

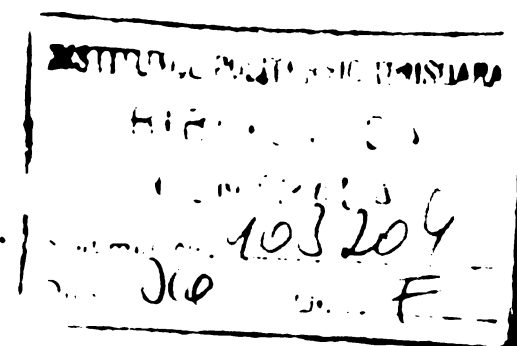
Ing. NICOLAE POPA

CONTRIBUTII PRIVIND UTILIZAREA ALIAJELOR DE TIP
STELIT LA CONFECTIONAREA PRIN SUDARE A MATRITELOR
DE EXTRUDARE A BENZILOR MAGNETICE DIN FERITA

BIBLIOTECA CENTRALĂ
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"
TIMIȘOARA

Conducător științific :

Prof.dr.doc.ing. VLADIMIR POPOVICI



C U P R I N S

	<u>Pag.</u>
<u>INTRODUCERE</u>	
1. MATERIALE UTILIZATE PENTRU CONSTRUIREA MATRITELOR SI CONDITIILE CE TREBUIE INDEPLINITE DE ACESTEA	5
1.1. Oțeluri utilizate în construcția matrițelor de extrudere	11
1.1.1. Oțelul ledeburitic de tip C 120	13
1.1.2. Oțeluri rapide	17
2. UZAREA MATRITELOR DE EXTRUDERE BENZI MAGNETICE	20
2.1. Caracteristicile agentului care provoacă uzarea..	21
2.2. Solicitățile matrițelor de extrudere benzi magnetice	22
2.3. Uzarea matrițelor de extrudere prin benzi magnetice	23
3. FORMELE DE UZARE IN PROCESELE IN CARE AGENTUL ABRAZIV E CONSTITUIT DIN PULBERI	23
3.1. Uzarea de abraziune	25
3.1.1. Caracteristicile agentului abraziv și efec- tul lui asupra materialului în cuplă	26
3.1.2. Caracteristicile materialului în cuplă cu agentul abraziv și efectul asupra uzării..	28
3.1.3. Influența temperaturii	29
3.1.4. Influența presiunii și vitezei de deplasare a agentului abraziv	30
3.2. Uzarea de oboseală	34
3.2.3. Uzarea de adeziune	36
4. SOLUTII NOI DE REALIZARE A MATRITELOR DE EXTRUDERE FOLOSIND SUDAREA	37
4.1. Matrița compozită din două bucăți	38
4.2. Matrița compozită dintr-o bucată	39
5. ALIAJELE REZISTENTE LA UZURA PE BAZA DE COBALT	40
5.1. Incadrarea aliajelor de tipul CoCrX între aliajele dure cu rezistență specială la uzură	40
5.2. Compoziții de aliaje	41
5.3. Proprietățile aliajelor de tipul CoCrX	42
5.3.1. Duritatea statică la cald	42

	Pag.
5.3.2. Rezistența aliajelor de tip CoCrX la sarcini dinamice și temperaturi ridicate	45
5.3.3. Rezistența aliajelor din CoCrX la coroziune	47
6. ELECTROZI SI MATERIALE DE ADAOS PE BAZA DE COBALT UTILIZATE LA INCARCARI DURE	49
6.1. Realizări pe plan internațional	49
6.2. Materiale de adaos CoCrX realizate în țară	53
7. PROCEDEE DE DEPUNERE ALE ALIAJELOR DURE DE TIP CoCrX ..	55
7.1. Depunerea cu flacără oxiacetilenică	56
7.2. Depunerea cu arcul electric cu electrozi înveliți	57
7.3. Procedul de depunere în medii de gaze inerte	59
7.3.1. Procedul WIG	59
7.3.2. Procedul MIG	60
7.4. Procedul de depunere sub strat de flux	61
7.5. Procedul de depunere cu hidrogen atomic (atom-arc)	64
7.6. Procedee de încărcare prin pulverizare	64
7.6.1. Pulverizare - fuziune	65
7.6.2. Pulverizare cu fuziune simultană	65
7.7. Procedul de încărcare cu plasmă	66
7.8. Procedul de încărcare în baie de zgură	67
8. EXPERIMENTARI PRIVIND INFLUENTA PROCEDEELOR DE SUDARE SI A NUMARULUI DE STRATURI ASUPRA CALITATII DEPUNERILOR...	67
8.1. Depunerea stelitelui 6	68
8.2. Depunerea stelitelui 1	75
8.3. Experimentări privind influența tratamentului termic de îmbătrânire asupra creșterii durității	81
9. EXPERIMENTARI PRIVIND ALIEREA SUPPLEMENTARA A DEPUNERILOR DIN STELIT	84
9.1. Fenomene calitative și relații cantitative la alierea sub flux și în baie de zgură	85
9.2. Alierea suplimentară la sudare a stelitelui prin înveliș cu conținut de grafit și silicat de sodiu ca liant	90
9.3. Alierea suplimentară în baie de zgură : microstructuri. Coeficientul de trecere la alierea suplimentară	102

	Pag.
10. INCERCARI DE LABORATOR ASUPRA PROPRIETATILOR ANTI-ABRAZIVE ALE MATERIALELOR ; STABILIREA FACTORILOR DE MERIT PENTRU DIFERITE STRUCTURI METALOGRAFICE OBTINUTE PRIN ALIERE SUPLIMENTARA	106
10.1. Epruvete încercate și mijloace utilizate	109
10.2. Mărimea uzurii în funcție de duritate și structură	109
11. REALIZAREA DE MATRIȚE PRINTR-UN NOU PROCEDURE DE ÎNCARCARE	112
11.1. Principiul metodei	112
11.2. Macrostructura matrițelor	117
11.3. Microstructura depunerilor din stelit pe oțel prin metoda arc baie de zgură	118
11.4. Tensiuni, deformații și defecte ale depunerilor în arc baie de zgură și măsuri de evitarea lor..	120
12. DETERMINAREA TEMPERATURILOR DE PREÎNCĂLZIRE ALE STELITELOR CU CONȚINUT DIFERIT DE CARBON, APREȚIEREA GRADULUI DE ADERENȚĂ	124
12.1. Posibilități de apreciere a aderenței depunerii pe materialul de bază	128
12.2. Ciclul termic la sudare arc-baie de zgură	129
13. MICROSCOPIA ELECTRONICĂ A DEPURERILOR CU STELITI ...	132
13.1. Structura matriței de extrudare. Variația elementelor de aliere într-o secțiune transversală pe linia de fuziune stelit-oțel	134
13.1.1. Analiza calitativă	134
13.1.2. Analiza cantitativă	139
13.1.3. Variația elementelor de aliere pe zona de difuzie a stelițului 4 depus pe oțel	155
14. AUTOMATIZAREA PROCESULUI DE DEPURARE AL MATERIALULUI DUR PRIN PROCESUL ARC BAIIE DE ZGURA	155
14.1. Fenomene tranzitorii la sudarea în arc.....	158
14.1.2. Autoreglarea arcului la sudarea arc electric-zgură	159
14.2. Reglarea automată a arcului	164
14.2.1. Schema de reglare Ward-Leonard ; relații cantitative	165
14.2.2. Schema de reglare la utilizarea unui amplificator electronic în locul amplifi-	

	Pag.
catoarelor rotative ; relații cantita-	
tive	168
14.2.3. Funcționarea schemei 1	175
14.2.4. Funcționarea schemei 2	177
15. INCERCARI IN EXPLOATARE ALE MATRITELOR REALIZATE PRIN PROCEDUREUL ARC BAIE DE ZGURA	184
16. EFECTE ECONOMICE ALE FABRICARII ELECTROZILOR DIN STELIT IN TARA SI A UTILIZARII LOR LA MATRITE DE EXTRUDARE... CONCLUZII SI CONTRIBUTII ORIGINALE	189
BIBLIOGRAFIE	193
	197

INTRODUCERE

În procesul de industrializare intensă din țara noastră, tehnica sudării ca procedeu tehnologic, contribuie la realizarea sarcinilor trasate de conducerea superioară de partid, legate de îmbunătățirea continuă a calității sculelor și produselor rezultate, de mărirea preciziei dimensionale, de reducerea consumurilor specifice de materiale și energie, care în final se reflectă în economii la mia de lei producție.

Preocupările actuale stimulate și dirijate de documentele Congresului al XII-lea al Partidului Comunist Român îmbracă două laturi fundamentale :

- realizarea de piese noi cu proprietăți antiuzură ridicate, cu durabilitate ridicată în exploatare ;

- recondiționări de piese uzate în exploatare, a căror prelungire a vieții, conduce la realizarea de economii de materiale, manoperă și alte derivate din costurile directe.

Până acum câțiva ani, deși au existat în industrie astfel de preocupări, nivelul acestora față de preocupările și activitățile actuale au fost reduse. Importanța acestor preocupări, a rezultat ca urmare a necesității realizării de economii materiale în primul rând, a economisirii forței de muncă și în etapa actuală în mod pregnant a reducerii consumului de energie sub toate formele.

În cadrul pagubelor materiale, care afectează industria și construcțiile metalice, o importanță deosebită o au pierderile de valori datorită diferitelor forme de degradare : mecanică, termică, coroziune etc. [90]. În industria constructoare de mașini, cheltuielile pentru scule reprezintă aproximativ 10 % din prețul de cost al producției finite, iar valoarea stocurilor de scule se ridică adeseori la 20-30 % din suma totală a mijloacelor circulante [8, 120]. Bineînțeles la astfel de valori întreprinderea unor acțiuni de prelungire a vieții pieselor, prin recondiționări sau creerea de la bun început a unor piese de înaltă calitate cu durabilitate mare, au o importanță deosebită.

Din numărul de tehnici moderne care permit lupta îm-

potriiva uzurii, sudarea ocupă un loc de frunte legat de simplitatea și marea suplețe de folosire [8, 24, 25, 27, 50, 56, 79, 87, 90].

Aplicarea sudării conduce la următoarele avantaje:

- economii pentru utilizator, prin prelungirea vieții produsului ;
- economii considerabile, a cheltuielilor legate de oprirea mașinilor și de producție ;
- reducerea frecvenței opririlor pentru reparații de întreținere ;
- diminuarea stocurilor de piese de schimb ;
- realizarea de economii prin protecție antiuzură;
- utilizarea metalelor de bază, ieftine și ușor de punere în lucru ;
- încărcări de acoperiri de protecție prin sudare antiuzură pe locul sau dacă e necesar și pe metale care au caracteristici mecanice apropiate solicitărilor de ansamblu ale piesei ;
- utilizarea de materiale de calitate superioară ușor de punere în lucru ;
- depuneri foarte groase dacă sînt necesare ;
- aplicare ușoară în atelier ;
- depuneri subțiri din aliaje foarte rezistente.

Experiența căpătată în acest domeniu în industria noastră și de firme străine arată că în majoritatea cazurilor conceperea unor scule bune de la bun început conduce la economii, care compensează cu prisosință tot ce se întreprinde pentru realizarea lor [90].

Pe această linie, lucrarea de față își propune să stabilească posibilitățile optime de mărire a durabilității în exploatare a matrițelor de extrudare, folosind un procedeu de sudare nou. Matrițele realizate din aliaj de tipul CoCrX confecționate și prelucrate cu procedee convenționale, se aplică într-un domeniu de activitate cu totul nou la noi, acela de realizare a benzilor magnetice fabricate din materiale puternic abrazive, pentru care găsirea unor materiale rezistente la uzură constituie o problemă de prim ordin. Materialele curenți înalt aliate utilizate pînă în prezent s-au ridicat numai la nivele satisfăcătoare.

Utilizarea unor materiale de genul CoCrX ce încă permit prelucrarea cu scule uzuale, curente permit realizarea unor productivități corespunzătoare. Peste această clasă de materiale, se situează numai aliajele ce conțin carburi dure de tipul wolframului, titanului, niobiului etc. prelucrabile numai prin rectificare, ceea ce implică realizarea unor piese brute cu adaosuri de prelucrare foarte mici, sau piese din carburi sinterizate cu tehnologie greu de stăpînit [2, 4, 10, 39, 58, 59].

În prima parte a lucrării se prezintă stadiul actual al problemei matrițelor de extrudare pentru ferite, începînd cu oțelurile utilizate pentru confecționarea acestora și criteriile care au stat la baza alegerii materialelor precum și tehnologia de execuție cu laturile negative ce le incumbă.

Urmează apoi studiul uzurilor matrițelor de extrudare, legat de factorii ce intervin și solicitările la care acestea sînt supuse, cu încadrarea în uzurile tipice cunoscute teoretic.

Pe baza cunoașterii problemei, se prezintă aspectele ce trebuiesc rezolvate cu utilizarea materialelor de tipul CoCrX, care, sînt caracterizate din punct de vedere al comportamentului la uzare. Se prezintă în continuare stadiul la care s-a ajuns în fabricația materialelor de adaos și stadiul la noi în țară.

În continuare sînt descrise procedeele utilizabile pentru încărcări dure de tip CoCrX, după care se trece la partea experimentală a încărcărilor, alierea suplimentară a aliajelor în baie de zgură și a comportamentului acestora la uzură determinată pe probe în laborator cu stabilirea factorilor de merit pentru diverse structuri realizate prin aliere suplimentară.

Cu materialele realizate se confecționează matrițe prin încărcare în baie de zgură, prezentîndu-se aspectul acestora, calitatea și defectele rezultate și cauzele ce le determină. Sînt analizate structurile îmbinărilor material depus - material de bază, zona de tranziție și alte aspecte.

Se caută a se determina temperaturile de preîncălzire pentru aliaj din CoCrX, în funcție de conținutul în carbon al acestora.

Un capitol special, este consacrat metodei moderne de cercetare privind variația elementelor de aliere utilizînd

microsonda electronică, creație de ultim tip existentă la IMG București. Se clarifică unele aspecte ale structurilor depunerilor insuficient clarificate în literatură.

Ultima parte a lucrării este consacrată studiului proceselor tranzitorii ale proceselor ce au loc la încărcarea cu arc întreținut deasupra băii de zgură, realizându-se două scheme de comandă pentru capul de sudare.

Rezultatele în exploatare ale matrițelor și concluziile încheie lucrarea.

Doctorandul își exprimă pe această cale profunđa sa recunoștință Prof.dr.doc.ing.Vladimir Popovici, pentru sprijinul material și moral permanent acordat ca și pentru indicațiile prețioase date.

Mulțumiri se cuvin deasemenea Colectivului catedrei de Utilajul și tehnologia sudării de la Facultatea de Mecanică a Institutului Politehnic " Traian Vuia " Timișoara.

Doctorandul mulțumește deasemenea colectivului laboratorului de încercări metalografice a I.M.G.-București, Conducerii Intreprinderii de ferite Urziceni și colectivului Serviciului cercetare dezvoltare a acestei întreprinderi pentru experimentările matrițelor de extrudare în producție și furnizarea datelor experimentale rezultate.

1970
1971

1. MATERIALE UTILIZATE PENTRU CONSTRUIREA MATRIȚELOR
SI CONDITIILE CE TREBUIESC INDEPLINITE DE ACESTEA.
INFLUENTA ELEMENTELOR DE ALIERE DIN MATERIAL.

Materialele utilizate la construirea matrițelor pentru prelucrarea produselor abrazive prin presare și extrudare trebuie să răspundă la următoarele cerințe : [8,11,24,27,30,41,48,50,58,76,79,122,123,126,129] :

- să aibă o astfel de structură care să le asigure o duritate cât mai ridicată, timp îndelungat și sub acțiunea căldurii ;

- la o duritate ridicată, materialul trebuie să-și păstreze tenacitatea în plaja de temperaturi la care lucrează;

- să aibă omogenitate structurală, respectiv proprietăți fizico-mecanice uniforme ; să aibă ductilitate ridicată care asigură rezistență la oboseală și la propagarea fisurilor. Se preferă materialele al căror grad de izotropie este maxim (proprietățile fizico-mecanice pe direcție longitudinală și transversală aceleași) și la care limita de elasticitate e la nivel ridicat ;

- să aibă un coeficient de frecare cât mai scăzut, la o duritate ridicată ;

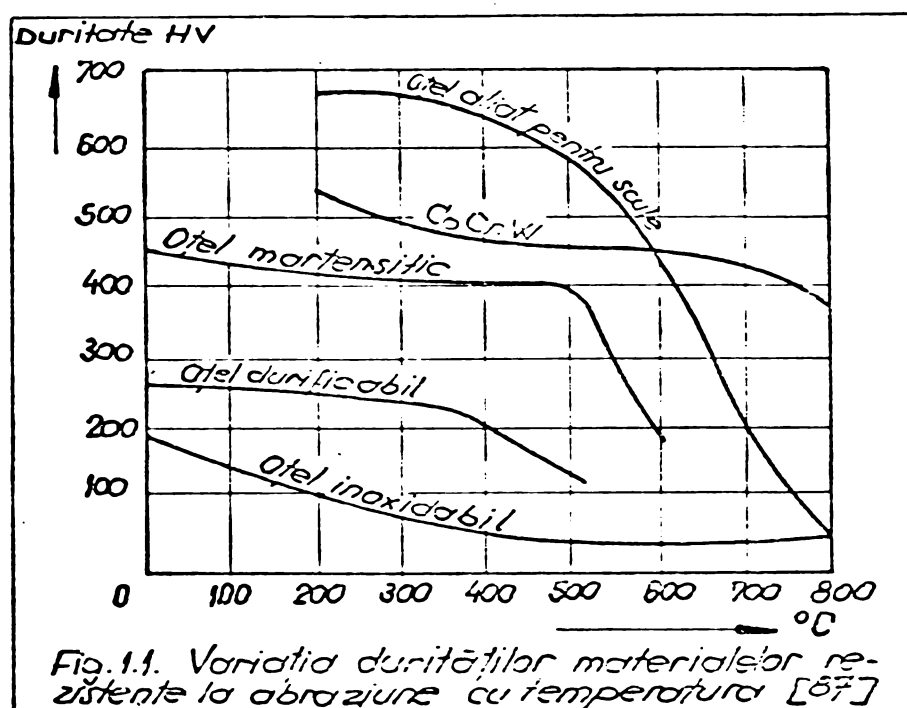
- să aibă proprietăți de călire uniformă, prin care să se asigure formarea de carburi libere, dure, fine, uniform distribuite în toată masa materialului. Unele materiale pot fi autocălibile ;

- să se ecruișeze la suprafață sub acțiunea sarcinilor repetate la care sînt supuse (oțel austenitic cu 13 % Mn, CrNi 18/8).

Proprietățile de mai sus nu pot fi îndeplinite în totalitate unele din ele excluzînd pe altele (duritatea mare exclude plasticitatea). Se recurge în multe cazuri la compromisuri între proprietăți, asigurîndu-se proprietăți bune din toate punctele de vedere.

În figura 1.1 sînt prezentate curbele reprezentînd variația durităților unor materiale cu rezistență la abraziune în condițiile temperaturilor diferite [87].

După cum se observă din diagrame, oțelurile alia-te pentru scule păstrează duritate acceptabilă pînă la tem-



peraturi ce nu depășesc 400-500°C, după care scăderea durității este evidentă. Aliajele de tip CoCrW au o duritate aproximativ constantă pentru temperaturi ce ajung pînă la 1000°C, cînd încă duritatea mai e acceptabilă.

Oțelurile cu structură martensitică nu mai corespund peste temperaturi ce depășesc 500°C, cînd duritatea scade vertiginos, iar oțelurile inoxidabile sînt situate la nivele de duritate inferioare chiar la temperatura mediului ambiant.

Oțelurile aliate pentru scule au în compoziție elemente de aliere cu influență specifică asupra proprietăților acestor oțeluri. Principalele elemente de aliere și influența acestora asupra proprietăților oțelului sînt date în tabelul 1.1 [130].

INFLUENTA ELEMENTELOR DE ALIERE ASUPRA PROPRIETĂȚII AILUR UI EULUI

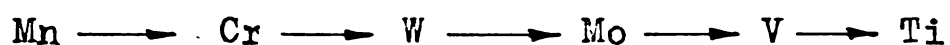
Proprietatea Elementul de aliere	Caracteristici mecanice								Proprietati magnetice													
	Duritate	Rezistență	Limita de curgere	Alungire	Alungire	Rezistență la tracțiune	Elasticitate	Rezistență la temperatura joasă	Viteza de răcire	Formarea de crauri	Rezistență la uzură	Capacitatea de forjare	Aschibilitate	Formarea de rădăcină	Capacitatea de niturare	Rezistență la crauri	Hysteresis	Permeabilitate	Forță coercitivă	Remanență	de Wolff	
Si	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑
Mn la oțeluri perlitice	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑
Mn la oțeluri austenitice	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓
Cr	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑
Ni la oțeluri perlitice	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑
Ni la oțeluri austenitice	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓
Al	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑
W	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑
V	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑
Co	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑
Nb	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑
Cu	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑
S	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑
P	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑

Tabela 4.1.

Observatii
 * după „STAHLSCHLÜSEL”
 ↑ - indică tendința de creștere
 ↓ - scade
 ≈ - aproximativ egal
 - - - caracteristic sau necunoscut
 A.M. MULTE SĂGETI = influență mai puternică

Elementele care ridică rezistența la uzură a oțelurilor sînt în ordine : wolframul, cobaltul, vanadiul, molibdenul și cromul. Unele elemente din acestea, cum sînt de exemplu wolframul și molibdenul asigură stabilitatea materialului din punct de vedere al durității și la temperaturi ridicate [75] .

Duritatea oțelurilor aliate pentru scule se asigură prin formarea de carburi. Tendința de formare a carburilor e foarte diferită, la diferite elemente de aliere și crește în seria următoare de la stînga la dreapta :



Titanul și vanadiul formează intens carburi, în timp ce manganul și cromul sînt relativ mai inactivi în această privință [31, 41, 75, 82, 123, 130] . În ce privește elementele de aliere din oțeluri, trebuie să se deosebească cele ce trec de preferință în masa de bază cum sînt : siliciul, nichelul, cobaltul, cuprul, alumi- niul (și parțial manganul) și cele care tind de prefe- rință spre formarea carburilor cum sînt : cromul, wol- framul, molibdenul, vanadiul, titanul (și parțial manga- nul). Corespunzător și influența elementului de aliere respectiv este diferită. După conținutul de carbon, se modifică repartizarea elementelor de aliere între masa de bază și carburi. La un conținut de carbon mic se for- mează mai puține carburi decît la un conținut mare de carbon. În primul caz, masa de bază este mai bogată în elementele de aliere, în timp ce în ultimul, ea este mai săracă.

Prin tratamente termice se poate influența, de asemenea, în mare măsură, repartizarea elementelor de aliere între masa de bază și carburi. La ridicarea temperaturii, crește în general solubilitatea carbonului în masa de bază, respectiv a carburilor. De aceea la o răcire mai rapidă de la temperaturi înalte se obține o

masă de bază mai bogată în elemente de aliere, în timp ce la răcire lentă sau la revenire se separă carburile și se obține o masă de bază mai săracă în elemente de aliere.

