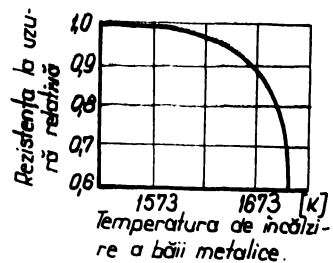


Fig. 2.18. Variația rezistenței la uzură a straturilor încărcate. [1].

**2.4. Influența parametrilor de sudare asupra formei și calității straturilor încărcate prin sudare**

Au fost efectuate numeroase cercetări privind influența parametrilor de sudare în cazul diferitelor procedee, asupra formei și calității straturilor încărcate [24] , [32] , [62] , [70] , [101] , [115] , [144] .

Astfel forma secțiunii stratului încărcat poate fi apreciată pe baza unor relații de calcul [144] , sau diagrame [70] verificate practic, care țin seama de principalii parametri ai proceselor de sudare. O succintă sistematizare a acestor date se poate observa în tabelul 2.1 [144] .

*Tabelul 2.1. Principalele forme ale secțiunilor straturilor încărcate prin sudare și relații pentru calcularea secțiunii transversale a sudurii [144].*

Nr. crt.	Forma caracteristică a secțiunii stratului încărcat prin sudare	Coeficienți de formă și param.				Relații pentru calcularea secțiunii transvers.	
		$\psi_1 = \frac{B}{h_i}$	$\psi_2 = \frac{B}{h_p}$	$I_s$ [A]	$v_s$ [ $\frac{cm}{s}$ ]	$A_1$	$A_2$
1		9-12	1,0-1,5	800-1000	$\leq 0,95$	$\frac{2}{3} \psi_1 \cdot h_i^2$	$\frac{1}{2} \psi_2 \cdot h_p^2$
2		4-6	$\leq 1,0$	$\geq 1000$	$\leq 0,55$	$\frac{\pi}{4} \psi_1 \cdot h_i^2$	$\frac{\pi}{4} \psi_2 \cdot h_p^2$
3		6-8	2,0-2,1	400-800	$\frac{0,55}{0,85}$	$\frac{2}{3} \psi_1 \cdot h_i^2$	$\frac{\pi}{2} h_p^2$
4		6-8	2,1-3,0	$< 800$	$\geq 0,35$	$\frac{h_i}{15} \left[ 6 \psi_1 h_i + 8 \sqrt{\frac{4 + \psi_1^2}{4} h_i^2} \right]$	$\frac{B}{15 \psi_2} \left[ 6B + 8 \sqrt{\frac{4 + \psi_2^2}{4} B^2} \right]$
5		6-8	1,2-5,0	$< 400$	$\geq 0,55$	$\frac{2}{3} \psi_1 \cdot h_i^2$	$\frac{\pi}{4} \psi_2 \cdot h_p^2$
6		10-11	3,0-5,0	$< 400$	$\geq 0,85$	$\frac{h_i}{15} \left[ 6 \psi_1 h_i + 8 \sqrt{\frac{4 + \psi_1^2}{4} h_i^2} \right]$	$\frac{B}{15 \psi_2} \left[ 6B + 8 \sqrt{\frac{4 + \psi_2^2}{4} B^2} \right]$

Cunoscîndu-se forma și dimensiunile straturilor încărcate se.

poate aprecia concentrația elementelor de aliere din strat, în funcție de conținutul de elemente al metalului de bază și al materialului de adaos, precum și în funcție de coeficienții de trecere ai elementelor de aliere [19] , [66] , [95] , [112] , [127] , în cazul diferitelor procedee de sudare. Prin aceasta se poate calcula numărul necesar de straturi încărcate astfel ca ultimul strat să aibă o compoziție chimică dată [107] , [112] . Acest calcul este mai puțin important în majoritatea cazurilor de încărcare prin sudare a matrițelor, întrucât atât metalul de bază cât și materialul de adaos au compoziții chimice asemănătoare.

Parametrii de sudare și compoziția chimică a băii metalice

influențează procesul de cristalizare a metalului lichid, favorizând apariția unei anumite structuri primare. În urma unor cercetări aprofundate în acest domeniu [101] au fost observate cinci tipuri de structuri primare caracteristice, obținute în urma solidificării băii metalice

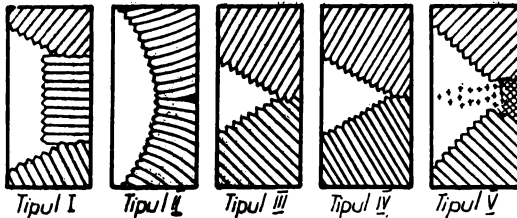


Fig. 2.19. Structuri primare obținute în urma solidificării băii metalice de sudură [101].

de sudură, care sînt schematizate în fig.2.19. Studiul a fost efectuat pe fier tehnic pur, aliaje binare de fier, avînd un conținut variabil de C, P, Si, Mo, Ni, Mn, V, W, Cr, precum și pe oțeluri crom, crom-nichel, crom-nichel-titan, crom-wolfram-vanadiu, crom-mangan-siliciu, crom-nichel-molibden, etc.

Incercările au fost efectuate pe epruvete de tablă avînd grosimea  $g = 2 \text{ mm}$ , sudate prin procedeul WIG cu diferite viteze de sudare ( $v_s = 0,14; 0,55; 1,00; 1,67 \text{ cm/s}$ ) și cu intensități adecvate realizării unei pătrunderi pe întreaga grosime.

Datele experimentale prezentate în lucrare [101] , sub formă tabelară, nu sînt suficient de intuitive, motiv pentru care în urma prelucrării lor, poate fi prezentată diagrama din fig.2.20. Se observă că tipurile de structuri primare obținute în urma solidificării băii metalice conținînd 13% Cr și 0,2-0,4% C depind de viteza de sudare [101] .

Studii asemănătoare au fost efectuate și asupra oțelurilor turnate [134], în care a fost pusă în evidență dependența structurii



primare de viteza de răcire a metalului topit. Structura primară influențează distribuția incluziunilor nemetalice și a defectelor rețelei cristaline determinând proprietățile mecanice și sensibilitatea la fisurare a sudurii.

În urma încercărilor mecanice efectuate asupra diferitelor tipuri de suduri s-a constatat că cele mai defavorabile sînt cele de tipul IV, după care urmează cele de tipul I și II, la care s-a observat și o sensibilitate mai mare la fisurare în timpul sudării.

Impiedicarea creșterii cristalelor columnare și finisarea structurii primare a sudurii se poate realiza prin agitarea băii cu ajutorul undelor ultrasonore [300], [47], [105], [112], sau sonore (pînă la 10 kHz) [109], precum și cu ajutorul câmpurilor magnetice [18], [36], [58], [146]

Un alt efect al agitării băii metalice este eliminarea gazelor dizolvate în sudură, precum și o uniformizare sau chiar o reducere a cantității de incluziuni conținute de sudură [109], ceea ce mărește compactitatea respectiv calitatea sudurii.

Proprietățile sudurii depind în mare măsură de parametrii tehnologici specifici ai procedurii de sudare utilizat, printre care intensitatea curentului și viteza de sudare au un rol determinant. Astfel poate fi amintit efectul de scădere a durității sudurii, datorită reducerii vitezei de răcire a sudurii, odată cu creșterea energiei liniare și a temperaturii de preîncălzire a metalului de bază.

În cazul sudării oțelurilor aliate, datorită complexității fenomenelor care au loc, se pot obține efecte contrare, de care trebuie să se țină seama. Spre exemplu în cazul încălzirii prin sudare a unui oțel avînd 0,45% C, cu electrozi aliați HR-70 [62], avînd 0,30% C și alte elemente de aliere (Cr, Mn, Mo), la creșterea intensității curentului de sudare (fig.2.21,a) și la scăderea tensiunii arcului (fig.2.21,b), are loc o creștere a durității constatîndu-se și o creștere a conținutului de carbon a băii metalice pe seama carbonului provenit din metalul de bază.

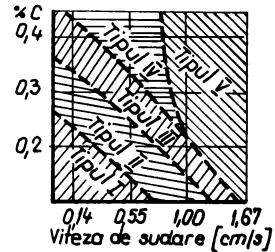


Fig. 2.20. Tipuri specifice de structuri primare ale sudurii, obținute în diferite condiții de sudare a oțelului cu 13% Cr și cu un conținut variabil de C.

În figurile 2.21,a și 2.21,b sînt reprezentate grafic datele întîlnite în literatura de specialitate [62]. Acest exemplu vine să întărească i-

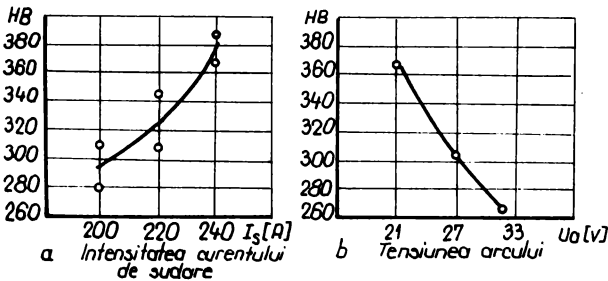


Fig. 2.21. Variația durezzații medii a stratului încărcat cu electrod HR-70 [62] în funcție de unii parametrii de sudare.

a metalului de bază, sau printr-o încălzire ulterioară [126].

### 2.5. Posibilități de apreciere a calității matrițelor încărcate prin sudare

Aprecierea calității matrițelor se poate face prin observarea comportării lor în timpul exploatării, determinîndu-se numărul de piese executate, pînă la care nu au apărut modificări dimensionale, sau deteriorări ale suprafețelor active.

În cazul matrițelor încărcate prin sudare, stabilirea variantei optime de încărcare se poate face pe baza încercărilor simulative pe epruvete, care prezintă avantaje economice față de încercările efectuate direct pe matrițe, urmînd ca în final să se efectueze și verificarea în exploatare, care este cel mai concludent test.

Există numeroase posibilități de apreciere a calității pieselor încărcate prin sudare, dintre care unele au fost aplicate și în cazul matrițelor [6], [7], [67], [72], [76], [77], [84], [90], [91], [96], [103].

Avînd în vedere că oțelurile de matrițe în stare tratată au rezistențe la rupere deosebit de mari, a căror valori pot atinge 180-200 daN/mm<sup>2</sup> [35], la prelucrarea epruvetelor vor fi evitate încălzirile care pot provoca modificarea proprietăților și a structurii.

Simularea condițiilor de temperatură și de eforturi dinamice la care este supusă matrița, nu poate fi reprodusă riguros pe epruvete, astfel încît au fost introduse teste care să permită apre-

cierea comportării diferitelor materiale în timpul exploatării, pe baza prelucrării statistice a rezultatelor experimentale [102] , [148]

Pot fi astfel amintite metodele de determinare a rezistenței la șoc termic [97] , [7] , [72] , [91] , [103] , a rezistenței la propagare a fisurilor [6] , [43] , [156] , a rezistenței la uzură [44] , [72] , [97] , și a durității și rezistenței la cald, care pot furniza date utile pentru aprecierea durabilității, în timpul funcționării matrițelor.

Pentru o mai bună cunoaștere a comportării materialului încărcat prin sudare în timpul multiplelor solicitări care apar în exploatare, mai poate fi determinat coeficientul de aderență la șoc [4] [79] , coeficientul de dilatare termică la diferite temperaturi [155] pentru metalul de bază și pentru metalul depus prin sudare, precum și duritatea în zona de trecere și în zona influențată termic.

O importanță deosebită o prezintă cercetarea macroscopică și microscopică și încercările de duritate cu sarcini mici, pentru punerea în evidență a neomogenităților structurii cristaline, sau a microdefectelor.

Microanaliza chimică cu sonda electronică pentru determinări cantitative și calitative [16] , [17] , [80] , [88] , [90] , poate fi aplicată pentru determinarea neomogenităților din aliaje și pentru stabilirea compoziției chimice a zonelor având suprafețe de ordinul  $\mu\text{m}^2$ . Astfel cu ajutorul unui fascicol de electroni focalizat la diametrul de  $1 \mu\text{m}$  și accelerat de un câmp electric având 5 - 50 kV, este bombardată suprafața lustruită a probei, și se produce o interacțiune a electronilor cu atomii, specifică fiecărui element chimic. Pot fi identificate prin această metodă cantități pînă la  $10^{-16}$  g, ceea ce reprezintă o performanță față de metodele spectroscopice, care erau considerate metode sensibile și prin care se identificau cantități pînă la  $10^{-13}$  g [10] .

Prin baleiajul fascicolului electronic pe suprafața probei, poate fi înregistrată distribuția unui element de aliere de-a lungul unei linii, evidențiindu-se neomogenitățile chimice care apar între diferiții constituenți structurali, sau între diferitele zone ale pieselor cercetate.

Datorită faptului că în țară există asemenea instalații, pot fi extinse cercetările prin microanaliză chimică cu sonda electronică și asupra sudurilor, mai cu seamă în cazul oțelurilor aliate, la care apar carburi sau compuși intermetalici dependenți de

neomogenitățile chimice care apar între diferiții constituenți structurali, sau între diferitele zone ale piesei cercetate.

Datorită faptului că în țară există asemenea instalații, pot fi extinse cercetările prin microanaliză chimică cu sonda electronică și asupra sudurilor, mai cu seamă în cazul oțelurilor aliate, la care apar carburi sau compuși intermetalici, dependenți de ciclurile termice la care au fost supuse piesele. În lucrare au fost studiate cu ajutorul acestor instalații neomogenitățile de ferowolfram existente în unele suduri.

Prin imbinarea adecvată a metodelor de cercetare a calității matrițelor încărcate prin sudare, poate fi stabilită tehnologia și parametrii optimi de sudare, precum și metalul de adaos corespunzător, pentru care durabilitatea în funcționare a matrițelor să fie maximă.

P A R T E A a II-a

3. CERCETARI PRIVIND INFLUENTA CICLURILOR TERMICE ASUPRA  
PROPRIETATILOR OTELURILOR ALIATE MoCN15 și VCW85 LA  
INCARCAREA PRIN SUDARE

Oțelurile aliate pentru matrițe MoCN15 și VCW85 STAS 3611-66 sînt oțeluri aliate de înaltă rezistență și tenacitate, datorită elementelor de aliere pe care le conțin. Sub acțiunea ciclurilor termice care apar la sudare, zona influențată termic suferă transformări structurale complexe, respectiv modificări ale proprietăților, care pot afecta durabilitatea în exploatare a matrițelor.

Studierea acestor transformări pe epruvete din materialele amintite, în funcție de diferiți parametrii, dau posibilitatea stabilirii variantelor optime de sudare pentru care proprietățile zonei influențate termic să fie cît mai apropiate de proprietățile metalului de bază, astfel încît să nu mai fie necesar tratamentul termic de îmbunătățire după sudare.

3.1. Instalații și aparatură folosită în cercetare

3.1.1. Aparat pentru înregistrarea ciclurilor termice la sudare

Variația temperaturii în diferite puncte ale zonei influențate termic a fost înregistrată cu ajutorul potențioanelor automate electronice de tip EPD-12 GOST 7164-58, la care a fost adoptată turația înregistratorului de la 1 rot/24 h, la 1 rot/38 s, prin modificarea corespunzătoare a raportului de transmisie a roților dințate. Termocuplele utilizate au fost de tipul Pt-Pt-Rh, avînd diametrul sîrmei de 0,3 și 0,5 mm. Capetele sudate ale celor două sîrme din componența termocuplului nu trebuie împletite, pentru evitarea fenomenului de autoinducție, care poate apare la variațiile rapide de temperatură și pot influența rezultatele măsurărilor.

Domeniul de înregistrare este impus de temperaturile între care apar la răcirea oțelului transformări structurale, care determină modificări ale proprietăților. Limitele domeniului de înregistrare a temperaturilor sînt date în cazul oțelurilor, de valorile

temperaturii de topire și ale temperaturii de începere a transformării martensitice  $M_s$ . Din diagramele prezentate la punctul 1.4.4 fig.1.13 și fig.1.15 rezultă că pentru oțelul MoCN15 temperatura  $M_s = 523$  K, iar pentru oțelul VCW85 temperatura  $M_s = 695$  K. Rezultă că extinderea domeniului de temperaturi care necesită înregistrări, are limitele 1700 K și 500 K pentru care pot fi utilizate termocuplele de Pt-Pt.Rh.

Viteza de variație a temperaturii materialului în timpul sudării are limite largi. Astfel încălzirea unui punct pînă la temperaturi apropiate de temperatura de topire durează un timp, care poate varia între valori de ordinul zecimilor de secundă și valori de ordinul secundelor.

Răcirea unui punct situat în zona influențată termic a materialului încărcat prin sudare, pînă la temperaturi inferioare punctului de începere a transformării martensitice  $M_s$ , poate dura un timp a cărui valori variază între cîteva secunde și cîteva minute.

Datorită acestor limite largi de variație a timpului în care se desfășoară procesele termice și metalurgice la sudare, aparatele pentru înregistrarea temperaturilor din zona influențată termic trebuie să prezinte posibilități de reglare a vitezei de deplasare a înregistratorului.

În cazul potențiometrului automat electronic EPD-12 GOST 7164-58, acest lucru este posibil prin modificarea raportului de transmisie a roților dințate de antrenare. De asemenea este important ca inerția sistemului de măsurare a temperaturii să fie cît mai mică. Aceasta se poate realiza prin utilizarea unor termocuple cît mai subțiri (0,3-0,5 mm) și a unor aparate de măsură cît mai sensibile.

Printre aparatele care îndeplinesc aceste condiții pot fi amintite galvanometrele și oscilografele cu spot luminos, la care înregistrarea se efectuează pe hîrtie foto-sensibilă [83] .

### 3.1.2. Aparat pentru sudarea termocuplelor pe piese

Inregistrarea temperaturilor în diferite puncte ale unei piese, poate fi efectuată cu ajutorul termocuplelor introduse în orificii corespunzătoare, practicate în materialul cercetat.

Intrucât aderența dintre termocuplu și peretele orificiului în care este introdus termocuplul, nu este asigurată decât în anumite zone având aria restrânsă, transmiterea căldurii prin conductivitate termică, de la piesa caldă spre termocuplul rece, necesită un anumit timp, care mărește inerția sistemului de măsurare.

Prin realizarea unui contact sudat între termocuplu și piesă, transmiterea căldurii spre termocuplu se realizează în condiții mai favorabile și reduce inerția sistemului de înregistrare a temperaturii.

Sudarea termocuplelor, pentru înregistrarea ciclurilor termice la care este supus un material sudat, a fost efectuată cu ajutorul unei instalații de sudare cu energie înmagazinată în condensatoare [25]. Instalația este realizată la Universitatea din Brașov.

Schema de principiu a instalației pentru sudarea termocuplelor este prezentată în fig.3.1, în care T este transformatorul care asigură tensiunea anodică a tubului electronic L.

Tensiunea se aplică bateriei de condensatoare C, prin intermediul rezistenței R, atunci când butonul de comandă B este în poziția corespunzătoare contactului 1-2.

Prin apăsarea butonului B, se întrerupe contactul 1-2 și se stabilește contactul 1-3, astfel încât bateria de condensatoare C se descarcă în primarul transformatorului de sudare TS și produce un impuls de curent, care sudează termocuplul pe piesa cercetată.

Instalația permite sudarea termocuplelor, a căror diametru la vîrf nu depășește 1 mm. Au fost efectuate încercări de sudare

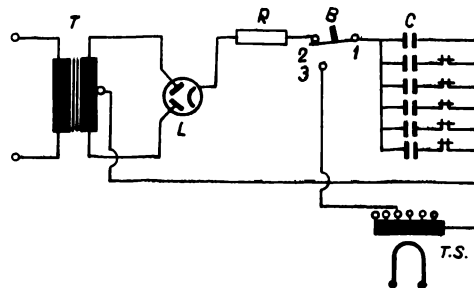


Fig. 3. 1. Schema de principiu a instalației pentru sudarea termocuplelor pe piese [25].

a termocuplelor mai mari de 1 mm diametru, însă aderența lor pe suprafața piesei nu a fost satisfăcătoare.

Compararea modului de funcționare a termocuplelor sudate pe piesă, față de termocuplele introduse în orificii practicate pe suprafața pieselor s-a efectuat pe o epruvetă cilindrică de oțel, având diametrul de 30 mm și înălțimea de 20 mm.

Termocuplele au fost aplicate pe suprafața frontală superioară a epruvetei, la distanțe egale, situate pe circumferința unui cerc concentric cu perimetrul secțiunii, având raza de 5 mm.

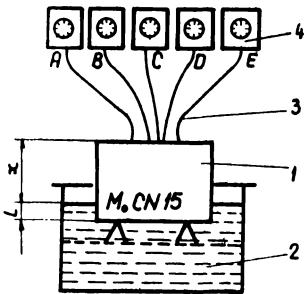


Fig. 3.2. Instalație pentru compararea modului de funcționare a termocuplelor

În fig.3.2 se observă modul de încălzire a epruvetei 1, din oțel MoCN15, a cărei parte inferioară având lungimea  $L = 5$  mm a fost introdusă în baia de săruri topite 2, având temperatura  $T_0 = 1173$  K.

Variația temperaturii măsurată cu termocuplele 3, a fost înregistrată cu ajutorul potențiometrelor electronice 4.

Ecuția cîmpului termic într-o bară semiinfinită, încălzită într-un capăt pe o porțiune  $L$  la temperatura  $T_0$ , este dat de relația [106] :

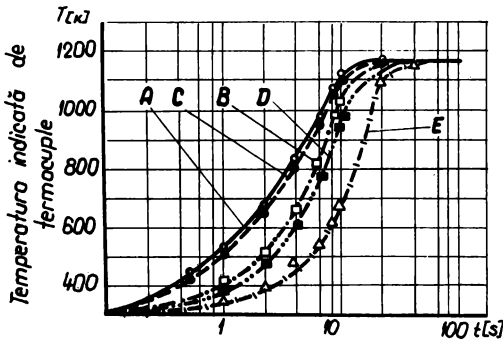
$$T(x,t) = \frac{T_0}{2} \left[ \theta \left( \frac{x+L}{\sqrt{4at}} \right) - \theta \left( \frac{x-L}{\sqrt{4at}} \right) \right]; \quad (3.1)$$

$$\text{în care } \theta(u) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^u e^{-v^2} dv; \quad (3.2)$$

Din ecuație se observă că la un anumit moment  $t$ , toate punctele situate la distanța  $x = ct$  față de zona încălzită cu aceeași temperatură, deci suprafața transversală a barei situată la distanța  $x = ct$  față de zona încălzită, poate fi considerată ca suprafață izotermă. Dacă suprafața frontală a epruvetei din fig.3.2, pe care au fost aplicate termocuplele, poate fi considerată un plan izoterm, toate termocuplele ar trebui să indice aceeași variație a temperaturii în funcție de timp.



Datorită modului de montare diferit și a dimensiunilor diferite a celor cinci termocuple aplicate pe piesă, curbele înregistrate nu se suprapun, ci prezintă anumite decalaje care se observă în fig.3.3.



Simbol	A	B	C	D	E
Termocuplu	Pt-PtRh	Pt-PtRh	Pt-PtRh	Pt-PtRh	Crme/Alumel
Diamețrul sîrmei (mm)	0,3	0,3	0,5	0,5	1,0
Diamețrul în capșă (mm)	0,6	0,6	1,0	1,0	2,0
Aplicarea pe piesă	prin sudare	în orificiu	prin sudare	în orificiu	în orificiu

Fig. 3.3. Influența modului de aplicare a termocuplurilor pe piese, asupra rezultatelor măsurătorilor.

Astfel cu cît sfera formată în capătul celor două sîrme ale termocuplului este mai mare, cu atît încălzirea ei este întîrziată, mai cu seamă în cazul contactului imperfect cu piesa.

Din diagramă se observă că acest efect este diminuat dacă termocuplul este sudat pe piesă (curba A și C), caz în care transferul de căldură spre masa termocuplului este mai intens.

Trebuie remarcat faptul că după stabilirea unui regim termic staționar, toate termocuplele au indicat aceeași temperatură.

Rezultă că pentru înregistrarea unor cicluri termice care prezintă variații mari

de temperatură în intervale reduse de timp, nu este indicată utilizarea termocuplurilor introduse în orificii practicate în diferitele puncte ale piesei [83], [99], [126].

O înregistrare corectă a ciclurilor termice dinamice se poate realiza prin utilizarea unor termocuple cît mai subțiri, aplicate pe piesă prin sudare.

Pentru înregistrarea ciclurilor termice la care este supusă piesa în cazul diferitelor procedee de sudare, au fost sudate pe epruvete cu ajutorul instalației amintite, termocuple de Pt-Pt.Rh, avînd diamețrul sîrmei 0,3 mm.

### 3.1.3. Instalație pentru simularea ciclurilor termice

Studierea modificărilor structurale și a proprietăților mecanice, sub acțiunea ciclurilor termice de sudare, se poate realiza pe epruvete încălzite și apoi răcite în condiții cât mai asemănătoare celor din zona influențată termic.

Pentru simularea și înregistrarea ciclurilor termice complexe la care este supus un material în timpul încălzirii prin sudare, s-a realizat o instalație a cărei schemă de principiu este prezentată în fig.3.4.

Încălzirea epruvetei E, fixată în dispozitivul de prindere al instalației, este asigurată prin efectul Joule, produs de curentul secundar al transformatorului TS, reglat

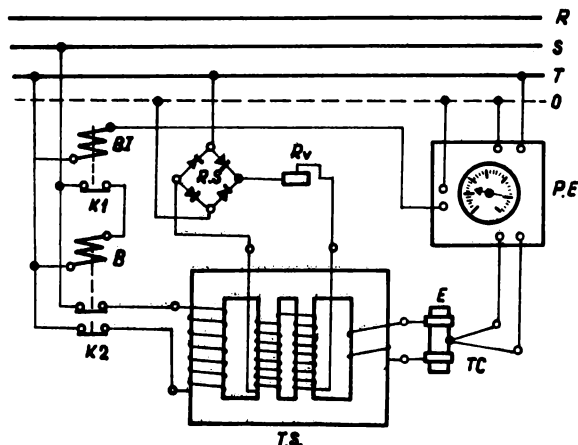


Fig. 3.4. Schema de principiu a instalației electrice pentru simularea ciclurilor termice.

în curent continuu [54]. Înfașurarea de comandă a transformatorului este alimentată cu curent continuu de la redresorul cu seleniu RS, prin intermediul rezistenței variabile  $R_v$ . Tensiunea la bornele redresorului variază între 55-60 V, iar intensitatea curentului între 0-20 A, cu ajutorul căreia se poate regla viteza de încălzire a epruvetelor între 10-50 K/s.

Sistemul automat pentru limitarea temperaturii maxime a ciclului termic și pentru menținerea epruvetei la o anumită temperatură, se bazează pe conectările și deconectările succesive ale contactorului K2 montat în circuitul primar al transformatorului. Pentru aceasta în momentul în care tensiunea termocuplului TC depășește tensiunea corespunzătoare temperaturii limită, potențiometrul electronic PE comandă cuplarea releului intermediar BI, a cărui contact normal închis K1 se deschide și întrerupe curentul

din bobina B a contactorului normal închis K2, pe care îl deschide la scăderea temperaturii sub valoarea reglată la potențiometrul electronic PE, comenzile sînt inverse, iar înfășurarea primară a transformatorului se cuplează din nou pînă la atingerea temperaturii limită.

Potențiometrul electronic utilizat a fost de tipul EPD-12 GOST 7164-58 și prin modificarea turației înregistratorului de la 1 rot/24 ore, la 1 rot/38 s a fost posibilă înregistrarea grafică a ciclurilor simulate.

Abaterea valorilor temperaturii față de valoarea limită reglată la potențiometrul electronic este de  $\pm 10$  K și este determinată de inerția sistemului de reglare.

Valorile maxime ale temperaturii la care pot fi încălzite epruvetele cu ajutorul acestei instalații, nu poate depăși valoarea de 1373 K, în cazul utilizării termocuplelor Cromel-Alumel și 1673 K, în cazul utilizării termocuplelor Pt-Pt.Rh.

După ce epruveta atinge temperatura maximă, aceasta poate fi menținută un anumit timp la temperatură, sau se poate realiza o răcire cu diferite viteze în funcție de mediul de răcire utilizat. La punctul 1.5.2. este prezentată fig.1.18 obținută prin prelucrarea datelor existente [136] și care permite evaluarea vitezelor de răcire asigurate de diferitele medii de răcire. Pentru realizarea unor viteze de răcire inferioare celor asigurate de mediile prezentate, au mai fost utilizate și alte medii și anume aer comprimat, avînd diferite debite, sau aer liniștit. Etalonarea vitezelor de răcire în funcție de debitul aerului comprimat a fost posibilă, prin utilizarea unui ajutoraj cu secțiunea constantă de  $1,77 \text{ cm}^2$ , situat la distanța de 5 cm față de epruvetă.

În interiorul ajutorajului a fost montat un tub Pitot pentru stabilirea debitului de aer.

Pentru evitarea regimului tranzitoriu, care are loc la deschiderea robinetului de aer comprimat, pornirea aerului se face în prealabil, intercalîndu-se între ajutoraj și epruvetă un panou de tablă care se îndepărtează în momentul în care se întrerupe curentul electric din instalația de încălzire și începe răcirea epruvetei.

Instalația realizată după schema descrisă este prezentată în fig.3.5.

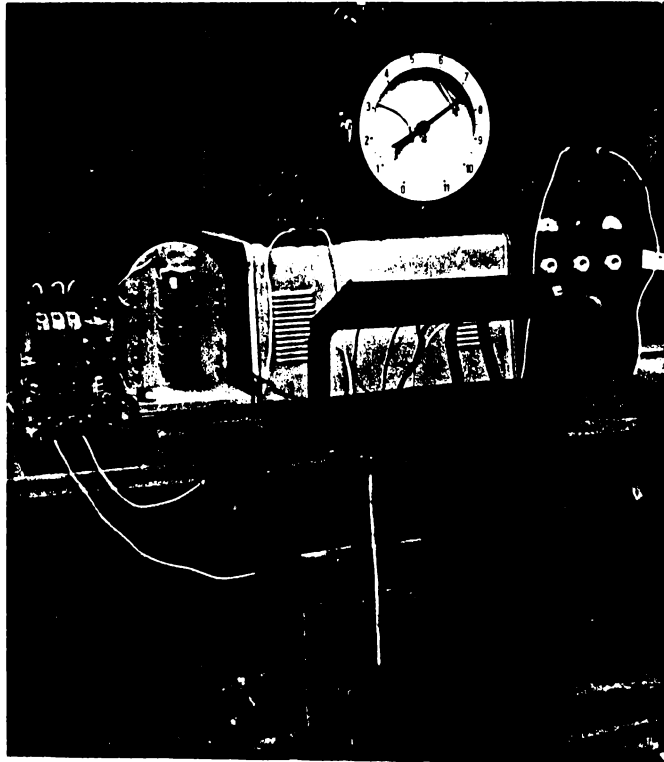


Fig.3.5. Instalație pentru simularea ciclurilor termice

Cu ajutorul acestei instalații pot fi simulate ciclurile termice care apar în zona influențată termic a oțelurilor, atunci când sînt încărcate prin sudare cu diferiți parametri tehnologici.

### 3.2. Cîmpul termic specific încărcării prin sudare a matrițelor

#### 3.2.1. Cîmpul termic la încărcarea prin sudare a matrițelor avînd temperatura inițială constantă

Relația 2.2 prezentată la punctul 2.1.1, este aplicabilă în cazul încărcării prin sudare a matrițelor, pentru perioada cîmpului termic cvasistaționar, față de sistemul mobil de refe-

rință. În multe situații însă, lungimea straturilor încărcate prin sudare poate avea valori reduse (sub 10-15 mm, astfel încât în timpul sudării nu se formează încă un regim termic quasistaționar.

Pentru această perioadă inițială, este utilă exprimarea matematică a cîmpului termic tranzistoriu și utilizînd aceleași notații ca și la punctul 2.1.1, se poate scrie în raport cu sistemul fix de coordonate (0, X, Y, Z) următoarea relație [106] :

$$T(X, Y, Z, t) = \int_0^t \frac{2 \cdot q \cdot dt}{c \cdot \rho \cdot (4\pi at)^{3/2}} \cdot e^{-\frac{(X-vt)^2 + Y^2 + Z^2}{4 \cdot a \cdot t}} ; \quad (3.1)$$

Prin translația față de sistemul mobil de coordonate (0, x, y, z)

$$x = (X - vt); \quad y = Y; \quad z = Z, \text{ în care se notează } x^2 + y^2 + z^2 = r^2$$

se obține relația:

$$T(x; y; z; t) = \int_0^t \frac{2 \cdot q}{c \cdot \rho \cdot (4 \cdot at)^{3/2}} \cdot e^{-\frac{r^2}{4 \cdot at}} = \frac{2 \cdot q}{c \cdot \rho \cdot (4 \cdot a)^{3/2}} \cdot I ; \quad (3.2)$$

în care:

$$I = \int_0^t \frac{dt}{t^{3/2}} \cdot e^{-\frac{r^2}{4 \cdot at}}$$

$$\text{Se notează } u^2 = \frac{r^2}{4 \cdot at} \text{ deci } t = \frac{r^2}{4 \cdot au^2}, \text{ iar } dt = -\frac{r^2}{2 \cdot au^3} du$$

$$I = - \int_{\infty}^{\sqrt{\frac{r^2}{4at}}} e^{-u^2} \cdot \frac{(4 \cdot a)^{3/2} \cdot u^3}{r^3} \cdot \frac{r^2}{2 \cdot au^3} du = + \int_{\sqrt{\frac{r^2}{4at}}}^{\infty} \frac{4 \sqrt{a}}{r} e^{-u^2} \cdot du$$

$$I = \frac{4 \sqrt{a}}{r} \left( \int_0^{\infty} e^{-u^2} \cdot du - \int_0^{\sqrt{\frac{r^2}{4 \cdot at}}} e^{-u^2} \cdot du \right)$$

$$I = \frac{4\sqrt{a}}{r} \left[ \frac{\sqrt{\pi}}{2} - \frac{\sqrt{\pi}}{2} \Phi \left( \frac{r}{\sqrt{4at}} \right) \right] = \frac{\sqrt{4\pi a}}{r} \left[ 1 - \Phi \left( \frac{r}{\sqrt{4at}} \right) \right] \text{ în care func-$$

ția  $\Phi(u) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^u e^{-u^2} \cdot du$ , este calculată în tabele pentru diferite valori ale variabilei  $u = \frac{r}{\sqrt{4at}}$ .