Calități bune antiabraziune se obțin deci, utilizând oțeluri cu elemente de aliere care formează carburi, dar care trebuie să fie de granulație mică și cu repartizare uniformă în masa materialului. Această ultimă condiție se asigură prin conducerea corectă a tratamentului termic aplicat [31].

Din punct de vedere al rezistenței la uzură, oțelurile de tip martensitic (oțeluri cu Cr 14-16 %, C 0,6 %) utilizate în construcția sculelor, cu proprietăți anticorozive sînt situate sub performanțele oțelurilor de scule. Ele au duritate ridicată determinată de carburile de fier crom de tipul $(FeCr)_3C$. La conținuturi mai mari de crom și de carbon oțelurile devin ledeburice (oțelul indigen C 120 sau sovietic X12) adică apare eutecticul ternar (soluție solidă descompusă + $(Fe, Cr)_3C$ + $(Cr, Fe)_7C_3$). Călibilitatea acestor oțeluri este foarte ridicată și au proprietatea valoroasă de a-și modifica volumul în proporții reduse la tratamentele termice de călire, datorită prezenței austenitei reziduale în proporție mai ridicată și a conținutului de carbon mai mic decît oțelurile hipereutectoide [31].

Neomogenitatea ridicată a carburilor înrăutățește proprietățile mecanice și din această cauză din ele se pot confecționa matrițe la care sarcinile de suportat sînt mai mici [31, 75].

Sînt livrate sub formă de bare trase, cu carburile în formă de șiruri, distribuite neuniform, formarea avînd asupra distribuției carburilor o influență mică. Mărunțirea carburilor e mai eficientă dacă, oțelul se aliază cu molibden, și îndeosebi cu vanadiu [31, 75, 82].

Din punct de vedere al durității, oțelurile durificabile din clasa cărora face parte oțelul manganos și oțelu-

rile austenitice își găsesc utilitate numai în cazurile în care în prealabil au fost ecruisate, astfel dau eșecuri în exploatare [75,87].

Oțelul tipic din această clasă este oțelul mangan austenitic, dur, cu 1,2 - 1,4 % C și 12-14 % Mn cu raportul Mn : C = 10 : 1 (STAS 3718-53). Proprietățile sale speciale sînt : capacitatea mare de ecruisare și prin aceasta rezistență mare la uzură, duritate mică, limită de curgere scăzută, alungire relativă de 80 %. Prelucrarea prin așchiere e posibilă numai cu aliaje dure sau prin rectificare. Au proprietatea de a fi amagnetice.

Oțelurile de acest tip rezistă la uzură numai dacă în sculă sînt supuse șocurilor (care le ridică duritatea de la cca. 200 la 500 daN/mm²) și cînd procesul de fabricație cere utilizarea de materiale amagnetice.

Oțelurile inoxidabile sînt situate jos din punct de vedere al durității și sînt utilizabile datorită proprietăților amagnetice și sînt utilizabile cu condiția aplicării unor tratamente termochimice superficiale care să le ridice duritatea pe suprafețele de lucru (cromarea dură și cianurarea) [3,5,60,61,125].

O clasă specială de materiale antiuzură cînd agentul abraziv e constituit din pulberi este aceea a fontelor cu carburi de crom, la care matricea e constituită fie din martensită, fie din austenită dar întotdeauna se găsește prezentă o cantitate variabilă de carburi de fier (cementită), carburi de crom sau carburi complexe de duritate mare (60 HRC). Ele sînt autocălibile și foarte fragile. Proprietățile lor mecanice sînt bune la temperatura mediului ambiant, dar scad odată cu creșterea temperaturii. Nu pot fi aplicabile pentru construcția matrițelor datorită prelucrabilității slabe și a rezistenței slabe la uzură la temperaturi ridicate.

Așa cum s-a arătat, materialele pentru confecționat matrițe trebuie să aibă caracteristici de tenacitate și ductilitate ridicate pentru a corespunde sarcinilor la care sînt supuse sculele în timpul exploatării. Din analiza proprietăților fizico-mecanice ale materialelor și a comportamentului lor la uzare rezultă în general că, materialele care au proprietăți de rezistență la uzură; au proprietăți mecanice mai slabe în special proprietățile de ductilitate. Această situa-

Clasificarea materialelor rezistente la uzură utilizate pentru confecționări de scule și încărcări prin sudură

Sens variației a proprietăților	Structura materialului	Proprietăți principale ale materialului. Utilizare	Rezistența material.
Sens de creștere al rezistenței la uzură în general și diminuarea proprietăților mecanice; în special scăderea ductilității.	Structură heterogenă de carburi de wolfram încastrate într-o matrice mai mult sau mai puțin moale	Maximă rezistență la abraziune Fragilitate ridicată (nu rezistă la șocuri) Încărcări dure pe sape, foreze și racorduri ale tubulaturii de foraj	nu
	Fontă austenitică cu înalt conținut în Crom (fontă feritică)	Excelentă rezistență la eroziune Rezistență la oxidare cu creșterea conținutului de Cr. (27-32%) Dunitate 60Hrc. Încărcări de unelte care lucrează în terenuri dure (sape, dinți cupe excavatoare etc.)	slabă (rectificare)
	Fontă martensitică	Excelentă rezistență la abraziune Înaltă rezistență la compresiune și șocuri medii. Dunitate 40-65Hrc Încărcări de unelte care lucrează în terenuri dure (sape, scule, dinți de cupe de excavatoare)	slabă (rectificare)
	Aliaj de Cobalt (de tipul CoCrX)	Înaltă rezistență mecanică la cald, la abraziune, coroziune și oxidare Lame, scaune de supape, sape de foraj, foarfece, matrițe etc. Hrc 38-62	bună cu scule, cu carturi de v sau rectificare
	Aliaje cu înalt conținut de nichel (superior cu 55%) și procentaj de Cr nul sau mediu aliat.	Înaltă rezistență la coroziune. Bună rezistență la fluaj și oxidare și abraziune de rubare. Rezistență la șoc. Corpuri de supape.	bună
Sens de creștere a proprietăților mecanice în înghețură cu uzura în general; în special creșterea ductilității	Oțeluri martensitice diverse (oțeluri cu Cr)	Economice. Bună combinație de rezistență, combinată cu abraziune și șoc. Bună rezistență la compresiune Hrc < 60 Matrițe, scule cu muchii slabe.	bună
	Oțeluri perlitice diverse	Economice. Uneori rezistente suficiente la abraziune. Rezistente la șocuri (dăreți severe) Utilizări generale HB < 300-350	f. bună
	Oțeluri austenitice: - oțeluri inox și refractare - oțeluri cu 13% Mn	Susceptibile la ecrinare la lovire. Rezistente la coroziune și oxidare (refractare). Rezistență medie la abraziune. Foarte bună la rezistență prin șoc. Maximă rezistență mecanică cu rezistență la abraziune după ecrinare. Dunitate HB = 200; după ecrinare crește la HB 550 Fâclă de concasare, bile	slabă nu (pentru oțeluri mangan)

ție se datorește în primul rând elementelor de aliere și a structurilor metalurgice pe care acestea le pot da. În tabelul 1.2 se prezintă rezumativ proprietățile principalelor materiale ce pot servi pentru confecționarea de scule rezistente la uzură ca și materialele pentru încărcări dure.

Altă proprietate ce se impune pentru materialele și aliajele din care se confecționează matrițe pentru presare și extrudare pulberi este coeficientul de frecare. În cazul când avem de-a face cu un material plastic în care sînt înglobate pulberi abrazive ce se freacă la presiuni ridicate, și temperaturi de cîteva sute de grade cu oțel, coeficientul de frecare este destul de ridicat. Măsurătorile efectuate au condus la presiuni specifice de 800 ata și au rezultat coeficienți de frecare de 0,4-0,5. În timpul funcțio-

Tabelul 1.3

Tabelu schematic a valorilor coeficienților de frecare a materialelor între ele * [87].

Material	Oțel cu carbon	Aluminiu	Aliaj din cobalt	Bronz	Fontă	Plumb
Oțel cu carbon	0,200	0,215	0,125	0,240	0,200	0,230
Aluminiu	0,215	0,215	0,140	0,260	0,210	0,230
Aliaj din Co.	0,125	0,140	0,120	0,128	0,125	0,120
Bronz	0,240	0,260	0,128	0,230	0,245	0,250
Fontă	0,200	0,210	0,125	0,245	0,200	0,230
Plumb	0,230	0,230	0,120	0,250	0,230	0,220

* Coeficientul de frecare fier pe fier pe suprafață uscată = 0,40
 Coeficientul de frecare oțel pe bronz cu grevaz sub presiune poate atinge 0,04

nării în matrița de extrudare se dezvoltă căldură, temperatura ajungînd la 350-450°C.

Materialul pentru matrița de extruziune trebuie deci să aibă un coeficient mic de frecare, pe lîngă duritatea conferită de carburi, pentru ca uzarea prin formele descrise la cap.3 să fie mică.

În tabelul 1.3 sînt dați coeficienții de frecare între diverse materiale, iar în tabelul 1.4 sînt date caracteristicile fizico-mecanice ale materialelor din care se pot confecționa matrițe (87).

Caracteristicile unor materiale din care se pot confecționa matrițe [87].

Tabelul 1.4.

Structură	Oțel martensitic	Oțel austenitic sau manganez	Aliaje Co Cr x *
Rezistența la tracțiune	60 - 130	> 90	85 - 90
Modul de elasticitate			55 - 66
Rezistența la limita de curgere	45 - 105	> 32	
Rezistența la compresie	50 - 120	30 - 50	175
Alungire %	15	> 40	≤ 1
Duritate HRC	40 - 55	> 20	39 - 51
Utilizare	șoc lejer	șoc violent	Abraziune, coraziune la temperaturi ridicate

* Greutatea specifică 8,30-8,65 kg/dm³
 Temperatura de topire °C 1280-1400
 Coeficient de dilatare 20-1000° 10⁻⁶ mm/°C
 Conductibilitate cal/cm²/cm/sec/°C 0,0354
 Coeficient de frecare 0,11/0,15

1.1. Oțeluri utilizate în construcția matrițelor de extrudare

Pentru construcția matrițelor de extrudare s-a utilizat curent oțelul cu 2 % C, 12 % Cr (C120) și în măsură mai mică oțelul rapid.

1.1.1. Oțelul ledeburitic de tip C120 STAS 3611-66 [87]

Oțelul C120 de fabricație indigenă este un oțel cu conținut ridicat de Crom (11,5-13 %) și ridicat conținut de carbon (2-2.3 %C). Este un oțel destinat sculelor, care lucrează la rece, fiind constituit din cristale de austenită primară și dintr-un eutectic compus din austenită și carburi de crom (CrFe)₇C₃ repartizate neuniform în masa metalică.

că principală, fig.1.2 [60]. Neomogenitatea ridicată a repartizării carburilor de crom, înrăutățește proprietățile mecanice și din această cauză oțelul C120 se utilizează în cazuri limitate (pentru matrițe ce suportă sarcini mai mici și care nu au margini subțiri).

Prelucrarea la cald, distruge rețeaua de carburi ca de exemplu în oțelul laminat, unde carburile sînt amplasate în formă de șiruri în lungul direcției de laminare. O îmbunătățire a structurii (omogenizare) se poate obține prin forjare și tragerea semifabricatului.

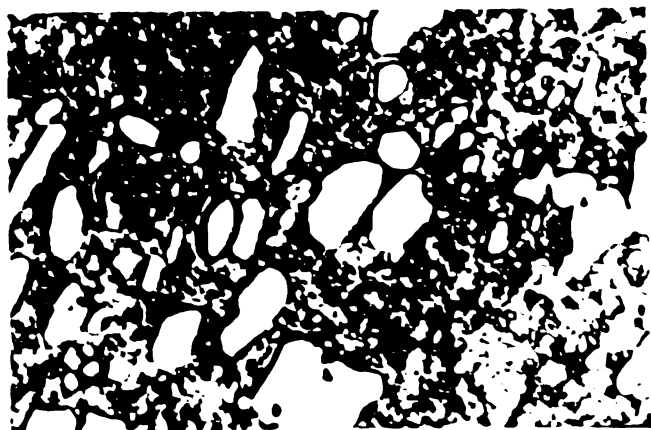


Fig.1.2. Oțel C120 (C=2,1%;Cr=12%)
Atac Nitral 2 % x 1000

Livrarea oțelului se face în stare recoaptă sau revenită la temperaturi înalte. Duritatea oțelului în această stare este de 217-269 HB ceea ce permite prelucrarea. Recoacerea se efectuează prin încălzire la 850 - 870°C, durata de menținere la această temperatură fiind funcție de masa oțelului.

După menținere, oțelul se răcește lent pînă la 720-750°C și la această temperatură se menține izoterm, apoi se răcește în cuptor pînă la 600-650°C după care se scoate la aer. Oțelul recoapt are o structură de perlită în formă sorbitică și surplusuri de carburi.

Atunci cînd e necesar să se obțină o duritate mai scăzută, oțelul e supus revenirii prin încălzire pînă la 760-790°C la care se menține timp de 2-3 ore.

Călire și revenirea oțelului se poate face în două moduri :

- călire la temperaturi mai scăzute urmată de revenire la temperatură scăzută ; deoarece după călire oțelul are o duritate ridicată acest tratament se cheamă tratament pentru durificare primară ;

- călire de la temperatură ridicată, urmată de reveniri repetate la temperaturi ridicate, în care caz oțelul are

o duritate scăzută și care crește în urma revenirii datorită separării carburilor și a transformărilor martensitice a austenitei reziduale. Această prelucrare se numește prelucrare de durificare secundară. În urma prelucrării de durificare primară se obțin proprietăți mecanice mult mai ridicate și deformări mai mici, care datorită alegerii corespunzătoare a temperaturii de călire și revenire poate să atingă valori minime. Din această cauză prelucrarea pentru durificarea primară, se recomandă să se aplice la matrițe, care în timpul funcționării sînt supuse unor sarcini mecanice mari. Avantajul prelucrării pentru durificarea secundară, constă în obținerea rezistenței la roșu și a rezistenței la uzură, dar în acest caz, oțelul are proprietăți mecanice mult mai scăzute și modificări mari de volum. Deci, - prelucrarea pentru durificarea secundară este utilă pentru matrițele care funcționează fără sarcini considerabile, dar în condiții de uzură ridicată și încălziri pînă la 400-500° [37].

Neajunsul tehnologic de prelucrare prin durificare secundară constă în necesitatea de a executa reveniri repetate, uneori de 5-6 ori. Reducerea numărului acestora e posibil prin răcirea sub 0° (pînă la - 78°).

Temperatura de călire a oțelului C120 în ulei este de 930 la 960°C, în aer 950-980°C, pentru secțiuni ce nu depășesc 30 mm diametru, după care duritatea ajunge la 61-64 HRC (durificare primară). Diagramele de transformare izotermă, anizotermă și duritatea HRC pe o epruvetă Jominy de 18,5 mm diametru și 100 mm lungime sînt prezentate în planșa nr.1 [73].

Un inconvenient ce intervine la oțelurile cu conținut ridicat de Cr este sensibilitatea acestora la decarburare în timpul încălzirii. Din aceste motive încălzirea înainte de călire se recomandă a se face în baia de săruri sau utilizarea așchiilor de fontă pentru introducerea în ele a pieselor încît să se producă carburarea. Deasemenea trebuie semnalat, tot ca o latură negativă, intervalul îngust de temperaturi de încălzire pentru călire de durificare primară. Abateri nu prea mari de la temperatura optimă duce la scăderea durității ca urmare a încălzirii insuficiente la călire sau datorită supraîncălzirii și a menținerii în structură a unei cantități mari de austenită reziduală.

Tratamentul de revenire după călire permite a se obține proprietățile dorite ale matrițelor.

Planşa 1

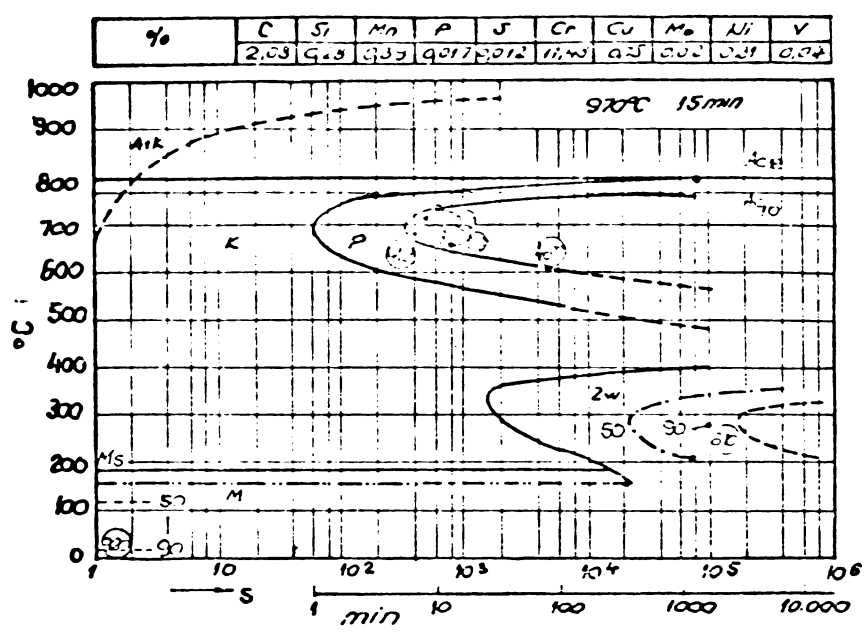


Diagrama de transformare izotermă a oțelului C120

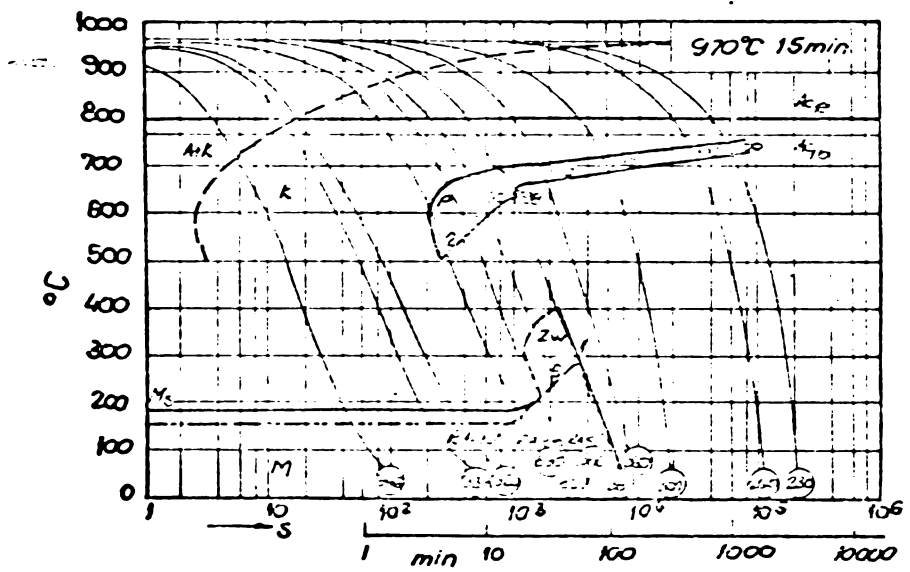
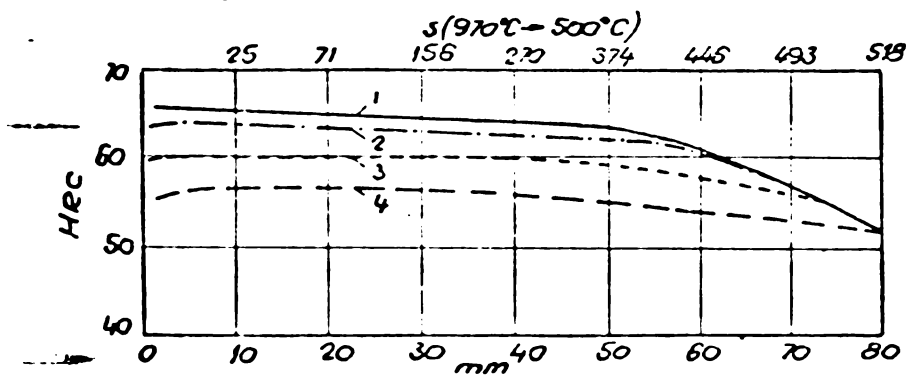


Diagrama de transformare anizotermă a oțelului C120



Duritatea HRC a oțelului C120 a unui epruvete Jominy de 18,5 mm diametru și 100 mm lungime

1. nerevenit
2. revenit la 200°C
3. revenit la 400°C
4. revenit la 500°C

Duritatea maximă se obține fără revenire. Călirea în ulei conduce la duritate mai ridicată decât călirea în aer. Revenirea la temperaturi sub 200°C conduce la păstrarea durității ridicate (61 - 63 HRC) și o rezistență la uzură ridicată, dimensiunile sculei aproape nu se modifică în comparație cu starea călită.

Revenirea la temperaturi între $200-275^{\circ}\text{C}$ se practică, când se dorește să se obțină o plasticitate ridicată sau să se obțină dimensiuni mai mici în comparație cu cele obținute în urma călirii. Duritatea în urma acestei reveniri se situează între 57-59 HRC.

Pentru matrițele care sînt exploatare la sarcini dinamice puternice, temperatura de revenire crește pînă la $400-425^{\circ}\text{C}$ cînd se produce o mărire a dimensiunilor matriței față de cele după călire pe șema transformării unei mici cantități de austenită reziduală. Nu se recomandă temperaturi de revenire între 300-375, deoarece scade duritatea și tenacitatea materialului în comparație cu revenirea la $150-175^{\circ}\text{C}$.

Din aspectele arătate mai sus, caracteristice oțelului C120, rezultă că deși acesta este mai ieftin decît altele, rezultatele bune în utilizarea lui sînt legate de prelucrarea îngrijită și atentă, oțelul fiind foarte pretențios. O astfel de prelucrare cere un personal cu calificare ridicată și bază tehnico materială corespunzătoare. Faptul că pentru obținerea performanțelor de plafon sînt necesare numeroase prelucrări (tratamente termice repetate) costurile de manoperă și indirecte ca și consumurile de energie sînt ridicate, ceea ce face ca utilizarea unui astfel de oțel să se facă cu discernămint.

1.1.2. Oțeluri de tip rapid (STAS 7382-66)

Oțelurile de tipul rapid reprezintă o grupă intermediară între oțelurile cu mici adaosuri de aliere și aliajele dure, cu carburi, turnate sau sinterizate și sînt caracterizate prin păstrarea proprietăților de duritate la temperaturi ce ating aproximativ 600°C (culoarea roșie închis). Sînt produse într-o gamă largă de sorturi (opt sorturi STAS 7382-66) diferind între ele prin compoziția elementelor de aliere [27, 75, 78, 82].

Elementele de aliere ale oțelurilor rapide sînt: wolframul 10 - 23 % , pînă la 5 % Cr, 1 % Mn, 1 + 2,5 % V și 2 + 15 % C.

Caracteristica de duritate ridicată la temperaturi înalte se datorește wolframului, care întîrzie înmuierea la revenire. Vanadiul permite reducerea conținutului de wolfram. Prezența simultană a W, Cr, Mo pot suprima transformarea $\alpha \rightarrow \gamma$ și de aceea se adaugă în compensare C, element gamagen în proporție de 0,7 + 0,8 %.

Cobaltul provoacă durificarea austenitei reziduale. Se găsește în oțel pînă la 15 %, un procent mai ridicat stabilizează austenita, nepermițînd transformarea în martensită [76].

Structura oțelurilor rapide este ledeburitică. Carburile lamelare sau de formă alungită sînt incluse în matricea austenitică. Proporția cantitativă de ledeburită e mărită de elementele W, Cr, V, Mo.

În figura 1.3 se prezintă microstructura oțelului rapid, (tipul Rp3) obținut prin retopire în baie de zgură [61].



Fig.1.3. Microstructura oțelului rapid Rp3.
Atac Nital 2 % x 100

Pentru obținerea unei repartizări uniforme a carburilor în întregul material, acesta se supune forjării într-un interval de temperaturi de 900 - 1000°C. În figura 1.4 este reprezentat același oțel, reprezentat în figura 1.3 după forjare cu un coroiaj de 2,5. Se remarcă distrugerea carburilor.

Oțelurile rapide se prelucrează în stare recoaptă. Recoacerea de înmuiere se face la 800°C obținîndu-se o structură de bază feritică și numeroase carburi de mărimi diferite.

Temperatura de călire a oțelurilor rapide este 1150 + 1350°C după compoziția lor, imediat sub temperatura

403 204
310 F

solidus. La această temperatură înaltă de călire carburile slab aliate și cele speciale trec în soluție, iar carburi-
le ledeburitice nu se dizolvă, ci rămân separate în auste-

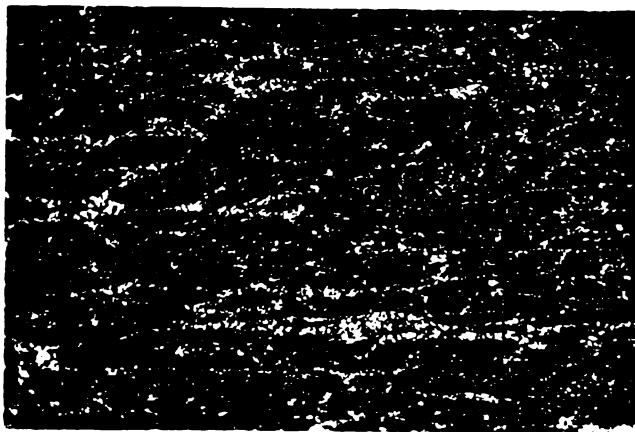


Fig. 1.4. Microscopia oțelului Rp₃
cu corioaj 2,5.
Atac Nital 2 % x 100

nită, așa încât împiedică forma-
rea unui grăunte de austenită prea grosolan. După că-
lirea în ulei sau aer comprimat, struc-
tura oțelului ra-
pid constă din martensită, auste-
nită reziduală și carburi nedizolva-
te. Duritatea pri-
mară a oțelului rapid variază în-

tre 60 și 65 unități HRC. La revenire la 400-500°C duritatea scade întrucâtva la început, se ridică însă din nou dacă tem-
peratura de revenire e mărită la 500-600°C. Această duritate secundară a oțelului rapid se datorește fenomenelor de căli-
re prin precipitare și constituie cauza pentru care oțeluri-
re rapide au mare stabilitate la revenire.

Oțelurile cu conținut de wolfram pot fi deterio-
rate printr-un tratament de recoacere incorect.

În figura 1.5 este reprezentată curba durității

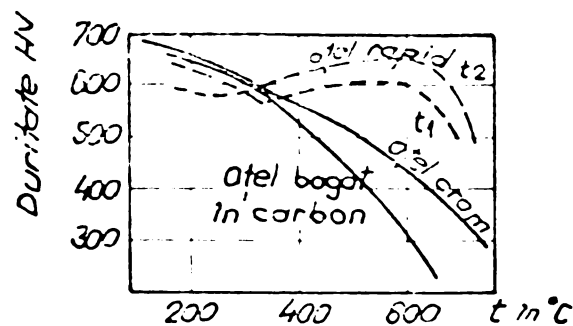


Fig. 1.5. Influenta temperaturii de călire și revenire asupra durității oțelurilor [32].

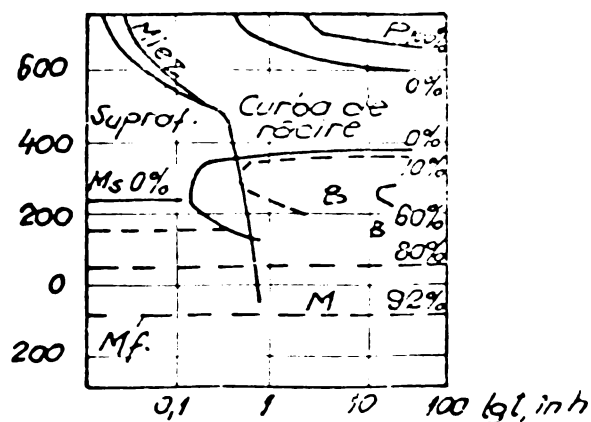


Fig. 1.6. Oțel rapid. Călirea în ulei a oțelului [32].

oțelului rapid în comparație cu alte oțeluri, iar în figura

1.6 călirea în trepte a oțelului rapid (82).

Oțelurile rapide sînt întrecute din punct de vedere al durității la temperaturi ridicate numai de aliajele dure.

Faptul că tratamentele termice ale oțelului rapid sînt complicate și la temperaturi ridicate, conținînd riscuri de deteriorarea proprietăților ca urmare a conducerii incorecte a tratamentului, face ca matrițele din acest material să fie utilizate în măsură mică.

O categorie superioară de materiale, o constituie materialele dure sinterizate de tipul WC-Co, la care conținutul de wolfram variază între 70-94 % restul fiind cobalt. Duritatea acestor materiale în unități Vickers variază între 900-1650 unități HV 30. Nu au fost utilizate la confecționarea de matrițe în industria producătoare de ferite din cauza dificultăților de realizare în limite restrînse de toleranțe.

2. UZAREA MATRITELOR DE EXTRUDARE BENZI MAGNETICE

Matrița de extrudare a benzilor magnetice în soluție veche, se confecționează din oțel C120 sau în măsură mai mică din oțel rapid mărcile Rp₁-Rp₃. Confecționarea implică operații de strunjire în cote, electroeroziune pentru executarea canalului, tratamente termice și rectificarea canalului de extrudare. Dimensiunile canalului sînt de 9x3,2 mm cu toleranțe reduse sub 0,02. Forma matriței de extrudare este dată în figura 2.1, iar structura metalografică în figura 2.2.

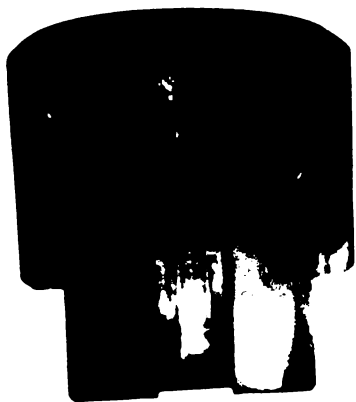


Fig.2.1. Matriță de extrudare benzi magnetice din oțel C120.

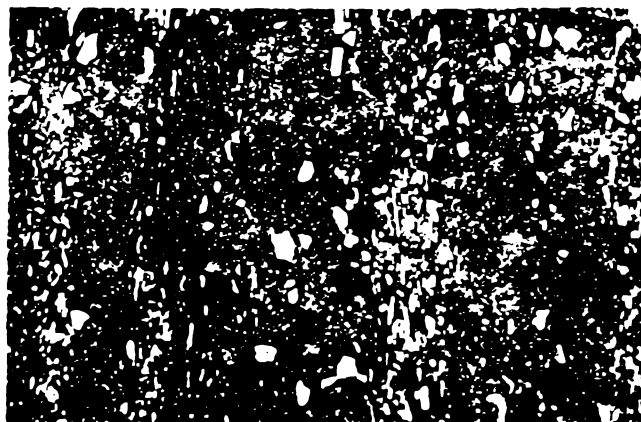


Fig.2.2. Structura metalografică a oțelului C120.
Atac Nital 2 % x 200

Conform condițiilor tehnice se admite o uzură a dimensiunilor canalului de 1/10 din cotele nominale, depășirea acestei uzuri scoțînd practic matrița din uz.

2.1. Caracteristicile agentului care provoacă uzura

Matrița de extruziune servește la formarea benzilor magnetice din ferită (111, 113, 114). Materiile prime ce intră în structura benzii magnetice sînt : oxidul roșu de fier Fe_2O_3 %, oxidul de bariu BaO și stearat de zinc.

Pulberile de mai sus se măcină și se amestecă în mori cu masa termoplastă PVA Hypalon.

Ca lubrifiant în vederea reducerii frecării se adaugă și stearat de zinc. Granulația părților solide din șlam destinate extruderii este sub 0,1 mm (113). Oxidul de fier constituie un abraziv puternic utilizîndu-se în tehnică chiar pentru șlefuit și polizat (127).

Peliculele abrazive care provoacă uzura suprafețelor active ale matriței de extrudare sînt prezentate în figura 2.3, iar în figura 2.4 este prezentat aspectul materi-

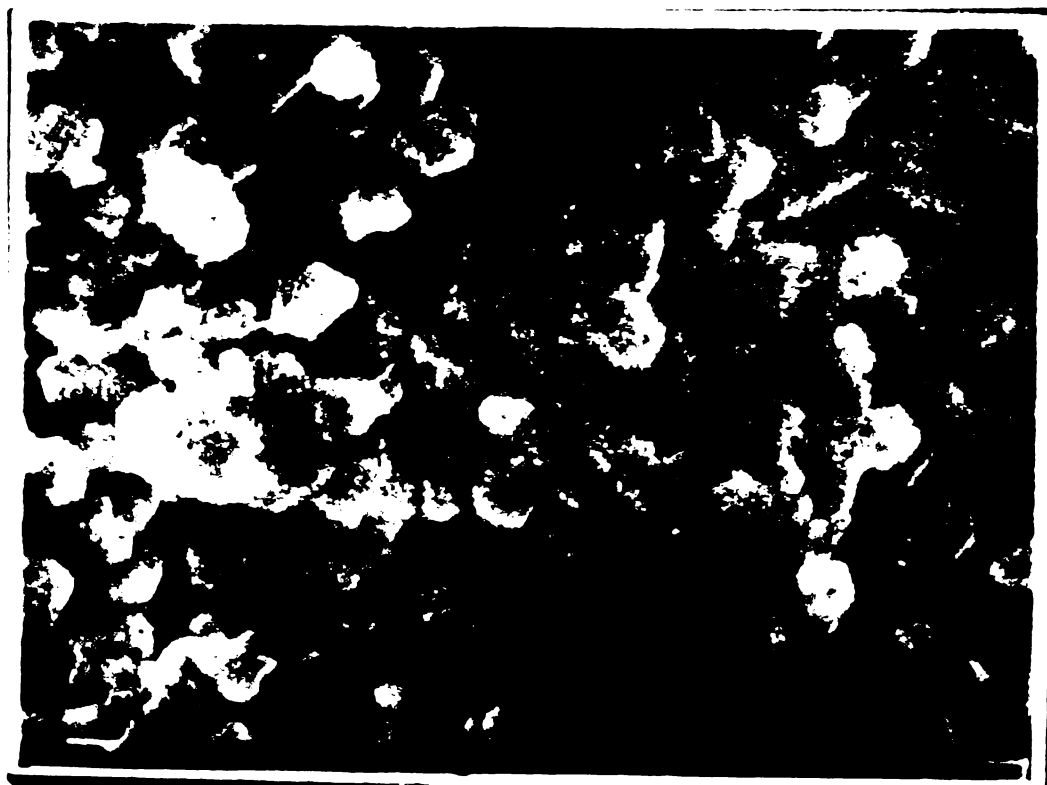


Fig.2.3. Particule abrazive care uzează matrița de extrudare
Microscopie electronică x 10000

alului de bandă în timpul prelucrării ei pe flux tehnologic, înainte de extrudare prin duză.

Din figura 2.3 se poate observa bine configurația colțuroasă a particulelor care provoacă uzarea părții active a matriței. De altfel și din figura 2.4 ne putem da seama ușor după aspectul suprafeței, că avem de-aface cu un agent abraziv deosebit de puternic.

În figura 2.1 se prezintă o matriță din oțelul C120 care a extrudat 3000 m bandă magnetică după care s-a decalibrat și a fost înlocuită. Din secțiunea într-un plan axial al matriței se poate constata cu ușurință existența unei fisuri pe porțiunea conică a sculei și uzura sub formă de dungi specifică formei de uzare prin abraziune.



Fig. 2.4. Aspectul materialului de bandă în timpul prelucrării ei pe fluxul tehnologic (X 25).

Existența fisurii pe partea conică nu poate fi atribuită uzării matriței, ci mai degrabă, ea a apărut la tratamentul termic al sculei sau datorită unui defect de material.

2.2. Solicitățile matriței pentru extrudare benzi magnetice

Schema procesului de extrudare a benzii magnetice este cel clasic; un motor electric de 2 kW, acționează prin intermediul unui reductor un șurub melc, care împinge șlamul de bandă prin duza de extrudare. Condițiile de laminare a benzii sînt ușurate pe de o parte prin conținutul de

stearat în șlam, iar pe de altă parte prin încălzirea electrică de 150-200°C, a șlamului înainte intrării acestuia prin orificiul de extrudare cu ajutorul unei rezistențe electrice capsulate.

Solicitările la care e supusă matrița de extruziune sînt reprezentate în figura 2.5.

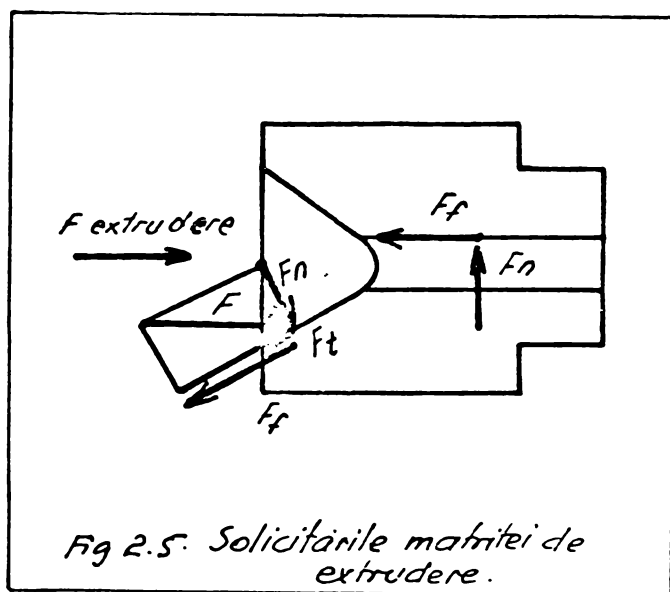


Fig.2.5. Solicitările matriței de extruziune.

ziunea conului, evidențiată în figura 2.1 prin onduleuri. După aspectul suprafeței uzate nu este exclusă o uzare și prin adeziune și oboseală a materialului (urme de alunecări de material).

În canalul matriței de formare, acționează forțe de presare normale pe pereții canalului, care determină forța de frecare ce se opune deplasării șlamului de bandă.

2.3. Uzarea matriței de extrudare benzi magnetice

Observarea atentă a canalului de extrudare arată că uzarea cea mai importantă se produce în partea superioară, acolo unde începe formarea profilului benzii. În figura 2.6 se prezintă uzarea pe latura mare a canalului de extrudare. După aspectul suprafeței uzate se observă clar că este vorba de uzare prin abraziune. În locul de uzare maximă după aspectul suprafeței trebuie admis că în afara uzurii de abraziune există și uzare de adeziune, materialul din matriță fiind practic cărat.

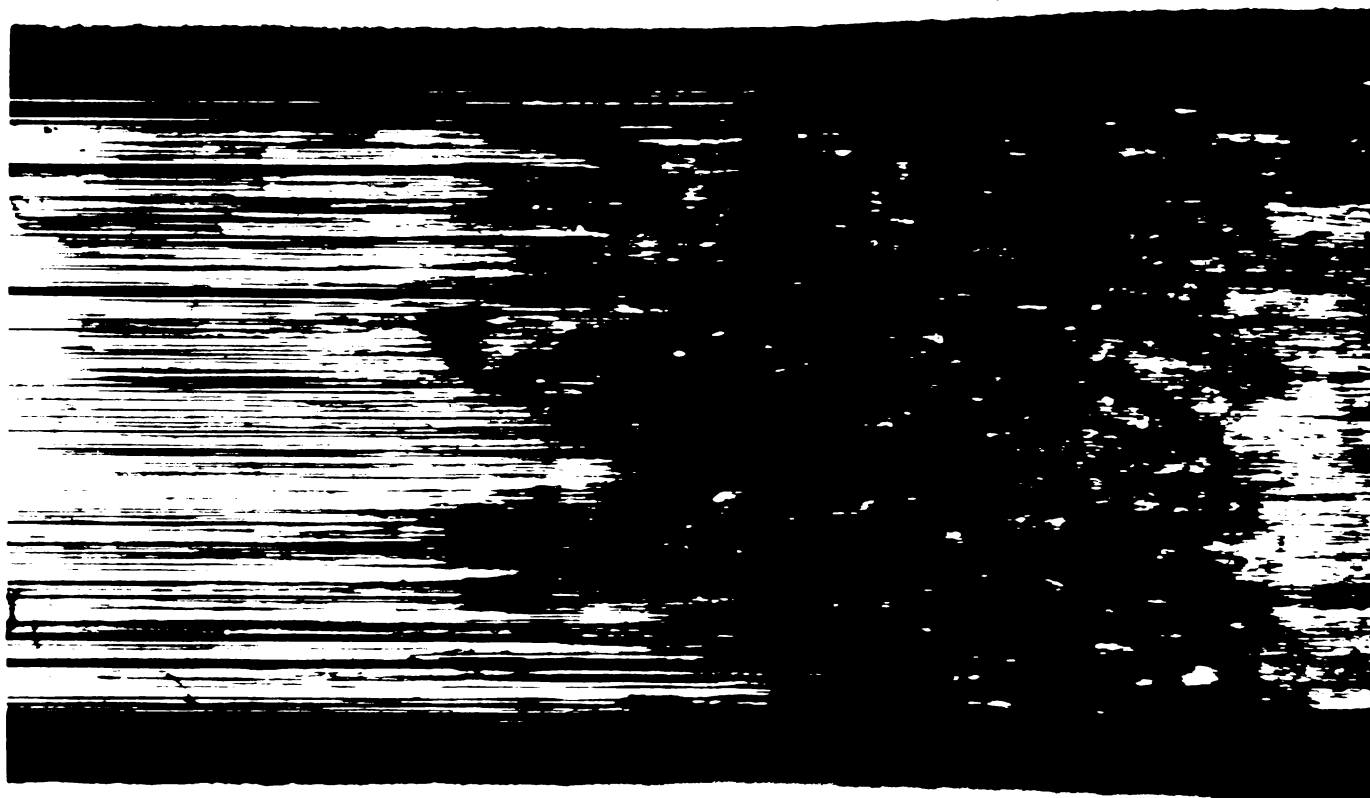


Fig.2.6.-Uzură de abraziune pe canalul de extrudare (latura mare x 10).Deplasarea materialului de extrudat s-a făcut de la stînga la dreapta.Zona întunecată are aspectul uzurei de adeziune

La altă metrită din acelaș oțel (C 120) s-a făcut fotografia din figura 2.7.



Fig.2.7. Uzură de abraziune și aspectul uzurii ondulatorii(X10).

Se evidențiază în afara dungilor paralele (constatate la toate materialele) și aspectul de valuri, caracteristice uzurii ondulatorii. Acest gen de uzură e determinat de forțe mari de frecare ce depășesc la un moment dat limitele de curgere ale materialelor utilizate.

Intr-adevăr măsurătorile de densitate Brinell făcute pe bandă au condus la o duritate de 79 HB, iar măsurătoarea presiunii dezvoltată în extruder, atinge 800 ata., ceea ce explică desigur uzarea severă la care sînt supuse matrițele de extrudare benzi magnetice.

3. FORMELE DE UZURA IN PROCESELE IN CARE AGENTUL ABAZIV ESTE CONSTITUIT DIN PULBERI

În domeniile industriale, în care intervin ca agenți abrazivi pulberi, formele de uzare, care se întîlnesc sînt foarte variate și sînt determinate de un mare număr de factori care intervin în proces. Unii din factori pot avea în procesul de uzură un rol preponderent, alții considerați secundari fac ca fenomenele de uzare să primească aspecte diferite și este deosebit de dificil a stabili ponderea cu care diverșii factori contribuie la mărirea uzurii.

Testele de laborator nu pot servi decît orientativ la elucidarea fenomenelor de uzare și la alegerea celor mai indicate materiale puse să lucreze în condiții de uzare, rămînînd ca certe testele făcute pe condiții reale.

În procesul de fabricare a unor repere din pulberi asupra sculelor intervine uzura cu forme ei predominantă " abraziunea ". Agentul abraziv, constituit din pulberi de anumită granulație ale unor substanțe, pentru a produce uzarea de abraziune trebuie să aibă o mișcare relativă în raport cu piesa pe care se deplasează. Această condiție e realizată în procesele în care se presează pulberi sau se extrudează benzi constituite din pulberi magnetice în amestec cu lianți.

3.1. Uzarea de abraziune

Uzarea de abraziune este determinată de acțiunea asupra sculei a particulelor dure din pulberi sau de inter-

acțiunea dintre asperitățile suprafețelor sculelor în mișcare una față de alta între care se pot interpune pulberi abrazive.

Particulele dure pot proveni deasemenea din forfecarea unor joncțiuni ale sculelor de presare, depuneri de porțiuni din stratul de suprafață mai dur (uzare de oboseală sau tratament defectuos) sau prin desprinderea și evacuarea materialului sculei provenit din ciupituri (pitting).

Uzarea prin abraziune e ușor de recunoscut prin urmele de microașchieri disperse, orientate după direcția de mișcare a agentului abraziv semănând la aspect, cu suprafața metalului supus unei șmirgheluirii, polizării sau șlefuirii [43, 56, 57, 90, 96, 109].

Dîrele care se formează se datoresc în primul rînd unei tociri minuscule, efect de strunjire a particulei pulberii în mișcare și a deformării, dislocării și transportării materialului prin proeminente [96].