Prin înlocuirea integralei  $I$  în relația (3.2) se obține ecuația câmpului termic tranzitoriu din perioada inițială de sudare:

$$T(x; y; z; t) = \frac{q}{2\pi\lambda r} \left[ 1 - \Phi \left( \frac{r}{\sqrt{4at}} \right) \right]; \quad (3.3)$$

Determinarea temperaturilor cu această relație se poate efectua în perioada inițială de sudare, iar în perioada următoare, în care câmpul termic devine cvasistaționar față de sistemul mobil de referință, poate fi aplicată relația 2.2.

Rezultă că pentru calculul duratei perioadei de formare a câmpului termic cvasistaționar este necesar ca:

$$T(x; y; z; t) = \frac{q}{2\pi\lambda r} \left[ 1 - \Phi \left( \frac{r}{\sqrt{4at}} \right) \right] = \frac{q}{2\pi\lambda r} \cdot e^{-\frac{v}{2a}(x+r)}$$

$$\text{adică } 1 - \Phi \left( \frac{r}{\sqrt{4at}} \right) = e^{-\frac{v}{2a}(x+r)}; \quad (3.4)$$

relație din care poate fi determinată valoarea  $t$ .

Intrucât relația (3.4) este implicită, cu ajutorul nomogramelor existente [106], [112], se poate determina valoarea timpului  $t$ .

Punctele pentru care prezintă interes cunoașterea temperaturii în perioada inițială de tranziție premergătoare formării câmpului termic cvasistaționar, sînt situate în zona influențată ter-

mic. În cazul matrițelor încărcate prin sudare s-a constatat experimental că zona influențată termic nu depășește 15 mm, iar coeficienții de difuzabilitate termic a materialului de bază variază între limitele  $\alpha = (4 \div 9) \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ . Ținând seama de aceste particularizări, pe baza valorilor funcției  $\phi(u)$  dată în tabele [106], a fost construită nomograma prezentată în fig.3.6.

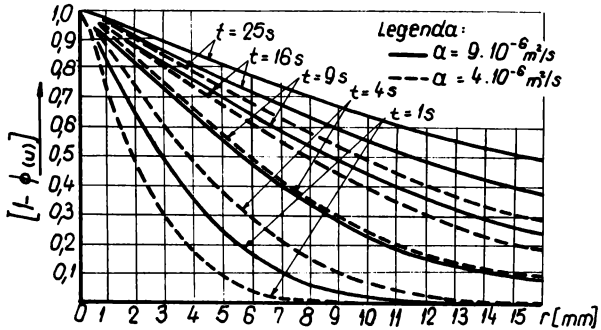


Fig. 3.6. Valorile funcției  $[1 - \phi(u)]$  necesare calculării cîmpului termic în perioada inițială, la încărcarea prin sudare a matrițelor.

particularizări, pe baza valorilor funcției  $\phi(u)$  dată în tabele [106], a fost construită nomograma prezentată în fig.3.6.

Cu ajutorul acestei nomograme poate fi determinată valoarea funcției  $1 - \phi(u)$  pentru puncte situate la anumite distanțe  $r$ , față de sursa termică

punctiformă și pentru un anumit timp  $t$ , considerat de la amorsarea sursei termice. Prin aceasta, determinarea temperaturilor cu ajutorul relației (3.3) este rapidă.

Temperaturile maxime atinse în punctele situate în zona influențată termic au valori inferioare temperaturii de topire, care în cazul oțelului cu 0,4% C este situată în apropierea valorii de 1800 K.

Aplicînd relația (2.2) recomandată [106] pentru calcularea cîmpului termic la sudare, se observă că pentru puncte situate în apropierea zonei de trecere și pentru surse intense de căldură se obțin temperaturi care depășesc temperatura de topire a metalului de bază, ceea ce nu corespunde realității. Aceasta se datorește faptului că în calcule, sursa termică este considerată a fi concentrată într-un punct matematic, pe cînd în realitate sursa este finită, avînd dimensiuni cu atît mai mari cu cît puterea ei este mai mare.

Erorile de calcul care se produc prin această aproximație sînt cu atît mai mici cu cît punctul în care se calculează temperatura este mai îndepărtat de sursa termică.

Rezultă că un calcul corect al temperaturii este posibil numai în cazul surselor termice a căror putere este situată sub valoarea limită, dependentă de poziția punctului considerat, de timpul minim începând cu care e necesară cunoașterea temperaturii și de proprietățile termofizice ale materialului sudat.

Considerând temperatura de topire a oțelului 1800 K, se pot particulariza relațiile 3.3 și 2.2 pentru condițiile limită a punctelor din zona de trecere ( $v \rightarrow 0$ ) și se obține:

a). În cazul regimului termic tranzitoriu

$$\lim_{t \rightarrow 0} \frac{q}{2\sqrt{\pi}\lambda r} \left[ 1 - \phi\left(\frac{r}{\sqrt{4at}}\right) \right] \leq 1800; \quad (3.5)$$

b). În cazul regimului termic cvasistaționar care nu mai depinde de timp

$$\lim_{r \rightarrow r_0} \frac{q}{2\sqrt{\pi}\lambda r} \cdot e^{-\frac{v}{2a}(x+r)} \leq 1800; \quad (3.6)$$

În cazul regimului termic tranzitoriu relația (3.3) poate fi aplicată punctelor situate în vecinătatea zonei de trecere, cu condiția ca sursa termică să fie cât mai concentrată, respectiv valoarea puterii ei să nu depășească anumite valori limită. Aceste valori au fost determinate ținând seama de condiția impusă prin relația (3.5) cu ajutorul căreia au fost trasate curbele din fig. 3.7, domeniile admise fiind situate sub curbele corespunzătoare. În abscisă este indicată distanța  $r$  [mm] de la punctul în care se calculează temperatura, pînă la zona de trecere a sudurii, iar în ordonată este indicată valoarea puterii sursei termice  $q$  [W]. Curbele au fost trasate pentru oțeluri avînd diferite conductivități termice  $\lambda$  [W/m.K]. Se observă că valoarea limită a puterii sursei termice depinde în mai mică măsură de timpul  $t$  la care se calculează temperatura, fiind dependentă de poziția punctului considerat, precum și de conductivitatea termică  $\lambda$  a materialului sudat.

În cazul în care este necesară determinarea cîmpului termic pentru surse termice care depășesc valorile limită date de fig. 3.7, este necesară determinarea unei noi relații de calcul la care sursa termică să fie considerată planară avînd o suprafață finită.



Intrucit încărcarea matrițelor necesită energii de sudare cât mai mici, determinarea acestor relații pentru câmpul termic la sudare nu prezintă interes.

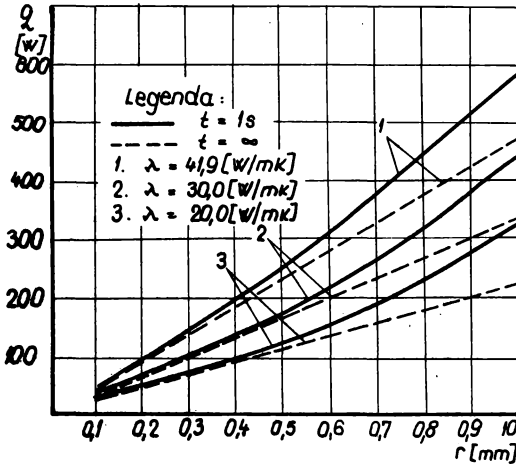


Fig. 3.7. Valori limită ale puterii sursei termice.

re poate diminua efectele nedorite ale preîncălzirii prezentate la punctul 2.1.3. Exprimarea cantitativă a fenomenelor termice de transmitere a căldurii care au loc în această situație, se poate face pe baza relațiilor cunoscute [106] adaptate cazului particular, al distribuției inițiale neuniforme a temperaturii pe înălțimea matriței, care se poate observa în fig.3.8. Considerând matrița un corp semiinfinit, pentru punctul curent M(r) poate fi aplicată relația cunoscută [106] a câmpului termic:

$$T_0(r;t) = \frac{T_0 \max}{2} \left[ \phi \left( \frac{r+L}{\sqrt{4at}} \right) - \phi \left( \frac{r-L}{\sqrt{4at}} \right) \right]; \quad (3.7)$$

în care funcția  $\phi(u)$  este dată de relația:

### 3.2.2. Câmpul termic la încărcarea prin sudare a matrițelor preîncălzite parțial

Din practica tratamentelor termice a matrițelor sînt cunoscute [27] cazurile de încălzire neuniformă la revenire a acestora, în urma căreia se obțin diferențele de duritate recomandate. Pornind de la această idee, au fost efectuate încercări pentru preîncălzirea parțială a matrițelor în vederea încărcării prin sudare [121], a cărei utiliza-

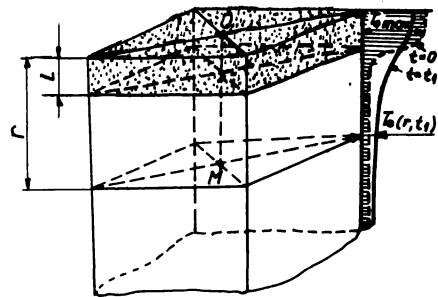


Fig.3.8. Matriță preîncălzită parțial

$$\phi(u) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^u e^{-u^2} du, \text{ și este calculată în tabele [106]}$$

pentru diferite valori ale variabilei  $u$ .

Teoretic relația (3.7) poate fi aplicată tuturor punctelor situate în volumul de material, întrucât sînt neglijate pierderile prin convecție în mediul înconjurător. Practic însă aceste pierderi nu pot fi neglijate, deci relația nu este aplicabilă punctelor aflate pe suprafața laterală a piesei. Reducerea pierderilor prin convecție se poate realiza dacă suprafețele piesei sînt acoperite cu straturi termoizolante. În cazul în care nu este posibilă acoperirea suprafețelor cu materiale termoizolante este necesar să fie introduse în calcule pierderile de căldură prin convecție, care în cazul preîncălzirilor parțiale au o valoare maximă la suprafața superioară a piesei:

În această situație relația (3.7) devine:

$$T_0(r;t) = \frac{T_0 \max}{2} e^{-bt} \left[ \phi\left(\frac{r+L}{\sqrt{4at}}\right) - \phi\left(\frac{r-L}{\sqrt{4at}}\right) \right]; \quad (3.8)$$

în care:

$$b = \frac{\alpha \cdot P}{c \cdot \varrho \cdot F} \quad [s^{-1}]$$

- $P$  - este perimetrul suprafeței care se răcește [m]
- $F$  - mărimea suprafeței care se răcește [m<sup>2</sup>]
- $c$  - căldura specifică [J/kg.K]
- $\varrho$  - masa specifică [kg/m<sup>3</sup>]
- $\alpha$  - coeficient de convecție termică [W/m<sup>2</sup>.K]

Prin particularizarea relației (3.7) pentru punctele situate pe suprafața superioară a piesei, unde  $r = 0$ , se obține:

$$T_0(0;t) = T_0 \max \cdot \phi\left(\frac{L}{\sqrt{4at}}\right); \quad (3.9)$$

Relația (3.9) este dependentă de timp, deci reprezintă un câmp termic nestaționar. Se observă însă că dacă este îndeplinită condiția:

$$\phi\left(\frac{L}{\sqrt{4at}}\right) ; \quad (3.10)$$

rezultă  $T_o(o;t) = T_o \max$ , care se poate menține atît timp cît este satisfăcută relația (3.10).

Din tabele [106] se observă că funcția  $\phi(2,8) = 0,9999 \approx 1,0$  de unde:

$$\frac{L}{\sqrt{4 at}} \geq 2,8$$

iar  $L \geq 5,6 \sqrt{at}$  ; ( 3.11 )

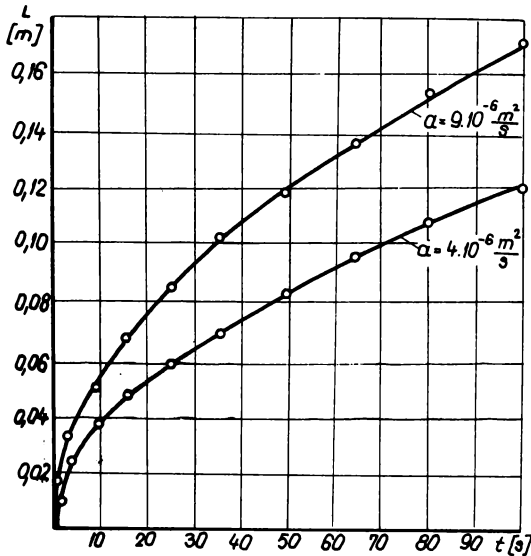


Fig. 3.9. Variația adîncimii de preîncălzire parțială  $L$  pentru menținerea unei temperaturi  $T_o \max$ , în zona care va fi încălzită prin sudare.

Rezultă că pentru a menține suprafața piesei la o temperatură  $T_o \max$ , un anumit timp  $t$  [s], nu este necesară încălzirea întregii piese la această temperatură, ci este suficientă încălzirea parțială a piesei pe o adîncime  $L$  [m], astfel încît să fie îndeplinită condiția (3.11). Valoarea limită a lungimii minime necesare  $L$  dată de relația (3.11), presupune că restul piesei este rece. În realitate datorită conductivității termice a materialului și a faptului că încălzirea porțiunii  $L$  nu se face instantaneu, ci

într-un timp finit, gradientul de temperatură pe direcția longitudinală a matriței scade. De aceea zona preîncălzită, și menține temperatura la valoarea dorită un timp mai mare decît timpul calculat cu relația (3.11), ceea ce constituie un avantaj. Reducerea gradientului de temperatură dintre zona preîncălzită și restul matriței, datorită transmiterii căldurii, reduce tensiunile macroscopice

din matrijă, ceea ce este de asemenea avantajos.

Determinarea valorilor adâncimii de preîncălzire  $L$ , în funcție de timpul necesar menținerii unei temperaturi de preîncălzire  $T_{0 \max}$ , se poate efectua cu ajutorul diagramei din fig.3.9.

Avantajele preîncălzirii parțiale față de preîncălzirea totală constau în economie de energie, reducerea timpului necesar pentru încălzire, precum și în posibilitățile de dirijare a ciclurilor termice în timpul sudării.

### 3.2.3. Influența preîncălzirii parțiale asupra vitezelor de răcire a sudurii

Calculul vitezelor de răcire cu ajutorul relației (2.4) presupune o temperatură inițială constantă a metalului de bază.

În cazul preîncălzirii parțiale a pieselor semiinfinite, temperatura inițială a metalului de bază variază după relațiile (3.7) sau (3.8), astfel încât este necesară obținerea relațiilor corespunzătoare pentru vitezele de răcire în aceste situații. Pentru aceasta se procedează la fel ca și pentru aflarea relației (2.4) și anume se particularizează relațiile cunoscute [10] ale timpului termic din corpul semiinfinit, preîncălzit la temperatura  $T_0$  și supus acțiunii unei surse termice liniare,

$$\Delta T = \frac{q}{2\sqrt{\pi} \cdot \lambda \cdot v \cdot t} \cdot e^{-\frac{r^2}{4 \cdot at}} ; \quad (3.12)$$

pentru punctele  $r = 0$

$$\Delta T = \frac{q}{2\sqrt{\pi} \cdot \lambda \cdot v \cdot t} ; \quad (3.13)$$

sau

$$T(0;t) - T_0 = \frac{q}{2\sqrt{\pi} \cdot \lambda \cdot v \cdot t} ; \quad (3.14)$$

Temperatura  $T_0$  fiind variabilă în cazul preîncălzirii parțiale, iar pentru cazul particular  $r = 0$ , fiind dată de relația (3.9), se obține o nouă formă a relației (3.14).

Derivând în raport cu timpul relația (3.15), se obține viteza de răcire  $w_r$  [K/s] a punctelor  $r = 0$ , din zona influențată termic, a matriței prefincălzite parțial

$$w_r = \frac{d}{dt} T(\rho t) = \frac{d}{dt} \left[ \frac{q}{2 \cdot \tilde{\mu} \cdot \lambda \cdot v \cdot t} + T_{0 \max} \cdot \phi \left( \frac{1}{\sqrt{4 \cdot at}} \right) \right] \text{ sau}$$

$$w_r = - \frac{q}{2 \cdot \tilde{\mu} \cdot \lambda \cdot v \cdot t^2} - \frac{L \cdot T_{0 \max}}{t \cdot \sqrt{4 \cdot at}} \cdot e^{-\frac{L^2}{4 \cdot at}} ; \quad (3.16)$$

Dacă se notează  $w_1 = - \frac{q}{2 \cdot \tilde{\mu} \cdot \lambda \cdot v \cdot t^2}$  și  $w_2 = - \frac{L \cdot T_{0 \max}}{t \cdot \sqrt{4 \cdot at}} \cdot e^{-\frac{L^2}{4 \cdot at}}$

se obține

$$w_r = w_1 + w_2 , \quad \text{adică viteza de răcire are două}$$

componente dintre care  $w_1$  corespunde schimbului de căldură între sudură și zonele învecinate, iar  $w_2$  corespunde schimbului de căldură între zona prefincălzită și restul piesei.

La punctul 3.2.2. s-a arătat că dacă matrița este prefincălzită parțial pe o adâncime  $L$ , poate fi stabilit timpul pentru care suprafața piesei poate fi considerată că are temperatura constantă, după care are loc răcirea ei cu o viteză de răcire  $w_2$ .

Avînd în vedere că la încărcarea prin sudare a matrițelor  $T$  prefincălzire nu depășește  $T_{0 \max} = 700 \text{ K}$  [60], iar valorile coeficientului de difuzabilitate termică a oțelurilor aliate, poate fi admis între limitele a  $= (4 \div 9) 10^{-6} \text{ [m}^2/\text{s]}$ , pentru lungimi de prefincălzire  $L \geq 0,1 \text{ m}$ , vitezele de răcire  $w_2$  sînt situate sub valoarea de  $1 \text{ K/s}$ .

Rezultă că prefincălzirea parțială în comparație cu prefincălzirea totală a matrițelor nu produce modificări esențiale ale vitezei de răcire a sudurii, respectiv nu înrăutățește calitatea straturilor încărcate prin sudare. Verificările experimentale [121] au confirmat aceste observații. Viteza de răcire a sudurii în cazul matrițelor prefincălzite parțial poate fi deci apreciată cu ajutorul relației:

$$w_r = w_1 = - \frac{q}{2 \cdot \tilde{\mu} \cdot \lambda \cdot v \cdot t^2} ; \quad (3.17)$$

Determinarea vitezei de răcire în momentul transformării austenitei la răcire se poate efectua prin înlocuirea timpului din relația (3.17), cu timpul critic corespunzător dat [106] :

$$t = \frac{q}{2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot v (T_m - T_0)} ; \quad (3.18)$$

astfel încît se obține relația cunoscută (2.4)

$$w_r = 2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot \frac{(T_m - T_0)^2}{q/v} ; \quad [K/s]$$

Rезultă că și în cazul preîncălzirii parțiale, viteza de răcire a sudurii poate fi apreciată tot cu ajutorul relației (2.4).

#### 3.2.4. Nômograma de calcul a vitezei de răcire a sudurii

Determinarea rapidă a vitezei de răcire a sudurii se poate efectua cu ajutorul nomogramei prezentate în fig.3.10 construită cu ajutorul relației (2.4), particularizată pentru parametrii de lucru și caracteristicile metalului de bază, specifice încălzirii prin sudare a matrițelor.

Determinarea vitezei de răcire cu ajutorul nomogramei din fig.3.10 se efectuează astfel: considerînd că matrița este preîncălzită la o temperatură figurată prin punctul A din nomogramă, se duce o paralelă la abscisă pînă la intersecția liniei oblice corespunzătoare temperaturii la care este necesară determinarea vitezei de răcire și astfel se obține punctul B. Din acest punct se duce o paralelă la ordonată, pînă la intersecția curbei corespunzătoare energiei liniare utilizate la sudare și conductivității termice a metalului de bază, obținîndu-se punctul C. Acestui punct îi corespunde viteza de răcire figurată prin punctul D din nomogramă.

Se observă că nomogramă prezentată în fig.3.10 poate fi utilizată și în sens invers, adică dacă se impune o viteză de răcire  $w_r$ , poate fi determinată temperatura de preîncălzire necesară  $T_0$  a metalului de bază.

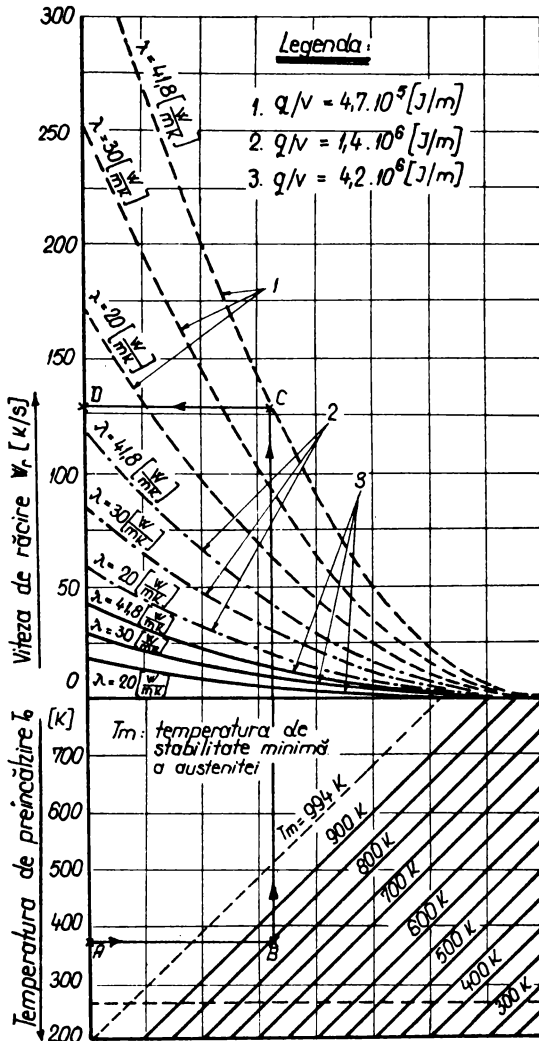


Fig. 3.10. Variația vitezei de răcire a sudurii în funcție de temperatura de preîncălzire a matriței.

### 3.2.5. Cicluri termice produse în zona influențată termic de diferite procedee de încălzire prin sudare

Relațiile prezentate la punctul 2.1 și 3.2 au fost demonstrate pornind de la ipoteza că sursele termice sînt punctiforme, fără a se ține seama de natura surselor termice. Este utilă cunoașterea influenței procedurii, asupra formei ciclurilor termice produse în punctele zonei influențate termic, atunci cînd în toate cazurile sînt utilizate aceleași energii liniare. Cu ajutorul aparatului descrise la punctul 3.1.1, au fost efectuate măsurători ale temperaturilor în cazul încălzirii unui corp semiinfinite prin diferite procedee de sudare, utilizînd energie liniară situată în apropierea valorii  $q/v = 5 \cdot 10^5 [J/m]$ . Ciclurile termice obținute în cazul oțelului

MoCN15 sînt prezentate în fig.3.11. Se observă că forma ciclurilor termice este influențată de procedeul de sudare aplicat. Diferențele care apar se datoresc temperaturilor și schimburilor termice diferite, specifice fiecărui procedeu de sudare, care depind de proprietățile

electrozilor între care se formează arcul electric (W, Fe, electrod

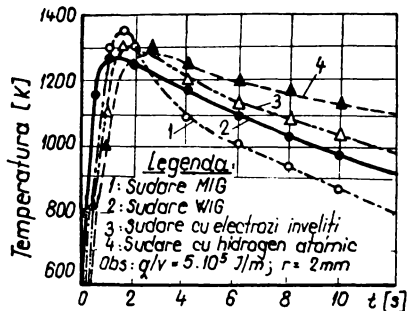


Fig. 3.11. Forma ciclurilor termice pentru diferite procedee de încărcare în punctele situate la distanța  $r = 2\text{mm}$  față de sudură.

invelit, etc) și de proprietățile și cantitatea vaporilor și gazelor existente în spațiul arcului, precum și de peliculele de oxizi sau zgură care acoperă baia metalică. Ciclurile termice au fost trasate pentru puncte situate la distanța  $r = 2\text{ mm}$  de baia metalică, în urma prelucrării datelor experimentale obținute prin înregistrarea temperaturilor din câmpul termic al sudurii.

Prelucrarea datelor a fost necesară, deoarece adâncimea de pătrundere a băii metalice prezintă

variații, astfel încât este imposibilă amplasarea termocuplelor la o distanță riguros constantă față de baia metalică.

Prin amplasarea a 4 termocuple de Pt-Pt.Rh la distanțe variabile față de limita presupusă a băii metalice, s-au înregistrat concomitent 4 cicluri termice. Punctele în care au fost aplicate termocuplele pentru înregistrarea ciclurilor termice, au fost situate la distanțe care s-au măsurat după solidificarea stratului încărcat. Aceste distanțe au variat între 1 și 11 mm, astfel încât forma ciclurilor termice, pentru punctele situate la 2 mm de baia metalică, a fost trasată prin prelucrarea datelor experimentale obținute și poate fi observată în fig.3.11.

Rezultă că și în cazul încărcării prin sudare a matrițelor, la alegerea procedeele de încărcare este necesară studierea influenței fiecărui procedeu, asupra transformărilor structurale din zona influențată termic, și a influenței asupra formei stratului încărcat și a aderenței acestuia la metalul de bază.

### 3.2.6. Ciclurile termice aplicate oțelurilor MoCN15 și VCW85 și proprietățile mecanice corespunzătoare transformărilor structurale la aceste oțeluri

Efectele ciclurilor termice asupra oțelurilor studiate au fost puse în evidență prin încercări mecanice și prin studiul microstructurii obținute.



Pentru aceasta au fost prelevate probe din oțelul MoCN15 și din oțelul VCW85, avînd forma și dimensiunile prezentate în fig.

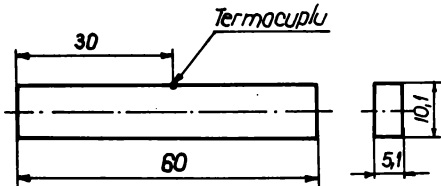


Fig.3.12. Forma și dimensiunile probelor pentru studiul influenței ciclurilor termice.

belor cu ajutorul instalației prezentate la punctul 3.1.3. După răcire, probele au fost prelucrate prin aşchiere, pentru obținerea epruvetelor de tracțiune indicate în STAS 200-67 și a epruvetelor pentru încercarea la încovoiere prin șoc, indicate în STAS 1400-69.

Microstructura a fost studiată pe suprafața ruptă a epruvetelor, după șlefuire, lustruire și atacare metalografică cu nital (4%  $HNO_3$  în alcool etilic).

În fig.3.13 sînt reprezentate ciclurile termice la care au fost supuse epruvetele din cele două materiale studiate. Diagramele au fost construite pe baza datelor înregistrate în coordonate polare, pe cadranul potențiometrului electronic descris la punctul 3.1.3.

Dintre toate ciclurile termice studiate, sînt prezentate în figură numai cele care sînt semnificative și care au produs variații ale proprietăților mecanice și ale structu-

3.12. În aceeași figură este marcat și locul în care a fost sudat termocuplul cu ajutorul aparatului prezentat la punctul 3.1.2, pentru a înregistra ciclul termic la care a fost supusă fiecare probă. Mai trebuie menționat că acest loc a fost astfel ales, în-cît prin prelucrările mecanice ulterioare să fie eliminat. Ciclurile termice au fost aplicate pro-

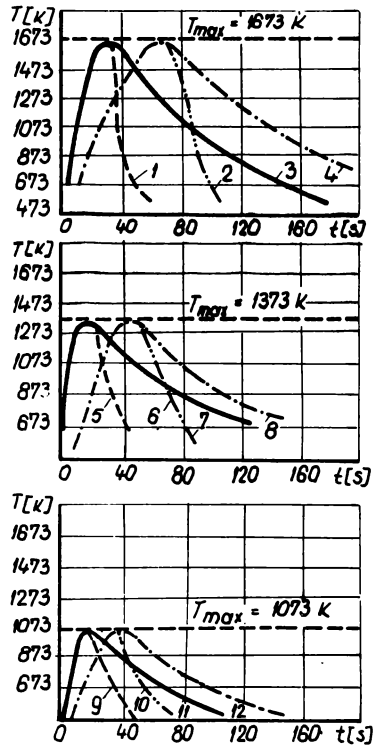


Fig.3.13. Cicluri termice la care au fost supuse oțelurile studiate.

rii cristaline a epruvetelor cercetate.

Ciclurile termice prezentate pot fi caracterizate prin temperatura maximă atinsă, care a variat de la valorile de 1673 K, la 1373 K și 873 K.

De asemenea unele cicluri cum ar fi ciclurile 1, 3, 5, 7, 9, 11, pot fi caracterizate prin viteză mare de încălzire care se observă că atinge o valoare medie de 45-50 K/s. Ciclurile 2,4,6,8, 10 au viteze de încălzire mai mici a căror valoare medii sînt situate între 25-30 K/s.

Un factor esențial care caracterizează ciclul termic la care este supus un material, este viteza de răcire. Din acest motiv epruvetele au fost răcite de la diferite temperaturi în unele medii de răcire prezentate la punctul 1.5.2. Cele mai semnificative rezultate au fost obținute în cazul răcirii în ulei (curbele 1, 2, 5, 6, 9, 10) și răcirii în aer liniștit (curbele 3,4,7,8,11,12).

Numărul epruvetelor supuse cîte unui ciclu dintre cele 12 prezentate în fig.3.13 au fost de 6 și anume, 3 epruvete pentru încercarea de tracțiune și 3 epruvete pentru încercarea de încovoiere prin șoc.

În urma ruperii epruvetelor, rezultatele încercărilor au fost sistematizate sub forma de diagrame, pentru a se stabili ciclul termic cel mai defavorabil precum și ciclul termic optim.

În fig.3.14 și fig.3.15 sînt prezentate valorile medii obținute în urma încercărilor mecanice pe epruvete din oțelul MoCN15 respectiv VCW85, care au fost supuse ciclurilor termice, avînd temperatura maximă, viteza de încălzire și viteza de răcire diferită. Din aceste figuri se observă că în cazul ambelor oțeluri și indiferent de temperatura maximă a ciclului, scade rezistența la rupere și reziliența, atunci cînd materialele au fost încălzite rapid și au fost răcite lent (ciclurile 3, 7, 11) De asemenea se mai observă că valorile cele mai favorabile ale rezilienței și ale rezistenței mecanice au fost obținute în cazul materialelor încălzite lent și apoi răcite rapid (ciclurile 2, 6, 10).

Microstructura oțelurilor MoCN15 și VCW85 supuse la diferite cicluri termice a fost cercetată în cazul tuturor epruvetelor rupte și cele mai semnificative au fost obținute în cazul temperaturilor maxime de încălzire ( $T = 1673$  K).

Dintre acestea sînt prezentate microstructurile oțelului MoCN15 în fig.3.16-3.19 și ale oțelului VCW85 în fig.3.20-3.23.

**LEGENDA**

- $R$  - rezistența la rupere
- - -●- -  $A$  - alungirea specifică la rupere
- · - · □ -  $Z$  - găuirea specifică la rupere
- △- - -△  $KCU$  - reziliența

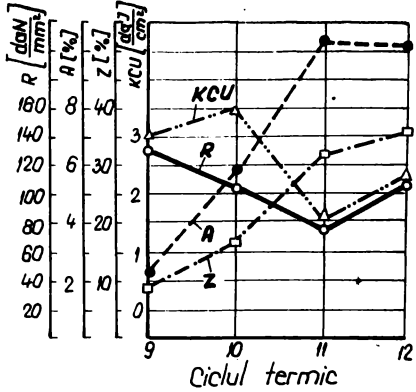
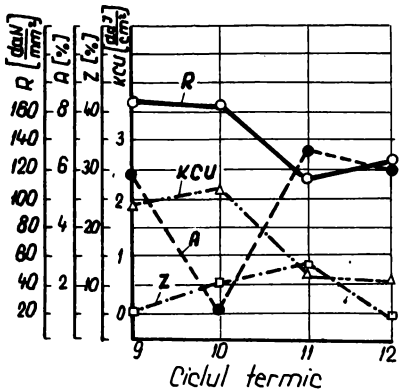
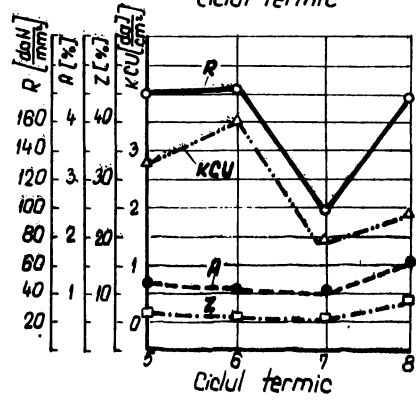
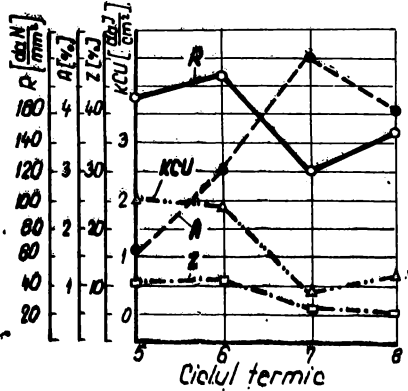
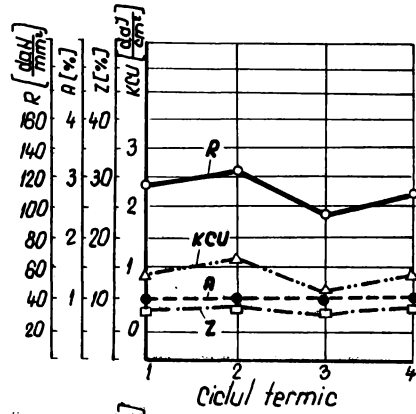
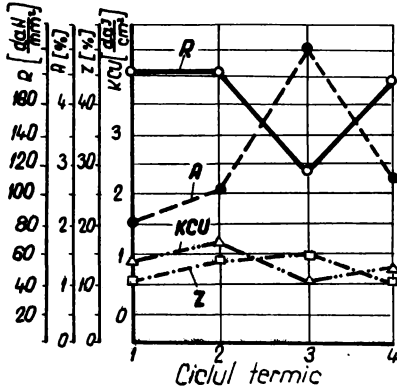
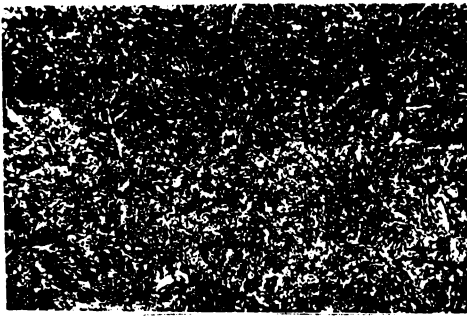


Fig. 3.14. Variația proprietăților mecanice ale oțelului M<sub>6</sub>CN15 în funcție de ciclul termic la care a fost supus.