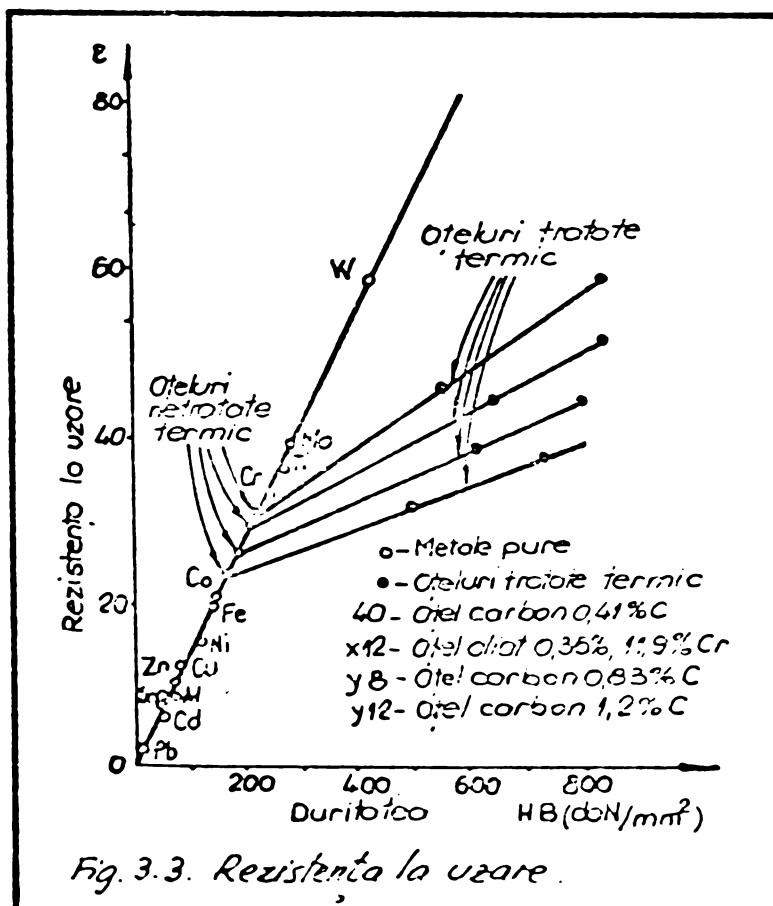
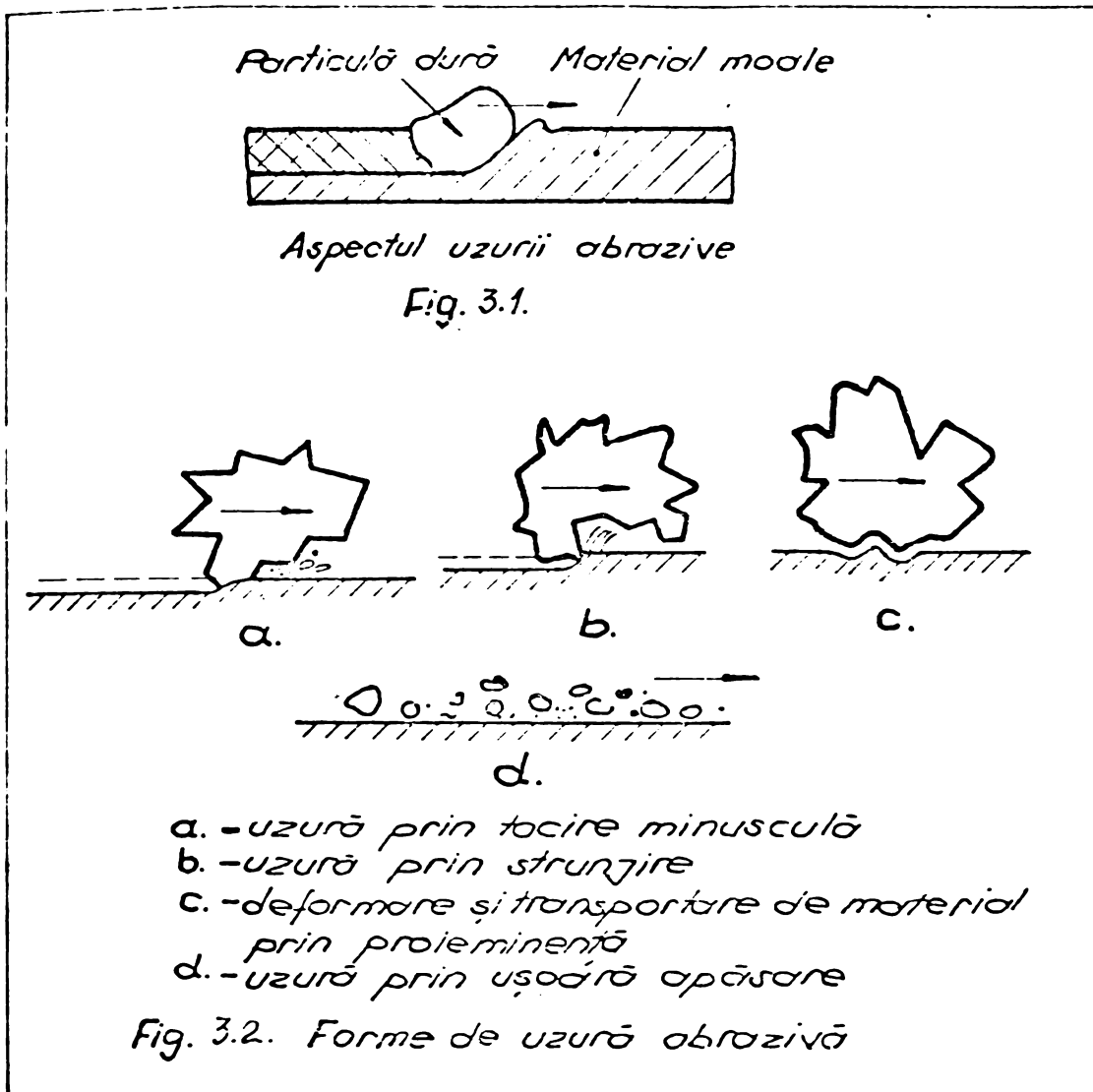
În figura 3.1 se prezintă aspectul uzurii abrazive, iar în figura 3.2 cîteva forme de uzură abrazivă.

După părerea mai multor cercetători, uzarea prin abraziune este foarte simplă, dar fenomenele ce o determină și corelarea dintre ele sînt foarte complicate. Aceste fenomene trebuiesc analizate în interdependența agent abraziv, piesă supusă abraziunii.

3.1.1. Caracteristicile agentului abraziv și efectul lui asupra materialului în cuplu

De regulă abrazivul este fin și glisează pe o suprafață metalică cu viteză mică de deplasare. Solicitățile asupra cuplei în ansamblu sînt slabe, iar șocurile sînt nule [90].

Avient și colaboratorii [3, 39] au arătat că abrazivitatea crește foarte rapid cu creșterea diametrului particulelor abrazive și tinde spre o valoare constantă atunci cînd diametrul particulelor atinge un anumit diametru. În privința aspectului pulberilor s-a găsit că particulele care prezintă forme colțuroase cu unghiuri negative au cel mai mare efect de abraziune asupra materialului pe care acestea acționează. Efectul de tăiere pe care acestea la exercită este însoțit de o mare cantitate de material deformat și deplasat



[56, 96, 109]. Efectul tăierii variază considerabil de la un tip de pulbere la alta după cum particulele ce constituiesc pulberea sînt mai mult sau mai puțin dure.

3.1.2. Caracteristicile materialului în cuplă cu agentul abraziv și efectul asupra uzurii

Condiția necesară apariției uzurii abrazive o constituie diferența de duritate dintre agentul abraziv și piesa supusă abraziunii.

Din raționament lesne de înțeles este necesar ca piesa supusă uzurii să aibă duritate mai mare decît agentul abraziv. Chiar și în acest caz se poate produce uzură importantă, dacă în urma frecării cu o suprafață mai moale, intervine transferul de substanță (cazul uzurii prin aderență).

În timpul abraziunii un metal este durificat intens și din această cauză duritatea inițială nu e întotdeauna un factor important cît timp duritatea agentului abraziv e în mod substanțial mai mare decît a suprafeței materialului. Rezultă că la alegerea materialelor antiuzură trebuie ținut cont de capacitatea acestora de ecruisare [56, 90, 96, 109]. În aceste condiții speciale există o relație simplă între rezistența la uzare și duritate. De exemplu, metalele pure prezintă o relație aproximativ liniară între rezistența la uzare și duritate atunci cînd se află în stare recoaptă. În figura 3.3 este reprezentată rezistența la uzare a unor metale pure și după tratament termic. ξ reprezintă uzarea relativă a materialului în raport cu aliajul SnPb. Cînd duritatea suprafeței metalului se apropie de aceea a pulberii abrazive are loc o tocire a acestora din urmă și rezistența la uzură a materialului crește. Khruschov și Babichev [3, 38, 43] au constatat că uzura prin abraziune se mărește pînă cînd duritatea abrazivului ajunge la 1,4 pînă la 1,6 ori aceea a metalului și că apoi ea rămîne constantă. Dacă un grăunte abraziv începe să se tocească, natura uzurii se schimbă, într-o formă mai complicată, probabil adăugîndu-se și mecanismul unei oboseli plastice, devenind un proces extins de oboseală adezivă. Schimbarea este

relativ rapidă și uzual întâlnită pentru un raport duritate metal pe duritate abraziv = 0,8/1,3 în care duritatea metalului este duritatea reală a suprafeței.

Materialele heterogene compuse din faze, au diferențe considerabile, formînd o clasă importantă de materiale rezistente la uzură. Pentru materialele abrazive fine prezența unor particule dure aspre în aceste aliaje, mărește considerabil rezistența la uzură, dar cînd dimensiunile particulelor abrazivului cresc și devin comparabile cu dimensiunile grăunților structurii heterogene situația poate să fie inversă. Explicația pare să fie următoarea : particulele abrazive grosolane pot smulge din structura materialului heterogen părțile rezistente la abraziune [96].

Abraziunea e de obicei provocată, fie de particule care sînt libere să alunece sau să se rostogolească între două suprafețe. Aranjarea ulterioară a particulelor abrazive în timpul alunecării lor provoacă o uzură mai mică decît aranjarea lor inițială.

Particulele abrazive pot fi antrenate de un fluid în mișcare și efectul fluidului abraziv va conduce la o formă particulară a uzurii abrazive " eroziunea ". Multe dintre mecanismele uzurii prin eroziune sînt similare cu acelea existente în condiții de alunecare deși sînt modificate de putința particulelor de a se rostogoli și de faptul că energia disponibilă este limitată de energia cinetică cedată particulelor de fluidul care le antrenează. Efectul eroziunii se manifestă prin scrijilituri și zgîrieturi pe suprafața pieselor și este greu de a face o determinare între uzura prin abraziune și uzura prin eroziune.

3.1.3. Influenta temperaturii [87, 109]

Rezistența la abraziune va fi alterată de temperatură în aceeași măsură ca și efectul factorilor mecanici. Odată cu creșterea temperaturii, rezistența la pătrunderea particulelor abrazive în material scade, durificarea prin ecruisare se atenuază devenind nulă deasupra temperaturii de recristalizare, uzura prin deformare scade, iar uzura datorită efectului de tăiere crește considerabil. În consecință e necesar a se utiliza materiale care să-și păstreze carac-

teristicile fizico-mecanice la temperaturi ridicate. Odată cu ridicarea temperaturii (la 300 - 400°C) se produc și fenomene de oxidare a metalului. Grăunții de metal oxidați se detașează de pe suprafața metalului deci se produce uzură. Măsurile ce se iau, urmăresc reducerea oxidării prin alegerea unor materiale cu adaos de Cr în procente ce depășesc 25 %. Oxidul de crom sub formă de peliculă asigură o protecție pînă la temperaturi de 950 - 1000°C.

3.1.4. Influenta presiunii și vitezei de deplasare a agentului abraziv [57, 58, 109]

Presiunea exercitată de agentul abraziv asupra materialului cuplă, joacă un rol important dacă se atinge în acesta o deformare plastică permanentă ireversibilă. În caz contrar efectul presiunii are efect mai puțin pregnant. Influența presiunii este cu atît mai mare cu cît abrazivul și materialul supus abraziunii este mai moale. Astfel, oțelul cel mai dur este insensibil la presiune și la duritatea abrazivului. Abraziunea pare că, crește proporțional cu viteza.

Cu referire la uzura de abraziune prima dependență calitativă, care leagă uzura de proprietățile materialelor și de condițiile exterioare frecării a fost formulată în 1987 de către Tonn. Cercetările au fost continuate de Hruscirov și Babicev (1953 - 1958) [38], verificînd și continuînd cercetările primului. Făcînd supoziții că particula abrazivă este conică, avînd jumătate din unghiul conului notat cu θ , x adîncimea de penetrare, HB duritatea materialului supus uzării, sarcina N pe particula elementară e suportată numai de jumătate de contact, se poate scrie relația 3.1.

$$N = \frac{1}{2} \pi \cdot HB \cdot x^2 \cdot \operatorname{tg}^2 \theta. \quad (3.1)$$

Volumul $\int V$ de material deplasat în alunecare pe distanța $\int L$ va fi :

$$V = x^2 \operatorname{tg} \theta \int L \quad (3.2)$$

Inlocuind adîncimea de penetrare din relația precedentă, rezultă relația intensității elementare a uzării :

$$\frac{\int V}{\int L} = \frac{2 \int N}{\pi \cdot HB \operatorname{tg} \theta} \quad (3.3)$$

Presupunând că numai o parte K din toate contactele abrazive produc particule de uzură abrazivă intensitatea uzării devine :

$$\frac{V}{L} = K \left(\frac{2 \cotg.\theta}{\pi HB} \right) N. \quad (3.4)$$

sau

$$\frac{V}{L} = K' \frac{N}{HB} \quad K' = \frac{2 K \cotg.\theta}{\pi} .$$

È necesar a se determina o valoare corectă pentru $\cotg.\theta$ și pentru coeficientul de uzură K . Mulheahn și Samuels au găsit pentru nisip $K = 0,1$ [56].

Adâncimea de uzură prin abraziune h se poate determina din relația (3.4).

$$h = \frac{V_u}{A_a} = K_a'' \quad \frac{NL_f}{A_a p_c} = K_a'' \quad \frac{p_m L_f}{p_c} = K_a''' p_m L_f \quad (3.5)$$

unde :

A_a - aria aparentă de contact a epruvetei ;

p_m - presiunea medie.

Relația 3.4 poate fi exprimată și funcție de duritatea HB prin înlocuirea lui p_c cu $\frac{HB}{3}$ [40].

$$h = \frac{p_m L_f}{HB} \cdot 3 K_a''' \quad (3.6)$$

Prin împărțirea cu drumul parcurs se obține o relație a intensității uzurii liniare, a unei suprafețe la uzura abrazivă.

$$I_h = K \cdot \frac{p_m}{HB} \quad (3.7)$$

In cazul uzurii abrazive diferiți cercetători (Rabinovicz, Hruscirov, Archand etc.), au conchis că valoarea lui K este funcție de ascuțimea abrazivului pentru metale (de la Pb la W) avînd valori cuprinse între $(2,8+4)10^{-2}$, pentru particulele abrazive rotunjite (0,001), iar pentru glaspapier și șmirghel (0,01-0,1).

È mai mare probabilitatea producerii uzurii prin așchiers decît prin adeziune, dacă rugozitățile sînt abrazive.

Pornind de la relația generală a vitezei de uzură liniară (3.7) obținută în cazul frecării dintre o suprafață rugoasă și alta netedă, Kraghelski [44, 57] obține :

$$I_h = \frac{\operatorname{tg} \theta}{2(\gamma + 1)} \cdot \frac{P_m}{HB} = K \frac{P_m}{HB} \quad (3.8)$$

unde : θ = unghiul conului

γ = constantă ce depinde de gradul de finisare.

Rezultă că uzura liniară depinde de "ascuțimea" elementelor abrazive, presiune și duritate și este independentă de coeficientul de frecare.

Nathan și Jones au stabilit mai recent relația:

$$K_u = K^{\bar{x}} \cdot N \cdot L_f \log \left(\frac{HB_a}{HB_m} \right) \quad (3.9)$$

unde :

HB_a = duritatea medie a abrazivului ;

HB_m = duritatea medie a metalului.

$$\text{la } \frac{HB_a}{HB_m} < 30 \quad K^{\bar{x}} = \frac{K}{P_c}$$

Pe baza unui mare număr de experimentări, Hrusciiov și Babicev [38, 57], au pus în evidență existența unei relații dintre rezistența materialelor la uzura la abraziune (R_u) și duritatea suprafețelor respective (vezi figura 3.3). În figură ξ reprezintă uzura relativă și exprimă raportul dintre uzura liniară a metalului sau aliajului respectiv și uzura liniară a unui etalon (aliaj SnPb conținând și Sb). Cercetările s-au făcut cu electrocorindon abraziv cu duritatea de 2290 daN/mm².

Pentru metale pure și oțeluri recoapte Hrusciiov a stabilit relația :

$$\xi = C \cdot HB. \quad (3.10)$$

unde :

C - coeficient pentru metale cu rețea cubică sau hexagonală.

Pentru oțeluri călite în ulei sau aer și revenire la diverse temperaturi, dependența este tot liniară.

$$R_u = R_{U_0} + C_1 (HB - HB_0) \quad (3.11)$$

Coeficientul unghiular C_1 este determinat de rezistența la uzare și duritatea în stare recoaptă (R_u și HB_0) a oțelului ; C_1 coeficient al oțelului încercat. Se remarcă influența deosebită a compoziției (metalele pure) și a tratamentului termic (călire revenire) la oțeluri. Rezultatele de mai sus au fost confirmate și de alți autori [57]. Gradul de aliere, felul tratamentului de durificare, ecruisare, etc... pot avea repercursiuni favorabile asupra rezistenței la uzură. Experimental s-au constatat următoarele efecte privind dependența dintre duritatea materialului abraziv și material :

$$HB_a < K_1 HB_m \quad - \text{ nu apare uzură abrazivă } \\ (K_1 = 0,1 - 1) \text{ deci alte } \\ \text{forme de uzură}$$

$$HB_a > K_2 HB_m \quad - \text{ uzura abrazivă nu depinde } \\ \text{de de } HB_a \text{ (} K_2 = 1,3 - 1,7 \text{)}$$

$$\frac{HB_a}{HB_m} = (K_1 \cdot K_2) \quad - \text{ uzura abrazivă are o dependență liniară.}$$

Uzura absolută depinde nu numai de raportul

$\frac{HB_a}{HB_m}$ ci și de natura abrazivului, rezistența sa, forma și dimensiunile particulelor, ascuțimea muchiilor (39).

Pe baza experimentărilor, s-au stabilit mai multe relații pentru uzura relativă ξ . Astfel Hruscirov și Babicev au găsit pentru 20 metale tehnice pure (cu excepția Ti) următoarea relație :

$$\xi = 0,49 \cdot 10^{-4} E^{1/3} \quad (3.12)$$

unde :

E = modul de elasticitate (daN/mm^2).

Relația se aplică cu oarecare aproximație aliajelor binare Cu-Ni, Pb-Sn, aliajelor extradure, Si și Ge etc... Pentru ξ s-au determinat și alte relații. Tinând seama de entalpia materialului (W), ξ are expresia :

$$\xi = 6,3 \cdot 10^{-2} W^2 \quad (3.13)$$

în care W - entalpie $\frac{\text{cal}}{\text{g atom}}$.

În lucrarea [109] și lucrarea [32] elaborată de Goddard și Wilman, s-au ocupat teoretic și experimental de determinarea coeficientului de frecare pentru diverse forme de abrazivi (conic, sferic, piramidă) cu axa normală la suprafața de frecare (Al, Ag, Fe, Cu, Mo, W, etc.). Dacă diametrul mediu al abrazivului D este de la 70 milimicroni în sus, coeficientul de frecare (Al, Ag, Cu, Fe, Mo) crește inițial și se plafonează la valori între 0,5 - 0,8 ; în cazul în care diametrul Θ , este mai mic de 70 milimicroni, coeficientul descrește pînă la 0,3 - 0,4. Deasemenea el descrește continuu de la 0,8 - 0,9 la 0,4 dacă duritatea suprafeței de alunecare, tratată termic, crește pînă la 400 - 5000 unități HV.

3.2. Uzarea de oboseală [13, 56].

Acest tip de uzare se produce în urma unor solicitări ciclice a suprafețelor în contact urmate de deformării plastice în rețeaua atomică a stratului superficial, de fisuri, ciupituri sau exfoliere. Dacă se admite această stare de uzare de oboseală trebuie admis că, în cazul extruderii, solicitările ciclice caracteristice acestui gen de uzare, sînt date de particulele dure înglobate în masa plastică de extrudare. Solicitățile ciclice sînt aplicate asupra asperităților suprafețelor cu care masa plastică ce se extrudează vine în contact. Se pot admite după Kraghelski, trei cazuri :

- uzura de oboseală prin contact elastic ;
- uzura de oboseală prin contact plastic ;
- uzura de oboseală prin microașchieri .

Din cele trei cazuri de mai sus, avînd în vedere presiunea specifică sub care se face extrudarea, se pare că trebuie luate în considerare cazurile de uzare la oboseală prin contact elastic și prin microașchieri, ultimul caz fiind cel mai probabil.

Din analizarea aspectului unor suprafețe ale duzelor de extrudare la care se constată exfolieri (cojiri) consider că este valabilă noua teorie a uzării propusă în 1973 de către Suh, denumită teoria exfolierii ("delamination theory of wear") pentru a explica uzura metalelor la viteze mici [56] ; ea oferă o explicație a fenomenului uzării pe baza comportării mecanice a suprafețelor metalelor și caracteristici-

lor metalurgice ale straturilor. Raționamentul care stă la baza acestei teorii este acela că, în condițiile deformării plastice și a forței de tracțiune (de frecare) în cazul unui contact de alunecare, se deformează stratul de sub urma de uzură, generându-se dislocații și goluri. Când sînt prezente particule dure (incluziuni și particule mari precipitate) se mărește formarea de goluri. Dacă deformarea continuă, golurile se unesc, fie prin creștere fie prin acțiunea de forfecare a materialului împrejurul particulelor dure ; rezultă o fisură paralelă cu suprafața de frecare. Când fisura ajunge la o lungime critică, se forfecă materialul dintre fisură și suprafață, rezultînd o particulă de uzură ca un "solz ". Lungimea critică a fisurii este dependentă de material.

S-au propus două modele pentru uzarea prin exfoliere și anume :

- exfolierea metalului de pe o suprafață în urma unei forfecări produse de o joncțiune tare, creată prin contactul unor asperități ;

- exfolierea apare în urma unui proces cumulativ, metalul fiind forfecat în mică parte la fiecare trecere a asperităților, dar desprinderea are loc numai după ce a trecut un număr mare de asperități peste fiecare punct al suprafeței respective.

Se presupune că metalul de pe suprafețele în frecare de alunecare se uzează strat cu strat, dar că fiecare strat h constă din mai mulți " solzi " (particule de uzură). Desprinderea se produce deci după ce s-a format un strat, de particule de uzură respectiv după ce s-a atins valoarea critică a distanței de alunecare și a " deplasării plastice ". Deplasarea plastică poate fi legată calitativ de durabilitatea materialului forfecat, care variază invers proporțional cu duritatea HB.

În ce privește uzura de oboseală, la sculele de extrudare a benzilor de ferite a fost pusă în evidență astfel de uzură.

Pentru a evolua mărimea uzurii în cazul general al uzării prin oboseală se pot aplica relațiile stabilite de Kraghelski [44] care a dezvoltat și perfecționat teoria uzării prin oboseală și metodica de calcul analitică. Relația stabilită are forma :

$$I_u = \frac{\alpha}{n} \cdot \sqrt{\frac{h}{r}} \cdot \frac{A_r}{A_a} \quad (3.14)$$

în care : $\alpha = 2\sqrt{\nu} + 1$ și r raza rugozității sferice ;

ν = coeficient care depinde de gradul de finisare al suprafeței ;

n = numărul de solicitări necesare uzării ;

h = înălțimea deformată ;

A_r = aria reală ;

A_a = aria aparentă.