Fig. 3.15. Variația proprietăților mecanice ale oțelului VcW85 în funcție de ciclul termic la care a fost supus.

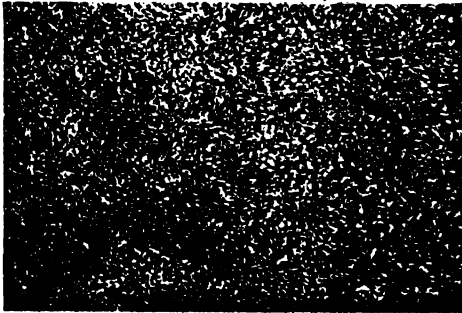


a - 250:1 Atac:Nital

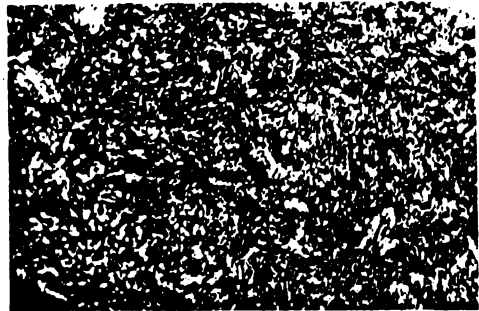


b - 1000:1 Atac:Nital

Fig. 3.16. Microstructura oțelului  $M_6CN15$  supus ciclului termic 1 (încălzire rapidă la temperatura de 1873 K, urmată de răcire rapidă)

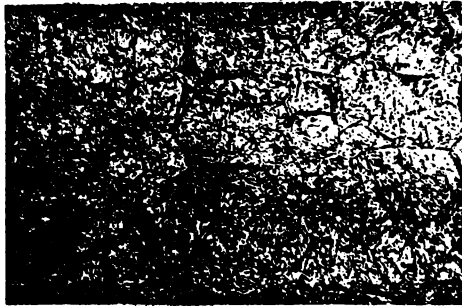


a - 250:1 Atac:Nital

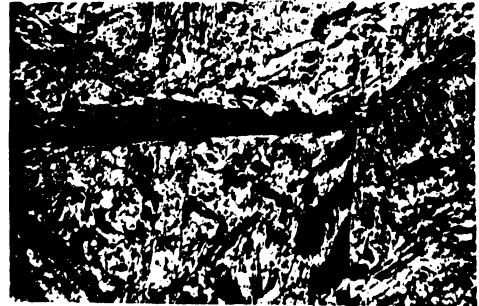


b - 1000:1 Atac:Nital

Fig. 3.17. Microstructura oțelului  $M_6CN15$  supus ciclului termic 2 (încălzire lentă la temperatura de 1873 K, urmată de răcire rapidă)

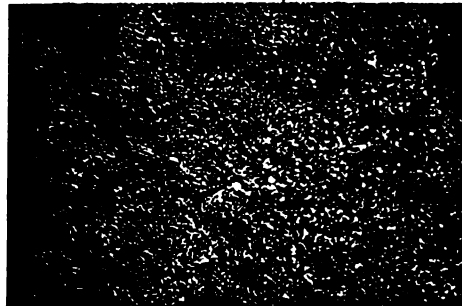


a - 250:1 Atac:Nital

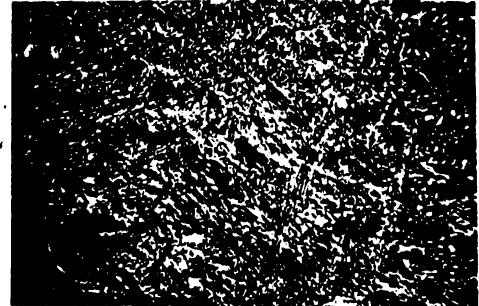


b - 1000:1 Atac:Nital

Fig. 3.18. Microstructura oțelului  $M_6CN15$  supus ciclului termic 3 (încălzire rapidă la temperatura de 1873 K, urmată de răcire lentă)

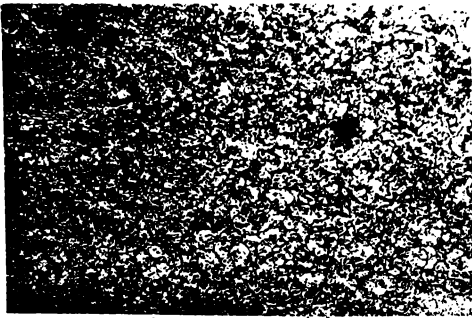


a - 250:1 Atac:Nital



b - 1000:1 Atac:Nital

Fig. 3.19. Microstructura oțelului  $M_6CN15$  supus ciclului termic 4 (încălzire lentă la temperatura de 1873 K, urmată de răcire lentă)

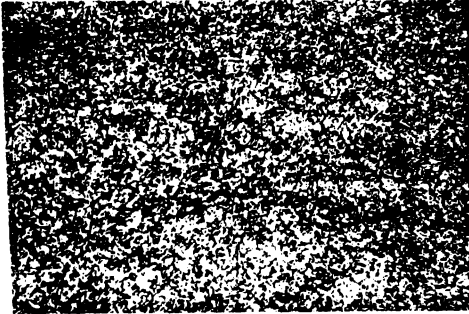


a - 250:1 Atac: Nitral



b - 1000:1 Atac: Nitral

Fig. 3.20. Microstructura oțelului VCW85 supus ciclului termic 1 (încălzire rapidă la temperatura de 1673 K, urmată de răcire rapidă).



a - 250:1 Atac: Nitral



b - 1000:1 Atac: Nitral

Fig. 3.21. Microstructura oțelului VCW85 supus ciclului termic 2 (încălzire lentă la temperatura de 1673 K, urmată de răcire rapidă).



a - 250:1 Atac: Nitral



b - 1000:1 Atac: Nitral

Fig. 3.22. Microstructura oțelului VCW85 supus ciclului termic 3 (încălzire rapidă la temperatura 1673 K, urmată de răcire lentă).



a - 250 Atac: Nitral



b - 1000:1 Atac: Nitral

Fig. 3.23. Microstructura oțelului VCW85 supus ciclului termic 4 (încălzire lentă la temperatura 1673 K, urmată de răcire lentă)

Astfel în fig.3.16 se observă microstructura oțelului MoCN15 încălzit rapid la temperatura 1673 K și răcit rapid după ciclul 1 din fig.3.13. Structura este martensitică și conține cantități destul de însemnate de austenită reziduală (aproximativ 15%), ceea ce este destul de periculos datorită transformărilor ulterioare pe care le suferă austenita reziduală.

În cazul oțelului MoCN15 încălzit lent până la temperatura de 1673 K și răcit rapid după ciclul 2 din fig.3.13 se obține structura prezentată în fig.3.17. Masa de bază este martensitică (HV = 657) având și austenită reziduală. Se observă o distribuție uniformă a austenitei în masa de bază a martensitei care este deosebit de fină.

Oțelul MoCN15 poate prezenta o structură fragilă aciculară (fig.3.18) atunci când este încălzit rapid, iar răcirea se produce cu viteză redusă (după ciclul 3 din fig.3.13). Aceste structuri trebuie evitate, întrucât neomogenitățile care apar pot fi centre de amorțire a fisurilor în timpul funcționării cu șocuri a matrițelor.

Acest lucru a fost observat și în practică în cazul matrițelor încărcate cu viteză mare de sudare și având temperaturi ridicate de preîncălzire, când sub acțiunea eforturilor dinamice se produce exfolierea stratului încărcat, datorită fisurării zonei influențate termic. Structurile acestor zone au fost asemănătoare celei prezentate în fig.3.18.

O sarcină omogenizare a structurii oțelului MoCN15 se poate observa din fig.3.19 care a fost obținută în urma încălzirii și a răcirii oțelului cu viteze reduse (curba 4 din fig.3.13). Structura este tot martensitică (HV = 619), cu conținut de austenită reziduală (aproximativ 10%).

Și în cazul ciclurilor termice având punctele maxime de temperatură cu valori sub 1673 K (ciclurile 5-12 din fig.3.13) transformările structurale sînt influențate în același fel de forma ciclului termic, dar sînt mai puțin semnificative.

Aceleași cicluri termice aplicate oțelului VCW85, au produs modificări structurale caracteristice.

Astfel în fig.3.20 se observă microstructura oțelului VCW85 încălzit rapid la temperatura 1673 K și răcit rapid după ciclul 1 din fig.3.13.

Structura este de asemenea martensitică (HV = 523) avînd

austenită reziduală și carburi fin dispersate. Aspectul poligonal al cristalelor care apare în cazul grosimentului 1000:1, indică o tendință de fragilitate, datorită neomogenității care apare între marginea și mijlocul cristalelor.

În cazul oțelului VCW85 încălzit lent până la temperatura 1675 K și răcit rapid după curba 2 din fig.3.13, se obține structura prezentată în fig.3.21. Masa de bază este martensitică (HV = 539) conținând carburi fin dispersate și austenită reziduală. Structura este mult mai omogenă decât în cazul precedent, ceea ce se manifestă favorabil și asupra rezistenței la rupere și a rezilienței, care scad în mai mică măsură (fig.3.15).

Cea mai pronunțată neomogenitate a structurii apare în cazul încălzirii rapide a oțelului VCW85 la temperatura de 1675 K, urmată de o răcire cu viteză redusă (ciclul 3 din fig.3.13).

Astfel în fig.3.22 apare o cantitate însemnată de austenită reziduală (peste 10%), în masa de martensită, în care mai există și carburi nedizolvate. Repartiția și forma carburilor se observă mai bine la grosimentul 1000:1.

Această structură trebuie evitată, deoarece îi corespund și proprietăți mecanice cu valori reduse (fig.3.15).

Prin încălzire și răcire cu viteză redusă a oțelului VCW85 la temperatura de 1673 K (ciclul 4 din fig.3.13) se obține o oarecare omogenizare a structurii cristaline (fig.3.23) față de cazul încălzirii rapide.

Aceasta ameliorare se datorește încălzirii care durează o perioadă mai mare de timp, în care se poate produce o oarecare omogenizare a compoziției chimice, prin difuzie termică. Structura astfel obținută nu a prezentat fisuri, întrucât viteza de răcire este redusă și se obțin cristale poliedrice destul de omogene, care se observă în fig.3.23 la grosimentul 1000:1. Fondul este martensitic și conține zone de austenită reziduală și carburi greu fuzibile, având o repartiție relativ uniformă. Proprietățile mecanice corespunzătoare acestei structuri a oțelului VCW85 au valori medii, ceea ce s-a observat și în cazul oțelurilor supuse celorlate cicluri termice de același tip, la care temperatura maximă a avut valori sub 1673 K (ciclurile 7 și 11 fig.3.15).

### 3.3. Concluzii asupra ciclurilor termice aplicate oțelurilor MoCN15 și VCW85

Proprietățile mecanice și structura oțelurilor MoCN15 și VCW85 sînt influențate în mod asemănător de forma ciclurilor termice la care au fost supuse.

Astfel ciclurile termice care provoacă o modificare pronunțată a microstructurii și o scădere maximă a proprietăților mecanice, sînt acele cicluri la care viteza de încălzire are valori ridicate (peste 150 K/s), iar viteza de răcire are valori reduse (sub 10 K/s).

Ciclurile termice care prezintă cea mai redusă influență asupra microstructurii și asupra proprietăților mecanice ale oțelurilor încercate, sînt acele cicluri la care viteza de încălzire are valori mai reduse (sub 40 K/s), iar viteza de răcire are valori mai ridicate (peste 50 K/s). Vitezele mari de răcire nu sînt însă indicate în cazul acestor oțeluri, datorită tensiunilor interne pe care le produc, chiar dacă prezintă avantaje în ceea ce privește finisarea grafulației.

Viteza de încălzire a unui punct situat pe suprafața care va fi încărcată prin sudare, este cu atît mai mică cu cît arcul electric se apropie mai încet de punctul considerat și cu cît conductivitatea termică a materialului este mai redusă.

Deci reducerea vitezei de încălzire pentru un anumit oțel se poate realiza prin reducerea vitezei de sudare la valori minime. În acest caz crește energia liniară respectiv posibilitatea de supraîncălzire a metalului de bază.

Pentru prevenirea supraîncălzirilor care pot avea loc în cazul sudării cu viteze reduse de sudare, este indicată reducerea energiei liniare, prin reducerea intensității de curent respectiv a micșorării diametrului electrodului de sudare.

Pericolul de fisurare, care crește în acest caz, poate fi micșorat utilizînd preîncălzirea, sau încălzirea ulterioară a metalului de bază, prin care viteza de răcire poate fi dirijată între limitele dorite.

Rezultă că în cazul încărcării prin sudare a matrițelor din oțeluri MoCN15 sau VCW85, nu este indicată sudarea prin procedee de mare productivitate, ci sudarea electrică manuală, sudarea wolfram Inert-Gaz, sau sudarea prin inducție.

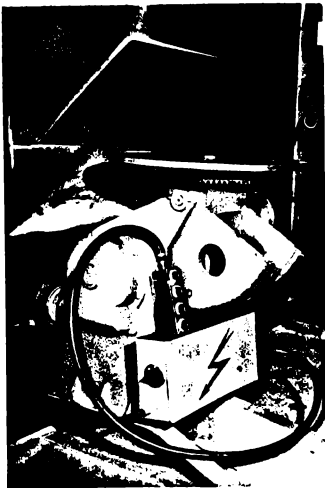


#### 4. CERCETARI PRIVIND TEHNOLOGIA INCARCARI PRIN SUDARE A OTELURILOR MoCN15 și VCW85

Ținând seamă de sudabilitatea redusă a oțelurilor MoCN15 și VCW85, au fost efectuate cercetări pentru stabilirea condițiilor optime de încărcare prin sudare a matrițelor construite din aceste oțeluri, cu scopul obținerii unor scule cu durabilitate cât mai mare. Au fost studiate posibilitățile de preîncălzire a matrițelor în vederea sudării, și au fost comparate efectele diferitelor procedee de sudare, având parametrii variabili, asupra formei și calității straturilor încărcate.

##### 4.1. Adaptarea și realizarea unor utilaje în vederea încărcării prin sudare a matrițelor din oțel MoCN15 și VCW85

##### 4.1.1. Dispozitiv pentru poziționarea sudurii



*Fig. 4.1. Dispozitiv pentru poziționarea sudurii*

Având în vedere dimensiunile relativ mari ale matrițelor pentru deformări plastice la cald și configurația variată a cavităților, a fost proiectat și executat un dispozitiv pentru poziționarea sudurii, astfel încât să fie evitată sudarea de poziție.

Dispozitivul prezentat în fig.4.1 a fost proiectat pentru o greutate a sarcinii de 500 kg, având posibilități de rotire cu un unghi de  $\pm 360^\circ$  în jurul axului vertical.

Concomitent cu rotirea sau în mod independent, dispozitivul permite înclinarea mesei de lucru cu un unghi de

$+30^\circ$  până la  $-120^\circ$ , astfel încât este accesibilă orice parte a matriței, cu excepția suprafeței de sprijin.

#### 4.1.2. Dispozitive pentru preîncălzirea matrițelor în vederea încălzirii prin sudare

Ținând seamă de avantajele preîncălzirii parțiale prezentate la punctul 3.2.2 și 3.2.3, precum și de gabaritul blocurilor de matrițe, au fost utilizate dispozitive de încălzire prin rezistență electrică, dispozitive de încălzire prin inducție, și dispozitive de încălzire cu flacără gaz metan-aer.

Temperaturile maxime pe care trebuie să le atingă matrițele încălzite cu aceste dispozitive, determinate prin calcul cu relațiile prezentate la punctul 2.1.3, ajung la valoarea de 580 K în cazul oțelului MoCN15 și 710 K în cazul oțelului VCW85. Dispozitivele de încălzire experimentate au fost adaptate unor game de dimensiuni ale matrițelor având laturile cuprinse între 0,1-0,4 m.

#### 4.2.1. Dispozitiv de încălzire prin rezistență electrică

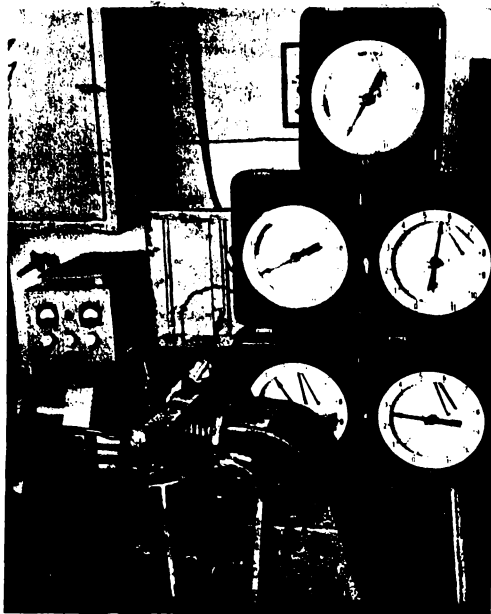


Fig. 4.2. Instalatie pentru preîncălzirea parțială a matrițelor prin rezistență electrică.

Cu ajutorul dispozitivului de încălzire prin rezistență de contact, matrița ajunge la temperatura necesară pe baza efectului Joule produs de trecerea curentului prin piesă.

Curentul electric necesar încălzirii și automatizarea operației de încălzire și de menținere la temperatură constantă, s-a obținut cu ajutorul instalației prezentate în fig. 3.4, la care dispozitivul de prindere a epruvetelor a fost înlocuit cu electrozi de contact din cupru răciți cu apă (debitul apei fiind de 20 l/min).

Încercările de preîncălzire au fost efectuate cu electrozi de cupru, având suprafața de contact de  $0,015 \times 0,100 \text{ m}^2$  și  $0,015 \times 0,400 \text{ m}^2$ .

Strângerea matriței între electrozii de cupru s-a realizat cu ajutorul unui dispozitiv pneumatic. Pentru valorile medii ale presiunilor de contact peste  $4 \text{ daN/cm}^2$ , diferențele de temperatură dintre diferitele puncte de contact pot fi neglijate.

În fig.4.2 se observă instalația de încălzire prin rezistență electrică, și potențiometrele electronice EPD-12 GOST 7161-58, utilizate pentru înregistrarea temperaturii în diferitele zone ale matriței.

Pentru studierea modului de încălzire și a variației câmpului termic al matrițelor preîncălzite electric, au fost alese două modele, cu și fără gravură.

Lățimea electrodului de contact s-a adoptat egală cu adâncimea gravurii.

Curentul continuu pentru comanda puterii transformatorului de încălzire, a fost reglat la valoarea de 5 A, față de valoarea maximă de 25 A, pentru reducerea puterii instalației, respectiv a vitezei de încălzire a matriței.

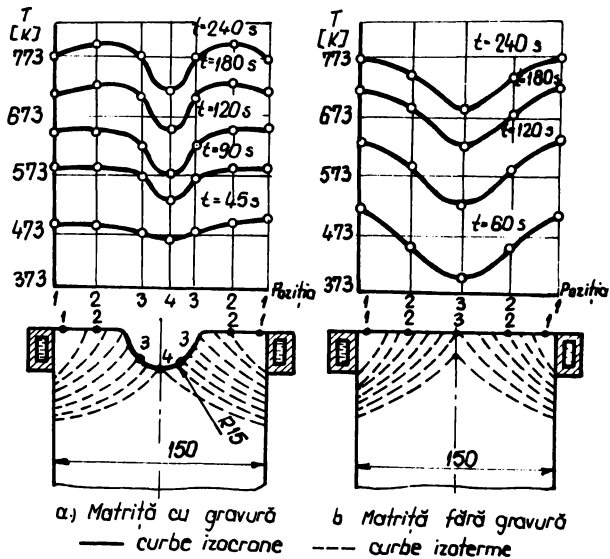


Fig. 4.3. Câmpul termic al matrițelor preîncălzite electric, determinat experimental.

Considerând că timpul  $t = 0$ , în momentul în care s-a început încălzirea prin cuplarea instalației, câmpul termic la încălzire a variat așa după cum se observă în fig.4.3.

Analizând cele două diagrame se observă că pentru parametrii experimentați, încălzirea electrică este neuniformă, datorită rezistenței de contact, care este mai mare decât rezistența materialului.

În timpul încălzirii au apărut pe suprafața matriței, culorile de revenire specifice oțelurilor încălzite.

Prin aceasta câmpul termic a fost pus în evidență, iar izotermele sînt curbulecu raza de curbură îndreptată spre suprafața electrodului. Configurația izotermelor, în timpul încălzirii electrice prin rezistența, este schematizată pe suprafața matriței în fig. 4.3.

Prin micșorarea presiunii de contact sub valoarea cu care s-au efectuat încercările, sau prin mărirea puterii transformatorului de încălzire, apar diferențieri și mai pronunțate între marginea și mijlocul matriței.

Este deci necesară fie o mărire a presiunii de contact peste valoarea de  $4 \text{ daN/mm}^2$ , care ar conduce în cazul matrițelor mari, la dimensiuni și greutateți proprii mari a dispozitivelor, fie o încălzire intermitentă, caz mult mai ușor de realizat practic.

Astfel utilizînd aceiași parametri ca și în cazul determinărilor precedente, dar alternînd perioadele de încălzire de 60 s

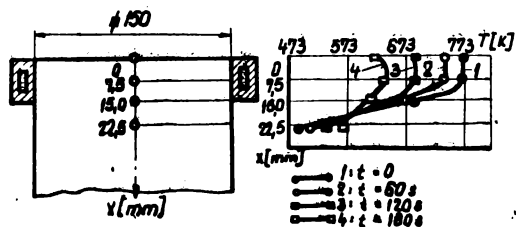


Fig. 4.4. Câmpul termic la răcire a unei matrițe preîncălzite parțial prin rezistență electrică.

cu pauze de 30 s, a fost atinsă temperatură medie de 773 K după 480 s. Diferența de temperatură dintre punctele marginale și punctele centrale ale suprafeței matriței au scăzut la valoarea de 10-15 K, în acest caz.

Au fost determinate și temperaturile matriței

de-a lungul axului vertical, după întreruperea completă a curentului de încălzire, obținîndu-se câmpul termic la răcire prezentat în fig. 4.4.

Se observă că temperatura suprafeței matriței preîncălzite prin rezistență electrică, cu ajutorul electrozilor de cupru, avînd lățimea de 0,015 m, scade în primul minut după oprirea curentului cu aproximativ 30 K.

Dacă operația de sudare este mai îndelungată, pot fi trimise la intervale regulate de timp, impulsuri de curent, care să compenseze pierderile de căldură și să mențină temperatura între limitele impuse tehnologic.

Gradientul de temperatură de-a lungul axului vertical,

care apare în cazul preîncălzirii parțiale a matrițelor este maxim în perioada de încălzire (după atingerea temperaturii maxime) și are valoarea medie de  $20 \text{ K/mm}$ , care este însă inferioară valorilor gradientilor care apar în timpul exploatării matrițelor pentru prelucrări la cald. Rezultă că tensiunile macroscopice care se datoresc încălzirii neuniforme a matrițelor preîncălzite parțial, nu sînt periculoase.

#### 4.1.2.2. Dispozitiv de încălzire prin inducție

Stabilirea frecvenței curentului în cazul încălzirii inductive a matrițelor a fost efectuată în funcție de particularitățile dimensionale ale acestora și de posibilitățile de realizare a unor instalații ieftine și eficiente. Frecvența curentului de  $50 \text{ Hz}$  satisface aceste cerințe, ea fiind utilizată și în alte situații de încălzire a unor piese masive [170].

Curentul de încălzire a fost produs cu ajutorul transformatorului de sudare reglat în curent continuu [54], a cărui schemă de principiu este prezentată în fig.3.4.

Pentru realizarea încălzirii în regim inductiv, în circuitul secundar al transformatorului a fost cuplat dispozitivul de încălzire, care este prezentat în fig.4.5.

Dispozitivul de încălzire de tip inductor, este format din mai mulți conductori flexibili paraleli 1, introduși în tuburi de cauciuc 2, avînd asigurată răcirea cu apă.

Pentru reducerea pierderilor de căldură și pentru protejarea tuburilor de cauciuc, matrița a fost acoperită cu plăcile de azbest avînd grosimea  $g = 5 \text{ mm}$ .

Toate piesele componente ale inductorului au fost executate din cupru, sau alamă, pentru evitarea încălzirilor suplimentare.

Secțiunea minimă totală a conductorilor paraleli de cupru

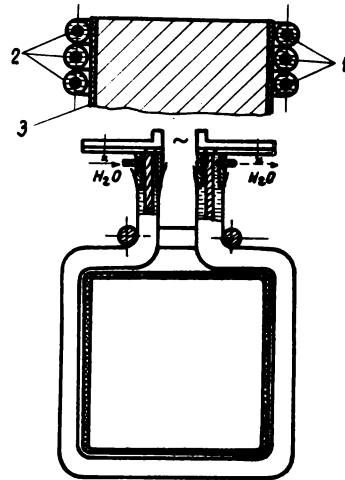


Fig. 4.5. Dispozitiv de încălzire prin inducție

s-a ales egală cu secțiunea înfășurării secundare, a cărei mărime are valoarea  $1,2 \cdot 10^{-3} \text{ m}^2$ .

Inductorul executat din conductori flexibili de cupru prezintă avantajul adaptării sale la diferite dimensiuni și forme de matrițe, precum și la dispunerea lui pe porțiuni de lungimi variabile, în vederea încălzirii parțiale a matrițelor. Dezavantajul principal pe care îl prezintă inductorul multifilar, este deteriorarea ușoară a furtunului de cauciuc prin care trece apa de răcire, dacă piesa nu este bine protejată cu plăcile izolatoare de azbest. Repartiția tem-

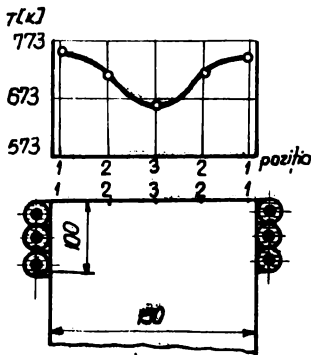


Fig. 4.6. Repartiția temperaturii în punctele de pe suprafața matriței după 10 min. de încălzire inductivă

peraturii la suprafața matriței, după 15 minute de încălzire inductivă, este prezentată în fig.4.6. Se observă și în acest caz neuniformitatea încălzirii, care poate fi diminuată prin cuplări și decuplări succesive ale transformatorului de încălzire, la fel ca și în cazul încălzirii prin rezistență electrică. Curentul de premagnetizare din înfășurarea de comandă a transformatorului a fost reglat la valoarea de 20 A.

Cu toate acestea, timpul de încălzire a crescut în cazul încălzirii inductive față de încălzirea prin rezistență, cu aproximativ 100%, datorită pierderilor mai mari de energie.

#### 4.1.2.3. Dispozitiv de încălzire cu flacără

Prefincălzirea matrițelor în vederea încărcării prin sudare poate fi realizată și cu ajutorul dispozitivelor de încălzire cu flacără gaz metan-aer. Asemenea dispozitive sînt răspîndite în secțiunile de deformări plastice la cald, unde sînt utilizate pentru încălzirea matrițelor înainte de exploatare.

Dispozitivele destinate prefincălzirii matrițelor în vederea încărcării prin sudare trebuie să asigure o temperatură cît mai uniformă a suprafeței încălzite, ceea ce impune un număr cît mai mare a orificiilor de ardere ale arzătorului și un diametru cît mai redus al acestora. Avînd în vedere că presiunea gazului metan din rețeaua de alimentare este insuficientă pentru învingerea rezistențelor de scurgere,

prin orificiile de ardere, a fost proiectat un arzător cu injector, care a înlăturat acest inconvenient. Arzătorul este format dintr-o rețea de țevi de oțel, dintre care unele pot fi obturate cu robinete, astfel încât suprafața încălzită, sau energia specifică să poată fi variate în funcție de necesități. Distanța dintre arzător și piesă poate fi reglată cu ajutorul unor suporturi cu înălțime variabilă.

De asemeni s-au realizat seturi de diuze interschimbabile, cu orificii de diametre diferite.

Avantajul principal al dispozitivului de încălzire cu flacără gaz metan-aer este simplitatea și ușurința de manevrare.

Utilizarea dispozitivelor de încălzire cu flacără prezintă însă dezavantaje, printre care pot fi amintite următoarele:

- Neuniformitatea temperaturii pe suprafața matriței și încălzirea excesivă a proeminențelor datorită devierii gazelor fierbinți, în jurul acestora, prin efect Coandă.

- Posibilități reduse de control a temperaturii pe suprafața piesei în timpul încălzirii, datorită supraîncălzirii termocuplurilor, a căror protecție împotriva gazelor se realizează dificil.

- Nu este posibilă încălzirea suprafeței matriței concomitent cu efectuarea operațiilor de încărcare prin sudare.

Nici unul dintre aceste dezavantaje nu este întâlnit în cazul preîncălzirii prin procedeele electrice.

Având în vedere observațiile amintite, în toate cazurile studiate au fost efectuate preîncălziri prin procedeele de încălzire electrică.

#### 4.2. Influența energiei liniare și a procedeeului utilizat la încărcarea prin sudare a matrițelor asupra geometriei straturilor încărcate

Energia liniară este un factor important care influențează forma și calitatea straturilor încărcate prin sudare.

Numeroasele cercetări din acest domeniu se referă în majoritatea cazurilor la energiile liniare specifice unui singur procedeu de sudare [24] , [32] , [70] , [10] , [144] .

Fiecare procedeu de sudare este caracterizat prin parametrii de lucru, dintre care unii sînt comuni tuturor procedeelor (De ex: Intensitatea curentului de sudare, tensiunea arcului și viteza de

sudare, care pot fi reunite în energia liniară), iar alții sînt specifici fiecărui procedeu (De ex: debitul de gaz protector, viteza de înaintare a sîrmei electrod).

Energia liniară, ca parametru comun tuturor procedeelor de sudare cu arc electric, are domenii de variație cu limite largi, specifice fiecărui procedeu. Prin intersecția acestor mulțimi se obține un domeniu de variație comun, în care energia liniară poate aparține mai multor procedee de sudare. Utilizînd următoarele notații pentru mulțimile corespunzătoare domeniilor de variație a energiei liniare

A: pentru sudarea cu electrozi înveliți

B: pentru sudarea wolfram Inert Gaz

C: pentru sudarea Metal Inert Gaz

și considerînd ca limite uzuale următoarele valori:

$$A = (5-15) \cdot 10^5 \text{ J/m}; \quad B = (10-20) \cdot 10^5 \text{ J/m}; \quad C = (5-25) \cdot 10^5 \text{ J/m}$$

se obține

$A \cap B \cap C = (10-15) \cdot 10^5 \text{ J/m}$ , care poate fi admis ca interval comun pentru valorile energiei liniare, în cazul procedeelor de încărcare amintite.

Au fost efectuate încărcări prin sudare prin aceste procedee, cu energii liniare avînd valori cît mai apropiate de intervalul stabilit, sudurile fiind executate într-un singur strat.

Epruvetele utilizate au avut formă prismatică cu suprafața de  $200 \times 100 \text{ mm}^2$  și grosimea de 15 mm, atît pentru oțelul MoCN15 cît și pentru oțelul VCW85.

După secționarea transversală a epruvetelor încărcate, au fost stabilite dimensiunile caracteristice ale straturilor încărcate și mărimea zonelor influențate termic. Prin prelucrarea datelor experimentale, obținute în urma măsurătorilor a trei secțiuni corespunzătoare aceluiași strat încărcat, au fost trasate diagramele prezentate în fig.4.7-4.10.

Analizînd fig.4.7 și fig.4.8, se observă că adîncimea de pătrundere  $h_p$  respectiv lățimea B a straturilor încărcate prin sudare, depînd atît de energia liniară, cît și de procedeul de sudare aplicat. Cele mai reduse valori ale adîncimii de pătrundere au



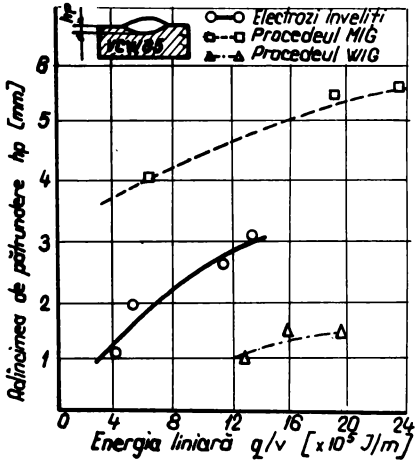


Fig. 4.7. Variatia adincimii de patrundere  $h_p$  a straturilor incalzite prin sudare pe oel VCW85, in functie de energia liniara.

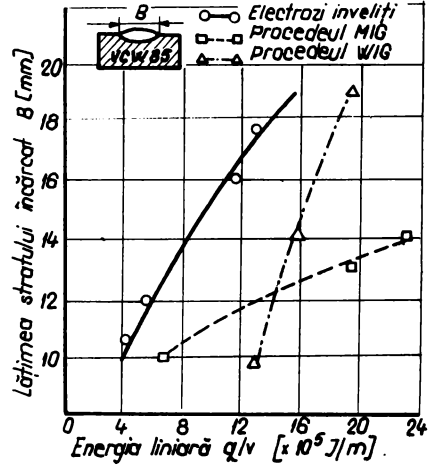


Fig. 4.8. Variatia latimii  $B$  a straturilor incalzite prin sudare pe oel VCW85, in functie de energia liniara.

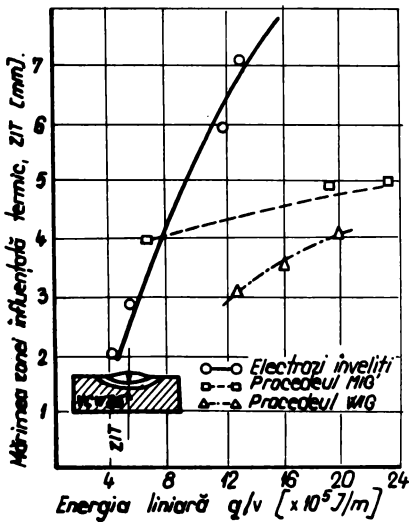


Fig. 4.9. Variatia marimii zonei influentate termic in cazul incalzirii prin sudare a oelului VCW85

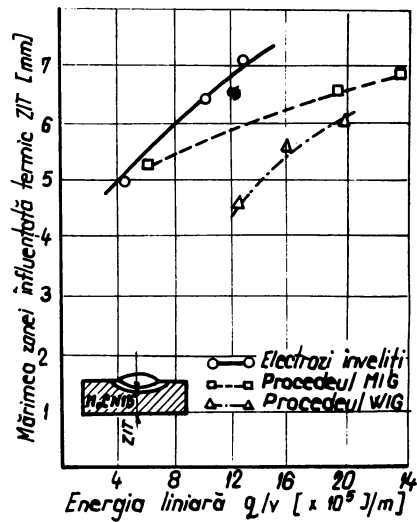


Fig. 4.10. Variatia marimii zonei influentate termic in cazul incalzirii prin sudare a oelului M. CH 15.

fost obținute în cazul procedurii WIG, iar valorile cele mai mari ale lățimii B au fost obținute în cazul procedurii cu electrozi înveliți. Aceleași măsurători au fost efectuate și pe epruvete din oțel MoCN15, dar întrucît rezultatele privind lățimea B și adîncimea de pătrundere  $h_p$  sînt asemănătoare, nu este necesară prezentarea lor.

Calitatea metalului de bază influențează însă mărimea zonei influențate termic. Astfel din fig.4.9 și fig.4.10 se observă că zona influențată termic este mai redusă în cazul oțelului VCW85 față de oțelul MoCN15, pentru aceleași valori ale energiei liniare, corespunzătoare unuia din procedeele de sudare. Aceasta poate fi explicată prin scăderea conductivității termice și prin creșterea stabilității termice a oțelului, odată cu creșterea conținutului de wolfram, despre care s-a mai amintit la punctul 1.3.1.

Din fig.4.7, 4.8, 4.9, 4.10, se observă că parametrii geometrici ai straturilor încărcate prin sudare, corespunzător unei anumite energii liniare constante, depind de procedeul de sudare aplicat. Rezultă că stabilirea condițiilor limită admise în capitolul 3.2, pentru determinarea cîmpului termic, în zonele din apropierea arcului electric este justificată, întrucît relațiile teoretice ale cîmpului termic nu țin seamă de procedeul de sudare, ci numai de energia liniară.

Determinările experimentale prezentate arată că, zona influențată termic, care poate fi considerată ca o materializare a imaginii cîmpului termic, depinde nu numai de energia liniară ci și de procedeul de sudare adoptat. Aceasta prezintă o importanță teoretică, pentru aplicarea corectă a relațiilor cîmpului termic în punctele situate în zona de trecere și în zona influențată termic, dar mai prezintă și o importanță practică, la alegerea procedurii optime de încărcare prin sudare, care e bine să afecteze în cel mai mică măsură metalul de bază [117] .

Rezultă că este necesară studierea modificării proprietăților metalului de bază, în funcție de procedeul de sudare aplicat, ceea ce va fi prezentat la punctul 4.3.

#### 4.3. Cercetări privind influența procedurii de sudare asupra proprietăților metalului de bază

Pornind de la observația că mărimea zonei influențate termic variază în funcție de procedeul de sudare aplicat, chiar dacă

energiile liniare sînt menținute la o valoare constantă, este util să se studieze în ce măsură se produce o modificare a proprietăților materialului, sudat prin diferite procedee.

#### 4.3.1. Metodica experimentărilor

Reducerea acțiunii unor factori accidentali, care pot influența rezultatele cercetărilor, s-a efectuat prin utilizarea materialelor cît mai omogene și avînd aceeași proveniență.

Astfel toate încercările au fost efectuate pe epruvete prelevate pe aceeași direcție din semifabricatele provenind din aceeași garjă de oțel, la care au fost eliminate zonele cu neomogenități. Spre exemplu, în cazul oțelului MoCN15, a cărui secțiune patrată cu latura de 400 mm prezenta oxidări superficiale, au fost eliminate zonele marginale pe o adîncime de 5 mm. Această operație nu a fost necesară în cazul oțelului VCW85, a cărui secțiune circulară, avînd diametrul de 250 mm nu a prezentat oxidări superficiale.

Pentru depistarea și eliminarea eventualelor grupări de incluziuni de sulfuri, au fost efectuate probe Bauman [134] pe diferite secțiuni.

În fig.4.11 și fig.4.12 sînt prezentate amprente Baumann la scara 1:1, obținute pentru oțelul MoCN15 respectiv VCW85.



Fig.4.11. Amprenta Baumann pentru determinarea repartiției sulfurilor în secțiunea oțelului MoCN15 Scara: 1:1

Fig.4.12. Amprenta Baumann pentru determinarea repartiției sulfurilor în secțiunea oțelului VCW85 Scara: 1:1

Din fig.4.11 și fig.4.12 se observă o repartiție relativ uniformă a sulfurilor în oțelurile MoCN15 și VCW85 de proveniență indigenă, ceea ce permite utilizarea întregului material pentru încercări.

Intrucât standardele în vigoare prevăd pentru verificarea proprietăților acestor materiale, încercări mecanice de duritate, aprecierea proprietăților oțelurilor MoCN15 și VCW85, înainte și după sudarea prin diferite procedee, a fost efectuată prin încercări de duritate Vickers HV 30 [149]. Pentru o apreciere mai complexă a proprietăților, au mai fost efectuate și încercări de încovoiere prin șoc, pe epruvete cu creștătură U, [150]. Pe lângă determinarea rezilienței KCU, au mai fost determinate contracția laterală  $Z_{KCU}$  și raportul de tenacitate  $R_{KCU}$ , pentru secțiunile epruvetelor rupte [18].

Având în vedere că matrițele din oțelurile MoCN15 și VCW85 au un regim de funcționare la cald, au fost efectuate și încercări de încovoiere prin șoc la cald [154], la temperaturi cuprinse între 293 și 973 K.

Față de condițiile de încercare standardizate mai sînt necesare unele precizări. Astfel standardul prevede ca temperatura la care se supraîncălzește epruveta, pentru compensarea pierderilor de căldură din timpul manevrării, să se adopte în funcție de temperatura de încercare și de timpul de manipulare al epruvetei.

Experimental s-a constatat însă că răcirea epruvetelor mai depinde și de calitatea oțelului, de dimensiunile epruvetelor și de temperatura mediului ambiant. Din acest motiv pentru reducerea erorilor, la aprecierea temperaturii de încercare, au fost trasate curbele de răcire a epruvetelor din oțel MoCN15 și VCW85, în condiții identice celor din timpul încercării. Diagrama prezentată în fig.4.13 a fost trasată pe baza rezultatelor obținute prin înregistrarea temperaturii epruvetelor încălzite la temperatura de 900 K și răcite pe suportul aparatului Charpy. Temperatura mediului ambiant a avut valoarea de 291 K.

Pentru reducerea pierderilor de căldură, între epruvetă și suport a fost fixată o placă termoizolantă de azbociment avînd grosimea de 2 mm, care a fost menținută pe aparat în timpul tuturor încercărilor. Ruperea epruvetelor s-a efectuat în toate cazurile

după timpul de 7 s, de la extragerea lor din cuptorul de încălzire.

Cu ajutorul diagramei prezentate în fig.4.13 se poate stabili supraîncălzirea epruvetei, necesară pentru ca ruperea să fie

efectuată la temperatura de încercare prescrisă.

În diagramă, ordonata punctului x corespunde temperaturii de încercare, segmentul xo corespunde timpului de manevrare, iar segmentul oy corespunde supraîncălzirii necesare.

În cazul unor manevrări defectuoase a epruvetelor, care necesită timpi diferiți față de cei prevăzuți în standarde, temperatura

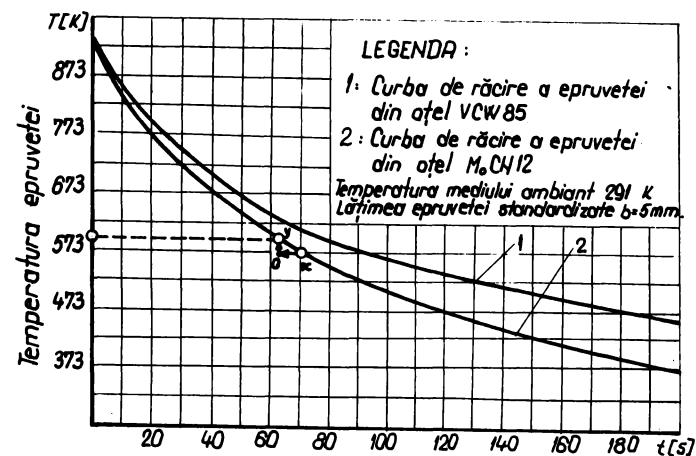


Fig. 4.13. Variația temperaturii epruvetei de încovoiere prin șoc, în timpul răcirii pe suportul aparatului Charpy.

la care a avut loc ruperea epruvetei, poate fi determinată aplicându-se sensul y, o, x, și luând segmentul ox, corespunzător mării timpului de manevrare.

Aprecieria temperaturii la care s-a produs ruperea epruvetei se mai poate efectua și cu ajutorul culorilor de revenire, care apar pe suprafețele fracturate, în urma oxidării lor la temperatură.

Înlăturarea influenței compoziției chimice a materialului de adaos asupra rezultatelor cercetării, s-a realizat printr-o prelevare adecvată a epruvetelor, astfel ca zona de trecere să fie eliminată din secțiunea solicitată, ceea ce se observă în fig.4.14.

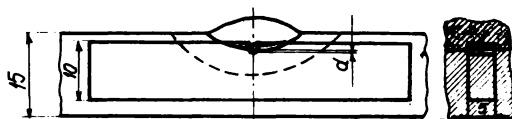


Fig. 4.14. Modul de prelevare a epruvetelor pentru încercarea la încovoiere prin șoc STAS 1400-66.

Pentru ca variația distanței  $d$  dintre partea cea mai a  
dîncă a creștăturii și zona de trecere a sudurii, să fie cît mai  
redușă, au fost adoptate epruvete STAS 1400-66 avînd lățimea 5 mm.

După rupere, epruvetele au fost șlefuite și atacate cu  
Nital 4% pe suprafața ruptă, pentru stabilirea preciziei de prele-  
vare .

Au fost luate în considerație numai rezultatele determi-  
nate pe epruvete, la care distanța  $d$  a fost situată între valori-  
le 0,1 - 0,5 mm.

Epruvetele au fost prelevate după cum este indicat în  
fig.4.14 din materialele MoCN15 și VCW85, avînd grosimea 15 mm și  
încărcate prin sudare prin procedeul cu arc electric descope-  
rit, W.I.G, M.I.G, și cu hidrogen atomic.

Menținerea temperaturilor de preîncălzire în jurul valo-  
rii de 580 K, în cazul materialului MoCN15 și 710 K, în cazul ma-  
terialului VCW85, s-a realizat prin așezarea epruvetelor pe o pla-  
că orizontală de aluminiu, avînd grosimea de 5 mm și fiind încăl-  
zită în partea inferioară cu ajutorul unui arzător cu flacără gaz  
metan-aer. Încălzirea epruvetelor s-a efectuat prin intermediul  
plăcii de aluminiu, pentru evitarea încălzirilor neuniforme.

Tabelul 4.1. Parametrii de sudare utilizați la încărcarea oțelurilor  
MoCN15 și VCW85

Procedeu de încărcare		Sudare cu elec- trazi înveliți	Sudare WIG	Sudare MIG	Sudare cu hi- drogen atomic
Parametrii de sudare	Intensitatea curentu- lui de sudare $I_s$ [A]	150 - 160	110 - 120	290 - 310	230 - 250
	Tensiunea arcului e- lectric $U_a$ [V]	24 - 26	18 - 20	26 - 28	78 - 80
	Viteza de sudare $v_s$ [m/minut]	0,18	0,12	0,45	0,55
	Energia linară [J/m]	$1,05 \cdot 10^6$	$0,96 \cdot 10^6$	$0,97 \cdot 10^6$	$1,03 \cdot 10^6$
	Material de adaos	Electrod Castalin 6806	Vergea din oțel VCW85	Sîrmă PP-3H2V8	Vergea din oțel VCW85
	Diametrul materiailu- lui de adaos [mm]	5	4	3	4
	Debitul gazului pro- tector [l/minut]	-	9	15	Nu s-a determinat

Controlul temperaturii s-a efectuat cu ajutorul termocuplu lui de contact tip 4421 ULTRAKUST la care a fost montată sonda 3.

Parametrii de lucru utilizați la încărcarea materialelor MoCN15 și VCW, prin diferite procedee de sudare, avînd energia liniară situată în jurul valorii de  $10^6$  [J/m], sînt dați în tabela 4.1.

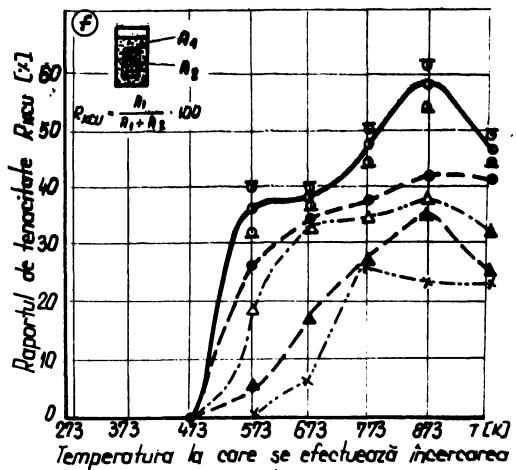
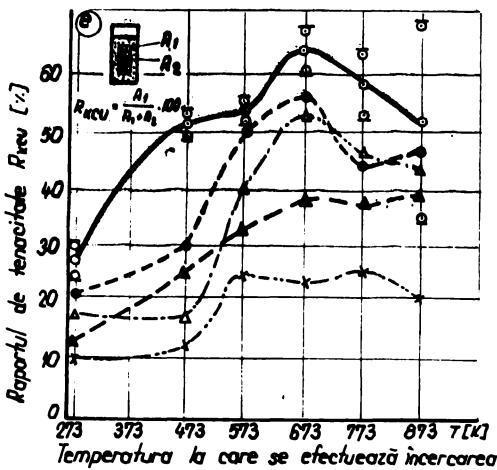
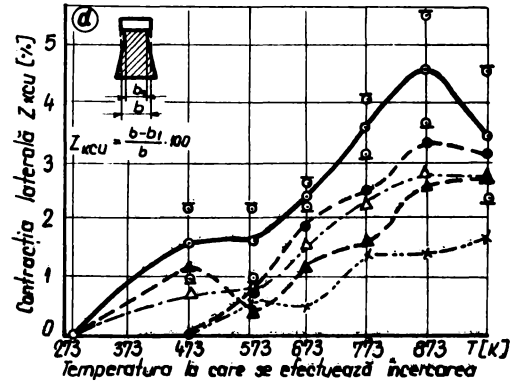
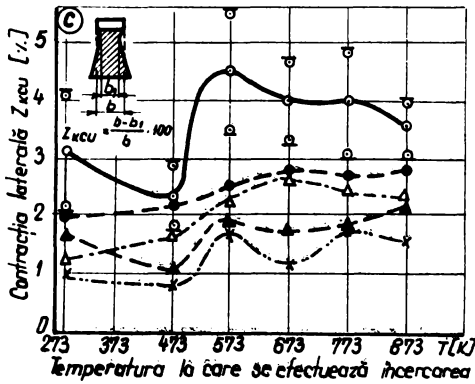
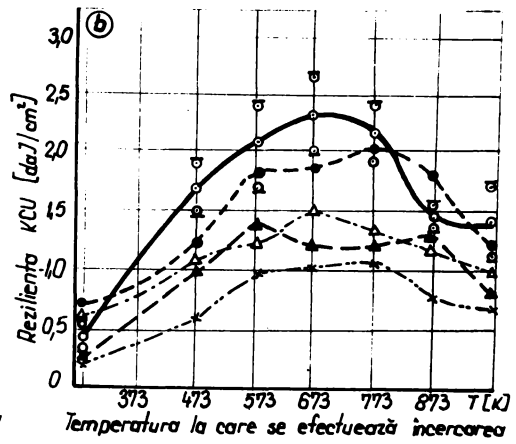
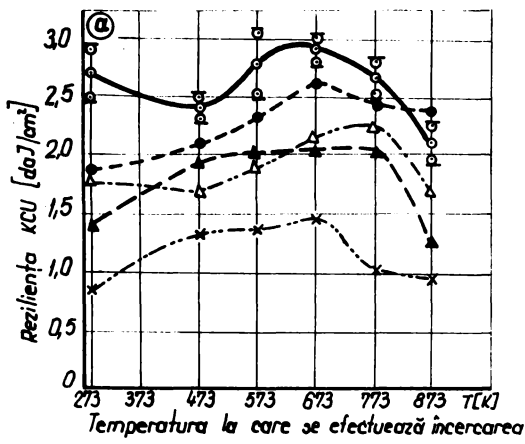
#### 4.3.2. Rezultate experimentale

În urma încercărilor de duritate HV<sub>30</sub>, efectuate asupra epruvetelor din oțelurile MoCN15 și VCW85, încărcate prin diferite procedee de sudare, cu parametrii amintiți, au fost obținute valorile prezentate în tabela 4.2.

Tabela 4.2. Duritățile HV<sub>30</sub> ale oțelurilor MoCN15 și VCW85 încărcate prin sudare

Calitatea oțelului	Locul de terminării	Procedeele de încărcare			
		Sudare cu electrozi înveliți	Sudare WIG	Sudare MIG	Sudare cu hidrogen atomic
MoCN15	în metalul de bază	410	416	427	408
	sub cordon	573	599	610	584
VCW85	în metalul de bază	402	415	417	402
	sub cordon	548	572	591	568

Rezultatele obținute în urma încercării de încovoiere prin șoc a epruvetelor din oțel MoCN15 și VCW85, avînd creștătura în zona influențată termic, sînt prezentate în diagramele din fig.4.15.



- Legenda:**
- — — — — epruvete din metalul de bază în stare inițială nesudată
  - ▲ ; ▽ - limitele inferioare respectiv superioare ale intervalelor de încredință
  - — — — — epruvete încălzite prin sudare cu electrozi înveliti ( $q_{iv} = 1,05 \cdot 10^6 \text{ J/m}$ )
  - — — — — epruvete încălzite prin sudare prin procedeul wib ( $q_{iv} = 0,96 \cdot 10^6 \text{ J/m}$ )
  - — — — — epruvete încălzite prin sudare prin procedeul cu hidrogen atomic ( $q_{iv} = 1,03 \cdot 10^6 \text{ J/m}$ )
  - — — — — epruvete încălzite prin sudare prin procedeul MIG ( $q_{iv} = 0,97 \cdot 10^6 \text{ J/m}$ )

Fig. 4.15. Variația proprietăților mecanice ale oțelurilor MoCN15 și VCW 85 obținute prin încălzirea de încălzire prin șoc la diferite temperaturi

a- reziliența oțelului MoCN15; b- reziliența oțelului VCW85; c- contractia laterală a oțelului MoCN15; d- contractia laterală a oțelului VCW85; e- raportul de tenacitate al oțelului MoCN15; f- raportul de tenacitate al oțelului VCW85.



#### 4.3.3. Interpretarea rezultatelor privind influența procedeeilor de sudare, asupra proprietăților metalului de bază

La încărcarea prin sudare prin diferite procedee, cu toate că au fost utilizate energii liniare apropiate, situate în jurul valorii de  $10^6$  [J/m], au fost obținute proprietăți mecanice cu valori variabile în funcție de procedeu.

Astfel cea mai pronunțată durificare a zonei influențate termic a fost obținută în cazul încărcării prin sudare prin procedeul M.I.G, atât pentru oțelul MoCN15 ( $HV_{30} = 610$ ) cât și pentru oțelul VCW85 ( $HV_{30} = 591$ ).

Analizând rezultatele obținute la încercarea de încovoiere prin șoc, (fig.4.15), se constată o creștere a fragilității oțelului MoCN15 nesudat sau sudat, în cazul temperaturii de încercare de 473 K. Si oțelul VCW85 prezintă o fragilitate accentuată în toate situațiile, pentru temperatura de 293 K, care se diminuează însă odată cu creșterea temperaturii de încercare.

Considerând că temperatura regimului de funcționare a matrițelor este situată între 573 K și 773 K, din rezultatele încercărilor de încovoiere prin șoc obținute pe epruvete încălzite,

se observă că sudarea W.I.G și sudarea cu electrozi înveliți, influențează în cea mai mică măsură proprietățile metalului de bază, pentru intervalul de temperatură considerat.

#### 4.4. Cercetări privind calitatea și structura staturilor încărcate prin sudare prin diferite procedee

Procesele metalurgice care intervin în timpul încărcării matrițelor prin diferite procedee de sudare, influențează compoziția chimică și modul de cristalizare a băii metalice, precum și omogenitatea metalului încărcat prin sudare. Aceasta poate contribui la modificarea durabilității funcționale a matrițelor încărcate, după cum s-a arătat la punctul 1.6.2, ceea ce justifică necesitatea cercetărilor prezentate în acest capitol.

##### 4.4.1. Metodița experimentărilor

Încercările au fost efectuate pe epruvete din oțel MoCN15 și VCW85, având formă prismatică, cu suprafața de  $200 \times 100 \text{ mm}^2$  și

cu grosimea de 15 mm, care au fost debitate în același condiții prevăzute la punctul 4.3.1.

Avînd în vedere că în majoritatea cazurilor straturile încărcate au avut compoziție chimică asemănătoare metalului de bază, a fost suficientă încărcarea prin sudare într-un singur strat, sau în două straturi suprapuse.

Preîncălzirea oțelului MoCn15 la temperatura de 580 K și a oțelului VCW85 la temperatura de 710 K a fost realizată în condițiile prezentate la punctul 4.3.1.

Tabellul: 4.3. Parametrii de sudare utilizați la încărcarea oțelurilor MoCN15 și VCW85 cu electrozi înveliți

Marca electrodului	Diametrul electrodului [mm]	Nr. de straturi încărcate	Stratul Nr.	Intensitatea curentului de sudare $I_s$ [A]	Tensiunea arcului $U_a$ [V]	Viteza medie de sudare $V_s$ [m/min]
E 2.50 STAS 7241-69	3,25	1	1	125 - 130	22 - 24	0,260
		2	1	125 - 130	22 - 24	0,224
			2	125 - 130	22 - 24	0,208
	4	1	1	150 - 160	23 - 25	0,172
		2	1	150 - 160	23 - 25	0,253
			2	150 - 160	23 - 25	0,230
Castolin 6808	5	1	1	150 - 160	24 - 26	0,155
		2	1	150 - 160	24 - 26	0,166
			2	150 - 160	24 - 26	0,166
Hastelloy	4	1	1	140 - 150	23 - 25	0,196
		2	1	140 - 150	23 - 25	0,172
			2	140 - 150	23 - 25	0,194
Inter Alloy IWE	3,25	1	1	110 - 120	20 - 21	0,170
		2	1	110 - 120	19 - 20	0,172
			2	110 - 120	19 - 20	0,221
	4	1	1	150 - 160	21 - 23	0,184
		2	1	150 - 160	21 - 23	0,147
			2	150 - 160	21 - 23	0,168

Parametrii utilizați în cazul încărcării oțelurilor MoCN15 și VCW85 prin diferite procedee de sudare sînt prezentați în tabelele 4.3, 4.4, 4.5.

Tinînd seama de faptul că la sudarea prin procedeul M.I.G s-au produs cele mai intense modificări ale proprietăților metalului de bază (fig.4.15), nu au mai fost efectuate determinări corespunzătoare acestui procedeu.

Tabelul 4.4. Parametrii de sudare utilizați la încărcarea oțelurilor  $M_oCN15$  și  $VCW85$  prin procedeul WIG

Material de adaos	Numer de straturi încărcate	Stratul	Intensitatea curentului de sudare $I_s$ [A]	Tensiunea arcului $U_a$ [V]	Viteza medie de sudare $V_s$ [m/min]	Debitul de argon [l/min]
Vergele din oțel $M_oCN15$ avind diam. $\phi = 4$ mm.	1	1	110 - 120	18	0,125	9
	2	1	110 - 120	18	0,131	9
		2	110 - 120	18	0,122	9
Vergele din oțel $VCW85$ avind diam. $\phi = 4$ mm.	1	1	200 - 210	19	0,139	11
	2	1	110 - 120	18	0,120	9
		2	110 - 120	18	0,120	9
	1	1	200 - 210	19	0,136	11

Tabelul 4.5. Parametrii de sudare utilizați la încărcarea oțelurilor  $M_oCN15$  și  $VCW85$  prin procedeul de încărcare cu H-atomic.

Material de adaos	Nr. de straturi încărcate	Stratul	Intensitatea curentului de sudare $I_s$ [A]	Tensiunea arcului $U_a$ [V]	Viteza medie de sudare $V_s$ [m/min]
Vergele din oțel $M_oCN15$ avind diam. $\phi = 4$ mm.	1	1	230 - 250	75	0,55
	2	1	240 - 260	80	0,57
		2	240 - 260	80	0,57
Vergele din oțel $VCW85$ avind diam. $\phi = 4$ mm.	1	1	230 - 250	75	0,58
	2	1	240 - 260	80	0,53
		2	240 - 260	80	0,53

Epruvetele sudate în condițiile amintite au fost secționare transversal și după pregătirea metalografică corespunzătoare [134], au fost fotografiate zonele caracteristice.

Au mai fost efectuate încercări de duritate Vickers în zona de trecere, zona influențată termic și în sudură, pentru observarea eventualelor durificări locale.

De asemenea au mai fost efectuate încercări pentru determinarea coeficientului de aderență la șoc  $A_g$ , după metoda cunoscută [4], [79]. Încărcarea prin sudare a epruvetelor corespunzătoare acestei încercări a fost efectuată utilizând parametrii de sudare recomandați în tabelele 4.3, 4.4, 4.5, pentru sudarea în straturi suprapuse.

#### 4.4.2. Cercetarea macroscopică a straturilor

##### încărcate prin sudare

Macrostructura oțelurilor MoCN15 și VCW85 încărcate prin sudare în electrozi înveliți este prezentată în fig.4.16.

În partea stângă a fiecărei fotografii se observă sudurile încărcate într-un strat, iar în partea dreaptă cele încărcate în două straturi suprapuse. Parametrii de sudare corespunzători difuziunilor electrozi cu care au fost efectuate sudurile, sînt indicați în tabele 4.3.

Macrostructura oțelurilor MoCN15 și VCW85 încărcate prin sudare prin procedeul WIG este prezentată în fig.4.17, iar a celor încărcate prin procedeul de sudare cu hidrogen atomic, în fig.4.18. Și la aceste figuri, în partea stângă a fiecărei fotografii, apar sudurile încărcate într-un singur strat, iar în partea dreaptă, cele încărcate în două straturi suprapuse. Parametrii de sudare corespunzători sînt cei prezentați în tabelele 4.4, 4.5.

Analizînd macrografiile din fig.4.16 se observă că în toate cazurile de sudare, cu electrozii înveliți selecționați, apare o difuziune corespunzătoare între straturile încărcate și metalul de bază, fără să se observe pori sau fisuri în sudură.

În cazul sudării cu electrod Castolin 6806  $\phi$  5 mm pe oțel MoCN15, fig.4.16-c se remarcă o incluziune de zgură situată la limita dintre cele două straturi încărcate, care e posibil să provină din zgura insuficient curățată după sudarea primului strat. După aspectul macrostructurii se observă că electrozii selecționați sînt compatibili atât cu oțelul MoCN15 cît și cu oțelul VCW85. Cea mai favorabilă zonă de trecere se observă în fig.4.16-c corespunzătoare oțelului VCW85, încărcat în două straturi cu electrod Castolin 6806  $\phi$  5 mm.

Difuziunea dintre straturile încărcate și metalul de bază, nu poate fi apreciată după macrostructură în cazul utilizării electrozilor InterAlloy IWE, care au o compoziție chimică total diferită față de a metalului de bază. (Electrozii conțin maxim 3,5% Fe, iar carbonul este în cantități neglijabile).

Urmărind macrostructurile straturilor încărcate prin procedeul WIG care sînt prezentate în fig.4.17 se poate afirma că în toate cazurile, metalul de bază este influențat în cea mai mică măs-



MoCN15

a - Electrode E 2.50  $\phi$  3,25 mm STAS 7241 - 69



VCW85



MoCN15

b - Electrode E 2.50  $\phi$  4 mm STAS 7241 - 89



VCW85



MoCN15

c - Electrode Castolin 6806  $\phi$  5 mm



VCW85



MoCN15

d - Electrode Hastelloy  $\phi$  4 mm



VCW85



MoCN15

e - Electrode InterAlloy  $\phi$  3,25 mm IWE



VCW85



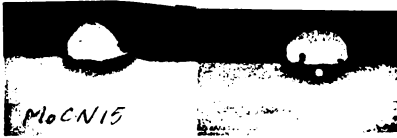
MoCN15

f - Electrode InterAlloy  $\phi$  4 mm IWE



VCW85

Fig. 4. 16. Macrostructura atekurilor MoCN15 și VCW85, încărcate prin sudare cu diferite calități de electrozi înveliți



**MoCN15**

**VCW85**

a - Metal de adaos: oțel MoCN15  $\phi$  4 mm



**MoCN15**

**VCW85**

b - Metal de adaos: oțel VCW85  $\phi$  4 mm

Fig. 4.17. Macrostructura oțelurilor MoCN15 și VCW85 încărcate prin sudare prin procedeul WIG.



**MoCN15**

**VCW85**

a - Metal de adaos: oțel MoCN15  $\phi$  4 mm



**MoCN15**

**VCW85**

b - Metal de adaos: oțel VCW85  $\phi$  4 mm

Fig. 4.18 - Macrostructura oțelurilor MoCN15 și VCW85 încărcate prin sudare prin procedeul cu hidrogen atomic.

sură de către procesul de sudare, comparativ cu celelalte procedee. Se observă că la acest procedeu adâncimea de pătrundere și zona influențată termic au cele mai reduse valori. Porii care apar în fig. 4.17 a și b, e posibil că s-au format datorită impurităților care au existat în argon (puritatea argonului utilizat a fost de 99,2%), precum și datorită oxizilor existenți în vergelele forjate din materialul de adaos.

Se remarcă o frecvență mai mare a porilor în cel de al doilea strat încărcat.

În fig.4.18 sînt prezentate macrografiile oțelurilor MoCN15 și VCW85 încărcate prin procedeul de sudare cu hidrogen atomic. Difuziunea dintre straturile încărcate și metalul de bază este corespunzătoare, fără a se observa fisuri în zona de trecere, ceea ce indică o compatibilitate între metalul de bază și materialele de adaos utilizate. Se remarcă apariția unor pori în sudură în cazul încărcării oțelului MoCN15, avînd ca material de adaos vergele din oțel MoCN15 sau VCW85. Întrucît tehnologia de sudare a fost identică cu cea aplicată oțelului VCW85, se confirmă că oțelul MoCN15 care conține Ni absoarbe mai ușor hidrogenul, decît oțelul VCW85, ceea ce favorizează apariția porilor.

În toate cazurile de încărcare prin sudare cu hidrogen atomic se observă o intensă supraîncălzire în zona influențată termic, ceea ce constituie un dezavantaj.

Un alt dezavantaj pe care îl prezintă sudarea cu hidrogen atomic, este micșorarea durității straturilor încărcate prin sudare față de cazurile similare de încărcare prin celelalte procedee, ceea ce rezultă din tabela 4.6.

Se presupune că scăderea durității este provocată atît de reducerea vitezei de răcire a straturilor încărcate, cît și de reducerea conținutului de carbon din baia metalică sub acțiunea hidrogenului activ.

În urma măsurării durităților  $HV_{30}$  a straturilor încărcate prin sudare prin diferite procedee, avînd parametrii indicați în tabelele 4.3, 4.4, 4.5 au fost obținute valorile prezentate în tabela 4.6.