Factorul geometric $\frac{h}{r}$ este unul din cel mai im-

portant, deoarece el reflectă practic valoarea compresiunii asperității permițând tratarea cazului : contact elastic, plastic și microsudare. Pentru fiecare caz în parte s-au stabilit relații de calcul.

În ce privește uzarea prin " exfoliere" (cojire) relația valabilă este :

$$V = K N L \quad (3.15)$$

V = volumul total uzat

N = sarcina

L = valoarea critică a distanței de alunecare

K = factor de abraziune

3.3. Uzarea de adeziune [14, 37, 65, 96]

În cazul extruderii benzilor din ferite magnetice agentul abraziv e înglobat într-o masă plastică și uzează melcul de extrudare, cilindrul și matrița de extrudare. În acest caz uzarea de adeziune practic nu are loc, întrucât o astfel de uzare presupune sudarea unor asperități în contact a pieselor care lucrează în cuplă. Ori în acest caz melcul și cilindrul ce constituiesc cupla, nu vin în contact deci nu se pot crea punți de sudură a microjoncțiunilor condiție de apariție a uzării de adeziune. Cu toate acestea pe suprafețele de lucru ale diuzelor de extrudare, în special în porțiunea de ieșire din diuze s-a constatat o stare de uzură asemănătoare adeziunii. Nu se exclude posibilitatea ca aceasta să fie provocată de particula dură sau de aderența benzii din masă plastică pe suprafață.

Analizând aspectul suprafețelor matrițelor de extrudare și cunoscând procesul tehnologic de fabricație al benzilor precum și agentul abraziv, se poate trage concluzia că două forme de uzură se întâlnesc la matrițele de extrudare: de abraziune și de oboseală. Forma de uzură prin adeziune este mai puțin probabilă.

Pentru alegerea materialelor de matrițe trebuie ținut cont de factorii care contribuie la mărirea durabilității acestora cât și de posibilitățile de execuție posibile de aplicat la confecționarea acestora.

4. SOLUTII NOI DE REALIZARE A MATRITELOR DE EXTRUDERE FOLOSIND SUDAREA

Soluțiile noi căutate pentru construirea matrițelor utilizând sudarea trebuie să aibă în vedere în primul rând, scopul urmărit și anume acela de a obține un produs cu o durabilitate ridicată în exploatare și în al doilea rând prețul de cost scăzut.

Pentru realizarea primului deziderat, s-a recurs la un material cu performanțe ridicate, utilizat în majoritatea țărilor cu dezvoltare tehnică avansată. În cazul matrițelor de extrudare benzi din ferite, având în vedere dimensiunile reduse ale acestora, cantitatea de material ce va trebui utilizată este redusă și față de avantajele nete pe care le conferă din punct de vedere al comportamentului în exploatare soluția se consideră corespunzătoare chiar dacă întreaga matriță se execută din stelit (matriță monobloc). Având în vedere faptul că din matriță, numai o mică parte este activă, utilizând ca procedeu de execuție sudura este posibilă confecționarea unei matrițe din două materiale diferite sudate între ele ajungându-se astfel la matrițe bimetalice sau compozite. În acestea, materialul scump, activ, intră în proporție redusă de pînă la 20 - 30 % restul din matriță fiind constituit dintr-un material suport de calitate inferioară (suportul nu e supus unor solicitări mari). În această soluție se răspunde și la al doilea deziderat acela a unor scule ieftine. Dacă la obținerea unui produs mai ieftin prin soluția aleasă se adaugă și econo-

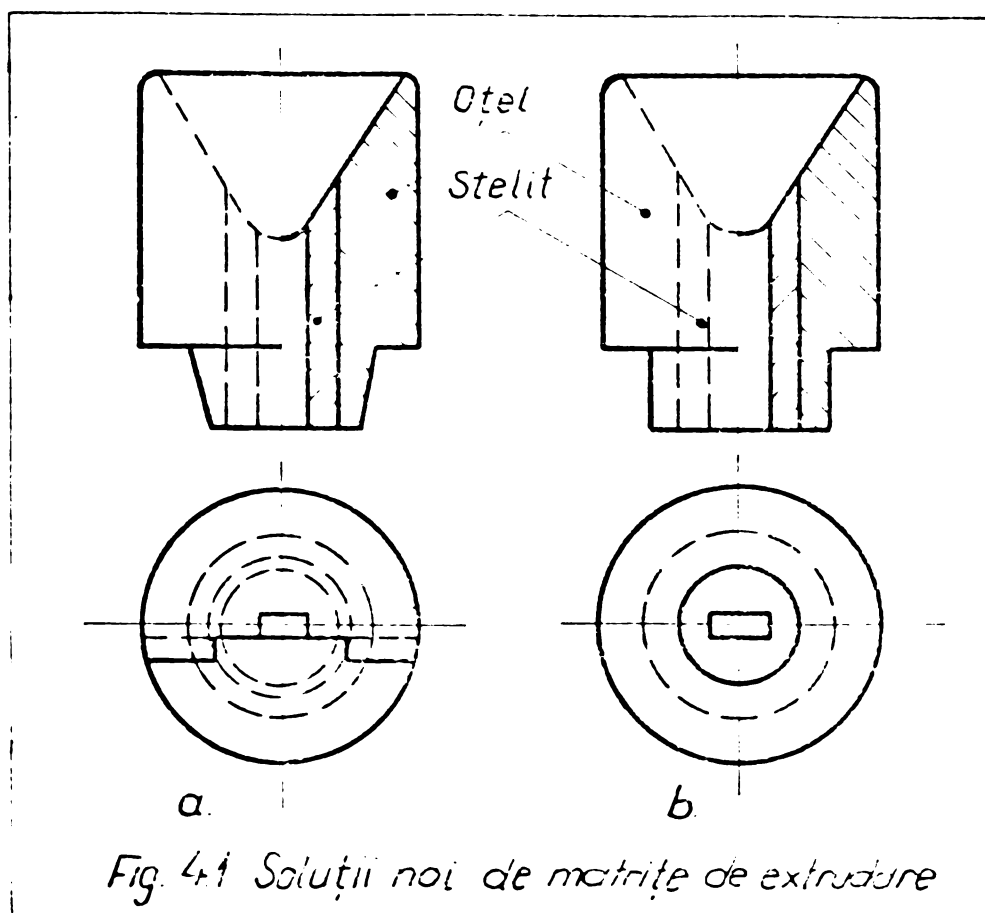
miile rezultate ca urmare a eliminării tratamentului termic (stelitul nu necesită tratament termic), și reducerea rebuturilor de la tratament, soluția o considerăm corespunzătoare.

Avînd în vedere forma matriței și metodele de depunere ale materialului rezistent la uzură se ajunge la următoarele posibilități pentru confecționarea semifabricatului pentru matriță :

- matriță din două bucăți, partea activă din material dur încărcat prin sudură : (fig.4.1.a) ;
- matriță dintr-o singură bucată, partea activă fiind realizată din material dur depus prin sudare și topire în baie de zgură (fig.4.1.b.).

4.1. Matrițe compozite din două bucăți

Se confecționează din oțel cu caracteristici fizico - mecanice modeste, care constituie de fapt suportul pe



pe care se depune prin sudare materialul activ. In consecin-

ță rostul practicat în cele două piese (figurat punctat în figura 4.1.a) trebuie să fie cât mai mic. Imbinarea între cele două bucați poate fi executată în trepte (linie plină în figura 4.1.a), dar planul de separație al părților poate fi drept. Intrucât matrița are partea inferioară puțin conică și este prevăzută cu un umăr de sprijin, fixarea în extruder se face ușor și se asigură o poziție staționară a celor două părți ale matriței în timpul funcționării. Această soluție permite recondiționarea matriței de un număr de 2 - 3 ori, ieșirea din lucru fiind determinată de uzarea suportului.

Prelucrarea canalului de extrudere se poate realiza utilizându-se tehnologiile și mașinile unelte clasice.

4.2. Matrița compozită dintr-o bucată

Supportul matriței poate fi constituit dintr-un ștuț de țeavă cu pereți groși sau dintr-o piesă tubulară cu pereți groși confecționată în acest scop. Materialul de adaos cu proprietăți antiuzură se încarcă prin sudare electrică în golul ștuțului având diametrul minim necesar pentru practicarea canalului de extrudere.

Canalul de extrudere, în această soluție se practică utilizând electroeroziunea, prelucrare similară ca la matrițele din oțel C120 sau R_{P1-3}.

Matrița fiind monobloc nu necesită nici o măsură de asamblare.

Prin faptul că matrița are o formă avantajoasă (simetrie față de o axă), realizarea încărcării se poate automatiza.

Față de considerentele de mai sus, soluția a doua este mai interesantă și reprezintă o noutate tehnică.

Procedeul de încărcare, ridică probleme de ordin metalurgic și probleme de sudare electrică având două particularități față de sudarea în baie de zgură :

- nu necesită cristalizoare sau dispozitive răcite cu apă pentru realizarea încărcării pentru că o parte din însăși matrița face oficiul de formă de turnare ;

- electrodul din stelit este neînvelit și are pronunțate caracteristici similare oțelurilor refractare ;

- regimul de încărcare prestabilit asigură un anumit mod de cristalizare, solidificare a depunerii, putându-se realiza o legătură între structura depunerii și rezistența la uzura matriței.

5. ALIAJELE REZISTENTA LA UZURA, PE BAZA DE COBALT

Încă din anul 1985 Elwood Haynes pe baza unor cercetări a ajuns la obținerea unor aliaje din Co-Cr caracterizate printr-o mare duritate. Experiențele continuate au condus la obținerea unei game întregi de aliaje cu duritate excepțională fără fragilitate, care pe lângă Co și Cr li s-au adăugat W, sau aliaje cuaternare pe bază de Co cu metale din grupa Cr. Aceste aliaje s-au numit stelite și s-au dovedit deosebit de utile în operații de prelucrări mecanice datorită proprietății lor de a menține muchii ascuțite [28]. Astfel, unul din primele materiale pentru strunjire de exemplu, a constat din 60 % Co cu mai puțin de 15 % Cr și W crescut până la 25 % în scopul obținerii unui material mai dur. În aliajele mai recente s-a căutat reducerea costurilor, prin alierea Co cu cantități mai mici de elemente de aliere modificatoare în special C. [4, 46, 50, 88, 98, 99, 100, 101, 107, 108]. În toate cazurile s-a urmărit obținerea unei balanțe satisfăcătoare între duritate, tenacitate, rezistență la uzură și cost.

5.1. Incadrarea aliajelor de tipul CoCrX între aliajele dure cu rezistență specială la uzură

Pentru definirea aliajelor de tipul CoCrX este necesar a se face o comparație cu alte materiale, care servesc aceluiași scop, astfel ca locul ocupat de primele să fie bine definit. În acest scop pe parcursul timpului s-au încercat numeroase clasificări pe baza testelor de laborator și exploatare reală (Datele trebuiesc. privite cu oarecare rezervă având în vedere variațiile mediilor de uzură întâlnite și dificultăților în controlarea variabilelor de testare).

În tabelul 1.2 s-a făcut o clasificare a materialelor rezistente la uzură.

În general în absența unui apreciabil impact rezistența la uzură tinde să corespundă direct durității [50,85,88,93].

Cum se vede din tabelul 1-2, aliajele bazate pe Co sînt situate undeva în centrul zonei durității și tenacității acoperită de tipurile curențe de materiale rezistente la uzură. Caracteristica lor deosebită este duritatea înaltă la temperaturi ridicate. De menționat că rezistența lor la uzură și proprietățile de tenacitate variază de la un aliaj la altul și e posibil să se suprapună cu ale altor aliaje, depinzînd de detaliile de compoziție și de microstructurile corespunzătoare obținute. Variațiile în conținutul de C determină în mare măsură dacă tenacitatea sau rezistența la uzură este accentuată. Molibdenul poate fi inclus în compoziția stelitelor pentru creșterea durității la căldură, nichelul pentru acelaș lucru dar în anumite condiții, iar fierul pentru obținerea unui aliaj mai ieftin [17,88].

5.2. Compoziții de aliaje

Prototipul aliajelor pe bază de Co rezistente la uzură și abraziune conțin pînă la 35 % Cr pînă la 15 % W, pînă la 3% C și restul pînă la 100% Co. După normele AWS-ASTM clasificarea aliajelor pe bază de Co sînt date în tabelul 5.1.

Tabelul 5.1

*Clasificarea aliajelor de tip Co-Cr-X
după AWS-ASTM*

Grupe de clasificare	Elemente de aliere									
	C	Mn	Co	W	Ni	Cr	Mo	Fe	Si	alte elem.
RCr-A	0,9-1,4	1,00	rest	3-6	3	26-32	1	3	0,4-2	0,50
RCr-B	1,2-1,7	1,00	rest	7-9,5	3	26-32	1	3	0,4-2	0,50
RCr-C	2-3	1,00	rest	11-14	3	26-33	1	3	0,4-2	0,50

Aliajele de tipul A cu conținut mai mic în C sînt mai moi dar mai tenace comparativ cu alte aliaje care conțin mai mult C și W. Aliajele B și C sînt mai dure dar de tenacitate mai mică. În general duritatea și tenacitatea în aceste aliaje sînt legate printr-o relație reciprocă. Au fost concepute numeroase rețete de aliaje pe bază de Co, cele mai mult legate de aliajele de aliere iar altele, care sînt mai scumpe, au fost înlocuite. De exemplu s-a încercat înlocuirea Co cu Fe iar W cu Mo însă rezultatele n-au fost satisfăcătoare deoarece substituția Co cu Fe sau Ni are ca rezultat o reducere corespunzătoare a durității la cald [88,100].

5.3. Proprietățile aliajelor de tipul CoCrX

5.3.1. Duritatea statică la cald

Cu excepția materialelor ce conțin carburi din W, materialele bazate pe Co sînt singurele aliaje dure, rezistente la abraziune peste temperaturile de $(540 - 560)^{\circ}\text{C}$ [2, 4, 23, 51, 72, 80, 88, 99, 108, 115, 116].

Dintre proprietățile aliajelor cercetate în legătură cu rezistența lor la uzură a fost aceea a durității acestora considerîndu-se că o pierdere însemnată a durității de către un aliaj, în serviciu în condiții de abraziune sau uzură ducă în mod normal la o rapidă scoatere din uz a piesei. Duritatea materialului e considerată ca un indicator al rezistenței materialului, rezistența fiind factorul care conferă materialului proprietăți antiuzură. Aceste proprietăți au fost cercetate de Avery și Bowden [2, 13] ultimul menționînd că diferențele între comportamentul fricțional al diferitelor solide sînt datorate în principal, diferențelor între proprietățile lor mecanice, care determină atît suprafața de contact real cît și rezistența mecanică a joncțiunilor. Atît Bowden cît și Rowe [14] descriu o investigație a adeziunii fricționale la temperaturi ridicate determinată de înmuierea materialului, ceea ce a condus în cele din urmă la gripaj.

Cu toate că duritatea joacă un rol deosebit în comportamentul materialelor antiuzură ea nu poate fi considerată drept singura, deoarece în unele cazuri este importantă și tenacitatea materialului.

Elementul care influențează efectiv nivelul durității la temperaturi ridicate este carbonul [20]. Astfel, la temperatura de 540°C duritatea unui aliaj bazat pe Co cu 1 % C poate ajunge la HRC 27-31 ; dacă la acelaș aliaj se crește carbonul la 2,5 % duritatea crește între 35-47 unități HRC [88].

În afara elementului carbon, duritatea la temperaturi ridicate este îmbunătățită prin adăugarea unor elemente, care formează carburi cum sînt W, Mo, Cr, Ta sau V. Duritatea la cald a materialelor poate fi influențată și de modul de depunere al acestora. De exemplu, materialele de tipul CoCrX pot avea durități mai mici decît materialele tur-

nate, ca urmare a intervenirii diluției metalului de bază în cel ce se depune [50, 51, 83, 87]. În cea mai mare parte aliajele de tipul CoCrX nu suferă transformări alotropice sau reacții de precipitări în soluții și astfel nu sînt supuse înmuierii de către fenomene ce se produc în procesul de încălzire și răcire. Totuși în cursul lucrării se va pune în evidență efectul de durificare printr-un tratament termic corespunzător.

Cobaltul ca și Wolframul, reprezintă elemente strategice cu o repartizare numai în anumite zone ale globului, ceea ce face ca prețul unitar al acestora să fie ridicat. Din această cauză, mai ales cobaltul, s-a căutat a fi substituit prin alte elemente cu răspîndire mai mare și cu proprietăți comparabile cu ale lui.

Astfel, s-a căutat posibilitatea reducerii conținutului de Co din aliajul cu 65 % Co, 1,25 % C, 28 % Cr, 4 % W, înlocuind o parte din el cu Fe, încercînd a se păstra proprietățile materialului la uzură, duritate la cald și coroziune [78]. S-a ajuns însă la concluzia, că înlocuind progresiv Co prin fier, duritatea la cald a materialului a scăzut în mod sistematic. Sub 27 % Co, structura austenitei nu a mai putut fi stabilizată. Efectul înlocuirii Co cu fier e ilustrată în tabelul 5.2 și figura 5.1 [72], iar efectul creșterii procentuale a elementului C asupra durității la cald pentru un aliaj cu 30 - 35 % Co e dat în figura 5.2 și tabelul 5.3.

Așa cum se poate vedea în figura 5.1 odată cu scăderea conținutului de Co prin înlocuire cu Fe, scade și duritatea. O scădere mai pronunțată este evidențiată în zona temperaturilor peste 600°C .

În privința variației conținutului de carbon, se remarcă creșterea durității aliajului, odată cu creșterea acestuia (în figura 5.2 s-a reprezentat și variația durității aliajului cu 65 % Co).

Înlocuirea unei anumite cantități de Fe prin Ni are ca efect aceeași scădere dar mai pronunțată a durității cu creșterea temperaturii.

Molibdenul în cantități de 4 - 5 % contribuie la îmbunătățirea durității la temperaturi ridicate [72]. Există un aliaj tipic "vitalium" cu compoziția chimică :

TABELUL 5.2

Efectul înlocuirii Co prin Fe asupra durtății

Aliaj	Compoziție procentuală							Duritatea met. sudat
	C	Si	Mn	Co	Cr	W	Fe	Rc
1	1.57	2.35	0.51	46.31	25.85	4.36	19.05	42-45
2	1.41	3.26	0.57	33.75	24.35	4.05	32.60	41-43
3	1.61	2.75	0.87	27.60	25.75	3.77	32.70	44-45
4	1.45	2.39	0.50	23.50	24.25	3.57	31.03	42-43
5	1.80	2.55	0.44	17.98	25.30	3.88	43.55	48-50
6	1.34	2.79	0.64	14.12	24.75	4.04	52.32	39-43
7	1.51	1.60	0.49	8.28	24.40	4.79	58.94	37-41
8	1.74	2.16	1.68	3.67	25.20	4.36	61.13	43-46
9	1.70	2.31	1.19	-	23.80	5.87	65.13	44-47

După Schmidt

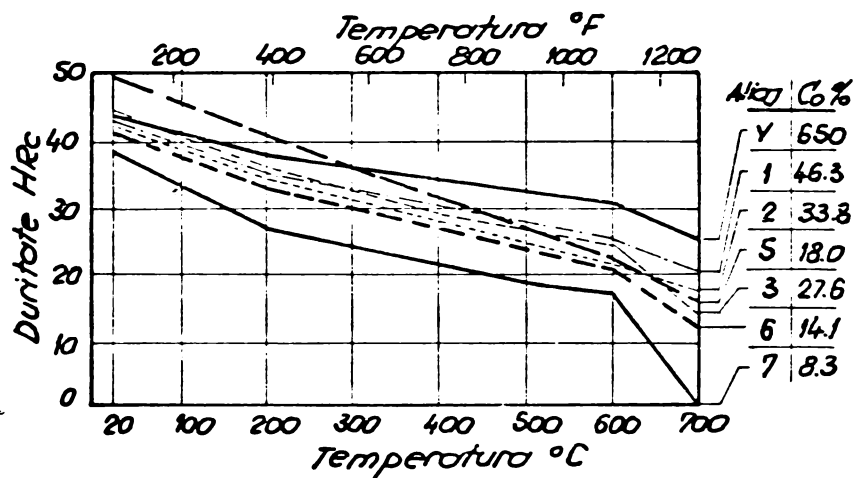


Fig. 5.1. Reducerea durtății cobaltului prin fier. Aliajul V: 1,25% C, 65% Co, 28% Cr, 4% W. (Schmidt)

TABELUL 5.3.

Efectul creșterii conținutului de C asupra unui aliaj cu 1,25% C, 28% Cr, 4% W, 65% Co

Aliaj	Compoziție procentuală							Duritatea met. sudat
	C	Si	Mn	Co	Cr	W	Fe	Rc
10	0.75	2.68	0.86	35.5	27.63	5.0	27.53	36-38
11	1.38	1.81	0.35	33.3	28.08	6.17	28.91	38-40
12	1.46	2.4	0.79	34.4	25.95	4.8	30.91	37-41
13	1.65	2.7	0.44	31.6	27.3	6.52	29.70	41-42
14	1.67	1.23	0.42	31.4	23.63	5.05	23.53	43-44
15	1.85	3.72	0.44	30.6	28.08	5.0	30.31	43-44

dupa Schmidt

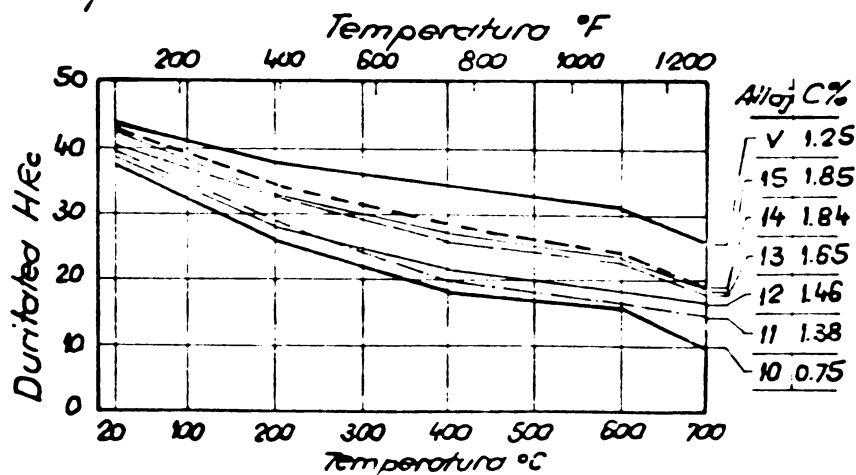
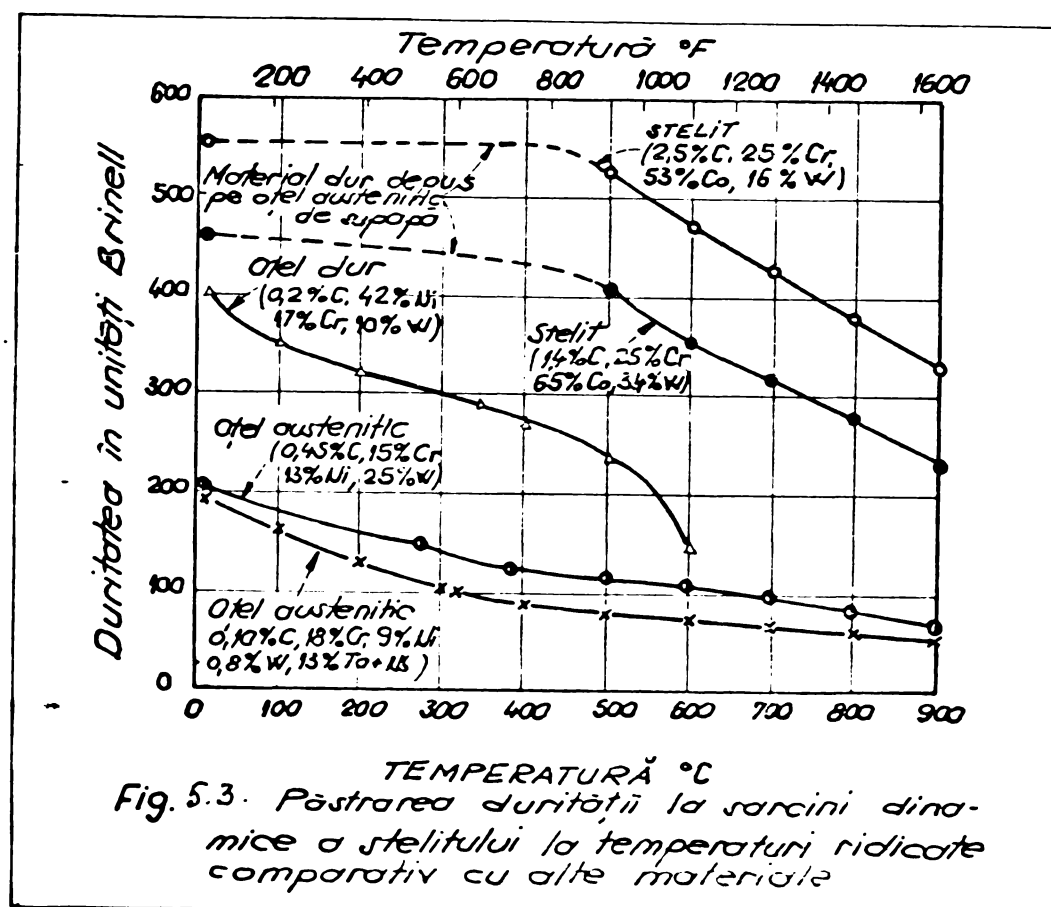


Fig. 5.2. Relația între durtărea în funcție de carbonul conținut. Aliajul V: 1,25% C, 65% Co, 28% Cr, 4% W.