Analizînd valorile medii ale durităților prezentate în tabela 4.6, se observă că în majoritatea cazurilor de încărcare, duri-

Tabelul 4.6. Durițile HV<sub>30</sub> ale straturilor încărcate prin sudare pe oțelurile MoCN15 și VCW85

Procedul de încărcare	Metalul de bază	Materialul de adăos	Sudare într-un singur strat		Sudare în două straturi suprapuse			
			Valorile HV <sub>30</sub>	Media	primul strat		al doilea strat	
					Valorile HV <sub>30</sub>	Media	Valorile HV <sub>30</sub>	Media
Sudare electrică manuală cu electrozi înveliți	MoCN15	E 2.50 STAS 7241-69 φ 3,25 mm	730, 695, 736, 705	716	769, 666 695, 720	712	710, 675 644, 710	685
		E 2.50 STAS 7241-69 φ 4 mm	666, 661 695, 648	667	769, 730 752, 752	751	741, 780 695, 752	761
		Castolin 6806 φ 5 mm	393, 451 413, 436	423	391, 381 402, 391	391	409, 432 427, 432	425
		Hastelloy φ 4 mm	757, 746 763, 739	751	705, 685 690, 730	702	710, 736 725, 725	726
		Interalloy IWE φ 3,25 mm	192, 189 196, 193	192	230, 223 210, 212	218	275, 270 223, 230	249
		Interalloy IWE φ 4 mm	223, 223 225, 222	223	211, 211 203, 217	210	206, 211 272, 246	234
	VCW85	E 2.50 STAS 7241-69 φ 3,25 mm	652, 639 635, 625	638	705, 715 705, 700	706	810, 810 805, 783	802
		E 2.50 STAS 7241-69 φ 4 mm	635, 680 661, 695	668	685, 690 680, 695	686	730, 752 690, 748	727
		Castolin 6806 φ 5 mm	427, 413 415, 426	420	439, 476 468, 412	449	432, 415 428, 419	423
		Hastelloy φ 4 mm	579, 594 586, 584	581	602, 818 648, 608	619	618, 575 594, 586	693
		Interalloy IWE φ 3,25 mm	197, 195 207, 202	200	337, 254 250, 276	279	252, 320 339, 324	309
		Interalloy IWE φ 4 mm	216, 231 227, 218	223	240, 230 228, 234	233	268, 272 268, 284	271
Sudarea cu hidrogen atomic	MoCN15	Vergele din oțel MoCN15 φ 4 mm	293, 312 312, 298	304	302, 298 281, 281	291	312, 286 298, 252	286
		Vergele din oțel VCW85 φ 4 mm	344, 294 377, 358	343	381, 383 383, 387	283	406, 362 413, 406	397
	VCW85	Vergele din oțel MoCN15 φ 4 mm	449, 307 404, 413	393	385, 377 358, 383	376	454, 396 449, 449	437
		Vergele din oțel VCW85 φ 4 mm	533, 451 409, 473	487	451, 459 406, 413	432	428, 459 465, 478	457
Sudarea Wolfgram-herl - Gaz	MoCN15	Vergele din oțel MoCN15 φ 4 mm	367, 348 370, 354	360	341, 352 348, 370	353	341, 338 345, 340	341
		Vergele din oțel VCW85 φ 4 mm	564, 535 538, 513	538	510, 518 513, 518	515	515, 518 509, 524	516
	VCW85	Vergele din oțel MoCN15 φ 4 mm	434, 415 459, 439	437	457, 423 420, 429	432	429, 454 439, 447	442
		Vergele din oțel VCW85 φ 4 mm	593, 556 515, 542	551	570, 559 518, 531	543	639, 586 610, 554	597



țatea corespunzătoare primului strat, scade într-o oarecare măsură, ceea ce poate fi un efect al încălzirii la care este supus primul strat, în urma încărcării celui de al II-lea strat suprapus. La oțelul VCW85 încărcat cu electrozi înveliți, duritatea primului strat nu scade, ci se observă o creștere a ei.

Din același tabel se mai observă valori reduse ale durităților straturilor încărcate cu electrozi InterAlloy IWE, care par a fi în neconcordanță cu celelalte durități. Straturile încărcate cu acești electrozi sînt corespunzătoare, întrucît datorită îmbătrînirii prin precipitare dispersă, duritatea lor se mărește cu 200-300% în timpul exploatării.

În cazul încărcării oțelului MoCN15 cu vergele din același material, prin procedeul de sudare WIG și mai cu seamă prin procedeul cu hidrogen atomic, se obțin valori reduse necorespunzătoare ale durității (250-350 HV<sub>30</sub>), astfel încît aceste situații trebuie evitate.

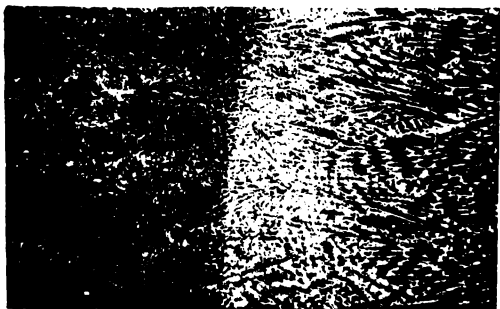
Prin compararea durităților sudurilor executate într-un singur strat și a celor executate în două straturi, se observă diferențe care în medie nu depășesc 15-20%, astfel că materialele de adaos prezentate, pot fi utilizate favorabil, chiar și în cazul încărcărilor într-un singur strat.

Utilizînd datele prezentate în tabela 4.6 se poate alege orientativ calitatea materialului de adaos, astfel încît duritatea impusă în funcție de dimensiunile și solicitările matriței, să fie obținute direct după sudare, fără tratamentul termic ulterior de îmbunătățire.

#### 4.4.3. Cercetarea microscopică a straturilor încărcate prin sudare

Microstructurile oțelurilor MoCN15 și VCW85 încărcate prin sudare cu mai multe calități de electrozi înveliți sînt prezentate în fig.4.19 respectiv în fig.4.21. Parametrii de sudare corespunzători diferiților electrozi cu care au fost efectuate sudurile sînt indicați în tabela 4.3.

Fig.4.19-a reprezintă microstructura zonei influențate termic (zona atacată mai intens) și a sudurii, executată cu electrozi E.2.50  $\phi$  3,25 mm, pe oțel MoCN15 într-un singur strat. Zona de trecere indică o bună interpătrundere între metalul de bază și sudură, ceea ce favorizează aderența sudurii. Se remarcă structura dendri-



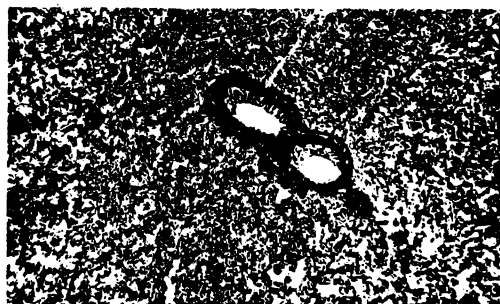
a - Electrode: E 2.50  $\phi$  3,25mm. Alac: Nitral; 100:1



b - Electrode: E 2.50  $\phi$  3,25mm. Alac: Nitral; 500:1



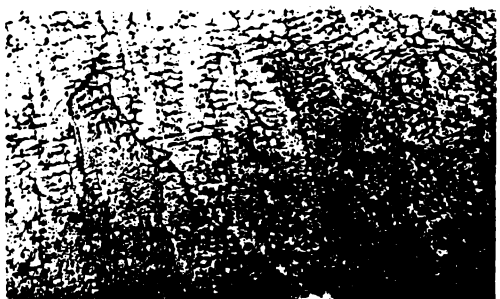
c - Electrode: Castolin 6806  $\phi$  5mm. Alac: Nitral; 200:1



d - Electrode: Castolin 6806  $\phi$  5mm. Alac: Nitral; 200:1



e - Electrode: Hastelloy  $\phi$  4mm. Alac: Nitral; 200:1



f - Electrode: Hastelloy  $\phi$  4mm. Alac: Apă regală; 200:1



g - Electrode: Inter alloy  $\phi$  3,25mm. Alac: Apă regală; 100:1



h - Electrode: Inter alloy  $\phi$  3,25mm. Alac: Apă regală; 500:1

Fig. 4.19. Microstructura zonelor încărcate prin sudare cu electrozi înveliți pe oțel M<sub>0</sub>CN15

tică din sudură, formată din martensită și austenită reziduală, care la o mărire de 500:1 se poate observa mai detaliat în fig.4.19,b.

În fig.4.19-c se observă microstructura sudurii și a zonei influențate termic a oțelului MoCN15, încărcat prin sudare într-un strat cu electrozi Castolin 6806  $\phi$  5 mm. Segregația dendritică este pronunțată și în acest caz, cu excepția zonei de trecere în care este aproape inexistentă. Și aici difuzia stratului încărcat este bună, ca urmare a interpătrunderii dintre sudură și metalul de bază.

Microstructura sudurii în cazul oțelului MoCN15 încărcat cu electrozi Castolin 6806  $\phi$  5 mm în două straturi se poate observa în fig.4.19-d. În al doilea strat încărcat, care este situat în micrografie în colțul din dreapta jos, apare o ușoară segregație dendritică. În primul strat încărcat, care prezintă o granulație mai fină, se observă două particule de feroaliaj netopite, înconjurate de zone eterogene. Despre natura acestor incluziuni se va aminti la punctul 4.4.4.

Microstructura zonei de trecere și a zonei influențate termic a oțelului MoCN15 încărcat cu electrod Hostelloy  $\phi$  4 mm într-un strat, este prezentată în fig.4.19-e. În sudura care practic nu s-a atacat cu Nital, se observă incluziuni a căror diametru nu depășește  $5 \mu\text{m}$ . Intrepătrunderea sudurii și a metalului de bază este remarcabilă, ceea ce favorizează aderența. Structura zonei de trecere este troostitică. Observarea structurii sudurii este posibilă după atacul cu apă regală și este prezentată în fig.4.19-f. Structura este de formă dendritică și mai conține o cantitate de carburi fin dispersate.

O interpătrundere la fel de favorabilă cu metalul de bază, o prezintă și straturile încărcate prin sudare cu electrozi InterAlloy IWE  $\phi$  3,25 mm și  $\phi$  4 mm pe oțelul MoCN15.

În fig.4.19-g se observă zona de trecere și sudura în cazul oțelului MoCN15 încărcat cu electrozi InterAlloy IWE  $\phi$  3,25 mm într-un strat. În partea stângă a micrografiei se distinge zona de trecere, de la care sînt orientate spre dreapta dendritele de soluție solidă de nichel. Pentru observarea mai detaliată a dendritelor mai este prezentată micrografia aceleiași structuri la o mărire de 500:1 în fig.4.19-h.

Din datele prezentate în tabela 4.6 rezultă că duritatea

straturilor încărcate cu electrozi InterAlloy este redusă. Prin ecrusare sub acțiunea loviturilor și prin încălzire la 550-750 K, la acest aliaj pe bază de nichel, s-a produs o durificare prin precipitare dispersă.

Prin aceasta duritatea și-a mărit valoarea pînă la 442 HV<sub>30</sub>, iar structura obținută se poate observa în fig.4.20 la mărirea de 1000:1.

Analizînd microstructurile straturilor încărcate cu diferiți electrozi pe oțelul VCW85, se observă în toate cazurile o interpătrundere mai bună cu metalul de bază, decît la oțelul MoCN15.

Astfel în fig.4.21-a, trecerea dintre sudură (partea dreaptă a micrografiei) și zona influențată termic, este mai dificil de delimitat, datorită interpătrunderii dintre stratul încărcat și metalul de bază. Spre deosebire de zona influențată termic, sudura conține o cantitate mai mare de austenită reziduală (pînă la 20%), care se observă detaliat în fig.4.21-b la o mărirea de 200:1.

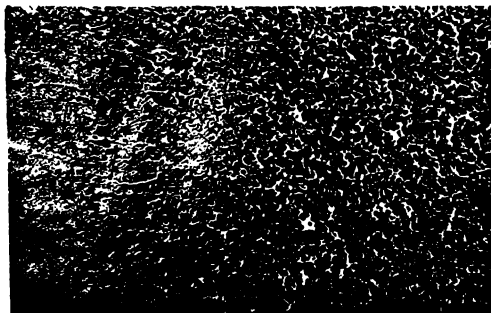
Compoziția chimică a electrozilor Castolin 6806 este asemănătoare cu compoziția oțelului VCW85 și asigură o structură fină a sudurii, ușor diferențiată de a metalului de bază, ceea ce se observă din fig.4.21-c. Singurul dezavantaj al acestor electrozi sînt incluziunile care pot apare și a căror proveniență va fi discutată la punctul 4.4.4.

La o mărirea de 500:1 structura sudurii este prezentată în fig. 4.21-d și este formată din bainită și austenită reziduală (pînă la 15%).

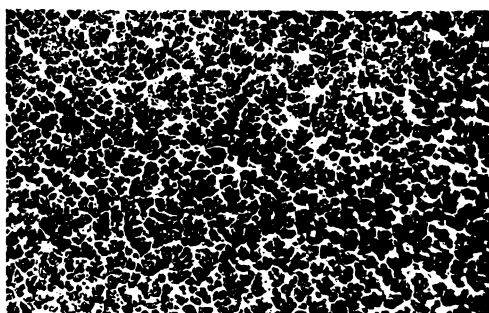
Electrozii Hostelloy dau de asemenea o bună difuzie a sudurii la oțelul VCW85, ceea ce se poate observa din fig.4.21-e, în care interpătrunderea dintre metalul de bază (în stînga micrografiei) și sudură (în dreapta micrografiei) este favorabilă. Stratul încărcat



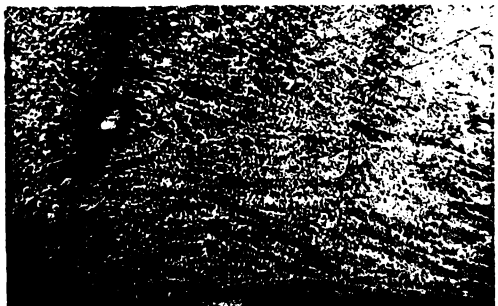
Atac: Apă regală; 1000:1  
Fig. 4.20. Microstructura stratului  
de InterAlloy IWE, după  
ecrusare prin lovire



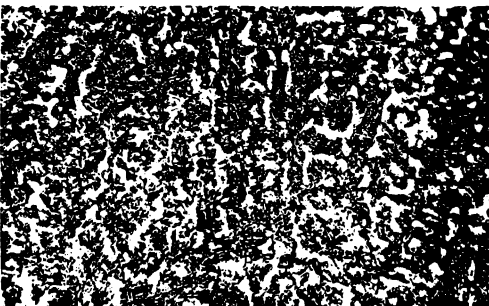
a- Electrode: E 2.50  $\phi$  3,25 mm. Atac: Nital, 100:1



b- electrode: E 2.50  $\phi$  3,25 mm. Atac: Nital, 200:1



c- Electrode: Castolin 6806  $\phi$  5 mm, Atac: Nital, 100:1



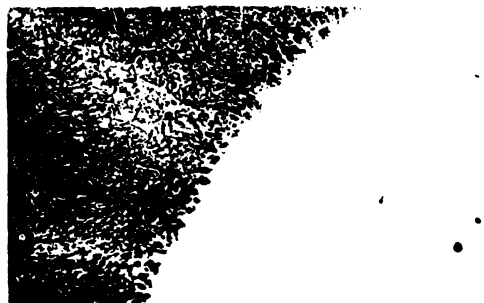
d- Electrode: Castolin 6806  $\phi$  5 mm, Atac: Nital, 500:1.



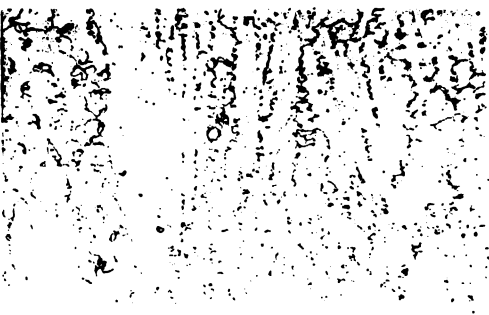
e- Electrode: Hastelloy  $\phi$  4 mm, Atac: Nital, 200:1



f- Electrode: Hastelloy  $\phi$  4 mm. Atac: Apă regală, 200:1



g- Electrode: InterAlloy  $\phi$  4 mm. Atac: Nital, 200:1



h- Electrode: InterAlloy  $\phi$  4 mm. Atac: Apă regală, 200:1

Fig. 4.21. Microstructura zonelor încărcate prin sudare cu electrozi înveliți pe oțel VCW 85

nu este atacat de Nital și dezvoltarea structurii a fost efectuată cu apă regală (fig.4.21 f).

Cea mai favorabilă interpătrundere dintre sudură și metalul de bază o prezintă straturile încărcate cu electrozi InterAlloy IWE  $\phi$  4 mm pe oțel VCW85, care se observă în fig.4.21-g. Nici în acest caz sudura nu este atacată de soluția Nital și apare de culoare albă.

În sudură se observă două incluziuni sferice (colțul din dreapta jos a micrografiei), care se pare că provin din învelișul electrodului și a căror dimensiuni nu depășesc valoarea de 5  $\mu$ m.

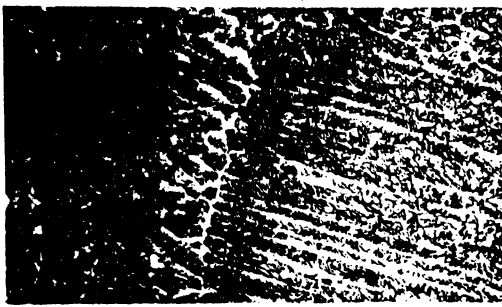
În urma atacării sudurii cu apă regală, aspectul structurii apare în fig.4.21-h. Atacul cu apă regală a fost necesar, întrucât și în acest caz soluția nital nu reacționează cu metalul sudurii. Structura este dendritică, iar între mărimea cristalelor din primul strat încărcat (partea stângă a micrografiei) și din al doilea strat încărcat, se observă o diferență. Prin ecruisare, granulația devine fină, indiferent de stratul din care provine, iar microstructura obținută nu mai este prezentată, deoarece este asemănătoare cu microstructura din fig.4.20.

Microstructurile primului strat încărcat prin procedeele de sudare wolfram-Inert-Gaz și sudare cu hidrogen atomic, sînt prezentate în fig.4.22 respectiv în fig.4.23.

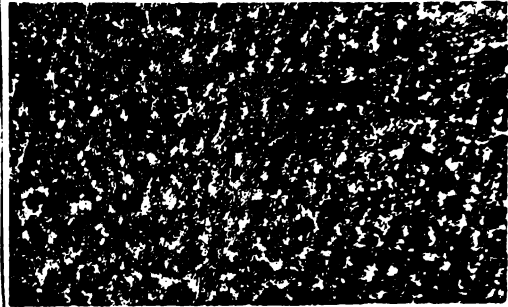
Pentru ambele procedee segregarea dendritică din sudură este mai pronunțată atunci cînd a fost utilizat ca material de adaos, vergele din oțelul VCW85 (fig.4.22, a, c, și fig.4.23, a, c).

Segregarea dendritică este practic neobservată în sudurile obținute la încărcarea prin sudare cu hidrogen atomic, atunci cînd a fost utilizat ca material de adaos vergele din oțel MoCN15 (fig.4.23, b, d).

Tot aici se mai remarcă absența austenitei reziduale, care în celelalte cazuri, poate ajunge pînă la 20-30% din suprafața lustruită a sudurii. După cum se observă din micrografii, interpătrunderea straturilor încărcate cu metalul de bază este corespunzătoare.



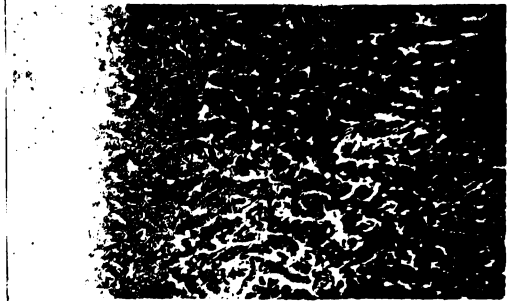
a- Metal de bază: M<sub>6</sub>CN15  
Material de adaos: VCW85 200:1



b- Metal de bază: M<sub>6</sub>CN15  
Material de adaos: M<sub>6</sub>CN15 200:1



c- Metal de bază: VCW85  
Material de adaos: VCW85 200:1

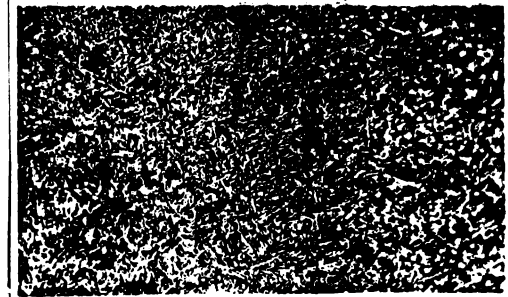


d- Metal de bază: VCW85  
Material de adaos: M<sub>6</sub>CN15 200:1

Fig. 4.22. Microstructura zonelor încărcate prin procedeul de sudare WIG.



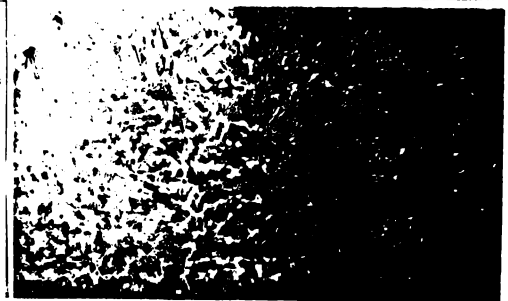
a- Metal de bază: M<sub>6</sub>CN15  
Material de adaos: VCW85 200:1



b- Metal de bază: M<sub>6</sub>CN15  
Material de adaos: M<sub>6</sub>CN15 200:1



c- Metal de bază: VCW85  
Material de adaos: VCW85 100:1



d- Metal de bază: VCW85  
Material de adaos: M<sub>6</sub>CN15 200:1

Fig. 4.23. Microstructura zonelor încărcate prin procedeul de sudare cu hidrogen atomic.

#### 4.4.4. Defecte specifice prezente în zonele încărcate

##### prin sudare

Micrografiile prezentate în fig.4.19-d și fig.4.21-c scot în evidență existența unor neomogenități a căror proveniență este discutabilă. Au fost efectuate și alte suduri cu aceeași electrozi modificându-se parametrii de sudare în limitele prescrise de producător. În multe cazuri a fost obținut același tip de eterogenități.

În fig.4.24-a este prezentată o astfel de eterogenitate la o mărire de 500:1. Se observă o zonă centrală albă a cărei margine a suferit o difuziune spre exterior. În jurul zonei centrale se mai observă o zonă de culoare mai închisă, care face trecerea spre masa sudurii ce formează fondul micrografiei. Încercările de duritate cu sarcini reduse HV<sub>0,05</sub>, nu au dat diferențe semnificative

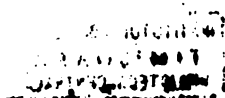


Atac nital 500:1  
Fig. 4.24a Eterogenitate în sudura  
executată cu electrozi  
înveliti.

între zonele care se observă în micrografie. În continuare au fost aplicate alte metode de investigație și anume, determinarea compoziției chimice de-a lungul unei linii care traversează zona eterogenă, cu ajutorul microsondei electronice de tip J X A - 5 A și studiul microstructurii cu ajutorul microscopului electronic. În urma acestor încercări s-a constatat că în

eterogenitate predomină wolframul a cărui concentrație variază de-a lungul liniei, după diagrama înregistrată peste micrografia prezentată în fig.4.24-b. Urmărind diagrama de la stînga spre dreapta se observă o ușoară creștere a conținutului de wolfram corespunzătoare zonei intermediare dintre metalul sudurii și partea centrală a eterogenității.

În interiorul eterogenității se observă o creștere bruscă a conținutului de wolfram pînă la valorile maxime. Se remarcă însă





că variațiile compoziției chimice în interiorul zonei centrale, au

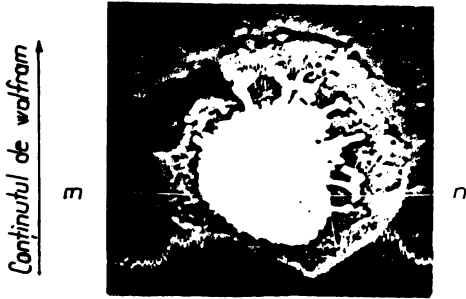


Fig. 4.24-b. Variația conținutului de wolfram de-a-lungul dreptei mn.

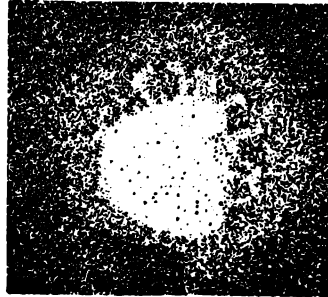


Fig. 4.24-c. Fotografia structurii în radiații x

amplitudini mai mari decât în metalul sudurii. Neomogenitatea părții

centrale se poate observa și în fig. 4.24c, în care sudura și eterogenitatea sînt fotografiate în spectrul de raze X.

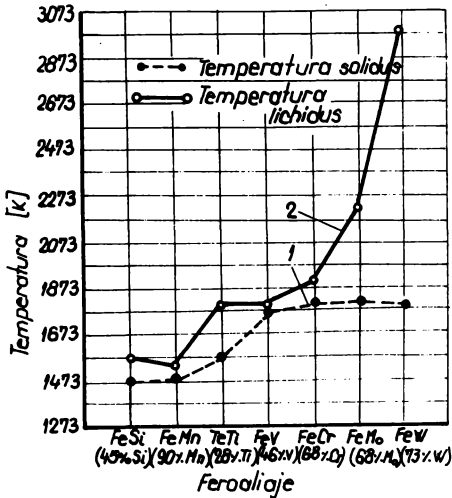


Fig. 4.25. Intervalul de solidificare a unor feroaliaje.

Zonele dense avînd conținut maxim de wolfram apar în fotografie de culoare deschisă, în contrast cu zonele cu concentrație redusă de wolfram. Urmărind repartiția wolframului după fotografiile din fig. 4.24b, și fig. 4.24c, se poate afirma că eterogenitatea este de natură exogenă, avînd tendința de difuzie spre sudură.

Tinînd seamă că adaosul de wolfram din sudură s-a obținut integral prin alierea în arcul electric cu pulbere de ferowolfram din inveliș, rezultă că eterogenitatea

prezentată poate fi provocată de o particulă de ferowolfram topită incomplet. Unii factori care favorizează acest gen de eterogenități sînt: temperatura ridicată de topirea feroaliajului, dimensiunile mari

ale granulelor de feroaliaj, timpul redus de solidificare a băii metalice, instabilitatea arcului electric și grosimea mare a învelișului. Din fig.4.25 se observă intervalul de topire al diferitelor feroaliaje. Ținând seama de această diagramă, se poate afirma că probabilitatea apariției eterogenităților formate prin lipsa de topire a granulelor din înveliș, descrește în funcție de feroaliaj în următoarea ordine FeW, FeMo, FeCr, FeV.

Deficiența pe care o produce aceste eterogenități este apariția microfisurilor în sudură. Astfel la o mărire de 1000:1 se observă existența unor microfisuri, care înaintază din zona de tran-

ziție a eterogenității spre sudură. În fig.4.26 sînt prezentate trei microfisuri, care apar datorită incluziunii de ferowolfram prezentată anterior.

Existența acestor microfisuri este extrem de periculoasă în oțelurile soliciitate la sarcini dinamice și ciclice.

Intrucît detaliile structurii zonei de trecere dintre incluziune și restul



Atac: Nitral 1000:1

Fig. 4.26. Microfisuri în sudură avînd ca origine incluziunea

sudurii nu sînt vizibile nici în cazul unei mărimi de 1000:1, s-a apelat la microscopul electronic. Pentru aceasta proba a fost studiată cu ajutorul microscopului electronic Tesla BS-242-A de la Întreprinderea de tractoare Brașov.

Localizarea zonelor din care s-au scos replicile necesare studiului la microscopul electronic, s-a realizat cu ajutorul microdurimentului P.M.T-3. Pentru aceasta proba montată în plastelină pe o placă ajutătoare, a fost așezată pe masa microdurimentului. A fost efectuată o amprentă pe suprafața probei, utilizînd sarcina de 500 g. Cu ajutorul amprentei astfel obținute, a fost efectuată centrarea brută a aparatului. După efectuarea unei noi amprente cu sarcina de 100 g, s-a realizat centrarea fină a aparatului. Ambele amprente necesare centrării aparatului au fost imprimate în zone ale suprafeței

probei, care nu prezintă interes în cazul cercetării la microscopul electronic.

După centrarea microdurimetrului a fost adusă în zona axului optic incluziunea studiată.

Au fost notate coordonatele indicate de dispozitivele de manevrare ale mesei microdurimetrului, pentru ca deplasarea relativă a probei față de vârful de diamant al microdurimetrului să poată fi controlată. Prin rabatarea mesei, sub vârful microdurimetrului și prin încărcarea unei sarcini de apăsare de 100 g, a fost trasat în jurul probei un patrat cu latura de 0,5 mm, vizibil cu ochiul liber.

Cu ajutorul acestui marcaj realizat relativ simplu, a fost posibilă ridicarea unor replici a zonelor dorite. Prin cercetarea lor la microscopul electronic, prezintă interes structurile prezentate în fig. 4.27 și 4.28.



5400:1

Fig. 4.27. Zona centrală a incluziunii



5400:1

Fig. 4.28. Zona de trecere a incluziunii

În fig. 4.27 se observă zona centrală a incluziunii cercetate, la care apar limitele cristalelor dintre zonele cu concentrații diferite de wolfram.

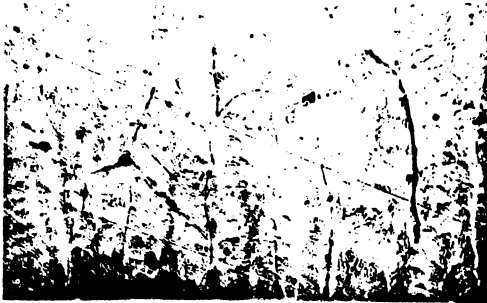
În fig. 4.28 se observă trecerea dintre zona centrală a incluziunii (partea stângă) și zona de tranziție, care are o structură mai fină (partea dreaptă). Se pare că această zonă de trecere este generatoare de microfisuri.

Replicile de carbon după care s-a efectuat cercetarea la microscopul electronic, au fost umbrite cu crom, având un unghi de umbri-

Alte defecte asemănătoare din zona straturilor încărcate prin sudare pe oțelurile MoCN15 și VCW85s-au mai întâlnit și în cazul sudării cu electrozi E 2.50 - STAS 7241-69. Astfel, în sudurile obținute cu acești electrozi, au fost întâlnite incluziuni de feromolibden, a căror dimensiuni nu au depășit valoarea de  $30\mu\text{m}$ . În aceste cazuri nu s-au observat fisuri cu originea în zona eterogenă a sudurii.

Incluziunile nemetalice sînt alte defecte existente în microstructura straturilor încărcate prin sudare. Astfel este frecventă apariția incluziunilor sferice de zgură în sudurile încărcate cu electrozi înveliți, a căror dimensiuni maxime nu depășesc  $5\mu\text{m}$ . În fig.4.19 se incluziunile se observă ușor în zonele neatacate. Ele mai pot fi observate și în fig.4.21 g.

Incluziunile nemetalice din sudură pot avea și o formă alungită, situîndu-se la limita dintre cristale ceea ce se poate ob-

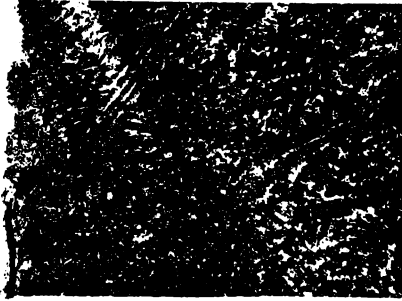


Atac. Nitral 200.1  
Fig. 4.29. Incluziuni nemetalice în sudură

serva din fig.4.29. Sudura prezentată în această figură a fost realizată prin încărcarea oțelului MoCN15 cu electrozi Hastelloy  $\phi$  4 mm. Încărcarea a fost efectuată într-un singur strat, utilizînd parametrii corespunzători indicați în tabela 4.3.

Alt gen de defecte observate în sudurile prezentate sînt porii și oxizii, care au apărut în cazul sudării cu electrozi la care nu s-a efectuat o calcinare corespunzătoare. Porii și oxizii au apărut și în cazul sudării WIG, datorită impurităților conținute de argon (argon 99,2%), sau de vergelele forjate din oțel.

Un defect periculos care s-a observat la oțelul VCW85 încărcat prin procedeul WIG, avînd ca metal de adaos vergele de oțel MoCN15, este prezentat în fig.4.30. Se observă microfisura din zona de trecere a sudurii, favorizată de diferența structurală dintre zona influențată termic (neatacată) și sudură (culoare închisă).



Alac: Nitral 200:1  
Fig. 4.30. Microfisură în zona de trecere  
a sudurii

Sudura a fost realizată cu parametrii de sudare din tabela 4.4 corespunzători intensității curentului de sudare  $I_s = 200-210$  A.

Datorită energiei liniare mari viteza de răcire a sudurii s-a micșorat, dar participarea metalului de bază în sudură a crescut, modificându-se compoziția chimică a sudurii.

Stratul astfel obținut nu este compatibil cu metalul de bază, prezentînd fisuri și nesiguranță în exploatare.

Intrucît stratul încărcat în condiții asemănătoare, dar cu intensități mai mici de curent ( $I_s = 110-120$  A) nu a prezentat fisuri, rezultă că în cazul metalului de bază VCW85 și a materialului de adaos MoCN15 există compatibilitate la sudarea prin procedeul WIG, dacă este respectată o intensitate cît mai redusă de curent.

În cazul sudării cu hidrogen atomic se pot produce pori sau oxizi în sudură, datorită absorbției hidrogenului de către metalul topit, respectiv datorită topirii peliculelor de oxizi proveniți din vergelele forjate de material de adaos.

În fig.4.23-b se observă acest tip de incluziuni de oxizi din sudură.

Prin prezentarea acestor date, se observă că la încărcarea prin sudare a matrițelor în condițiile de producție, este posibilă apariția microdefectelor în sudură.

Cu toate că dimensiunile lor sînt reduse, aceste defecte pot influența negativ durabilitatea sculelor încărcate.

Înlăturarea acestor defecte este posibilă prin calcinarea corespunzătoare a electrozilor înainte de sudare, și prin curățirea atentă a zgurii de pe fiecare strat încărcat, insistîndu-se asupra colțurilor formate între strat și metalul pe care s-a depus. Tot pentru înlăturarea microdefectelor se impune în cazul încărcării prin procedeul WIG, sau cu hidrogen atomic, utilizarea materialelor cît

mai pure (argon respectiv hidrogen de puritate maximă), precum și a vergelelor din metal de adaos obținute prin laminare și trefilare și nu prin forjare liberă.

O mare importanță o prezintă și respectarea parametrilor de sudare corespunzători, mai cu seamă la utilizarea unor materiale de adaos care formează straturi încărcate cu compoziție chimică diferită de a metalului de bază.