5 % Mo, 62 % Co, 27 % Cr, 2,8 % Ni, 2 % Fe și 0,25 % C, care este utilizat la temperaturi ridicate [88].

5.3.2. Rezistența aliajelor de tip CoCrX la sarcini dinamice și temperaturi ridicate

În legătură cu rezistența la sarcini dinamice în condițiile temperaturilor ridicate au fost efectuate, ample cercetări mai ales în Germania utilizându-se teste diferite și aparatură complicată. Remarcabilă rezistență la sarcini dinamice și temperaturi ridicate cu păstrarea durității în limite corespunzătoare a dovedit-o aliajul cu 55,6 % Co, 33,6 % Cr, 9,5 % W, 1,48 % C, 0,17 % Si. În figura 5.3 sînt reprezentate un număr de curbe ilustrînd păstrarea durității la sar-



cini dinamice și temperaturi ridicate ale aliajelor de tip stelit, comparativ cu oțelurile austenitice și un oțel dur. Diferențele de comportament ale stelitelor comparativ cu alte aliaje sînt evidente. Cercetările efectuate de Cornelius [19] și Fetz [28] au scos în evidență influența favorabilă pregnantă a cobaltului, a wolframului ca și a carbonului asupra durității la cald a aliajelor. Unele aliaje în care s-a introdus molibden s-au comportat mai bine decît

cele care au conținut de wolfram, iar altele care conțin vanadiu s-au dovedit inferioare celor cu conținut de W. Substituirea cu Fier a 1/2 din Cobalt la un aliaj cu 65,32 % Co, a necesitat un adaos de 11,5 % Wolfram (în total 15 %) și o creștere a conținutului de carbon de la 1,4 la 2 % pentru a realiza un aliaj cu aproximativ aceeași duritate la cald, deci un aliaj echivalent.

În tabelul 5.4 sînt date compozițiile în % ale stelitelor și aliajelor înlocuitoare testate pentru rezistență la cald și sarcini dinamice [19, 28].

Tabelul 5.4.

Compozițiile în % ale stelitelor și aliajelor înlocuitoare testate pentru rezistență la cald și sarcini dinamice

Aliaj	C	Si	Mn	Co	Cr	Mo	V	W	Fe
1	1.40	(n.b.)	(n.b.)	65.32	24.64	-	-	3.43	1.56
2	1.30	2.52	0.30	61.74	26.54	-	-	3.76	3.07
3	1.16	1.17	0.39	60.91	26.8	-	-	7.58	1.11
4	1.87	2.08	0.49	36.2	26.1	-	-	3.5	29.76 ^a
5	1.38	2.88	0.36	34.1	26.48	-	-	5.46	29.34 ^a
6	1.43	2.41	0.60	34.0	25.95	-	-	3.65	31.96 ^a
7	1.19	2.17	0.21	33.64	22.94	-	-	3.48	35.72
8	1.28	2.95	0.59	33.54	26.48	-	-	3.70	30.16
9	1.48	2.15	0.45	31.43	25.15	-	-	6.78	32.58 ^a
10	1.68	1.76	0.56	30.4	27.75	-	-	5.36	32.49 ^a
11	1.40	2.90	0.42	30.3	26.3	-	3.1	-	35.58 ^a
12	1.60	2.90	0.41	25.8	27.0	-	-	3.45	39.84 ^a
13	1.87	2.18	0.85	24.8	23.4	0.85	2.1	0.86	43.09 ^a
14	1.60	2.33	0.64	19.25	26.9	4.55	-	3.96	40.77 ^a
15	1.49	2.10	6.68	11.36	26.05	4.4	-	-	47.0
16	1.34	1.91	0.75	10.3	27.5	4.36	-	-	51.4
17	1.10	1.82	0.31	1.3	24.2	-	-	3.33	65.72
18									
19									
20	2.46	0.35	0.21	55.23	25.40	-	-	16.02	0.77
21	2.90	1.43	0.22	49.42	26.44	-	-	13.80	5.05
22	2.78	1.48	0.40	35.9	27.9	-	-	13.5	18.04 ^a
23	2.99	1.34	0.38	33.6	28.2	-	-	8.4	25.09 ^a
24	2.05	1.90	0.44	29.7	27.08	-	-	14.9	23.93 ^a
25	3.00	1.95	0.46	29.4	28.56	-	-	8.4	26.21 ^a
26	2.44	1.35	0.41	19.58	27.17	-	-	12.93	33.34 ^a
27	4.17	1.51	0.30	0.38	29.38	-	-	-	57.53 ^a

după Cornelius

(n.b.) nedeterminată
calculate

În figura 5.4 sînt date curbele ridicate pentru aliajele din tabelul 5.4, reprezentînd duritatea la sarcini dinamice și temperaturi ridicate, aliaje, care au conținut de carbon sub 2 %.

În privința structurii metalografice, cercetările au scos în evidență necesitatea unei matrice austenitice pentru păstrarea durității la temperaturi ridicate și sarcini dinamice.

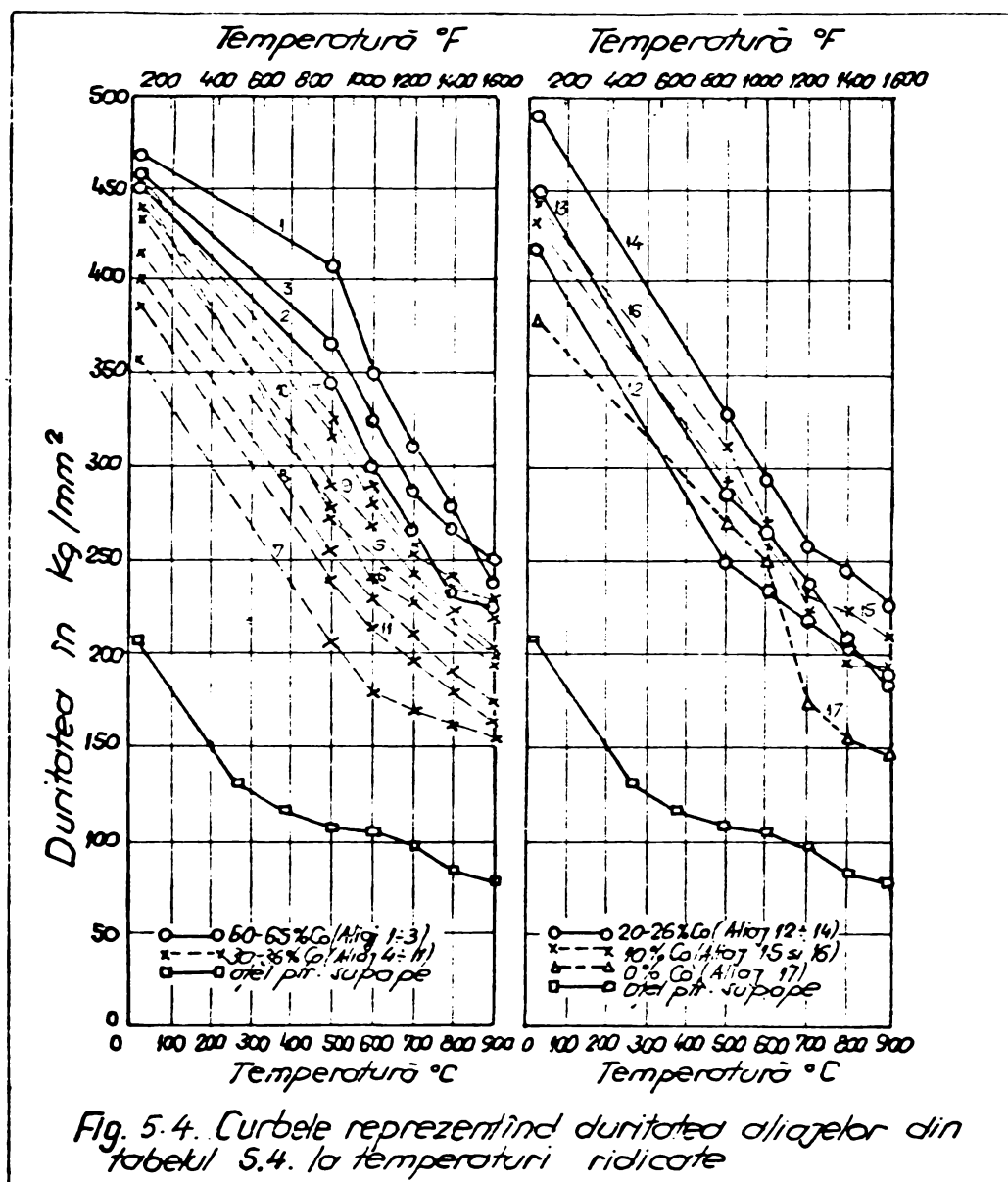


Fig. 5.4. Curbele reprezentând duritatea aliajelor din tabelul 5.4. la temperaturi ridicate

Wever și Hashimoto [88] au comparat duritatea la temperaturi ridicate și sarcini dinamice a unor stelite cu oțelul de tip rapid cu 18 % W. Duritatea oțelului rapid a scăzut repede deasupra temperaturii de 600 $^{\circ}\text{C}$ în timp ce aliajele de tip stelit cu 70 % Co și 30 % Cr sau 60 % Co și 40 % Cr au arătat aproximativ aceeași duritate în gama de temperaturi 300 - 800 $^{\circ}\text{C}$ [2,7].

5.3.3. Rezistența aliajelor din CoCrX la coroziune

Aliajele pe bază de cobalt posedă în afara rezistenței la uzură și o bună rezistență la coroziune [88], conferită de conținutul ridicat de crom al acestora. În tabelul 5.5 se prezintă comparativ rezistența la coroziune a

unor aliaje de tip stelit și a oțelului cu molibden, la temperatura camerei și diferite concentrații ale unor acizi. În acid sulfuric, stelitele de tipul A (tabelul 5.2) prezintă coroziune și se obțin rezultate variabile. În acidul clorhidric

Tabelul 5.5

*Rezistența la coroziune la temperatura camerei
a trei stelite în comparație cu un oțel cu molibden*

Material	Compoziție %				Pierdere în greutate în mg/dm ² pe zi și acid											
					Acid azotic			Acid sulfuric				Acid clorhidric				
	Co	Cr	W	C	5%	20%	50%	10%	30%	55%	74%	2%	10%	20%	37%	
Stelit 6	66	26	6	1	0,6	1,3	3,5	1,9	(x)	(x)	(x)	406	965	(y)	(y)	
Stelit 12	59	29	9	1,8	0,3	2,4	5,5	2,7	(x)	(x)	(x)	152	853	546	530	
Stelit 1	50	33	13	2,5	0	2,7	2,7	0	1,1	0	0,8	2,2	488	283	151	
oțel cu mo- libden 18-8-3Mo					3,3	1,7	2,2	1,2	5,8	(y)	2,46	184	325	319	-	

stelitul de grad A se corodează progresiv pe măsură ce crește concentrația. Stelitul de tip C arată o bună rezistență la toți cei trei acizi fiind superior oțelului inoxidabil la acidul sulfuric. Stelitele fiind inoxidabile nu formează compuși toxici, ceea ce le face să fie utilizate în diferite alte domenii (industrii alimentare).

Datorită conținutului ridicat de Cr de peste 25% aliajele de tipul CoCrX rezistă la oxidare la temperaturi de serviciu situate în gama de 900 - 1200°C. În figura 5.5 se prezintă sintetic rezistența relativă la oxidare la 2200°F, a aliajelor de tipul CoCr, NiCr exprimată în grosime din suprafață pierdută în inch/an, calculată pe baza a 100 ore de testare. Din figură se poate constata că rezistența la oxidare a aliajului 26Cr, 35 Ni și 26 Cr, 10 Ni, 60 Cr e similară oțelurilor refractare de tipul 26 Cr, 12 Ni și a aliajului 70Ni26Cr.

Rezistența la oxidare devine întrucâtva mai mică când o parte din nichel s-a înlocuit cu Cobalt (aliajul 26Cr70Co). Studiile efectuate de diferiți cercetători au dus la concluzia că conținutul de cobalt nu exercită o influență deci-

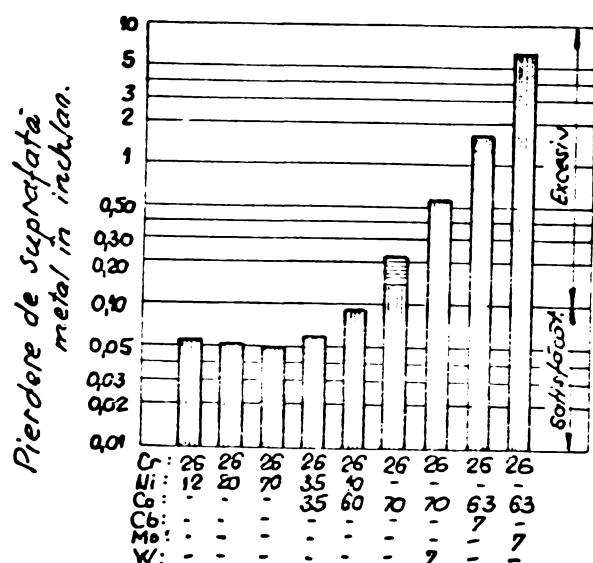


Fig. 5.5. Rezistența relativă la oxidare a aliajelor Cr la temperatura 2200°F

sivă în comportamentul la oxidare a aliajelor la temperaturi cuprinse între 900 - 1100°C, în mediu aer sau produse petroliere, ceea ce arată în mod cert că rezistența la oxidare este determinată de conținutul de crom [88] .

6. ELECTROZI SI MATERIALE DE ADAOS PE BAZA DE COBALT UTILIZATE LA INCARCARI DURE

Materialele de adaos pe bază de cobalt utilizate în încărcărilor dure antiuzură, au suferit pe parcursul timpului o evoluție ascendentă. Activitatea producătorilor a fost îndreptată spre următoarele direcții:

- obținerea de electrozi care să conducă la depuneri cu caracteristici fizico-mecanice ridicate antiuzură (funcție de agenții producători ai uzurii și a formelor acestora) ;
- materiale sub formă adecuată procedurilor de sudare aplicate.

6.1. Realizări pe plan internațional [8,9,22,23,24,50,79,98,99,100-104] .

Numeroși producători au dezvoltat electrozi care prin depunere dau materiale având compoziții chimice asemănătoare. Elementele componente ale acestor depuneri situate în jurul unor valori pe plaja restrânsă asigură proprietăți antiuzură tipice. Astfel, elementul carbon se situează totdeauna sub 3 %, cromul în majoritatea cazurilor peste 25 %, și sub aceste procente când se introduce nichel sau molibden.

Pentru ridicarea durității prin carburile care le formează în afara cromului, se introduce wolframul până la 16 %, iar pentru păstrarea durității și la temperaturi ridicate se adaugă molibden de regulă sub 10 %. Fierul nu depășește 3 % (mai mult dăunează proprietăților antiuzură).

Adăugarea elementului nichel și bor se face în scopul coborîrii punctului de fuziune, iar niobiul pentru finisarea structurii.

Relativ recent, în scopul obținerii unor depuneri,

Materiale de tip CoCrX

Tip electrod	Compoziția chimică a depunerii %										Imp.	Duritate HRC	Firma pro- ducătoare Obs.	
	C	Cr	Ni	Mo	W	Fe	Co	Mn	Si	Nb				
Sterno CC 1	2,5	30	-	-	12	3	rest	-	-	-			51-55	Smitweld Belgia
Sterno CC 12	1,3	30	-	-	9	3		-	-				41-47	
Sterno CC 6	1	28	-	-	4,5	3		-	-				37-44	
Sterno CC 21	0,3	28	3,5	5	-	3		-	-				25	
Sterno alloy 2465	0,1	20	10	-	15	5		-	-				210 HV30	
V2 K	$\frac{1,8}{2,5}$	$\frac{27}{33}$	max 2	-	$\frac{13}{17}$	2	rest	1	$\frac{1}{2}$	-	1,5			U.R.S.S. Un numărător maxim 12 un mitar minim Similară lui stelit 6 și lui stelit 1
V3 K	$\frac{1}{1,5}$	$\frac{28}{32}$	max 2	-	$\frac{4}{5}$	2	rest	-	2,5	-	1,5			
Deloro Stellite 1	2,5	32	-	-	13	-	rest	-	-	-	-		54	Deloro stellite Anglia
Cobalt Alloys 6	1	25	-	-	5	-	rest	-	-	-			40	
12	1,8	29	-	-	9	-	rest	-	-	-			49	
306	0,4	25	5	-	2	-	rest	-	-	6			36	
506	1,6	35	-	-	7,5	-	rest	-	-	-			40	
Stellugre 770	2,25	33	-	-	17	-	rest	-	0,8	-			55-59	Ugine Carbone Franta
771	2,40	33	-	-	13	-	rest	-	0,8	-			51-58	
772	1,90	29	-	-	9	-	rest	-	0,8	-			47-51	
774	2,70	30	-	2	17	-	rest	-	0,8	-			57-62	
778	1,70	25	22	-	12	-	rest	-	0,8	-			40-48	
786	1	26	-	-	4	-	rest	-	0,8	-			39-44	
788	0,3	28	3	5,5	-	-	rest	-	0,8	-			30-37	
796	1	19	13	-	8	-	50	-	2,5	-			43-48	
CoCrC 1	$\frac{2}{2,5}$	$\frac{27}{32}$	1	-	$\frac{11}{14}$	3	rest	$\frac{1}{1,5}$	$\frac{1}{2}$	-			50-53	U.S.A.
CoCrA 6	$\frac{0,9}{1,3}$	$\frac{27}{32}$	1		$\frac{3}{6}$	3	rest	$\frac{1}{1,5}$	$\frac{1}{2}$	-			39-43	
CoCrB 12	$\frac{1,2}{1,7}$	$\frac{27}{32}$	1		$\frac{7}{9,5}$	3	rest	$\frac{1}{1,5}$	$\frac{1}{2}$	-			45-48	
7	$\frac{0,2}{0,35}$	$\frac{27}{32}$	3		-	3	rest	1	$\frac{1}{2}$	-			30-35	
50/UmCo-50	0,10	$\frac{27}{32}$	3		-	$\frac{19}{21}$		$\frac{0,5}{1}$	1	-			225-250 HE	

care să corespundă exigențelor de ordin mecanic ca de exemplu tenacitate, rezistență la șocuri mecanice și termice sau rezistență la temperatura ridicată ca și din raționamente economice o nouă clasă de aliaje de tip CoCrX, și-a făcut apariția. La acestea carbonul e coborât mult și se adaugă nichelul și moliбdenul iar la altă categorie cobaltul a fost înlocuit cu fier.

În tabelul 6.1. se prezintă cele mai răspândite materiale CoCrX fabricate în diverse țări.

Forma de prezentare a materialelor de adaos sînt diferite începînd cu baghetele turnate, electrozi din cobalt maleabil cu înveliș electrod sîrmă, electrozi tubulari sau pulberi.

Baghetele din aliaje CoCrX sînt confecționate prin turnare în forme cu diametre variînd între 3,25-6,3 mm și lungimi sub 450 mm. Tehnologia de obținere la diametre mai mici este dificilă. Se utilizează pentru depunere cu flacără oxiacetilenică, WIG, sub flux și plasmă.

Descoperirea lui Danhier în 1954 a căilor de obținere a cobaltului ductil a revoluționat evoluția materialelor de sudare pe bază de cobalt. Starea alotropică normală a cobaltului este hexagonală și tragerea acestuia în fire este deosebit de grea din cauza fragilității ridicate a acestuia și a forțelor deosebit de mari necesare. După fiecare tragere este necesară o recoacere de înmuiere, pentru suprimarea durității prin ecruisare. O ridicare a temperaturii materialului, îmbunătățește întrucîtva ductilitatea materialului.

Danhier a întreprins cercetări, constatînd că introducerea controlată în aliaj a unor elemente, stabilizează faza cubică cu fețe centrate. Astfel se introduce mangan 1 - 2 %, fier 3 - 4 % menținînd nichelul cît mai jos posibil, iar carbonul, fosforul și sulfursînt considerate impurități.

Obținerea de fire din cobalt a permis fabricarea electrozilor înveliți, sîrmelor și electrozilor tubulari.

Electrozii înveliți, sînt constituiți din sîrme din cobalt maleabil de 2,25 + 6,3 mm diametru și 350 + 450 mm lungime. În înveliș se introduc elementele chimice

necesare care se aliază în arc rezultând depunerea de compoziție dorită.

Cobaltul maleabil are rezistivitatea electrică mai scăzută decât a aliajelor CoCrX ceea ce permite utilizarea unor densități mai mari de curent.

Conductivitatea termică a cobaltului tras în fire este 0,12 - 0,18 cal/sec.^{°C} față de 0,030-0,037 cal./sec.^{°C} ale aliajelor de tip CoCrX [36].

Învelișul electrozilor foarte gros și relativ bun conducător termic, asigură evacuarea căldurii, putându-se lucra cu supraintensități de curent [52].

Marea grosime a învelișului dă un arc moale și mai puțin penetrant decât cel dat de electrozii clasici cu înveliș de grosime normală, iar posibilitatea îndoirii electrozilor pentru lucru în zona greu accesibile constituie încă un avantaj.

Electrozii înveliși se utilizează la sudare cu arcul electric în curent continuu polaritate directă și inversă precum și în curent alternativ [52].

Pentru sudarea MAG cobaltul se trage în sârme de 2 - 3,2 mm diametru, iar pentru confecționarea electrozilor tubulari, cobaltul se trage în foi.

Diametrul electrozilor tubulari sînt 2 + 8 mm, dar foarte utilizați sînt electrozii tubulari cu diametrele de 2, 4, 3, 2 și 4 mm. Electrozii tubulari sînt utilizați pentru sudarea automată și semiautomată MAG sub gaze protectoare WIG și cu plasmă. Depunerile, prin sudare automată se utilizează pentru suprafețe mari și au grosimi mai mari de 2,5 mm [9, 50, 83, 100].

O categorie specială a aliajelor CoCrX este aceea a pulberilor [102]. Aliajele din care se fabrică pulberile au în compoziție nichel și bor pentru a li se scădea punctul de fuziune [52]. Cantitatea de nichel în jur de 13 %, face posibilă reducerea conținutului de Cobalt. Granulația se poate încadra în trei clase : peste 125 μ, între 50 și 125 μ și și sub 50 μ.

Pulberile din aliaje CoCrX se aplică prin pulverizare sau cu flacără oxiacetilenică.

6.2. Materiale de adaos CoCrX realizate în țară

Aliajele de tip CoCrX nu se fabrică în țară pe cale industrială.

Necesitățile economiei naționale sînt satisfăcute prin importul de materiale de adaos.

La Institutul de cercetări științifice, inginerie tehnologică și proiectări pentru sectoare calde (ICSITPSC-București) s-a reușit a se realiza materiale de tip CoCrX sub formă de electrozi turnați cu diametrul de 4 - 6 mm și 350-400 mm lungime.

Caracteristicile fizico-mecanice precum și proprietățile antiuzură ale stelitelor românești nu sînt mai prejos decît materialele similare de proveniență străină.

Au fost realizate aliaje CoCrX similare stelitelor de tip A, B și C.

Tabelul 6.2
Compoziția stelitelor elaborate la I.C.S.I.T.P.S.C.

Denumire material	Conținut în elemente de aliere						Duritate HRC
	C	Cr	W	Co	Si	Fe	
Stelit 1	2,4-2,6	28-32	10-14	50-52	max. 1,5	max. 3	min. 51
Stelit 4	0,9	24	16,65	56	1,20	max. 3	min. 37
Stelit 6	1-1,3	26-28	4-6	62-66	max 1,5	max. 3	min. 38

Au fost utilizate ca materii prime următoarele materiale :

- cobalt pur tip GOST 123-41 marca Cr cu 99 % cobalt ;
- crom metalic tip GOST 4757-49 marca H cu conținut minim de 98 % Cr ;
- wolfram pur sub formă de pudră minim Um 99% ;
- siliciu metalic minimum 99 % Si ;
- grafit pentru carburare din electrod de cuptor

electric cu arc.

La calculul cantităților s-a ținut cont de pierderi după cum urmează :

- crom - se pierde prin ardere 5 % ;
- wolfram - se pierde prin ardere 7 % ;
- cobaltul - s-a calculat și introdus la limita superioară ;
- grafitul s-a luat în calcul cu o asimilare de 90 - 92 % și la limita superioară ;
- siliciul metalic s-a calculat cu o pierdere de 1 %.

S-a folosit pentru topirea materialelor un cuptor electric cu inducție de 10 kg. la frecvența de 8000 Hz, 85 kW.

Materialul topit se toarnă în forme la temperatură de 1620 - 1640°C, măsurată cu termocuplul de imersiune Pt-PtRh.

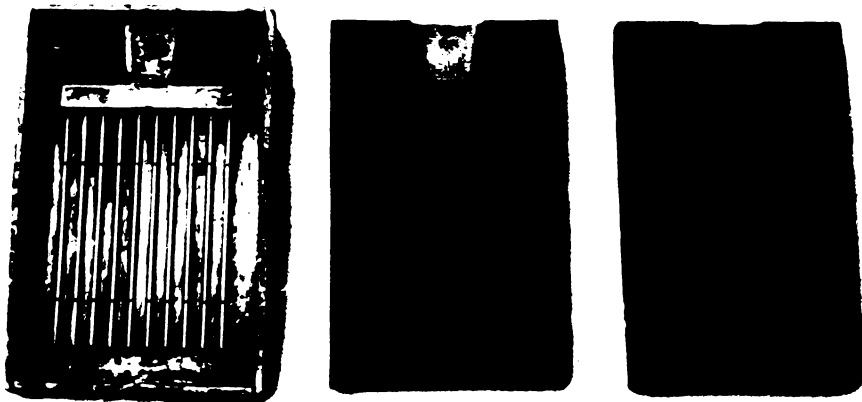


Fig.6.1. Modelul de formare și formele de nisip peliculizat.

În figura 6.1 se prezintă modelul de formare și formele executate din nisip peliculizat, iar în figura 6.2 sînt prezentați electrozii turnați.

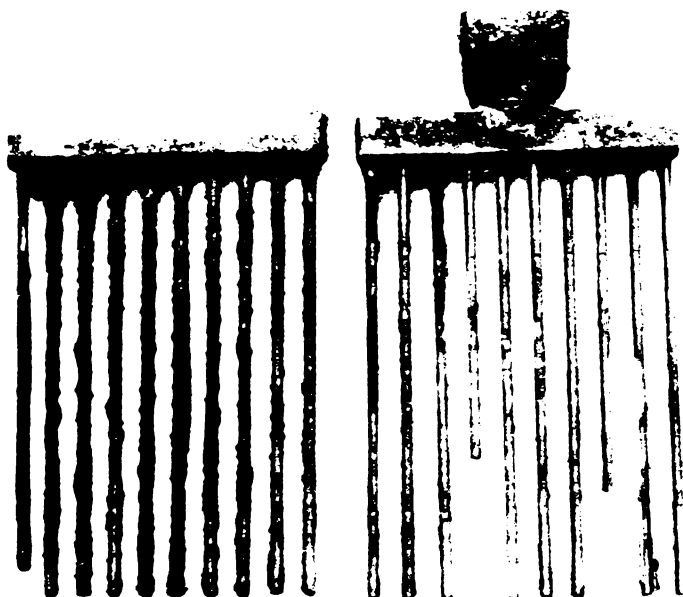


Fig.6.2. Electrozi din stelit, turnați.

7. PROCEDURE DE DEPUNERE ALE ALIAJELOR DURE DE TIP CoCrX

În principiu pentru depunerea aliajelor de tip stelit sînt posibile de aplicat majoritatea procedeelor de sudare, utilizate în tehnică. După cum va rezulta însă în continuare, nu toate procedeele conduc la aceleași rezultate.

Pentru ca depunerile de aliaje dure, pe zonele active ale matrițelor să fie corespunzătoare din punct de vedere calitativ și cantitativ, trebuie ca acestea să îndeplinească următoarele condiții :

- materialul depus trebuie să aibă duritatea corespunzătoare (și ca atare procedeul adoptat nu trebuie să scadă duritatea materialului din depunere comparativ cu duritatea electrodului de proveniență) ;

- cantitatea de material depus, respectiv grosimea depunerii trebuie să fie cît mai mică ;

- materialul dur, depus trebuie să aibă omogenitate structurală și proprietăți fizico-mecanice omogene ;

- zona influențată termic să fie redusă ;
- diluție normală ;
- aderența stratului depus să fie corespunzătoare.

7.1. Depunerea cu flacără oxiacetilenică [8, 25, 50, 87, 100, 101]

Flacără oxiacetilenică permite realizarea de straturi foarte plate și de grosime mică 1,5 + 2 mm, suprimând practic toată diluția (grad de diluare 0 - 2 %). În plus, ca urmare a gradientului mic de temperatură, scade riscul formării de fisuri și crăpături mai ales în situația depunerii de materiale fragile cum sînt aliajele de tip stelit. Din aceste motive zona de transformare este redusă și mai puțin fragilă decît în toate celelalte procedee [50, 101] .

Un alt avantaj este acela de eliminare din baie topită a oxizilor și incluziunilor ce se ridică la suprafața băii.

Literatura de specialitate, recomandă pentru depunere, flacără carburantă figura 7.1 [50, 79, 83, 98, 99]. Zona reducătoare a flăcării trebuie să depășească de 2,5 + 3 ori lungimea nucleului acesteia.

În timpul încărcării, flacără se dirijează sub un unghi de 30 - 60° față de piesa ce se încarcă, iar vârful nucleului se menține la o distanță de 1 - 3 mm față de piesă. În practică se utilizează sudarea spre dreapta sau spre stînga, ultima fiind mai recomandabilă, deoarece permite aducerea la temperatură ridicată a metalului de bază după depunere. După aducerea materialului de bază la culoarea roșu deschis, se retrage flacără la o asemenea distanță încît să încapă vârful vergelei de încărcare între vârful electrodului și piesă, figura 7.2.

Prin atingerea vergelei de vârful nucleului, acesta se va topi și se va depune pe piesa respectivă. Dacă picăturile topite nu se depun uniform, înseamnă că materialul nu e suficient încălzit. În acest caz se retrage vergeaua și se împinge metalul depus cu becul arzătorului în direcția necesară. Prin topirea materialului dur baie se mărește și este obligată să curgă înainte, scoțînd la suprafață particulele de zgură. Îndepărtarea zgurei poate fi ușurată împingînd-o cu ca-

pătul vergelei.

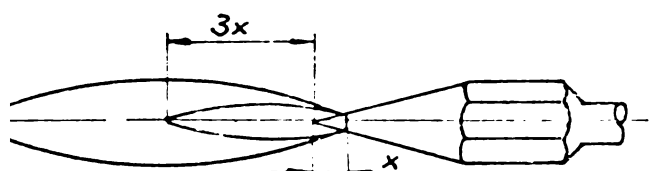


Fig. 7.1 Flacără carburantă

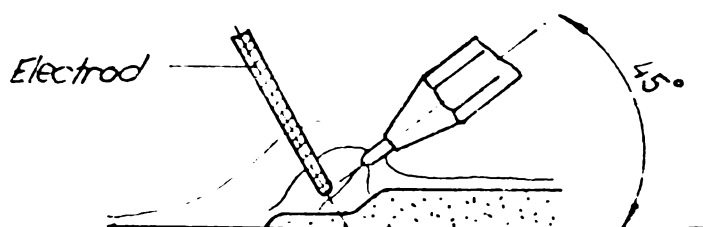


Fig. 7.2 Virful vergelei să încapă între electrod și piesă

Pentru obținerea de straturi mai groase de pînă la 5 mm, piesa de încărcat trebuie menținută în poziție ușor înclinată, iar direcția încărcării trebuie să fie spre partea de sus a înclinării. Pentru obținerea de grosimi de încărcare mai mari se depun mai multe straturi succesive. După încărcare e recomandabil de a trece la o retopire cu aceeași flamă, ceea ce permite corijarea defectelor și obține suprafețe lise necesitînd minime prelucrări.

7.2. Depunerea cu arcul electric cu electrozi înveliți [45, 50, 79, 98, 99, 100, 101].

Invelișul special al electrozilor de tip stelit favorizează formarea unui arc regulat permițînd obținerea unei depuneri uniforme.

Depunerea se poate face în curent alternativ sau în curent continuu, ultima fiind recomandată. Se lucrează cu polaritate inversă. Incărcarea se face cu arc lung (cca. 5 mm) pentru reducerea penetrației la minimum și diluția metalului de bază și materialului de adaos. Diluția la depunere cu arcul electric e mai mare (20 - 30 %) decît la utilizarea procedurii oxiacetilenic, zona influențată termic e mai fragilă, dar ea poate fi influențată favorabil prin preîncălzire pînă la suprimarea ei. Suprafața obținută e mai neregulată decît la depunerea oxiacetilenică. Materialul depus este mai tensionat, în el pot exista incluziuni diverse dacă se lucrează fără precauții și fisurile se pot propaga ușor. [50, 101].

Depunerea se efectuează printr-o mișcare de

dute-vino. Pentru încărcarea de suprafețe mari se depun mai multe rînduri paralele care se suprapun parțial pe cca. 1/3 din lățimea lor. Grosimea stratului de încărcare trebuie să fie de minimum 1,5 mm dar o depunere de 3 + 4 mm grosime e considerată ca normală [101].

Înainte de a suprapune straturile trebuie ca stratul anterior să fie bine curățat de zgură cu peria de sîrmă.

E de dorit ca piesa încărcată să aibă la finele încărcării aceeași temperatură în toată masa și răcirea să se facă lent, utilizîndu-se pudră izolantă termic și anhidră ca de exemplu Kiselgur, praf de mică, praf de calcar sau răcirea lentă în cuptor. Pericolul apariției fisurilor, e cu atît mai mare cu cît conținutul în carbon al materialului de bază este mai mare.

Parametrii de sudare, în funcție de diametrul electrozilor înveliți sînt dați în tabelul 7.1.

Tabelul 7.1

*Parametrii la depunerea cu arcul electric
cu electrozi de tip stelit*

<i>Diametrul electrozilor mm</i>	<i>3,2</i>	<i>4,8</i>	<i>6,4</i>
<i>Intensitatea curentului continuu A</i>	<i>80 / 85</i>	<i>175 / 200</i>	<i>200 / 250</i>
<i>Intensitatea curentului alternativ A</i>	<i>95 / 100</i>	<i>185 / 200</i>	<i>215 / 265</i>

Defectele de depunere pot proveni din necorespunzătoarea pregătire a materialului de bază, depunerea cu un curent prea mic sau prea mare, penetrație prea mare, electrozi umezi (electrozii trebuiesc calcinați timp de 2-3 ore la 250 - 300°C înainte de utilizare), sau necurățirea corectă a zgurei, depunerii anterioare. Cel mai des defect îl constituie porozitatea depunerii care poate fi cauzată de electrod umed, oțel impropriu pentru materialul de bază, slabă preîncălzire sau zgure între straturi.

Curentul prea mare duce la forma bombată a rîndului, iar un curent prea mic la aplatizarea rîndului depus și adîncituri adiacente rîndului depus - figura 7.3 [101].

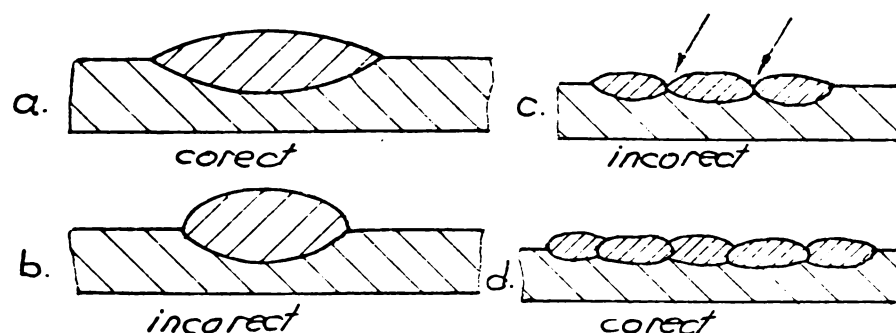


Fig. 7.3 Material depus corect-a și incorect-b și adîncituri adiacente rîndului depus - figura 7.3 [101].
Suprapunerea cusăturilor corect-d și incorect-c.

La un curent corect ales trecerea la rîndul depus spre materialul de bază se face lin, iar pătrunderea e potrivită.

7.3. Procedeul de depunere în mediu de gaze inerte [50, 99, 101]

7.3.1. Procedeul WIG

Se utilizează pentru încărcări cînd materialul de adaos e constituit din vergele turnate sau cînd inima electrozilor înveliți e constituită din vergea cu conținut de stelit. In acest caz învelișul electrodului se îndepărtează, utilizîndu-se pentru depunere numai inima metalică. Se poate utiliza de asemenea sîrmă plină sau tubulară.

Se sudează de regulă cu curentul continuu, care dă arcului un plus de stabilitate dar se poate depune și în curent alternativ.

Valoarea curenților în funcție de dimensiunile electrozilor și natura curenților e prezentată în tabelul 7.2.

Debițul de argon trebuie reglat în limitele 6 + 8 litri pe minut. Se utilizează polaritatea directă (- la electrod). Pentru a reduce la minimum diluția materialului de bază se utilizează metoda de sudare la dreapta, figura 7.4. Diluția la această metodă atinge 5- 15 %.

Tabelul 7.2

Valorile curenților utilizați la depuneri WIG [32]

- Curent continuu A	90	95	105	120	Debitul de argon 6 ÷ 8 litri/minut
- Diametrul vergelei din stelit mm	3,25	4	5	6	
- Diametrul electrodului de wolfram mm	2,80	3,5	3,8	4	
- Curent alternativ A	85	110	140	160	Idem
- Diametrul vergelei din stelit mm	3,25	4	5	6	
- Diametrul electrodului din wolfram mm	2	2,8	3	4	

În timpul avansului cu depunerea, arzătorul trebuie orientat cu arcul, alternativ pe vergea și pe baia de metal topit de pe piesă, dar mai mult spre piesă. Pentru evita-

rea porozităților la capătul rîndului trebuie provocată o răcire lentă pentru o solidificare încetă a depunerii, obținabilă prin alungirea arcului cît se poate de mult pînă la limita de rupere. După

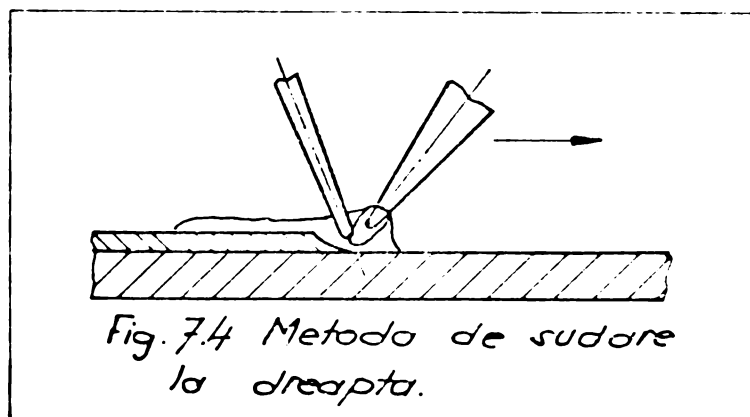


Fig. 7.4 Metoda de sudare la dreapta.

întreruperea arcului solidificarea completă a băii metalice trebuie făcută sub protecție cu jet de argon.

Avantajul depunerii cu procedeul WIG o constituie diluția relativ redusă și formarea ușoară a rîndului de sudură. Ca dezavantaje menționăm viteza mică de depunere [79].

7.3.2. Procedeul MIG

S-a dezvoltat cînd au apărut aliaje pe bază de

cobalt trase în fire (vezi cap.6.1) sub formă de sîrme pline sau tubulare.

Sîrmele pline sînt fabricate din aliaje CoCrNi (care se pot trage ușor în fire). Celelalte materiale de structură CoCrX neputîndu-se trage în fire se fabrică sub formă de electrod tubular [100].

Firele astfel obținute se pretează la sudarea după procedeul MIG cu protecție gazoasă din Argon sau Helium. Intrebuintarea acestui procedeu se justifică pentru încărcarea automată a suprafețelor mari, întrebuintîndu-se pentru aceasta utilaje cu caracteristici externe rigide sau utilaje pentru sudare sub flux prevăzute cu capete speciale de ghidare a electrodului și aducerea gazului de protecție.

Prezența gazului de protecție ridică stabilitatea arcului, suprimă stropirea metalului topit și îmbunătățește întinderea băii metalice. Diluția la acest procedeu este medie, situată între depunerea WIG și cu electrozi înveliți (18-22 %) [102].

Se utilizează de regulă două regimuri de depunere al materialului :

- prin transfer fin, materialul fiind depus în picături fine prin pulverizare [47] (curent de sudare de valoare mare) ;

- prin arc pulsant [102] la care trecerea metalului de adaos se face în picături (curent de sudare mediu).

În tabelul 7.3 se prezintă parametrii de sudare uzuali iar în tabelul 7.4 proprietățile depunerilor pentru diferite materiale de adaos [102].

Procedeul se caracterizează prin mare productivitate. La un electrod din sîrmă plină de 2,4 mm diametru, prin depunere automată se realizează o cantitate de 10 kg./oră [99].

Avantajele depunerii după procedeul MIG sînt în afara productivității ridicate, ușoare posibilități de automatizare, obținerea de straturi uniforme, sănătoase, fără incluziuni.

7.4. Procedeul de depunere sub strat de flux

Se aplică la încărcări cu aliaje de tipul CoCrX și comportă o sursă de sudură corespunzătoare de regu-

Tabelul 7.3

Parametrii de sudare MIG cu aliaje de tip Co Cr X

	Regim de sudare	
	arc pulsat	Transfer fin (pulverizare)
Valoare curent A	200 - 280	280 - 400
Tensiune de sudare V	24 - 28	34 - 36
Tensiune la pulsare V	60	-
Gas protector	argon	argon
Consum gaz mcloră	1,40	1,54
Polaritate electrod	plus la electrod	plus la electrod
Viteza de avans α sârmei electrod în m / minut	2,5 - 3,5	3,5 - 4,5

Tabelul 7.4

Duritățile straturilor depuse cu aliaje din Co Cr X prin procedeul MIG *

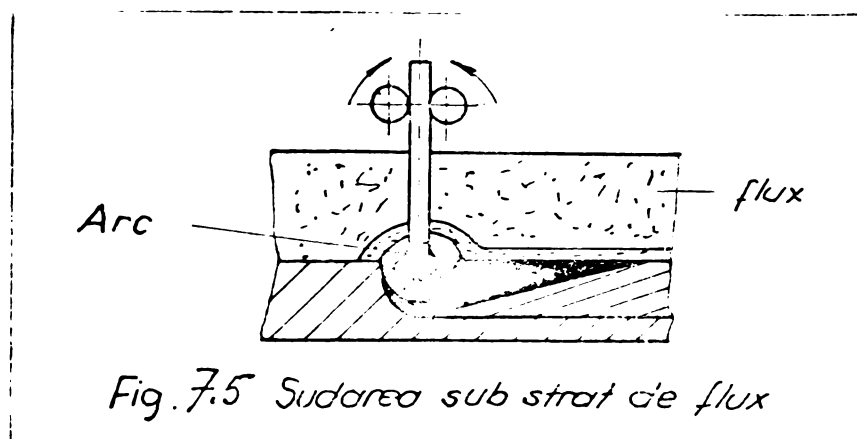
Material	Duritate HRC					
	Arc pulsat			Transfer fin (pulverizare)		
Nr. strat	1	2	3	1	2	3
Stelit 1	44	51	55	47	52	57
Stelit 12	37	43	47	38	44	48
Stelit 6	31	36	40	33	37	40
Stelit 516	38	numai 1 strat	1 strat	41	numai 1 strat	1 strat

* La o depunere normală: 1 strat are 4 mm grosime
 2 straturi au 7 mm grosime
 3 straturi au 10 mm grosime

lă cu caracteristică externă rigidă, curentul reglându-se după diametrul electrodului și viteza de sudare, un dispozitiv de antrenare a sîrmei electrod și un alimentator de flux.