**4.4.5. Aderența dintre straturile încărcate prin sudare și metalul de bază**

În toate cazurile de încărcare prin sudare, utilizând electrozii înveliți, procedeul WIG, sau procedeul cu hidrogen atomic, coeficientul de aderență la șoc al straturilor încărcate  $A_s$  [4] ,

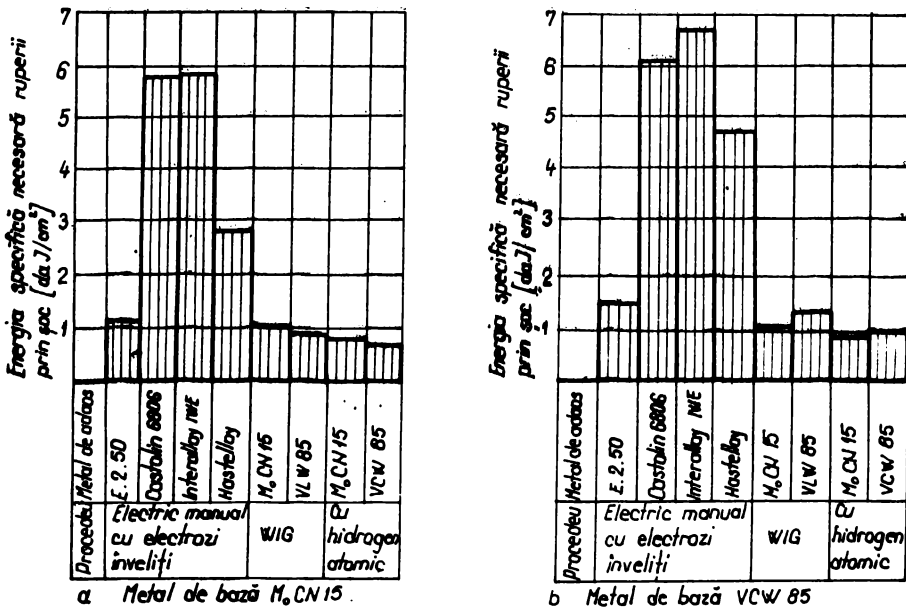


Fig. 4.31. Variația energiei specifice necesare ruperii la diferite procedee de încărcare prin sudare

[79] , a avut valori supraunitare, ceea ce indică o bună compatibilitate a sudurii cu metalul de bază. Pentru compararea aderenței straturilor încărcate prin diferite procedee, este necesară compararea valorilor absolute ale energiei specifice, necesare ruperii aceluiași tip de epruvete, care se poate observa în fig.4.31-a, în

cazul metalului de bază MoCN15 și în fig.4.31-b în cazul metalului de bază VCW85.

Rezultatele prezentate în fig.4.31 a și b confirmă observațiile efectuate asupra macro și microstructurilor studiate la punctele 4.4.2 și 4.4.3 și anume, aderența cea mai favorabilă se obține în cazul încărcării prin procedeul de sudare electric manual cu electrozi înveliți, dintre care cel mai aderent, este stratul obținut cu electrozidul Inter Alloy IWE.

Straturile cu aderența cea mai redusă, au fost obținute în cazul încărcării prin procedeul de sudare cu hidrogen atomic și prin procedeul WIG, atunci când metalul de adaos a fost diferit de metalul de bază.

Prin structurile și rezultatele prezentate la punctele 4.4.2, 4.4.3 și 4.4.5 se poate trage concluzia că încărcarea prin sudare a matrițelor din oțelurile MoCN15 și VCW85 este eficientă, dacă sînt utilizați electrozii înveliți pentru sudare.

#### 4.5. Electrozii noi pentru încărcarea matrițelor din oțeluri MoCN15 și VCW85

La elaborarea noilor electrozi pentru încărcarea prin sudare a oțelurilor MoCN15 și VCW85 s-a ținut seama de proprietățile favorabile ale oțelului care conține 3% Co, 3% Ni, 3% Mo, despre care a fost amintit la punctul 1.3.1.

Încărcarea prin sudare cu electrozi avînd acest conținut de elemente de aliere, a fost efectuat cu două sorturi de electrozi. Astfel electrozii  $E_1$  au avut vergeaua metalică din sîrmă aliată cu 2,94% Co, 2,83% Ni și 0,1% C, celelalte elemente de aliere fiind incluse în înveliș sub forma unor pulberi, cu granulația între 0,1 - 0,2 mm. Sîrma aliată avînd diametrul de 4 mm a fost obținută prin trefilarea barelor laminate din oțel aliat. Oțelul a fost elaborat la Întreprinderea de autocamioane Brașov într-un cuptor cu inducție de 50 kg și a fost turnat în bare cu diametrul 25 mm și lungimea 30 mm. După strunjire, barele au fost sudate cap la cap prin presiune la Întreprinderea de Scule Rîșnov, iar laminarea și trefilarea lor a fost efectuată la Întreprinderea Metrom Brașov. Pentru stabilirea capacității de trefilare a materialului au fost efectuate următoarele încercări de reducere ale diametrului sîrmei: 6,02 mm;

5,15 mm; 4,92 mm; 4,50 mm; 4,00 mm; 3,50 mm; 3,01 mm, 2,50 mm; 2,27 mm 2,04 mm. Nu au fost efectuate recoaceri intermediare ale materialului.

Al doilea sort de electrozi  $E_2$ , au avut vergeaua metalică din sîrmă Slo cu un diametru de 4 mm, iar elementele de aliere sub formă de pulberi metalice, avînd granulația între 0,1-0,2 mm, au fost incluse în inveliș.

Raportul între carbonatul de calciu și fluorura de calciu conținute de inveliș a fost stabilit la valoarea de 1,4, în cazul electrozilor  $E_1$  și de 1,6, în cazul electrozilor  $E_2$ , pentru care fluiditatea zgurii a fost corespunzătoare.

Au fost efectuate și încercări pentru elaborarea unor electrozi la care carbonatul de calciu să fie înlocuit integral cu oxid de calciu. Despre avantajele acestei înlocuiri s-a amintit la punctul 2.2.1.3 și 4.4.4.

Tinîndu-se seamă de greutatea moleculară, rezultă că o parte de carbonat de calciu echivalează cu 0,56 părți oxid de calciu, raport în care a fost introdus oxidul de calciu în noua pastă pentru electrozi. Preîntîmpinarea reacției chimice nedorite dintre CaO și liantul utilizat  $K_2SiO_3 \cdot nH_2O$  s-a realizat prin pasivizarea superficială a granulelor de oxid de calciu.

Pasivizarea granulelor de oxid de calciu, avînd granulația între 0,3 - 0,2 mm, s-a realizat prin crearea unei pelicule protectoare impermeabile pe suprafața fiecărei granule. Au fost întrebuințate diferite substanțe chimice și solvenți, care volatilizează în timpul calcinării electrozilor, sau nu influențează defavorabil sub aspect metalurgic calitatea sudurii.

Au fost adoptate substanțele, care la un consum specific minim, au realizat o pasivizare maximă a oxidului de calciu.

Verificarea gradului de pasivizare s-a efectuat prin introducerea granulelor de oxid de calciu în eprubete cu apă distilată și prin observarea în timp a alcalinității apei. Colorarea albastră a turnesolului și transformarea granulelor de CaO în pastă de  $Ca(OH)_2$  indică o pasivizare necorespunzătoare a oxidului de calciu. În fig.4.32 este prezentată o eprubetă cu apă distilată în care a fost introdus 1 g de oxid de calciu pasivizat cu 0,17 g substanță solidă. După o menținere în apă timp de 30 zile se observă că granulele nu au reacționat cu apa.





Fig. 4.32. Granule pasivizate de CaO, după amănținere timp de 30 zile în apă

S-a mai verificat gradul de pasivizare al oxidului de calciu și prin contact cu liantul pastei de electrozi, rezultatele fiind de asemenea corespunzătoare.

Incercările de presare a învelișului electrozilor cu conținut de oxid de calciu pasivizat au prezentat dificultăți, întrucât substanța pasivizată a redus plasticitatea pastei.

Pentru a se urmări totuși influența metalurgică a substanțelor de pasivizare asupra calității sudurii, pasta a fost granulată și calcinată, iar apoi a fost introdusă în electrozi tubulari

având diametrul exterior 6 mm iar diametrul interior 4 mm. Sudurile efectuate cu acești electrozi nu au prezentat fisuri sau pori, iar stabilitatea arcului a fost satisfăcătoare. Elaborarea unor electrozi pentru încărcarea oțelurilor aliate, având oxid de calciu în înveliș nu este încheiată și constituie una din preocupările de perspectivă ale autorului.

#### 4.5.1. Proprietățile straturilor încărcate cu electrozii elaborați

Determinarea proprietăților straturilor încărcate cu electrozii  $E_1$  și  $E_2$  au fost efectuate pe epruvete din metalul depus prin sudare în condițiile prevăzute de normele STAS, utilizând parametrii în limitele indicate în tabela 4.7.

Se observă că în cazul electrodului  $E_2$  coeficientul de depunere este mai mare decât în cazul electrodului  $E_1$ , ceea ce se datorește pulberilor metalice existente în înveliș, care măresc randamentul de depunere al electrodului.

Stabilirea intensității maxime a curentului de sudare în cazul electrodului  $E_1$  a fost efectuată pe baza rezistivității electrice a vergelei metalice aliate, care a fost determinată cu puntea Tomson și care la temperatura de 293 K a avut valoarea  $\zeta = 2,15 \cdot 10^{-7} \Omega$

Tabelul 4.7. Parametrii tehnologici recomandați la încărcarea prin sudare cu electrozii  $E_1$  și  $E_2$  și coeficienții de topire și de depunere

Simbolul electrodului	Diametrul electrodului $d_e$ [mm]	Lungimea electrodului [m]	Intensitatea curentului de sudare $I_s$ [A]	Tensiunea arcului $U_a$ [V]	Viteza de sudare $v_s$ [ml/h]	Coeficient de topire a electrodului $\alpha_t$ [g/A.h]	Coeficient de depunere a electrodului $\alpha_d$ [g/A.h]
$E_1$	4,0	300	120-140	25-27	9-11	8,26	7,95
$E_2$	4,0	450	140-160	25-27	10-12	8,53	9,08

#### 4.5.1.1. Compoziția chimică

Compoziția chimică a metalului depus prin sudare și coeficienții de trecere ai diferitelor elemente de aliere sînt dați în tabela 4.8.

Tabela 4.8. Compoziția chimică a metalului depus prin sudare cu electrozii  $E_1$  și  $E_2$  și coeficienții de trecere ai diferitelor elemente de aliere

Simbolul electrodului	Elemente de aliere	C	Ni	Cr	Mo	Co
$E_1$	Conținut [%]	0,21	2,60	0,60	2,65	2,76
	Coeficient de trecere [%]	66,5	91,8	70,1	88,3	93,9
$E_2$	Conținut [%]	0,24	3,20	0,75	2,80	2,75
	Coeficient de trecere [%]	76,0	81,2	87,3	88,7	89,8

Compoziția chimică a fost determinată în laboratoarele Întreprinderii de autocamioane și Hidromecanica Brașov. Valorile prezentate corespund parametrilor de lucru indicați în tabela 4.7, în cazul unor învelișuri bazice, conținînd 41% marmoră ( $CaCO_3$ ) și 29% fluorină ( $CaF_2$ ) pentru electrodul  $E_1$ , sau 32% marmoră și 19% fluorină pentru electrodul  $E_2$ .

Coeficienții de trecere corespunzători diferitelor elemente de aliere, prezentați în tabela 4.8 reprezintă raportul dintre concentrația reală a elementului în metalul depus prin sudare și concentrația teoretică.

4.5.1.2. Aderența față de metalul de bază

Utilizând aceiași parametri tehnologici recomandați în tabela 4.7, au fost încărcate prin sudare cu electrozii  $E_1$  și  $E_2$  epruvete din oțel MoCN15 și VCW85, pentru determinarea aderenței la șoc a straturilor încărcate.

Forma și dimensiunile epruvetelor precum și metodică încercărilor au fost adoptate după recomandările existente [4], [79]. Rezultatele încercărilor de aderență la șoc sînt date în tabela 4.9.

Tabela 4.9. Energia specifică necesară ruperii prin șoc a epruvetelor încărcate prin sudare

Electrod	Metalul de bază oțel MoCN15		Metalul de bază oțel VCW85	
	Valori ale energiei $\frac{daJ}{cm^2}$	Media $\frac{daJ}{cm^2}$	Valori ale energiei $\frac{daJ}{cm^2}$	Media $\frac{daJ}{cm^2}$
$E_1$	1,4; 1,9; 1,7	1,66	1,8; 1,8; 1,6	1,73
$E_2$	2,0; 2,7; 2,9	2,53	3,4; 1,9; 2,8	2,70

Comparînd valorile obținute pentru încărcarea prin sudare cu electrozii  $E_1$  și  $E_2$  date în tabela 4.9 cu valorile corespunzătoare altor tipuri de electrozi prezentate în fig.4.31 se pot face următoarele observații:

Electrozii  $E_1$  și mai cu seamă  $E_2$  dau straturi mai aderente decît electrozii E 2.50 - STAS 7241-69, atît pe oțelul MoCN15 cît și pe oțelul VCW85.

Toate sudurile executate cu aceste calități de electrozi prezintă aderență superioară la metalul de bază față de celelalte procedee de sudare studiate.

Toate rezultatele referitoare la energia specifică necesară ruperii prin șoc a epruvetelor încărcate prin sudare, au fost determinate numai pe epruvete care, la controlul magnetic, nu au prezentat fisuri după sudare. Această remarcă este necesară, întrucât în condiții asemănătoare de sudare, pentru aceeași electrozi utilizați, au fost și cazuri în care au apărut fisuri în zona de trecere a sudurilor.

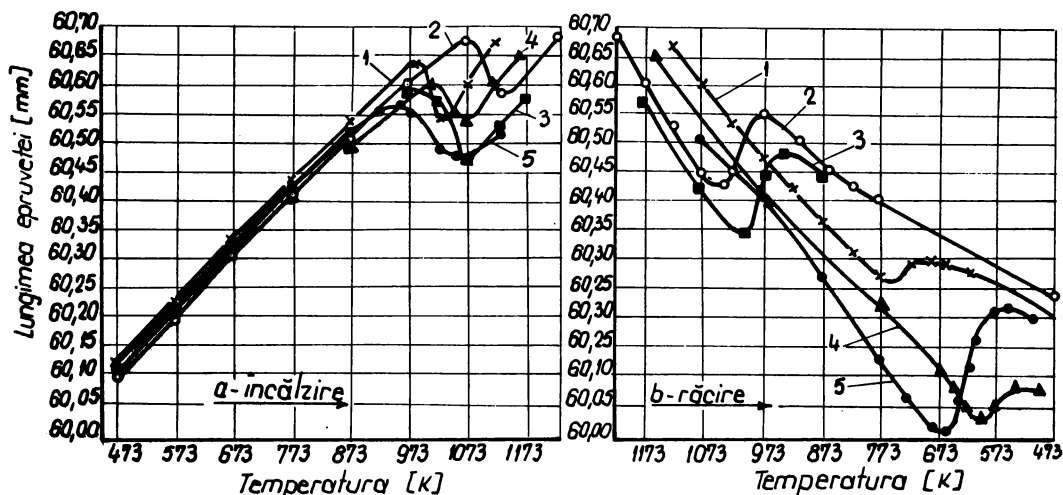
Cauzele apariției acestor fisuri au fost cercetate cu ajutorul probelor Baumann, pentru stabilirea repartiției incluziunilor de sulf, a analizei chimice, precum și a studiului microstructurii zonei de trecere, însă nu au fost observate diferențe semnificative între epruvetele fisurate și cele care nu au prezentat fisuri.

Analizându-se limitele de variație ale parametrilor de sudare, s-a constatat că singurul parametru care a variat în limite mai largi în timpul sudării a fost temperatura de preîncălzire a metalului de bază. Astfel în cazul oțelului MoCN15, temperatura de preîncălzire a variat față de valoarea calculată 580 K, cu +(60-80) K, iar în cazul oțelului VCW85, variația față de valoarea calculată 711 K, a fost de + (30-50) K.

#### 4.5.1.3. Deformații termice ale metalului depus prin sudare

Ținând seama că temperaturile de preîncălzire nu au ajuns, în niciunul din cazurile cercetate, sub valorile limită prescrise și că frecvența de apariție a fisurilor a fost mai mare în cazul încărcării oțelului MoCN15 cu electrozi E 2 .50 - STAS 7241-69, precum și cu electrozii E<sub>2</sub> prezentați la punctul 4.5, a fost necesară ridicarea curbelor dilatometrice corespunzătoare, pe baza cărora se pot explica anumite cazuri de incompatibilitate. Analiza dilatometrică a fost efectuată cu ajutorul dilatometrului diferențial de tip Ulbricht Bauart Weiss, atât la încălzire, cât și la răcire. Viteza de încălzire a fost menținută în jurul valorii de 180 K/h, iar viteza de răcire în jurul valorii de 250 K/h. Rezultatele analizei dilatometrice sînt prezentate în fig.4.33, din care se observă că la încălzire, materialele cercetate se dilată uniform pînă la temperatura de 978 K, după care apar diferențe mai pronunțate la dilatarea liniară. Diferențele maxime apar între curba 2, corespunzătoare oțelului VCW85 și curbele 3, 4 și 5 corespunzătoare electrozilor amintiți. Ținând seama de plasticitatea crescută a oțelurilor la aceste

valori ale temperaturii, se poate afirma că tensiunile care apar, datorită diferenței de dilatare între oțelul VCW85 și metalul încărcat



LEGENDĂ:

- x— Oțel MoCN15
- Oțel VCW85
- Oțel Ni, Co (0,1%C ; 2,83%Ni ; 2,94%Co)
- ▲— Oțel corespunzător electroadului E2.50 STAS 7241-69
- Oțel corespunzător electroadului E2 (tabela 4.8).

Fig. 4.33. Variația lungimii epruvetelor încălzite și apoi răcite, în funcție de temperatura la care au fost efectuate determinările. Lungimea inițială a epruvetelor la temperatura de 293 K a fost  $L_0 = 60,00$  mm.

prin sudare, se anulează în timpul încălzirii.

Nu același lucru se poate afirma în cazul răcirii, la care diferențele maxime dintre deformațiile termice apar la temperaturi situate în zona de plasticitate redusă a oțelurilor. Astfel din fig. 4.33-b, se observă că diferențele maxime apar între curba 1, corespunzătoare oțelului MoCN15 și curbele 4 și 5, pentru temperaturile de 600 K, respectiv 673 K, adică tocmai în apropierea domeniului de variație al temperaturilor de preîncălzire recomandate metalului de bază MoCN15.

În cazul sudării metalului de bază menținut la temperatura de preîncălzire recomandată, punctele situate în sudură și în zona influențată termic au temperaturi care tind asimptotic în timpul răcirii, către temperatura de preîncălzire, cu viteze inferioare vitezelor critice de răcire.

În această situație (fig.4.33-b) se găsește și oțelul MoCN15 (curba 1) încărcat prin sudare cu electrozii E 2.50 STAS 7241-69 și  $E_2$  (Tabela 4.8), la care apar în timpul răcirii variații ale deformațiilor termice, urmate de apariția unor tensiuni care pot genera fisuri.

Incompatibilitatea aparentă dintre oțelul MoCN15 și electrodul E.2.50, respectiv electrodul  $E_2$ , poate fi astfel explicată pe baza curbelor dilatometrice, iar eliminarea fisurilor din zona de trecere se poate face prin evitarea preîncălzirilor la temperatura 600 K respectiv 673 K. Din fig.4.33,b se observă că prin mărirea temperaturii de preîncălzire a oțelului MoCN15 spre valoarea de 750 K diferențele între deformațiile termice scad. Verificarea practică a acestor observații s-a efectuat pe loturi de câte 20 epruvete sudate, după preîncălzirea la temperaturile amintite. După sudare, epruvetele au fost introduse în cuptoare având temperatura egală cu temperatura de preîncălzire și s-au răcit odată cu cuptorul.

Astfel utilizând electrozii E.2.50 STAS 7241-69 și electrozii  $E_2$  (tabela 4.8) la sudarea oțelului MoCN15 preîncălzit la temperatura de 750 K cât și la temperatura de 550 K, nu au fost observate la defectoscopia magnetică, fisuri în zona sudurii.

În cazul sudării cu electrozi E 2.50 STAS 7241-69 au apărut fisuri în zona de trecere a oțelului MoCN15 preîncălzit la temperaturi situate în apropierea valorii de 600 K.

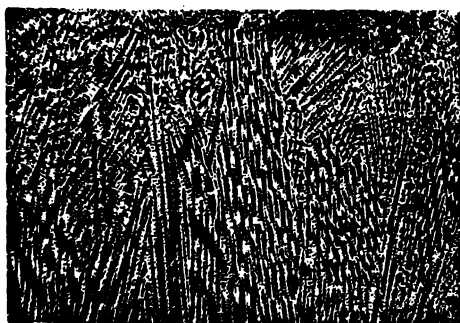
De asemenea au mai fost remarcate fisurări ale zonelor de trecere ale aceluiași oțel sudat cu electrozi  $E_2$  (tabela 4.8), pentru temperaturi de preîncălzire situate în apropierea valorii de 673 K.

Rezultă că atât noii electrozi elaborați  $E_2$  cât și electrozii E 2.50 STAS 7241-69 pot fi utilizați la încărcarea prin sudare a matrițelor din oțel MoCN15 cu condiția evitării preîncălzirii la temperatura de 673 K pentru sudarea cu electrod  $E_2$  și la temperatura de 600 K pentru electrodul E 2.50.

#### 4.5.1.4. Microstructura straturilor încărcate prin sudare

În fig.4.34 și fig.4.35 este prezentată microstructura straturilor încărcate prin sudare cu electrozii  $E_1$  respectiv  $E_2$ .

Astfel în fig.4.34 cât și în fig.4.35 se observă structura dendritică fină, conținând constituenți intermediari de neechilibru, obținuți din transformarea austenitei la răcire continuă.



Atoc Nitel 100:1

Fig. 4.34. Microstructura straturilor încărcate cu electrozi  $E_1$ .



Atoc Nitel 100:1

Fig. 4.35. Microstructura straturilor încărcate cu electrozi  $E_2$ .

Se mai observă zonele albe de austenită reziduală în proporție de aproximativ 20% și carburi complexe de crom și molibden, foarte fin dispersate, sub influența favorabilă a conținutului de cobalt.

Comparând structurile prezentate în fig.4.34 și 4.35 se observă o orientare mai pronunțată a dendritelor în fig.4.34, ceea ce influențează negativ asupra proprietăților mecanice dinamice a straturilor încărcate. În funcție de aceasta, se poate afirma că structura straturilor încărcate cu electrozii  $E_2$  este mai favorabilă, avînd o orientare mai puțin evidentă și o granulație mai fină.

#### 4.5.1.5. Rezistența la uzură

Determinarea rezistenței la uzură a straturilor încărcate prin sudare s-a efectuat pe probe avînd dimensiunile indicate în fig.4.36, care au fost încercate cu ajutorul instalației Amsler tip A 135.

Încărcarea prin sudare s-a realizat pe probe cilindrice din oțel MoCN15, respectiv VCW85 avînd diametrul exterior  $\varnothing 38$  mm și lungimea de 20 mm. Suprafața cilindrică a probelor a fost încărcată prin sudare în trei pînă la patru straturi, cu următoarele sorturi de electrozi:

1. Inter Alloy IWE;  $\varnothing 4$  mm
2. Castolin 6806;  $\varnothing 4$  mm
3. E.2.50 STAS 7241-69;  $\varnothing 4$  mm
4. Electrode  $E_1$ ;  $\varnothing 4$  mm.
5. Electrode  $E_2$ ;  $\varnothing 4$  mm.

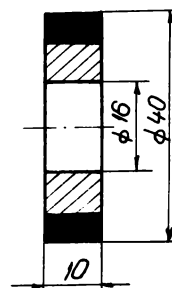


Fig. 4.36. Epruveta încărcată prin sudare, pentru determinarea rezistenței la uzură

Parametrii de sudare utilizați au fost cei indicați fiecărui sort de electrozi, efectuându-se suduri elicoidale pînă la atingerea diametrului exterior al probei, avînd aproximativ 42 mm. Prelucrarea probelor la cotele prevăzute în fig.4.36 s-a efectuat prin rectificare.

Realizarea condițiilor de frecare similare cu cele existente între matriță și semifabricatul cald acoperit cu oxizi pot fi reproduse în oarecare măsură pe instalația Amsler tip A 135, existentă în întreprinderea de autocamioane Brașov.

Condițiile cele mai apropiate de cazul real de frecare, se pot realiza printr-o frecare uscată, datorită căreia, temperatura probei poate atinge valori pînă la 673 K.

Depășirea acestei temperaturi a probei, nu este indicată în cazul instalației existente și după atingerea valorii amintite, determinată cu ajutorul cretelor termocolar, instalația a fost oprită pentru evitarea supraîncălzirilor.

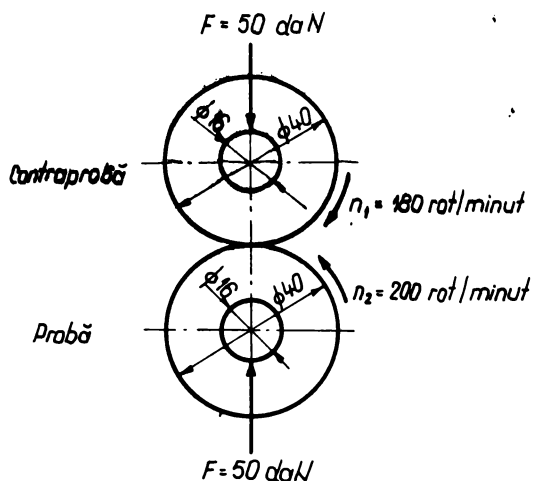


Fig. 4.37. Ansamblul probă-contraprobă în timpul încercării la uzură.

Combinarea frecării de alunecare cu frecarea de rostogolire, evită griparea probelor în instalație, astfel încît a fost adoptată această variantă, față de frecarea de alunecare simplă. De altfel, pe suprafața matriței există porțiuni pe care apare frecare de alunecare, combinată cu frecare de rostogolire.

Frecările au fost asigurate cu ajutorul unor contraprobe din fontă albă, rotite cu viteze diferite față de probă, ceea ce se observă din fig.4.37.

Forța de presare utilizată în timpul încercării, a fost menținută constantă la toate



Tabela 4.10. Pierderi prin uzură ale straturilor încărcate prin sudare cu diferiți electrozi.

Nr. crt.	Metal de bază	Electrod	Uzura [g]				Duritatea HV30 a ultimului strat	
			1h	2h	3h	4h	după sudare	după încălzire la uzură
1	Mn CN 15	Inter Alloy -IWE	0,18	0,29	0,34	0,37	223	418
2		Castolin 6806	0,16	0,31	0,45	0,58	436	449
3		E 2.50 STAS 7241- 69	0,09	0,21	0,30	0,39	661	695
4		Electrod E <sub>1</sub>	0,08	0,18	0,27	0,34	644	652
5		Electrod E <sub>2</sub>	0,07	0,15	0,22	0,30	661	675
6	VCW 85	Inter Alloy IWE	0,22	0,32	0,37	0,42	239	402
7		Castalin 6806	0,13	0,26	0,39	0,50	496	508
8		E 2.50 STAS 7241- 69	0,15	0,28	0,42	0,53	854	661
9		Electrod E <sub>1</sub>	0,11	0,21	0,33	0,43	449	473
10		Electrod E <sub>2</sub>	0,10	0,19	0,27	0,38	478	490

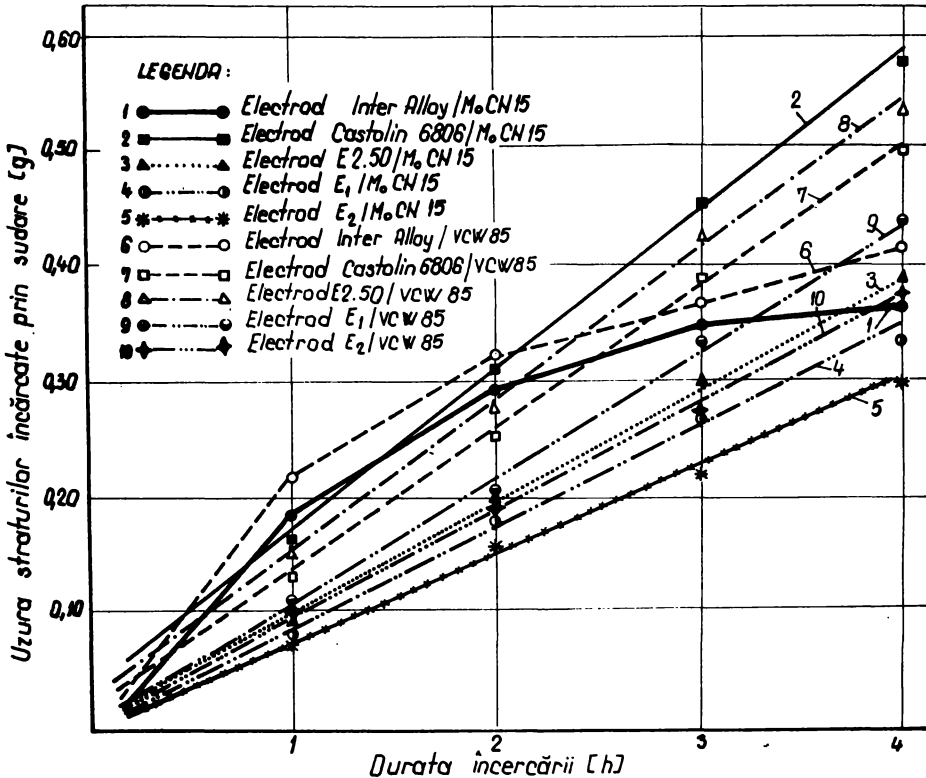


Fig. 4.38. Variația în timp a uzurii diferitelor straturi încărcate prin sudare.

probele, pentru a obține date comparabile. Valoarea ei a fost stabilită în funcție de duritățile minime ale straturilor încărcate prin sudare cu electrozi Inter Alloy - IWE și cu electrozi E<sub>2</sub>, pentru a nu se produce griparea. Astfel a fost stabilită o forță de presare având valoarea  $F = 50 \text{ daN}$ .

Rezistența la uzură a fost apreciată după pierderile în greutate suferite de probele supuse încercării.

Având în vedere că la începutul încercării, în unele cazuri uzurile sînt neuniforme, ca urmare a faptului că sînt influențate de microasperitățile suprafeței, care sînt diferite la diferitele probe, pentru a se elimina din determinări influența acestui factor, toate probele supuse încercării, au fost rodite în prealabil timp de o oră.

Pierderile în greutate suferite după o perioadă de 1, 2, 3 și 4 ore de încercare, au fost calculate față de greutatea inițială a probelor, determinată după perioada de rodare de o oră.

Rezultatele încercărilor la uzură în funcție de electrodul utilizat la încărcare sînt prezentate în tabela 4.10 și sînt prezentate grafic în fig. 4.38.

Din fig.4.38 și tabela 4.10 se observă că duritatea straturilor încărcate prin sudare, nu este factor determinat asupra rezistenței la uzură. Astfel straturile încărcate cu electrozi Inter Alloy au o duritate redusă după sudare ( $HV_{30} = 223$ ), dar prezintă o rezistență satisfăcătoare la uzură.

Noii electrozi elaborați E<sub>1</sub> și E<sub>2</sub>, dau de asemenea straturi încărcate cu rezistență la uzură acceptabilă, în comparație cu ceilalți electrozi.

#### 4.5.1.6. Rezistența la șoc termic

Determinarea rezistenței la șoc termic a fost efectuată pe epruvetele încărcate prin sudare, care au fost utilizate la încercarea la uzură (fig.4.36).

Instalația pe care au fost încercate epruvetele se observă în fig.4.38.

La această instalație de concepție originală, epruveta 1 este încălzită cu ajutorul curenților de înaltă frecvență, prin intermediul inductorului de cupru 2 răcit în interior cu apă.

Prin rotirea epruvetei cu o viteză unghiulară constantă,

care poate fi reglată la o anumită valoare în funcție de turația motorului de antrenare, se realizează răcirea părții încălzite a epruvetei în mediul de răcire 3, care se găsește în recipientul de

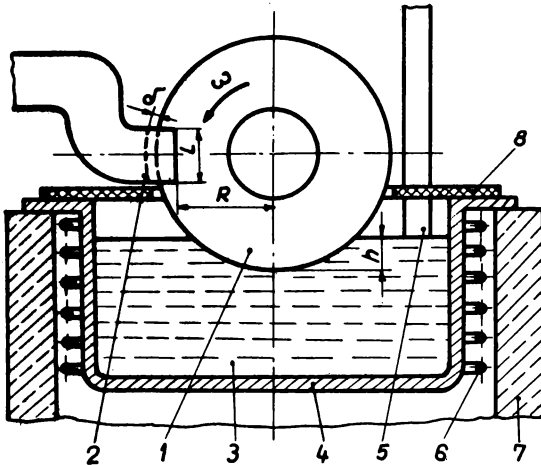


Fig. 4.38. Instalație pentru determinarea rezistenței la șoc termic.

tablă termorezistentă 4. Măsurarea temperaturii mediului de răcire 3, se realizează cu ajutorul termocuplului Fier-Constantan 5, care este cufundat în baie. Instalația permite răcirea epruvetelor în băi metalice ușor fuzibile (plumb, staniu, stibiu) pe care le menține la temperatură constantă cu ajutorul rezistenței electrice 6. Izolarea termică a sistemului s-a realizat cu ajutorul materialului ceramic termoizolant 7 și a capacului de azbociment 8.

A fost adoptată soluția de răcire a epruvetelor în băi de aliaje ușor fuzibile, întrucât răcirea intensă în apă, sau în ulei, este mult diferită de cazul real al șocurilor termice, pe care le suferă matrițele de forjă. De altfel în cazul răcirilor în apă, sau ulei, fisurile apar după primele rotații ale epruvetei, fără posibilități de apreciere cantitativă comparativă, a rezultatelor între diferitele epruvete încărcate prin sudare.

Rezistența la șoc termic se poate aprecia în funcție de numărul de rotații, la care a rezistat fiecare epruvetă solicitată în condiții identice, până la apariția fisurilor vizibile pe suprafața cilindrică încălzită și răcită succesiv.

Datele experimentale obținute în urma încercării la șoc termic sînt prezentate în tabela 4.11.

Tabela 4.11. Numărul de cicluri termice după care au fisurat epruvetele încercate la șoc termic

Metal de bază	MoCN15					VCW85				
	Inter Alloy IWE	Castolin 6806	E 2.50	E <sub>1</sub>	E <sub>2</sub>	Inter Alloy IWE	Castolin 6806	E 2.50	E <sub>1</sub>	E <sub>2</sub>
Electrodul utilizat la încărcare										
Numărul de cicluri termice	112	106	71	75	97	194	163	88	95	127

Parametrii de lucru pentru care au fost obținute datele prezentate în tabela 4.11, au fost menținuți constanți în cazul tuturor determinărilor și au avut următoarele valori:

- Lungimea activă a inductorului  $L = 10 \text{ mm}$
- Mărimea întrefierului  $\delta = 1 \text{ mm}$
- Viteza unghiulară a epruvetei  $\omega = 0,1 \text{ rad/s}$
- adâncimea de pătrundere în baie  $h = 5 \text{ mm}$
- Temperatura băii  $623 \text{ K}$
- Temperatura maximă de încălzire a straturilor încărcate prin sudare  $1173 \text{ K}$ .

Din tabelul 4.11 se observă că rezistența cea mai mare la șocuri termice o prezintă electrozii Inter-Alloy-IWE, precum și electrozii Castolin 6806.

Față de electrozii standardizați E 2.50 STAS 7241-69, atît electrozii E<sub>1</sub> dar mai cu seamă electrozii E<sub>2</sub>, prezintă o rezistență la șoc termic superioară.

#### 4.6. Posibilități de limitare a extinderii straturilor încărcate prin sudare pe suprafața piesei

Lățimea și supraînălțarea sudurii, precum și razele de curbură ale conturului secțiunii transversale a sudurii, sînt dependente de parametrii de lucru și de procedeul de sudare utilizat.

La sudarea cu electrozi înveliți, un rol important asupra acestor mărimi îl are cantitatea și natura zgurii, precum și fluiditatea ei.

În cazul încălzirii prin sudare a matrițelor, apar situații în care, datorită extinderii lățimii sudurii, sau a rotunjirii contu-

rului secțiunii transversale a sudurii, apar adăosuri de prelucrare suplimentare nedorite, care îngreunează prelucrarea mecanică ulterioară.

Prin analogie cu dirijarea metalului topit în formele de turnare, s-au efectuat încercări de dirijare a metalului topit prin sudare, în spații limitate de materiale refractare, depuse pe suprafața pieselor sudate sub formă de paste, întărite prin diferite metode. Condiția esențială pe care trebuie să o îndeplinească o astfel de pastă, este aderența suficientă la suprafața piesei, refractaritate cât mai mare și reactivitate chimică minimă față de zgură și față de metalul topit. Dintre pastele experimentate, prezintă interes pasta preparată din praf pe magnezită.

Aplicarea acestei paste pe suprafața piesei sudate, mai prezintă avantajul că protejează zonele învecinate straturilor încărcate, împotriva depunerii stropilor și a peliculelor din substanțe de condensare.

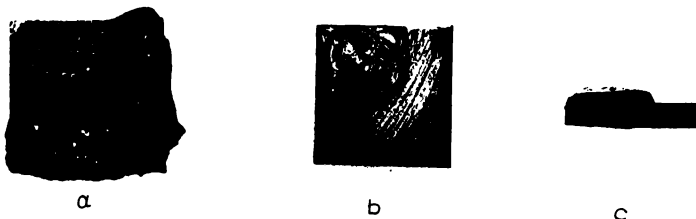


Fig. 4.39. Epruvetă din oțel M. CN 15

- a- Strat de pastă aplicat pe epruvetă pentru limitarea extinderii sudurii
- b- Strat încărcat prin sudare pe suprafață liberă a epruvetei
- c- Secțiunea transversală a epruvetei sudate

Astfel <sup>ca</sup> epruveta din oțel MoCN15, pasta, pentru limitarea extinderii stratului încărcat, este prezentată în fig. 2.39, a. Pasta apare de culoare mai închisă, față de fondul cenușiu al epruvetei.

După întărirea pastei, a fost încărcată suprafața liberă a epruvetei, cu un strat sudat cu electrodul E 2.50 - STAS 7241-69. După curățirea zgurei și a stratului de pastă, epruveta sudată se poate observa în fig. 2.39, b. Suprafața alăturată sudurii nu este acoperită cu stropi sau cu alte impurități.

În urma secționării transversale a epruvetei, se observă o delimitare a stratului încărcat prin sudare în fig.2.39-c .

În zona de trecere nu au fost descoperite fisuri sau alte defecte.

Au fost efectuate încercări și cu alte tipuri de electrozi, fără a se observa defecte ale sudurii, sau incompatibilități între zgură și pasta protectoare, ceea ce a permis utilizarea practică a pastei, în cazul încărcării punțiței unor matrițe de forjă, reper 1300-6070-2522, 1300-6070-208 și 1300-8443 I.A.Bv, care s-au comportat în exploatare asemănător cu matrițele încărcate în mod obișnuit.

#### 4.7. Concluzii asupra tehnologiei de încărcare prin sudare a oțelurilor MoCN15 și VCW85

1. Încărcarea prin sudare a oțelurilor MoCN15 și VCW85 este posibilă, dacă se efectuează o preîncălzire corespunzătoare la temperaturile de 580 K respectiv 710 K. Aceste valori indicate, au aplicabilitate pentru procedeele de încărcare prin sudare și materialele de adaos, la care compoziția chimică a metalului depus prin sudare, este echivalentă cu compoziția chimică a metalului de bază.

2. În cazul materialelor de adaos care asigură o compoziție chimică diferită față de compoziția metalului de bază, pot apărea cazuri de incompatibilitate datorită fisurării zonei de trecere, mai cu seamă la sudarea în straturi suprapuse.

Evitarea acestui gen de fisuri se poate face prin compararea curbelor dilatometrice corespunzătoare și prin evitarea preîncălzirii la temperatura la care, diferențele între contracțiile termice sînt maxime.

3. Preîncălzirea metalului de bază, în cazul pieselor masive, prin procedee electrice (prin rezistență de contact, sau prin inducție), crează diferențe de temperatură între părțile exterioare ale pieselor și miez, care pot fi diminuate prin aplicarea regimurilor intermitente de încălzire, formate din perioade de încălzire, alternînd cu perioade de pauză. Aceste cicluri pot fi aplicate în întreaga perioadă de sudare, pentru compensarea schimburilor termice.

4. Zona influențată termic, corespunzătoare sudurilor efectuate cu energie liniară constantă, variază în funcție de procedeul de sudare aplicat. În mod asemănător, au fost observate și variații ale proprietăților mecanice și a structurii zonei influența-

te termic.

Aceste observații confirmă necesitatea impunerii unor condiții limită de aplicabilitate a relațiilor câmpului termic, la care, pînă în prezent, nu se ține seama de forma și dimensiunile reale ale sursei termice.

Pentru aceleași energii liniare utilizate, procedeul de sudare WIG, precum și procedeul de sudare cu electrozi înveliți, avînd polaritate inversă, prezintă cea mai redusă influență defavorabilă, asupra proprietăților metalului de bază.

5. Difuziunea cea mai favorabilă între sudură și metalul de bază s-a observat, în urma cercetării microscopice a zonei de trecere, pentru metalul depus prin sudare, avînd compoziția chimică echivalentă cu metalul de bază. O difuziune favorabilă prezintă și sudurile avînd conținut de cobalt, realizate cu electrozii InterAlloy și cu noii electrozi elaborați  $E_1$  și  $E_2$ , utilizînd parametrii de sudare indicați. Incercările mecanice efectuate, confirmă aderența bună a acestor suduri, atît în cazul încărcării oțelului MoCN15, cît și a oțelului VCW85.

6. Microdefectele cele mai frecvente observate la sudarea cu electrozi înveliți, sînt incluziunile de zgură provenite din curățirea insuficientă a zgurii de pe straturile încărcate.

Cazul cel mai defavorabil apare în cazul electrozilor bazici cu zgură puțină, la care stratul de zgură este discontinuu și se desprinde greu de pe sudură (electrozii E 2.50 - STAS 7241-61).

Sînt periculoase și incluziunile de ferowolfram din sudură puse în evidență cu ajutorul microsondei electronice de tip J.X.A-5.A și cu microscopul electronic tip Tesla BS-242-A, care produc microfisurări întîrziate ale sudurii.

7. Microdefectele cele mai frecvente observate la sudare prin procedeul WIG, sînt incluziunile de oxizi, provenite din metalul de ados forjat dacă conține suprapuneri de material, și porozitatea sudurii, dacă gazul protector Ar, are puritate redusă.

Tot în cazul sudurii WIG a oțelului VCW85, utilizînd ca metal de ados bare forjate din oțel MoCN15, aderența sudurii la metalul de bază scade, dacă energia liniară depășește  $2 \cdot 10^6$  J/m.

Au fost observate în această situație și fisuri în zona de trecere, care au apărut numai în cazul sudurii cu energii liniare mari.

Intrucît aceste defecte nu apar la utilizarea unui metal de adaos VCW85, se presupune că participarea mărită a metalului de bază VCW85, în combinație cu oțelul MoCN15 este defavorabilă în raport cu metalul de bază VCW85.

8. Noii electrozi elaborați  $E_1$  și  $E_2$  avînd un conținut de 3% Co, măresc atît aderența metalului depus față de metalul de bază, cît și rezistența la șoc termic.

Rezistența la uzură pe care o asigură metalul depus cu acești electrozi este comparabilă cu rezistența asigurată de electrozii Inter Alloy IWE, fiind mai redusă însă față de rezistența asigurată de electrozii E 2.50 STAS 7241-69.

9. Este utilă elaborarea pe scară industrială a electrozilor E 3.50 STAS 7241-69 echivalenți electrozilor Castolin 6806, pentru sudarea oțelurilor de tip VCW85. La fabricarea acestui tip de electrozi este necesară continuarea cercetărilor în vederea utilizării pulberilor de ferowolfram cu granulația sub 0,1 mm, pentru evitarea formării incluziunilor exogene de ferowolfram, care pot genera microfisurări întîrziate ale sudurii.



## 5. INCHEIERE

Cercetările efectuate în cadrul lucrării, scot în evidență următoarele aspecte originale:

1. Particularizarea relațiilor câmpului termic de la sudare, pentru piese masive și ridicarea unei nomograme (fig.3.10), care permite stabilirea temperaturii de preîncălzire a metalului de bază, în funcție de viteza de răcire impusă. Nomograma este construită pentru oțeluri aliate, avînd conductivitatea termică între 20-42 W/m.K, și pentru energii liniare relativ reduse, avînd valori pînă la  $4,2 \cdot 10^6$  J/m.

Prin folosirea metodei propuse, pot fi construite nomograme asemănătoare pentru orice calități de oțeluri și pentru orice energii liniare, utilizate în practica sudării.

2. Construirea unor diagrame, prin sistematizarea datelor existente, privind tratamentele termice ale oțelurilor pentru matrițe, diagrame care pot fi utilizate și în cazul preîncălzirii, sau a detensionării după sudare a matrițelor. Cele mai reprezentative diagrame care permit o utilizare mai comodă și mai precisă a datelor cunoscute, sînt prezentate în fig.1.17, 1.18, 1.20, 1.21, 1.22, 2.6.

3. Pentru preîncălzirea matrițelor în vederea sudării, s-a construit o instalație de încălzire cu flacără gaz metan-aer și s-a mai adaptat pentru acest scop o instalație de încălzire prin rezistență de contact și prin inducție.

4. Realizarea unei instalații pentru simularea ciclurilor termice și pentru înregistrarea acestora, cu ajutorul căreia au fost determinate ciclurile termice caracteristice, care afectează minim proprietățile metalului de bază.

5. Introducerea unei metodici noi pentru marcarea zonelor din care se extrag replicile necesare cercetării la microscopul electronic Tesla B.S - 242 A a microincludiunilor dintr-o sudură (punctul 4.4.4).

6. Elaborarea unui nou tip de electrod pentru încărcarea prin sudare a matrițelor, avînd un conținut de 3% Mo, 3% Ni, 3% Co, compatibil atît cu oțelul MoCN15, cît și cu oțelul VCW85, care asigură o bună aderență la metalul de bază și o bună rezistență la uzură.

7. Cercetarea și stabilirea unei tehnologii optime de încărcare prin sudare, a matrițelor din oțelurile MoCN15 și VCW85, cu introducerea în exploatare a cercetărilor la întreprinderea de autocamioane Brașov. Au fost încărcate prin sudare matrițele pentru reperiile 1300-6070-2522, 1300-6070-208 și 1300-8443 care au avut o comportare superioară în exploatare.

Lucrarea prezintă în ansamblul ei un instrument util de lucru pentru cei care efectuează lucrări de sudare în domeniul oțelurilor aliate. Datele teoretice și practice prezentate pot fi utilizate în practica industrială.

Timișoara, decembrie 1975

BIBLIOGRAFIE

- [1] Aldřev, D.A., ș.a., - Opredelenie optimalinfn uslovii inducțio-  
nooi naplavki iznosostoikih splavov. In : Svarocinoe proizvodstvo  
Nr. 2, 1974, pag. 23-26.
- [2] Anders, W., Hohn, W., - Schweissen mit Pulverdraht ohne von  
aussen zu-geführte Schutzstoffe. In ziss-mitteilungen, Halle  
Nr.1/1964, pag.150-155.
- [3]. Arnold, A., - Developament and selection of filler metals for  
bulk welding. In : Welding Journal, nr. 2, 1968 pag.109.
- [4]. Avram, I., Sălăgean, T., - Procedee conexe sudării. București,  
Editura tehnică, 1968.
- [5]. Azizova, S.H., Lianin, K.V., - Issledovanie proțessa plavleniia  
i perenosa elektrodnoogo metalla pri svarki poroskovoi provolokoi  
In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr.8, 1969, pag. 8-10.
- [6]. Barnby, J.T., Baylliss, - The crack rezistance of hot-work die  
steels. In : Metal Forming Nr. 6, iunie, 1969, pag. 157-162.
- [7]. Bagreanski, K.C., ș.a., - Razrușenie naplavlennogo metalla i le-  
ghirovannfn stallei pri ciklicieskin teplovfn udarah. In : Sva-  
rocinoe proizvodstvo Nr. 8, 1964, pag. 15-18.
- [8]. Beck, G., - Über die Beanspruchung vor Schmiedegeseken durch  
Wärme. Diss. Technische Hochschule Hannover, 1957.
- [9]. Becker, H.J., - Utilizarea economică a oțelurilor pentru preluc-  
rări la cald, turnare sub presiune, extrudare și matrițare.  
Ediție specială din : Zeitschrift für Wirtschaftliche Fertigung  
64 (1969). Broșura din 7 iulie pag. 353-357, Freiburg, Rudolf  
Haufe Verlag.
- [10]. Beiulescu, G.E., Năgcușiu, T., - Metode fizice de analiză a  
urmelor. București, Editura tehnică, 1974.
- [11]. Beliskii, E.I., ș.a., - Naplovka stampov dia goreacei ștampovki.  
In : Cuznecino stamповocinoe proizvodstvo nr.5, 1967, pag. 44.
- [12]. Belov, V.V., ș.a. - Vlianie termicieskin ciklov svarki na hrupkoe  
razrușenie stallei gruppi H 3 SSVFm. In : Svarocinoe proizvods-  
tvo Nr. 11, 1971, pag. 3.
- [13]. Belocur, I.P., Aliter, V.F., - Elektroinduktivnfi metod oprede-  
leniia coefițienta zapolneniia poroșcoi provoloki șihtoi. In :  
Automaticiescaia svarka, Nr.10, 1970, pag. 55.
- [14]. Berinde, I., - Incărcarea cu jet de plasmă a metalelor și alia-  
jelor cu carburi greu fuzibile. In : Construcția de mașini

- Nr. 7, 1968, pag. 428-433.
- [15]. Bernadskii, V.N., ș.a., - Novŕe sposovŕ naplavki. In : Avtomatichieskaia svarka, Nr. 5, 1974, pag. 67 - 70.
- [16]. Birks, L.S., - Electron Probe Microanalysis. Interscience New-York London, 1963.
- [17]. Birks, L.S., - Electron Probe Microanalysis Wiley, New-York, 1972.
- [18]. Boldirev, A.M., ș.a., - Upravlenie cristalizaŕiei metalla pri svarke plavleniem. In : Svarocinoe proizvodstvo Nr.6, 1971, pag. 35-37.
- [19]. Bruk, B.I., - Studiul prin metoda autoradiografiei a repartiŕiei elementelor de aliere în cusătură. In : Sudura, Culegere de traduceri, București, IDT, 1969, pag. 30.
- [20]. Chirișă, V., ș.a., - Matrișarea la cald a metalelor. București, Editura tehnică, 1968.
- [21]. Ciecotilo, L.V., Martin, V.M., - Svarka jarostoikih stalei v zascitnih gazah. In : Avtomatichieskaia svarka Nr. 8, 1970, pag. 51-53.
- [22]. Contorovici, I.E., - Tratamentul termic al oțelului și al fontei, București, Editura tehnică, 1953.
- [23]. Demidovici, E.A., ș.a., - Iznosostoikaia naplavka prokatnih valkov pod keramichieskim fliusom. In : Svarocinoe proizvodstvo Nr, 12, 1964, pag. 21.
- [24]. Doncienko, E.A., ș.a., - Vlianie rejima i materialov na obrazovanie leghirovannih prosloek v zone naplavke. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr.7, 1969, pag. 16-17.
- [25]. Drăghici, G., - Sudarea cu condensatori a termocuplelor subțiri pe capul cuțitelor de strung. In : Metalurgia și construcția de mașini, Nr. 10, 1956.
- [26]. Dragomir, I., Rusu, E., - Rolul fenomenelor de suprafață în germinarea, creșterea și îndepărtarea incluziunilor nemetalice. In : Metalurgia, Nr. 6, 1973, pag. 351 - 356.
- [27]. Dulămișu, T., - Alegerea și tratamentul termic al oțelurilor de scule. București, Editura tehnică, 1963.
- [28]. Eichhorn, F.W., - Untersuchungen über das Plasmaurtrag - schweissen. In : Schweissen und Schneiden, Nr. 12, 1967, pag. 570-575.
- [29]. Ereemeev, V.B., - Vlianie sostova leghirovannih borom, hromonikelevnih splavov na ih tverdosti. In : Avtomatichieskaia svarka, Nr. 6, 1969, pag. 71.

- [30]. Erohin, A.A., - Sposobv vvivoda ultrazukovih kalebanii v svorociniu vannu. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr.5, 1960.
- [31]. Feustel, E., - Hohe schweissgeschwindigkeit bei WIG schweissen mit Zusatzdraht. In : Der Praktiker Nr. 12, 1968, pag 289-290.
- [32]. Filiugin, A.A., s.a., - Vlianie rejima dvuelectrodnoi dugovoi naplavki porogcovimi provolokami pod fliusom na himicieskii sostov naplavlennogo metalla. In : Svarocinoe proizvodstvo Nr.4, 1971, pag. 37-39.
- [33]. Fomin, V.V., s.a., - Vlianie predoritelinogo podogreva provoloki na rejim i proress gazoelektriciescoi svarki. In : Avtomaticieskaia svarka, Nr. 6, 1974, pag. 38-40.
- [34]. Frumin, I.I., s.a. - Avtomaticiescaia electrodugovaia naplavka. Harkov, Metallurghizdat, 1961.
- [35]. Geller, Iu.A., - Instrumentalinfe stali. Moskva, Metalurghizdat, 1961.
- [36]. Gruzdev, B.L., s.a. - Vlianie vnesnego magnitnogo polia na strukturu i svoistva soedinenii nikellevih jaroprocinih splavov. In : Avtomaticiescaia svarka, Nr.9, 1973, pag. 72 - 73.
- [37]. Guliaev, - Metalurgie fizicã, București, editura tehnicã, 1960
- [38]. Hashimoto, V., s.a., - Weld thermal cycle control of structural steels. In : Journal of the Japan Society of mechanical engineers mai 1968, pag. 594 - 603.
- [39]. Hiller, H.M., - Formenbaustähle fur Druckgiesswerkzeuge und kokilen. In : Technischer Bericht 9/60 Ausgabe Mai 1960.
- [40]. Houdremont, E., - Handbuch der Sonderstahlkunde Springer- Verlag Berlin/Göttingen/Heidelberg 1956.
- [41]. Houdremont, E., - Spețialnfe stali. Metallurghizdat, 1960
- [42]. Hollock, B.V., s.a., - Granular metal filler metals for arc Welding. In : Welding Journal, nr.3, 1967.
- [43]. Holloway, J.R., Hopkins, A.D., - Effect of cobalt on the fracture toughness of a nickel-molibdenum not-work die steel. In : Journal of the Iron and Steel Institute Nr.10, octombrie 1971, pag. 813 -818.
- [44]. Holloway, J.R., Hopkins, A.D., - Cobalt improves a die Steel, In : Metal Forming vol. 38, Nr. 6, iunie 1971, pag. 142-151.
- [45]. Höschel, K., - Stickstoffaufnahme beim schutzgassschweissen. In : Schweisstechnik, Nr.3, 1969, pag.110-115.
- [46]. Hrenov, K.K., - Keramicieskie fliusi dlia avtomaticiescoi svarki, In : Avtomaticiescaia svarka, Nr. 12, 1960.

- [47]. Yamamoto, S., - Vilianie ultrazvukovih kolebanii i magnitnogo peremešivanie, na svoistva svarnih švov titana i ego splavov. In : referativnii jurnal svarke Nr. 12, referat 12 s. 28, 1966.
- [48]. Ionescu, I.Gh., Scorobețiu, L., ș.a., - Normalizarea cu flacăra gaz metan-aer a oțelurilor de tip Cr-Mo-V. In : Suletinul Institutului Politehnic Iași, seria nouă, tomul XII (XVI). Fasc. 3-4, 1966 pag. 379 - 385.
- [49]. Ionescu, I.Gh., Scorobețiu L., ș.a., - Ameliorarea structurii sudurilor realizate la temperaturi joase, prin tratamente termice cu încălzire electrică. In : Comunicările celei de a V-a conferințe de sudură și încercări de metale. Timișoara, septembrie, 1965, pag. 43-50.
- [50]. Ionescu, I.Gh., Scorobețiu, L., - Contribuții la stabilirea tehnologiei sudării în CO<sub>2</sub>, a oțelurilor carbon de calitate și slab aliate expuse diferitelor temperaturi. In : Comunicările celei de a VI-a conferințe de sudură și încercări de metale, Timișoara, septembrie, 1969, pag. 5-14.
- [51]. Ionescu, I.Gh., ș.a., - Contribuții la realizarea matrițelor, a ștanțelor și la mărirea durabilității lor prin sudarea de încărcare. Extras din Lucrări științifice, vol. V, Institutul Politehnic Brașov, 1961.
- [52]. Ionescu, I.Gh., ș.a., - Realizarea matrițelor și ștanțelor prin sudarea de încărcare. In : A III-a consfătuire de sudură și încercări de metale, Vol. II, Timișoara, 1959.
- [53]. Ioneșcu, I.Gh., Scorobețiu, L., ș.a., - Utilaj pentru tratamentul termic prin flacăra gaz-metan. In : Comunicările celei de a V-a conferințe de sudură și încercări de metale, Timișoara, septembrie, 1965, pag. 369-375.
- [54]. Ionescu, I.Gh., Marga, Gh., - Construcția transformatorului de sudare reglat în curent continuu pentru automatizarea tratamentului termic al sudurii. In : Comunicările celei de a V-a conferințe de sudură și încercări de metale. Timișoara, septembrie 1965.
- [55]. Iarkovoi, V.S., ș.a., - Dliželinaia procinosti osnovnogo metalla i svarnih soedinenii stălei H 18 N9 i H 16 N 9 M 2. In : Avtomaticeskaia svarka, Nr.6, 1969, pag. 38-40.
- [56]. Irmer, W., Hentschel, K., - Plasmaauftragschweissen pulverförmiger Zusatzwerkstoffe. In : Schweißtechnik Nr.5, 1969, pag. 193-197.

- [57]. Ivocikin, I.I., Steklov, I., - O perspektivah primeniia poroskoobraznogo prisadocinogo metalla pri svarke plavlaniem. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr. 6, 1969, pag 33-35.
- [58]. Jdanov, I.M., s.a., - Vlianie elektromagnitnogo peremesivaniia vannf na stoikosti svov protiv goreacin trescin. In : Avtomaticieskaia svarka, Nr.9, 1971.
- [59]. Kannappan, B.E., - Wear in forging dies. In : Metal Forming, Nr.12, 1969, pag. 335-343.
- [60]. Karpenko, V.A., s.a., - Vibor temperaturf pred<sup>v</sup>oritelnogo podogreva pri naplavke stampov. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr.1, 1970, pag. 24-26.
- [61]. Karpenko, V.M., s.a., - Vlianie submikroskopiceskih vklucienii v naplavlennom metalle na stoikosti stampov. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr.12, 1972, pag. 15.
- [62]. Klementov, V.I., s.a., - <sup>Novie</sup> Elektrodi dlia naplavki. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr.8, 1974, pag. 46-47.
- [63]. Kasatkin, B.S., s.a., - Nizkolegnirovannie visokoprocinnne stali dlia svarnih konstrukcii. In : Avtomaticieskaia svarka, Nr.7 1966.
- [64]. Kohovskii, V.N., s.a., - Snijenie sodержanie ugleroda v metalle sva pri rucinoi svarke nerjaveiucei stali. In : Avtomaticieskaia svarka, Nr.6, 1970, pag. 18-21.
- [65]. Kondratiev, T.A., s.a., - Poroscovaiia provoloka dlia naplavki sloia hromomolibdenogoi stali. In : Avtomaticieskaia svarka, Nr.4, 1969, pag. 71.
- [66]. Koritkii, G.G., s.a., - Vlianie sostava karbonatnogo fliuritnogo pokritiia na perenos elektrodnoogo metalla. In : Avtomaticieskaia svarka, Nr. 7, 1970.
- [67]. Koromzav, V., s.a., - Incărcarea prin sudare a matrițelor. In : Zvaranie Nr.6, 1968, pag. 1968-1972.
- [68]. Kotov, G.N., s.a., - Vlianie dispersnosti lighiruiucei prisadki v pokrftii na odnorodnoști metalla, sva. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr. 2, 1970, pag. 6-7.
- [69]. Kropf, J., - Confectionarea economică a matrițelor. Traducere din limba germană, București, IDT, 1954.
- [70]. Kubriavtsev, M.A., s.a., - Vlianie rejima argonodugovoi svarki na razmeri sva. In: Avtomaticieskaia svarka, Nr.11, 1969, pag. 15 - 18.
- [71]. Kuldinov, V.D. Panov, V.I., - Efektivni K.p.d. dughi pri poluavtomaticieskoj svarke s ispolizovaniem keramičieskih sterjnei. In : avtomaticieskaia svarka, nr.3, 1973, pag. 72.

- [72]. Lamzin, A.G., ș.a., - Vlianie structurî naplavlennogo metalla na iznos pri țiklicescih teplosmenah. In: Avtomaticiescaia svarca Nr.1, 1971, pag.55.
- [73]. Lange, K., - Die Arbeitsgenauigkeit beim Gesenkschmieden untern Hammern. Diss. Technische Hochschule Hannover, 1953.
- [74]. Leinaciuk, E.I., Parfesso, G.I., - Vlianie vanadiia k sklonosti naplavlennogo metalla k goriacim treșcinan. In: Avtomaticieskaia svarca, Nr.1, 1969, pag.14-17.
- [75]. Lindh, D.V., - The Influence of weld Defects on Performance. In: Welding Journal Nr.2, 1969, pag.45.
- [76]. Liubvig, Iu.I., ș.a., - Griaciaia tverdosti jaroprocinîh splavov In: Avtomaticiescaia svarca, Nr.1, 1969, pag.69-70.
- [77]. Lunnevskii - Reziliența pieselor recondiționate prin sudare. In: Svarocionoe proizvodstvo, Nr.10/1969, pag.25-26.
- [78]. Lupescu, I., Micloși, V., - Sudarea oțelurilor aliate. București, Editura tehnică, 1971.
- [79]. Micșă, I., - Contribuții la încărcarea prin sudare a sculelor așchietoare. Teză de doctorat. Institutul politehnic Timișoara, 1973.
- [80]. Malissa, H., - The Present Status of Electron Probe Microanalysis Internațional symposium Birmingham London, Butterworths, 1969, pag.479.
- [81]. Marinescu, F., - Oțeluri pentru matrițe și tendințe actuale de utilizare a noi sortimente. In: Metalurgia, Nr.7/1970, pag.454.
- [82]. Maynier, Ph., ș.a., -Etablissement d'une equivalence entre temps et la temperature d'austenitisation. Application aux traitements termic et an soudage. Revue de Metallurgie, Nr.12, 1966.
- [83]. Matiskibov, M.M., ș.a., - Pribor dlia opredeleniia mgnovennoi scorosti ohlajdeniia okoloșovnoi zoni. In: Avtomaticiescaia svarca, Nr.6, 1969, pag.70.
- [84]. Meitzner, C.F., ș.a., - Microcracking and Delayed cracking in Weld Quenched and Tempered Steels. In: Welding Journal, Nr.9, 1966, pag.393.
- [85]. Melovar, B.I., ș.a., - Vlianie Bora na svoistva i svarivaemosti splavov na nikelvoi osnove. În: Avtomaticiescaia svarca, Nr.2, 1969, pag.15-18.
- [86]. Million, A., Million, C., - L'hydrogen dans les aciers et dans les joints soudes, Paris, Dunod, 1971.
- [87]. Million, A., - Sudarea automată sub flux cu două sîrme. In: Consfătuirea de sudură și încercări de metale, vol.I, Timișoara 1959.



- [88]. Mulvey, T., - Quantitative Electron Probe Microanalysis NBS Special Publication Nr.298, Wasington, 1968, pag. 81.
- [89]. Müller, P., - Influența sudării sub flux asupra rezilienței. In : Culegerea de material documentar. Sudarea automată și semiautomată sub flux, București, I.D.T., 1967.
- [90]. Nazarov, I., - Defectoscoapie nedistructivă, București, Editura tehnică, 1969, pag. 104.
- [91]. Nippes, E.F., - A Method of Investigating Low-Cycle Thermal Fatigue. In : Welding Journal, Nr.8, 1967, pag. 371
- [92]. Oparin, I.I., Frumin, I.I., - Issledovanie raspredelenia leghiruiuscih elementov v naplavlennom metalle. In : Avtomaticheskaja svarka, Nr.5, 1969, pag. 21-23.
- [93]. Philbert, J., Tixier, R., - Quantitative Electron Probe Microanalysis, NBC special Publication, Nr. 298, Wasington, 1968, pag. 13.
- [94]. Podgaetkii, V.V., ș.a., - Sovremennoe sostoianie razrabotki i issledovaniia svarocinih fliusov. In : Avtomaticheskaja svarka Nr. 5 , 1970, pag.13-17.
- [95]. Ponovko, V.M., ș.a., - O koeffițientah i rasciete himiciescogo sostova metalla pri naplavke. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr.8, 1970, pag. 33-35.
- [96]. Ponovko, V.M., ș.a., - Vlianie nekotornh parametrov tehnologii napalavke stampov elektrodami OZI - 3 na ih stoikosti. In : Svarocinoe proizvodstvo Nr.7, 1974, pag. 28-30.
- [97]. Popov, V.S., Sumkin, V., - Vlianie nemetalichieskih vključenii na iznosostoikosti naplavlennogo metalla v abrazivnoi srede In : Svarocinoe proizvodstvo Nr. 12, 1969, pag. 39.
- [98]. Popovici, V., Ivancenکو, A., - Utilajele sudării electrice, București, Editura Didactică și Pedagogică, 1968.
- [99]. Pospelov, I.G., ș.a., - Vlianie termiciescogo țiklia svarki na nekotorie svoistva svarnih soedinenii martensitnostareiușcei stali H 18 K 9 M 5 T. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr.8, 1971, pag. 35.
- [100]. Potapov, V.N., ș.a., - Gorelka dlia dvuhdugovoi svarki plaviascimsia elektrodom v zașcitnom gaze. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr. 2, 1970, pag. 49.
- [101]. Prohorov, N.N., ș.a., - Vlianie rejima svarka i himiciescogo sostava osnovnogo metalla na pervicinuiu strukturu metalla șva. In : Avtomaticheskaja svarka, Nr.3, 1974, pag. 7-9.
- [102]. Rancu, N., Tövissi, L., - Statistica matematică cu aplicații în producție. București, Editura Academiei, 1963.

- [103]. Razikov, M.I., ș.a., - Issledovanie stoikosti naplavlennogo metalla pri kontaktno udornom nagruženii . In : Avtomaticheskaiia svarka, Nr. 11, 1966, pag. 36-39.
- [104]. Kein, O.R., ș.a., - O nagreve poroscovoi provoloki pri svarke. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr. 2, 1971, pag. 32-33.
- [105]. Riabov, B.F., ș.a., - Vlianie ultrazvukovoi obrabotki, na ustalostnuiu procinosti stalinfh detaiei, naplavlennfh bronzoi. In: Fiz. Him.Meh. Materialov, Nr.5, 1974, pag. 109-111.
- [106]. Kikalin, N.N., - Berechnung der Wärmevergange beim schweissen. Berlin Verlag Technik, 1957.
- [107]. Roșcin, V.V., ș.a., - Raschet nimichiescogo sostava premejutocinfh sloev naplavlennogo metalla pri svarke raznorodnfh stalei. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr. 9, 1970, pag. 27-28.
- [108]. Kozikov, M.I., ș.a., Naplavka stampov goreacei stampovki. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr.2, 1970, pag. 23.
- [109]. Russo, V.L., - Studiul influenței oscilațiilor elastice de diferite frecvențe asupra cristalizării băii de sudură. In : Sudarea, culegere de traduceri, București, IDT, 1959, pag. 3-17
- [110]. Sodomirskii, M.M., ș.a., - Tehnologichieskie svoistva ștampovfh stalei. In : Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov, Nr. 2/1970, pag. 75.
- [111]. Saenger, J.F., Manz, A.F., - Gas Tungsten-Arc Welding. In : Welding Journal, Nr.5, 1968, pag. 387.
- [112]. Sălăgean, T., - Fenomene fizice și metalurgice la sudarea cu arcul electric a oțelurilor, București, editura Academiei, 1963.
- [113]. Sălăgean, T., - Oțeluri pentru structuri sudate, Timișoara, editura Facla, 1974.
- [114]. Sălăgean, T., Geția, V., - Utilizarea ferosiliciului în inveligul electrozilor pentru sudarea cu arcul electric. In : Studii și cercetări științifice tehnice, Nr.1-2, 1959. Baza de cercetări științifice, Timișoara..
- [115]. Samanin, M.V., - Cîteva probleme în legătură cu cristalizarea metalului cusăturii la sudarea cu arc. In : Sudarea, Culegere de traduceri, București, IDT, 1959, pag. 18-30.
- [116]. Sașkov, A.N., - Nedefișitnfe prisadocinfe materialf dlia iznos-sostoikoi naplavki. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr. 3, 1969, pag. 45 - 47.

- [117]. Scorobețiu, L., - Cercetări privind alegerea procedurii de încălzire prin sudare a matrițelor de forjă. In : Buletinul Universității din Brașov, Seria A Mecanică Aplicată, Construcția de mașini, vol. XV, 1973.
- [118]. Scorobețiu, L., Giacomelli, I., - Propuneri pentru o interpretare mai complexă a rezultatelor încercării de încovoiere prin soc. In : Standardizarea Română, Nr.11, 1973, pag. 570-571.
- [119]. Scorobețiu, L., - Cercetări privind variația rezistenței electrice a miezului electrozilor tubulari pentru sudare. In : Buletinul Universității din Brașov, seria A - Mecanică aplicată, Construcția de mașini, vol. XIV, 1972.
- [120]. Scorobețiu, L., - Generator de plasmă. Brevet de invenție, Nr. 51763 din 23 martie 1969.
- [121]. Scorobețiu, L., - Preîncălzirea parțială a matrițelor. In : Buletinul Universității din Brașov, Seria A - Mecanică, Aplicația, Construcția de mașini, vol. XVI, 1974.
- [122]. Scorobețiu, L., Giacomelli, I., - Considerații privind ecrusarea oțelurilor în timpul deformărilor plastice la rece. In : Buletinul Universității din Brașov, Seria Mecanică aplicată - Construcția de mașini, vol. XVII, 1975.
- [123]. Seenko, I.N., ș.a., - Inducționaia naplavka kompozitionnogo splavov na osnove litogo carbida wolframa. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr.6, 1974, pag. 38-40.
- [124]. Seferian, D., - Metalurgie de la soudure, Paris Dunod, 1965.
- [125]. Simonson, R.D., - Mit " heissem Draht " - eine Variante des Lichtbogenschweissens. In : Schweissen und Schneiden Junie Heft 6, 1972, pag. 223-225.
- [126]. Smirnov, A.G., ș.a., - O soputstvuiuşcem podogreve pri svarka stali 25 H SNVFA. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr. 9, 1965, pag. 1-5.
- [127]. Sorokin, L.I., ș.a., - Perehod elementov iz elektroda v naplavlennii metall. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr. 5, 1974, pag. 5 - 6.
- [128]. Sraemann, M., ș.a., - Zavisimosti mehanicieskin svoistv okologovnoi zonoj konstrukcionnih stalei ot termiciescogo Ńikla svarki. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr.11, 1966.
- [129]. Stolbov, V.I., ș.a., - Rabotosposobnosti dvuelektrodnih gorelok dlja svarki trekhfaznoi dugoi. In : Avtomaticeskaia svarka, Nr.4, 1974, pag. 65-69.

- [130]. Surgeanu, I., Dihoru, V., - Tendințe noi în clasificarea și simbolizarea electrozilor de sudură. In : Curs de perfecționare în domeniul sudurii. Vol. 2, 1970, pag. 82, Institutul politehnic Timișoara.
- [131]. Surgeanu, I., - Particularități constructive ale înveligurilor și influența lor asupra proprietăților electrozilor. In : curs de perfecționare în domeniul sudurii, Vol. 2, 1970, pag. 24. Institutul politehnic Timișoara.
- [132]. Surgeanu, I., ș.a., - Tehnologii pentru încărcarea prin sudare și metalizare ; Aplicații la fabricarea pieselor noi și la repararea pieselor uzate . In : Sudarea B.I.T., Nr. 4, 1974, pag. 3 - 27.
- [133]. Seenko, I.N., - Novye elektrody dlia iznosostoikoï naplavki. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr. 8, 1966, pag. 22 - 25.
- [134]. Schumann, H., - Metalurgie Fizică, București, editura Tehnică, 1962.
- [135]. Schmidt, I., ș.a., - Masinelles Verbindungsschweissen mit metalpulverzusatz. In : Deutsche Englische Schweisstechnische Gemeinschaftstagung Vorträge, Düsseldorf April, 1967.
- [136]. Smikov, A.A., - Indrumător pentru tratamente termice, București editura tehnică, 1966.
- [137]. Thier, H. - Metallurgie des Auftragschweissens mit kobalthartlegierungen. In : Schweissen und Schneiden, Nr.4, 1973, pag. 120.
- [138]. Tkaciev, V.N., ș.a., - Vibor optimalnîn rejimov inducționnoi naplavki. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr. 3, 1970, pag. 38 - 40.
- [139]. Tschenke, G., ș.a., - Termische Vorgänge im Übergangsgebiet beim Lichtbogenschweissen von Baustählen. In : Schweissen und Schneiden, Nr.7, 1963.
- [140]. Tudoran, P., - Influența încălzirii la 150°C asupra stabilității dimensionale și ovalității inelelor de rulmenți din oțel Rul 1, supuse unor regimuri diferite de tratament termic. In : Buletinul Universității din Brașov, seria A, Mecanică, vol. XIV, 1972.
- [141]. Vadivasov, D.G, ș.a., - O himiciescoi neodnorodosti metalla, naplavlennogo pod leghiruiuşcim keramiceskim fliusom ANK-18. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr.4, 1971, pag.39.
- [142]. Valea, I., Vlad, I., - Electrozi și fluxuri de sudare, București, editura Tehnică, 1971.

- [143]. Vasile, I., Dinu, C., - Confecționarea matrițelor bimetalice. Experiența uzinelor Semănătoarea, București, 1965.
- [144]. Verevkina, N.N., ș.a., - Kascetone opredelenie rejimov naplavki i svarki. In : svarocinoe proizvodstvo, Nr.3, 1971, pag. 23-26.
- [145]. Verevkina, N.N., ș.a., - Naplovocinfe materialf povîșaiușcie stoicosti valcov goreacei prokatki trub. In Svarocinoe proizvodstvo, Nr. 5, 1971, pag. 41-43.
- [146]. Voldirev, A.M. - Upravlenie kristalizașiei metalla pri svarke plevleniem. In : Svarocinoe proizvodstvo, Nr. 6, 1971, pag.35
- [147]. Winn, W.H., ș.a., - Welding at higt field steels. In : Welding Journal, mai 1968.
- [148]. Worting, A.G., Geffner, I., - Prelucrarea datelor experimentale, București, Editura tehnică, 1959.
- [149]. x x x - STAS 492-67. Incercarea duritășiei prin metoda Vickers.
- [150]. x x x - STAS 1400-69. Incercarea de încovoiere prin șoc.
- [151]. x x x - STAS 3611-66. Oșeluri aliate pentru scule. Mărci și condișii tehnice.
- [152]. x x x - STAS 7194-65.Sudabilitatea oșelurilor.Llem.de bază.
- [153]. x x x - STAS 7241-65.Electrozi înveliși pentru încărcarea prin sudare cu metal avînd proprietăși speciale.
- [154]. x x x - STAS 7400-66. Incercarea de încovoiere prin șoc la cald
- [155]. x x x - STAS 7501-66. Analiza dilatometrică.
- [156]. x x x - Catalog îndrumător pentru oșeluri de scule, București, editura tehnică, 1951.
- [157]. x x x - Metalurgia sudării. București, Centrul de documentare și publicașii tehnice ale industriei metalurgice, București 1971.
- [158]. x x x - Sudarea arcatom. București, IDT, 1960.
- [159]. x x x - Interweld Elektroden, R.F.G. Prospect al firmei.
- [160]. x x x - Taschenbuch des Schweissers. Anleitung für Unternalts und Reparaturschweisser. Castolin Lausanne, 1967.
- [161]. x x x - Stabelektroden für Hartauftragungen. In : Gridur, Messer Griesheim GMBH, Nr.4/1970, pag.35.
- [162]. Fühldrähte ( Rohrdrähte). Elektrodenfabrik Oerlikon Bürhle AG 8050 Zürich.
- [163]. x x x - Schweisspulver. Prospect al firmei Oerlikon
- [164]. x x x - Proizvodstvo elektrodov dlia dugovoi svarki v Japonii. In : Svarocinoe proizvodstvo,Nr.9, 1970, pag. 48.

- [165]. x x x - Elektrodi dla dugovoi svarki i naplavki. Naukova, Dumka, Kiev, 1967.
- [166]. Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Verlag Stahleisen Düsseldorf 1961.
- [167]. x x x - Welding fundamental principles and practices. Ottawa, Editura CWB, 1967.
- [168]. x x x - Vorwärmertemperaturen beim Lichtbogenschweißen von stahl. In : Schweißtechnische Informationen M 27-58. Ziss Halle DDR.
- [169]. x x x - Recommendations for the clasification of steels for use in welded structures, I.I.W. - IX - F - 7o4-7o.
- [17o]. x x x - Incălzirea volumică prin inducție cu curent de frecvență medie și joasă. București, IDT, 1963.

# ANEXA 1

Influența elementelor de aliere asupra temperaturilor critice de transformare.

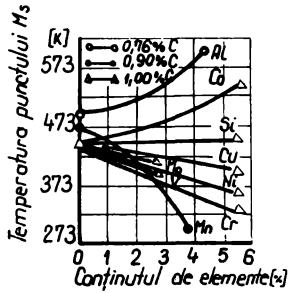


Fig. 1. Influența elementelor de aliere asupra temperaturii punctului Ms [136]

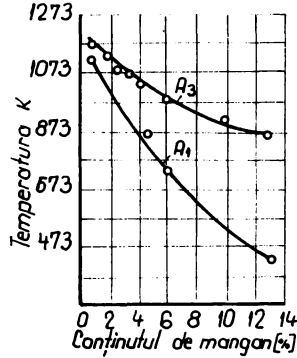


Fig. 2. Influența manganului asupra temperaturilor critice de transformare  $A_1, A_3$  ale aliajelor Fe-Mn [40].

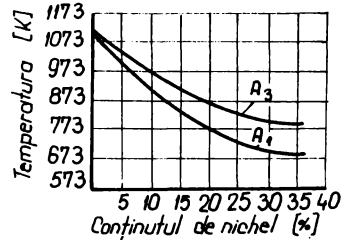


Fig. 3. Influența nichelului asupra temperaturilor critice de transformare  $A_1, A_3$  ale aliajelor Fe-Ni [40].

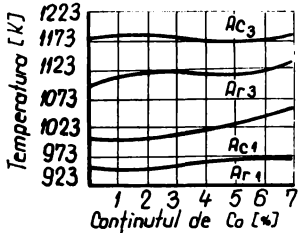


Fig. 4. Influența cobaltului asupra temperaturilor critice de transformare  $A_1, A_3$  ale oțelurilor avind 0,15% C [40].

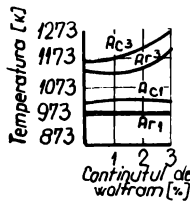


Fig. 5. Influența wolframului asupra temperaturilor critice de transformare ale oțelurilor. [40].

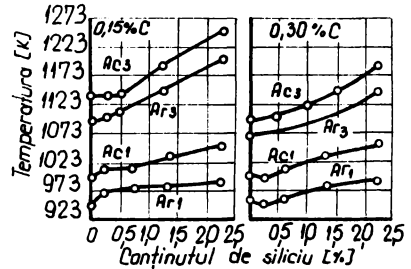


Fig. 6. Influența siliciului asupra punctelor de transformare ale oțelurilor [40].

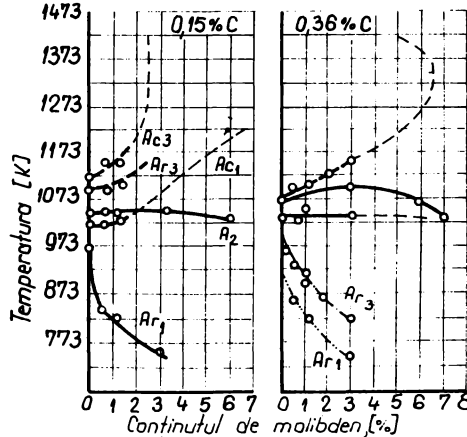


Fig. 7. Influența conținutului de molibden asupra temperaturilor critice de transformare ale oțelurilor.

- 156 -  
**ANEXA 2**

**Influența elementelor de aliere asupra proprietăților fizice a oțelurilor**

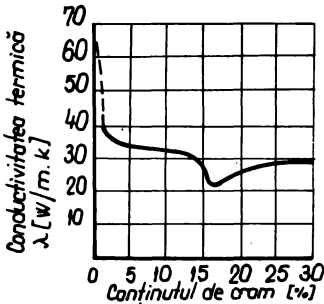


Fig. 1. Variația coeficientului de conductivitate termică în funcție de conținutul de crom a oțelurilor crom [40].

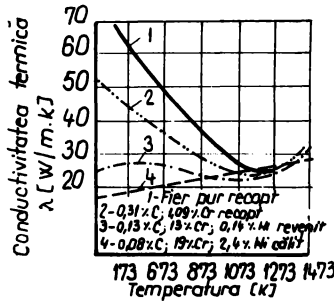


Fig. 2. Variația coeficientului de conductivitate termică a oțelurilor crom în funcție de temperatură [40].

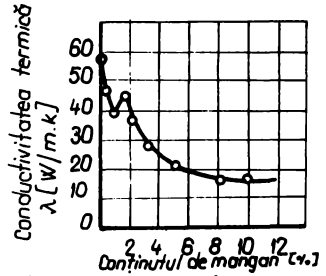


Fig. 3. Variația coeficientului de conductivitate termică a oțelurilor mangan [40].

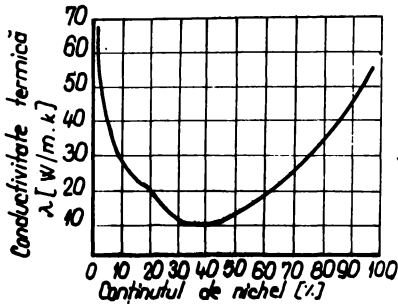


Fig. 4. Variația coeficientului de conductivitate termică a oțelurilor nichel [40].

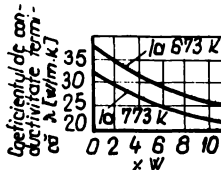


Fig. 5. Variația coeficientului de conductivitate termică a oțelurilor w [30].

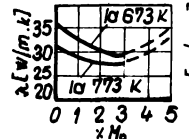


Fig. 6. Variația coeficientului de conductivitate termică a oțelurilor Mo [39].

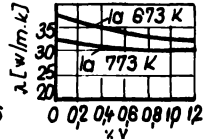


Fig. 7. Variația coeficientului de conductivitate termică a oțelurilor Vanadiu [39].

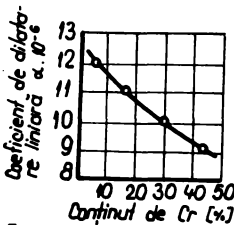


Fig. 8. Variația coeficientului de dilatare liniară între 0-200°C al oțelurilor cu 0,1% C [40].

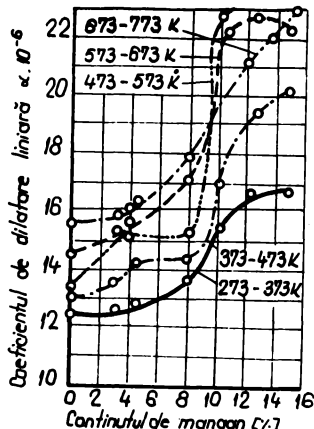


Fig. 9. Variația coeficientului de dilatare liniară a oțelurilor mangan în stare recăpată pentru diferite intervale de temperatură [40].

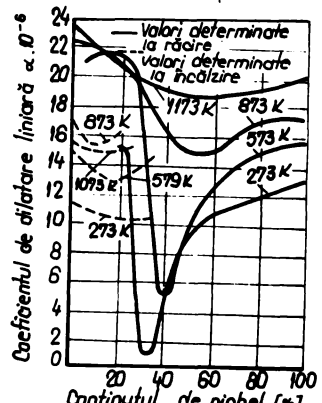


Fig. 10. Variația coeficientului de dilatare liniară a oțelurilor nichel [40].



## ANEXA 3

Acțiunea metalurgică a elementelor de aliere în prezența unor elemente însoțitoare

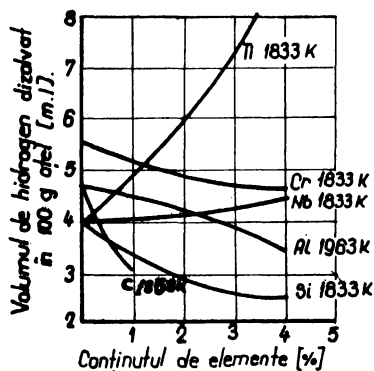


Fig. 1. Influența elementelor de aliere asupra solubilității hidrogenului în oțeluri [112]. Determinările au fost efectuate pentru presiunea de 22 mm col. Hg.

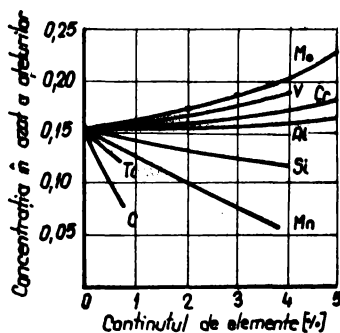


Fig. 2. Concentrația în oțel a oțelurilor în raport cu conținutul în elemente de aliere [112].

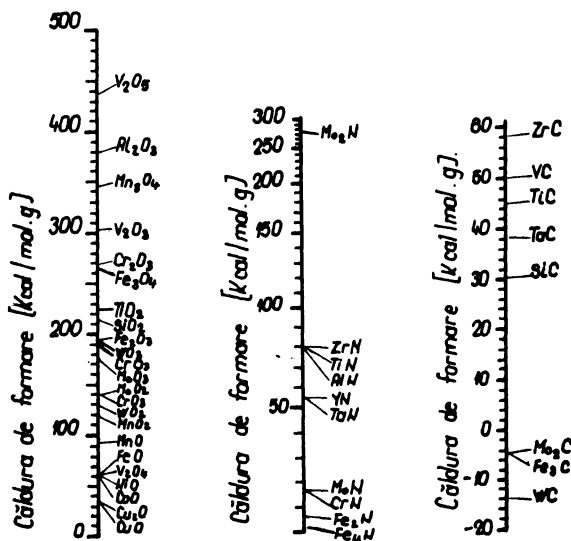


Fig. 3. Efectul termic de formare a unor combinații de elemente de aliere.

INSTITUTUL POLITEHNIC  
Y I I I S O A A  
INDUSTRIEI CENTRALĂ

# ANEXA 4

## Efectele elementelor de aliere asupra structurii și proprietăților oțelurilor

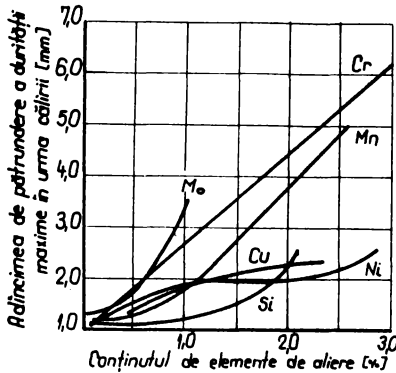


Fig. 1. Influința unor elemente de aliere asupra călibilității [22]

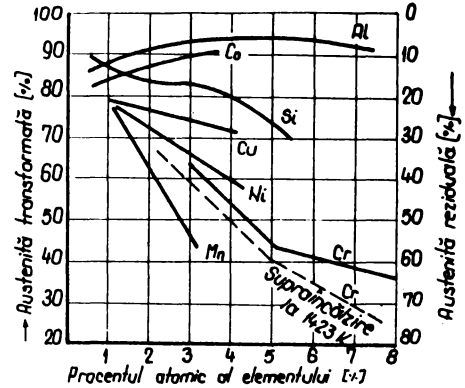


Fig. 2. Influința unor elemente de aliere asupra cantității de austenită reziduală [22]

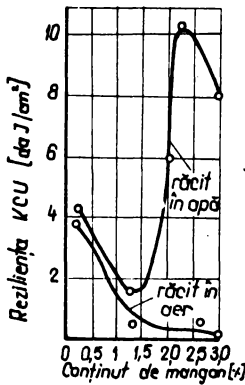


Fig. 3. Variația rezilienței unor oțeluri cu mangan în funcție de modul de răcire după revenire [2]

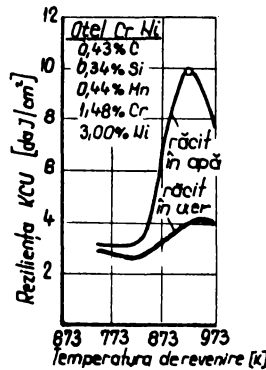


Fig. 4. Influința modului de răcire de la temperatura de revenire asupra rezilienței oțelului Cr-Ni [22]

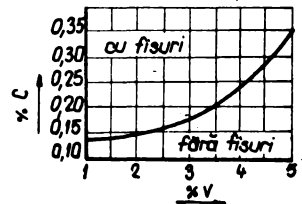


Fig. 5. Influința vitezii asupra fragilității oțelurilor sudate [74]

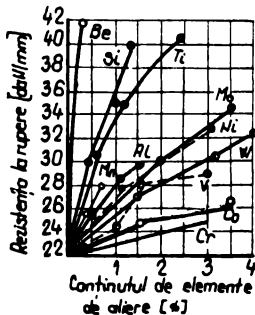


Fig. 6. Influința unor elemente de aliere asupra rezistenței feritei [40].

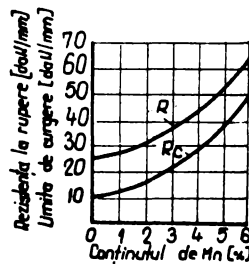


Fig. 7. Influința manganului asupra rezistenței la rupere a oțelului fente normalizat de la 1223 K [40]

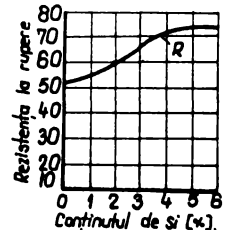


Fig. 8. Influința siliciului asupra rezistenței la rupere a oțelului cu 0,26% C normalizat [40].

- 159 -  
**ANEXA 4 (continuare)**

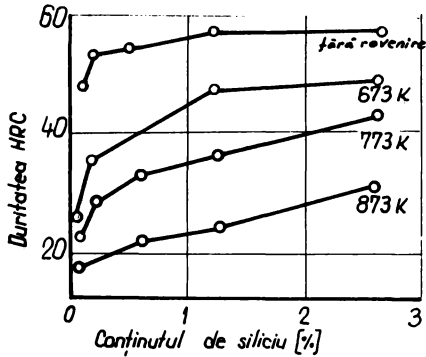


Fig. 9. Influența siliciului asupra durtății unor oțeluri având 0,4% C [35].

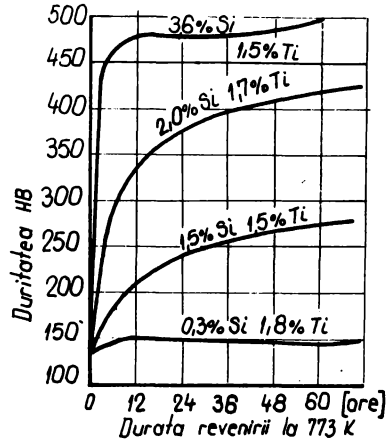


Fig. 10. Influența siliciului asupra durificării prin precipitare a oțelului cu titan călit în apă de la 1273 K [40]

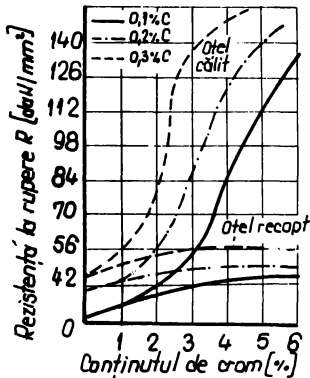


Fig. 11. Influența cromului asupra rezistenței la rupere a unor oțeluri [22]

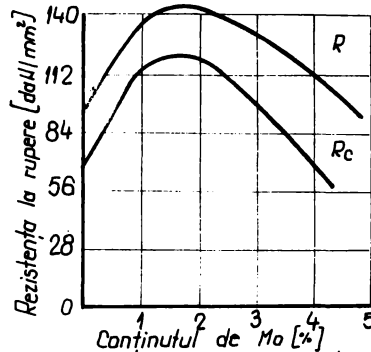
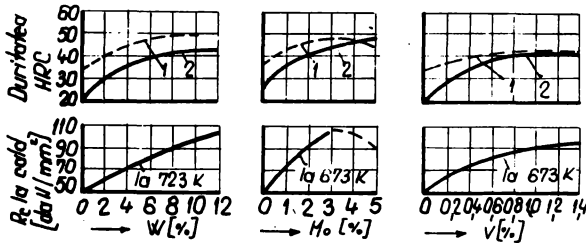


Fig. 12. Influența molibdenului asupra rezistenței la rupere a oțelului cu 0,44-0,55% C călit de la 1203 K în ulei și revenit la 773-823 K [22]



--- 1 - Călire de la 1150° în ulei  
 — 2 - Călire de la 1150° în ulei și revenire 1/2h la 600°C

Fig. 13. Influența wolframului, molibdenului și vanadiului, asupra rezistenței de curgere la cald  $R_c$  și a durtății oțelurilor [39]

NOTATII FOLOSITE IN TEXT

- $a$  : coeficient de difuzabilitate termică [ $m^2/s$ ] .  
 $\alpha$  : coeficient de convecție [ $W/m^2 K$ ]  
 $\alpha_d$  : coeficient de depunere [ $kg/A.h$ ]  
 $\alpha_T$  : coeficient de topire [ $kg/A.h$ ]  
 $\alpha_{dilatare}$  : coeficient de dilatare termică [ $K^{-1}$ ]  
 $b$  : coeficient de participare a metalului de bază [%]  
 $c$  : căldură specifică [ $J/kg.K$ ]  
 $C_e$  : carbon echivalent [%]  
 $\sigma$  : mărimea intrefierului [mm]  
 $f$  : frecvența curentului [ $H_z$ ]  
 $F$  : mărimea suprafeței care se răcește [ $m^2$ ]  
 $I_s$  : intensitatea curentului de sudare [A]  
 $k_p$  : coeficient de participare a învelișului [%]  
 $K_\phi$  : coeficient de complexitate a formei la electrozii tubulari [%]  
 $\lambda$  : coeficient de conductivitate termică [ $W/m.K$ ]  
 $L$  : porțiunea încălzită a unei piese [m] .  
 $m$  : coeficient de participare a metalului pulverulent în sudură [%]  
 $M_s$  : temperatura de începere a transformării martensitice [K]  
 $\mu$  : permeabilitatea magnetică relativă.  
 $\eta$  : coeficient de trecere a elementelor de aliere [%]  
 $P$  : perimetrul suprafeței care se răcește [m] .  
 $q$  : puterea termică a sursei [W]  
 $Q$  : energia sursei termice [J]  
 $r$  : raza vectoare de poziție [m]  
 $R_{KCU}$  : raportul de tenacitate la epruveta de reziliență [%]  
 $\rho$  : coeficientul de rezistivitate electrică [ $\Omega.m$ ] .  
 $\rho$  : masa specifică [ $kg/m^3$ ]  
 $t$  : timpul [s]  
 $T$  : temperatura [K]  
 $T_o$  : temperatura de preîncălzire [K]  
 $T_{o_{max}}$  : temperatura de preîncălzire a zonei maxim încălzite [K]  
 $T_m$  : temperatura de stabilitate minimă a austenitei.  
 $V_a$  : tensiunea arcului electric [V]  
 $V$  : viteza de sudare [m/s]  
 $W_r$  : viteza de răcire [K/s]  
 $\Sigma_{KCU}$  : contracția laterală a epruvetei de reziliență [%]

TABLA DE MATERII

	Pag.
Introducere	
PARTEA I-a	
1. Construcția matrițelor pentru deformări plastice la cald	1
1.1. Matrițe monobloc .....	2
1.2. Matrițe compuse .....	3
1.3. Alegerea oțelurilor pentru matrițe .....	4
1.3.1. Influența unor elemente de aliere asupra proprietăților oțelurilor pentru matrițe ...	5
1.3.2. Mărci indigene de oțeluri cu o largă utili- zare în construcția matrițelor .....	10
1.4. Caracteristicile oțelurilor MoCN15 și VCW85 .....	11
1.4.1. Proprietăți mecanice .....	11
1.4.2. Dilatarea liniară .....	12
1.4.3. Carbon echivalent .....	13
1.4.4. Transformările austenitei la răcire și la menținere izotermă .....	14
1.5. Tratamente termice aplicate matrițelor.....	16
1.5.1. Incălzirea și menținerea la temperatură de austenitizare .....	17
1.5.2. Călirea matrițelor .....	17
1.5.3. Revenirea matrițelor .....	19
1.6. Defecțiuni la exploatarea matrițelor .....	21
1.6.1. Factori care favorizează apariția defectelor la matrițelor de forjă .....	21
1.6.2. Influența segregățiilor și a incluziunilor din straturile încărcate prin sudare, asupra producerii defectelor la exploatarea matri- țelor .....	22
2. Incărcarea prin sudare a matrițelor .....	26
2.1. Procese termice la încărcarea prin sudare a matri- țelor .....	27
2.1.1. Cîmpul termic la încărcarea prin sudare ....	27
2.1.2. Viteza de răcire a straturilor încărcate prin sudare .....	29
2.1.3. Prefcălzirea și încălzirea ulterioară a su- durilor, factori care influențează forma ci- clurilor termice de la sudare .....	30

	Pag.
2.2. Materiale de adaos utilizate la încărcarea matrițelor	34
2.2.1. Electrozi înveliți .....	34
2.2.1.1. Electrozi indigeni .....	34
2.2.1.2. Electrozi din import .....	35
2.2.1.3. Observații privind învelișul electrozilor .....	37
2.2.2. Sfirme de sudură .....	39
2.2.3. Electrozi cu miez de pulberi .....	39
2.2.4. Materiale de ados sub formă de pulberi .....	42
2.3. Procedee de încărcare prin sudare a matrițelor .....	43
2.3.1. Încărcarea prin procedeul de sudare în hidrogen atomic .....	44
2.3.2. Încărcarea prin procedee de sudare în mediu protector de argon cu sfirme aliate .....	44
2.3.3. Încărcarea matrițelor prin sudare cu electrozi cu miez de pulbere .....	46
2.3.4. Încărcarea matrițelor prin procedee de sudare care utilizează materiale de adaos pulverulent	47
2.4. Influența parametrilor de sudare asupra formei și calității straturilor încărcate prin sudare .....	51
2.5. Posibilități de apreciere a calității matrițelor încărcate prin sudare .....	54

#### PARTEA II-a

3. Cercetări privind influența ciclurilor termice asupra proprietăților oțelurilor aliate MoCN15 și VCW85, la încărcarea prin sudare .....	57
3.1. Instalații și aparatură folosită în cercetare .....	57
3.1.1. Aparat pentru înregistrarea ciclurilor termice la sudare .....	57
3.1.2. Aparat pentru sudarea termocuplelor pe piese..	59
3.1.3. Instalație pentru simularea ciclurilor termice	62
3.2. Cîmpul termic specific încărcării prin sudare a matrițelor .....	64
3.2.1. Cîmpul termic la încărcarea prin sudare a matrițelor avînd temperatura inițială constantă	64
3.2.2. Cîmpul termic la încărcarea prin sudare a matrițelor prefîncălzite parțial .....	69

	Pag.
3.2.3. Influența prefîncălzirii parțiale asupra vitezei de răcire a sudurii .....	72
3.2.4. Nomogramă de calcul a vitezei de răcire a sudurii .....	74
3.2.5. Cicluri termice produse în zona influențată termic, de diferite procedee de încărcare prin sudare .....	75
3.2.6. Ciclurile termice aplicate oțelurilor MoCN15 și VCW85, și proprietățile mecanice corespunzătoare transformărilor structurale la aceste oțeluri .....	76
3.3. Concluzii asupra ciclurilor termice aplicate oțelurilor MoCN15 și VCW85 .....	84
4. Cercetări privind tehnologia încărcării prin sudare a oțelurilor MoCN15 și VCW85 .....	85
4.1. Adaptarea și realizarea unor utilaje în vederea încărcării prin sudare a matrițelor din oțel MoCN15 și VCW85 .....	85
4.1.1. Dispozitiv pentru poziționarea sudurii .....	85
4.1.2. Dispozitive pentru prefîncălzirea matrițelor în vederea încărcării prin sudare .....	86
4.1.2.1. Dispozitiv de încălzire prin rezistență electrică .....	86
4.1.2.2. Dispozitive de încălzire prin inducție .....	89
4.1.2.3. Dispozitiv de încălzire cu flacără ...	90
4.2. Influența energiei liniare și a procedului utilizat la încărcarea prin sudare a matrițelor asupra geometriei straturilor încărcate .....	91
4.3. Cercetări privind influența procedului de sudare asupra proprietăților metalului de bază .....	94
4.3.1. Metodica experimentărilor .....	95
4.3.2. Rezultate experimentale .....	99
4.3.3. Interpretarea rezultatelor privind influența procedeelelor de sudare asupra proprietăților metalului de bază .....	101
4.4. Cercetări privind calitatea și structura straturilor încărcate prin sudare prin diferite procedee .....	101
4.4.1. Metodica experimentărilor .....	101

	Pag.
4.4.2. Cercetarea macroscopică a straturilor încărcate prin sudare .....	104
4.4.3. Cercetarea microscopică a straturilor încărcate prin sudare .....	109
4.4.4. Defecte specifice prezente în zonele încărcate prin sudare .....	116
4.4.5. Aderența dintre straturile încărcate prin sudare și metalul de bază .....	122
4.5. Electrozi noi pentru încărcarea matrițelor din oțelurile MoCN15 și VCW85 .....	123
4.5.1. Proprietățile straturilor încărcate cu electrozii elaborați .....	125
4.5.1.1. Compoziția chimică .....	126
4.5.1.2. Aderența față de metalul de bază .....	127
4.5.1.3. Deformații termice ale metalului după prin sudare .....	128
4.5.1.4. Microstructura straturilor încărcate prin sudare .....	130
4.5.1.5. Rezistența la uzură .....	131
4.5.1.6. Rezistența la șoc termic .....	134
4.6. Posibilități de limitare a extinderii straturilor încărcate prin sudare pe suprafața piesei .....	136
4.7. Concluzii asupra tehnologiei de încărcare prin sudare a oțelurilor MoCN15 și VCW85 .....	138
5. Încheiere .....	141
6. Bibliografie .....	143
7. Anexe .....	155