Electrozii sînt din sîrmă plină pînă la 3,2 mm diametru [99] sau benzi din materialul de adaos. Fluxul de tip bazic convine pentru depuneri de aliaje CoCrX sub o preîncălzire de 350 - 600°C și de regulă piesele încărcate trebuie tratate termic după sudare.

In figura 7.5 se prezintă schematic procedeul.



In privința parametrilor de sudare, aceștia se referă la tensiunea de sudare și curentul de sudare. Curentul variază între 300+450 A

la o tensiune de 28-32 V și un flux bazic [100, 102]. Viteza de sudare atinge 300 + 450 mm/minut. Diluția ce se obține nu e bună (40 + 50 %). Ea se poate îmbunătăți dacă se înclină capul de sudare la 65° + 75° față de orizontală, când se reduce diluția între 20 + 25 % [102]. Folosirea benzilor și a curenților de sudare la limita inferioară au asupra diluției un efect favorabil.

Productivitatea mare a procedeului, 6 + 8 kg/h la 400 A și 28 V [30] și posibilitățile de automatizare a proceselor, constituiesc factorii favorabili. Diluția mare însă limitează domeniul de aplicabilitate a metodei.

In tabelul 7.5 se dau duritățile straturilor depuse sub flux pentru tipurile de stelite uzuale.

Tabelul 7.5

Duritățile straturilor depuse cu aliaje din
CoCr * prin procedeul sub flux

Material	Duritate Hrc		
	1 strat	2 straturi	3 straturi
Stelit 1	36	47	53
Stelit 12	30	40	46
Stelit 6	25	34	40
Stelit 306	28	32	34
Stelit 506	36	un singur strat	un singur strat

* vezi tabelul 6.1 cu compozițiile chimice

7.5. Procedeul de depunere cu hidrogen atomic (atomarc) [124].

Se aplică pentru încărcări dure în mod limitat datorită unor dezavantaje din care se menționează :

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

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

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

7.6. Procedee de încărcare prin pulverizare [50, 79, 80, 117, 129].

Aceste procedee s-au dezvoltat în ultimii 10 ani ca urmare a diversificării pulberilor pe bază de cobalt, nichel și carburi de wolfram.

Cu acest procedeu un strat subțire poate fi convenabil aplicat - ceea ce face să crească considerabil numărul aplicațiilor. Pe de altă parte diluția cu metalul de bază fiind neglijabilă este posibil de a proiecta și topi aliaje pe materiale care reacționează chimic. Căldura este locali-

zată pe o mică grosime ; piesa este ridicată la o temperatură mică și într-un timp foarte scurt ceea ce reduce tensiunile și deformațiile piesei încărcate.

S-au dezvoltat mai multe variante :

- pulverizare - fuziune ;
- pulverizare cu fuziune simultană.

7.6.1. Pulverizare - fuziune

La această variantă sînt necesare două operațiuni distincte : o metalizare cu pulbere apoi o topire a depunerii pentru a avea o legătură metalurgică cu metalul de bază și realizarea în acest fel a unei depuneri sănătoase și omogene. Realizarea acestei variante comportă trei operațiuni :

- a) Realizarea unei suprafețe rugoase și degresată utilizînd tehnica sablării de exemplu cu corindon ;
- b) Proiectarea pulberii cu ajutorul unui pistol în vederea realizării unei legături mecanice pulbere-material de bază, ultimul fiind preîncălzit la cca. 300°C;
- c) Topirea depunerii cu ajutorul unui arzător cu mai multe flăcări. Această topire conduce la obținerea unei depuneri omogene și asigură legătura metalurgică cu metalul de bază.

Instalațiile utilizate sînt pistolete de metalizare prin pulberi, cuprinzînd un rezervor de pulbere pe el sau un rezervor separat. Gazul servește la transportul pulberii, la dezvoltarea căldurii necesare și poate fi constituit dintr-un amestec de gaze, un gaz neutru sau un gaz reductor.

Pulberea trebuie să aibă o anumită granulație.

7.6.2. Pulverizare cu fuziune simultană

În această variantă, proiectarea și topirea sînt realizate simultan cu ajutorul unei flăcări speciale. Această metodă se apropie de tehnicile clasice de încărcare, dar permite acoperiri mai comode pe piese plane. Ea se utilizează de asemenea pentru refacerea și protecția pieselor de dimensiuni reduse.

Flăcările utilizate sînt :

- fie date de arzătoare a cărei alimentare cu pulberi e asigurată prin gazul combustibil însuși ;
- fie date de pistolete speciale, la care pulverizarea este adusă de un gaz inert în flama pistolului.

Se mai amintește aici existența unei depuneri prin topire statică a unor pulberi pe piesă și metalizarea cu plasmă.

Materialele de adaos sînt constituite din pulberi de granulație anumită. În tabelul 7.6 sînt date cîteva pulberi fabricate de firma Ugine-Carbones Franța [104] .

Tabelul 7.6

*Pulberi pe bază de cobalt
pentru acoperiri antiuzură*

Sortul	Compoziția chimică							Duritate depunere HRC	Temperatura de fuziune °C
	C	Cr	B	Si	Ni	W	Co		
791	1	19	2,5	3	13	13	45	54 - 60	1070 - 1180
792	1	19	1,5	2,5	13	9	52	48 - 54	1050 - 1100
796	1	19	1,5	2,5	13	8	50	43 - 48	1085 - 1150

791 - *Oțel inox - f. bun antiabraziune, bun la șoc, excelentă rezistență la coroziune*

792 - *Oțel inox - f. bun antiabraziune, bun la șocuri, excelentă rezistență la coroziune*

796 - *Oțel cu C < 0,38% bun la abraziune, excelent la șoc și coroziune.*

Diverse firme au dezvoltat pe baza principiilor arătate instalații cunoscute sub diferite denumiri comerciale ca de exemplu : Eu Tronic - GAP pentru acoperiri după varianta pulverizare cu fuziune simultană [109] .

7.7. Procedeul de încărcare cu plasmă [104].

Constă în proiectarea pulberilor printr-o flacăra din plasmă la temperaturi ridicate. Sînt dezvoltate două variante a acoperirilor dure antiuzură : o metalizare, la care

prinderea materialului depus fiind de natură mecanică la temperaturi mai ridicate, e considerată bună, fie trecerea materialului pulverulent printr-un arc transferat, legătura metalului depus cu suportul fiind bazată pe difuzie.

Depunerea utilizând ca sursă de căldură plasma, se aplică mai puțin pentru materialele cu puncte de fuziune mai scăzute și mai mult la materialele de adaos cu wolfram [25].

7.8. Procedeu de încărcare în baie de zgură

Procedeu este menționat în literatura de specialitate ca fiind utilizat pentru sudare sau refacerea unor suprafețe deteriorate cu materiale de adaos obișnuite [12,106]. Literatura sovietică [125] descrie un procedeu de retopire în baie de zgură prin care se obține direct o matriță de forjare din materiale rezistente la temperaturi ridicate și uzură. În lucrare se arată că, datorită rafinării oțelului și fibrajului obținut în blocul de matriță, durabilitatea acestuia a crescut cu 50 % față de matrițele confecționate după tehnologii convenționale.

Din cercetarea bibliografică amplă, nu rezultă nicăieri descris procedeu de retopire în baie de zgură a aliajelor de tip CoCrX (stelite) pentru confecționarea matrițelor bimetalice. Se poate considera metoda ca originală și se va dezvolta ca atare în lucrare.

8. EXPERIMENTARI PRIVIND INFLUENȚA PROCEDEELOR DE SUDARE ȘI A NUMĂRULUI DE STRATURI ASUPRA CALITĂȚII DEPUNERILOR

În vederea stabilirii influenței pe care o au procedeele de sudare ca și numărul de straturi depuse asupra calității încărcărilor s-au ales două tipuri de aliaje elaborate în laborator :

- stelit 6 de tip hipoeutectic (din categoria A) ;
- stelit 1 de tip hipereutectic (din categoria C).

Alegerea acestor tipuri de stelite, a fost determinată de faptul că conținutul acestora în C este diferită, carbonul fiind elementul cu influența cea mai mare asupra ob-

ținerii de depuneri cu durități mult diferite. De exemplu electrodul olandez de tip "Sterno CC 6" are duritatea de 37 unități HRC, iar de aceeași proveniență electrodul "Sterno CC 1" are duritatea ce poate atinge 55 unități HRC. În același timp structurile metalografice ale acestora sînt net diferite [20, 98].

8.1. Depunerea stelitului 6

Pentru depunerea stelitului 6 s-a întrebuintat procedeul WIG, electric, oxiacetilenic și arc atom. Electrozii utilizați au fost electrozii realizați în laboratorul I.C.S.I.T.P.S.C. și pentru comparație electrozii olandezi de tipul "Sterno CC 6". În vederea preîntîmpinării fisurării depunerilor, materialul de bază constituit din oțel moale a fost preîncălzit la 475 - 500°C într-o cochilă încălzită prin rezistență electrică. Determinarea temperaturii de preîncălzire s-a făcut cu aparatul "Therm 220-4" cu termocuplul NiCr-Ni. Probele obținute au fost pregătite pentru metalografie și s-au determinat duritățile cu aparatul Vickers, sarcina de 30 kg (HV 30) și apoi convertite în unități Rockwell. În tabelul 8.1 sînt trecute valorile obținute pentru durități.

Din analiza comparativă a durităților obținute la depuneri din două și trei straturi prin diferite procedee de sudare se desprind următoarele aspecte :

- procedeul de depunere oxiacetilenică conduce la obținerea unor straturi de acoperire de duritate maximă, corespunzătoare durității nominale a stelitului 6 ;
- procesul de depunere cu arcul electric conduce la obținerea de durități minime, sub 30 HRC ;
- procedeul de depunere în gaz protector WIG conduce la obținerea unor depuneri cu durități intermediare (32 + 40 HRC) ;
- între electrozii elaborați pe cale de laborator și electrozii străini de tip Sterno CC 6 sînt diferențe mici în privința durităților ;
- procedeul de sudare cu arc atom conduce la obținerea unor durități mici (30 + 35 HRC) ca urmare a acțiunii decarburante ale hidrogenului, în același timp trebuie

însă menționat că zona de difuzie a materialului de încărcare pe materialul de bază este redusă, ceea ce reprezintă un aspect pozitiv.

Tabelul 8.1

Variația durității materialului depus (Stelit 6) în unități Rockwell de la suprafață spre materialul de bază

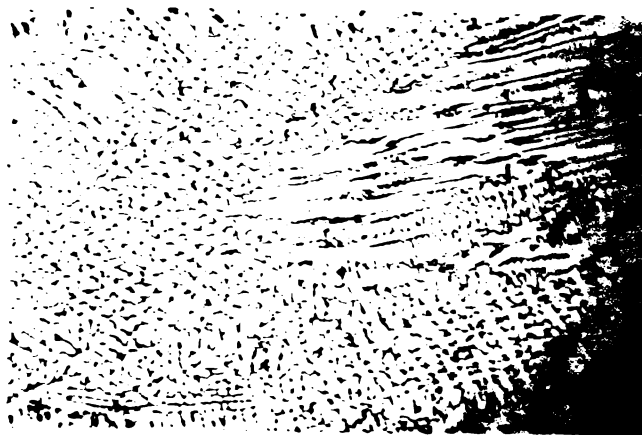
Nr. probă	Material de adăos	Procedeu la depunere	Număr de straturi	Duritate HRC	Parametrii de depunere
1.	Stelit 6 indigen	WIG	2 3	33 32 30 24 26 32 41, 42, 41, 34, 20, 20, 39, 39, 38, 32, 39, 38	$I=300A$ $U=25V$ - la electrod 18L/min argon
2.	Sterno CC6	WIG	2 3	33, 45, 45, 45, 45, 45, 45 43, 47, 42, 44, 43, 44, 45, 40, 40, 40, 40, 32, 33	idem
3.	Stelit 6 indigen	oxiacetilenică	2 3	44, 44, 44, 42, 51, 35 41, 41, 42, 42, 41, 39, 39, 32, 30, 29	-
4.	Sterno CC6	oxiacetilenică	2 3	43, 47, 45, 43, 43, 42, 43, 42, 42 43, 43, 42, 43, 16, 27, 40, 39	$I=180A$ $U=22V$ + la electrod
5.	Sterno CC6	electrică	2 3	29, 30, 32, 29, 28, 24, 26, 32 30, 35, 31, 36, 34, 34, 30, 29, 20, 25, 25	-
6.	Stelit 6 Indigen	arc otom	2 3	30, 33, 34, 30, 32, 32, 32, 32, 31 30, 29, 31, 32, 32, 30, 33, 35	$I=60A$ $U=100V$

Diferențele privind duritățile obținute prin diverse procedee sînt evidențiate și în microstructurile prezentate în figurile 8.1.a, b și c.

Se constată o scădere evidentă a densității de carburi (eutectic) în cazul sudării electrice (figura 8.1.a) și o creștere gradată a densității carburilor la sudarea WIG (figura 8.1.b) pînă la un maxim obținut prin sudare oxiacetilenică (figura 8.1.c). Aceasta atestă un proces de ardere parțială a elementelor ce formează carburile eutecticului.

Pe aceste considerente se poate trage concluzia, că prin utilizarea unei flăcări carburante ($\beta_0=0,5-0,7$) se pot asigura valori maxime de duritate și o distribuție gradată pe secțiune.

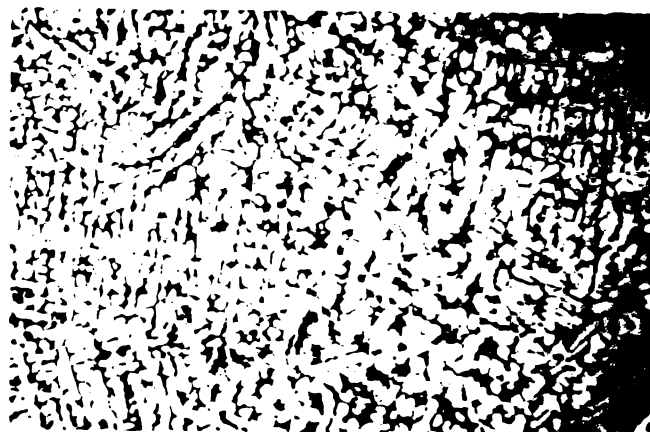
Variația durității materialului stelit 6 depus



a. Sudare electrică x 75



b. Sudare WIG x 75



c. Sudare oxiacetilenică x 75

Atac : reactiv Murakami

Fig.8.1. Microstructuri pentru stelit 6 depus prin sudură.

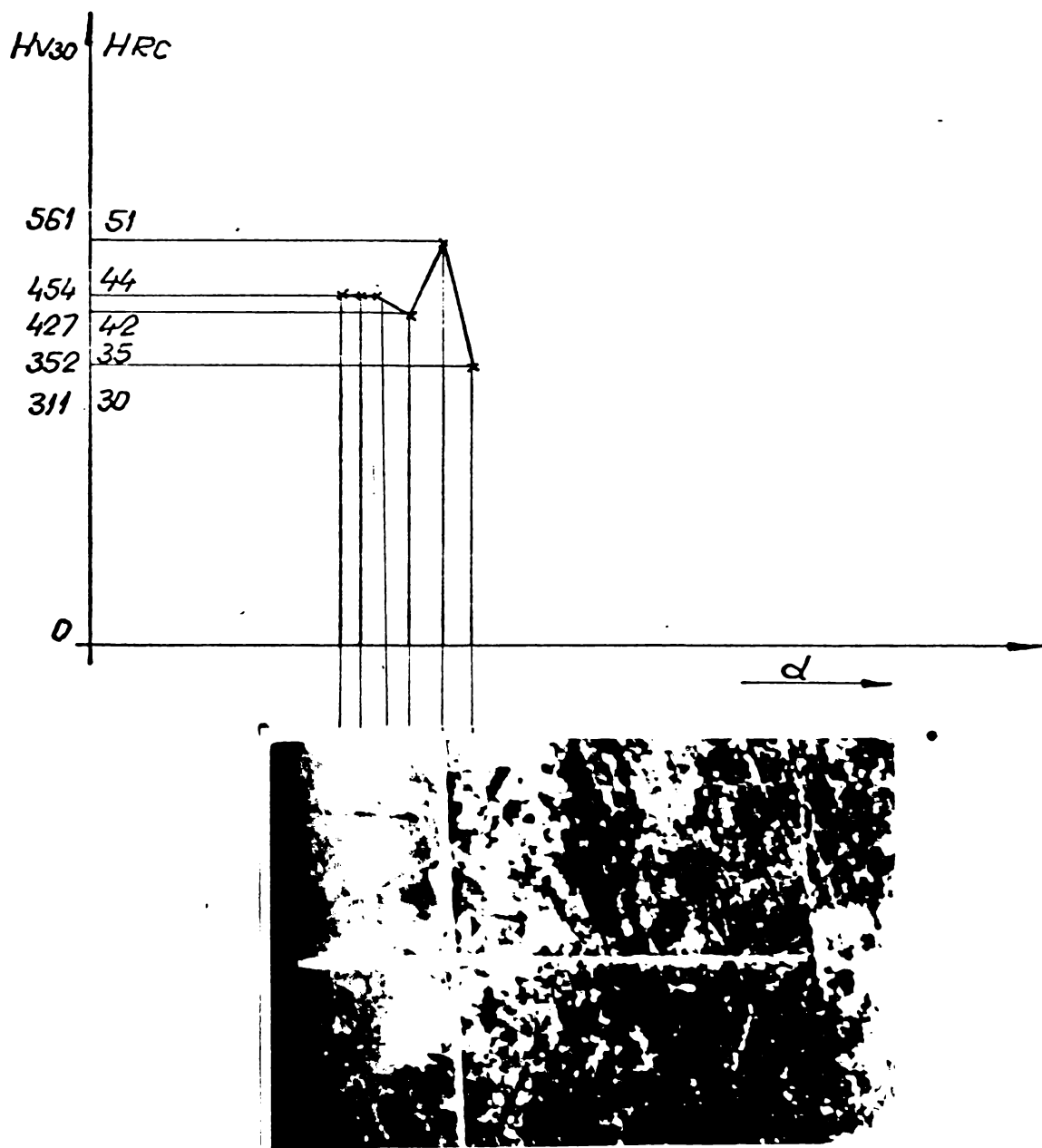


Fig. B.2. Stelit 6. Variația duriității pe epruvetă 3 încărcată prin sudare oxiacetilenică; depunere în două straturi

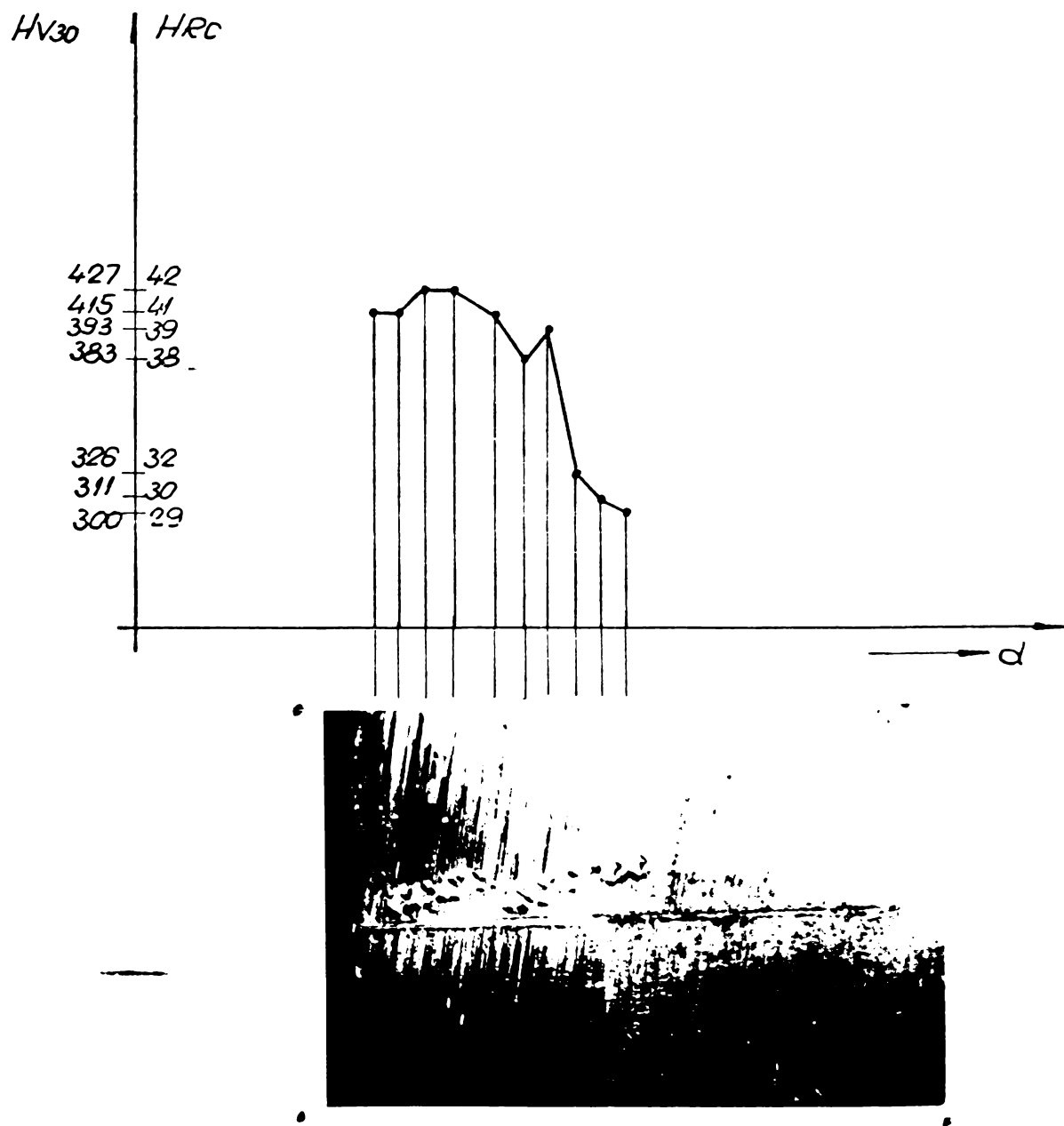
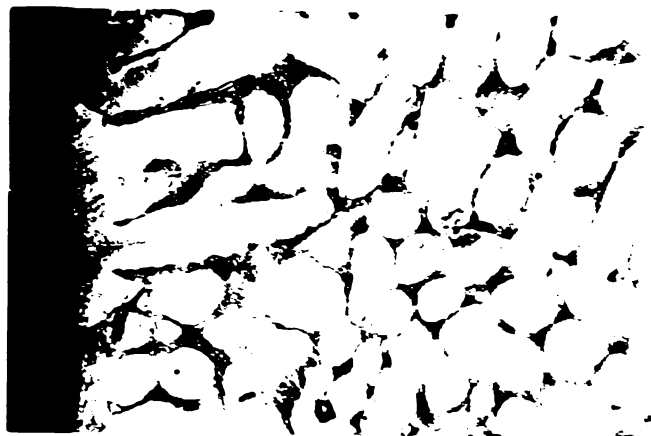
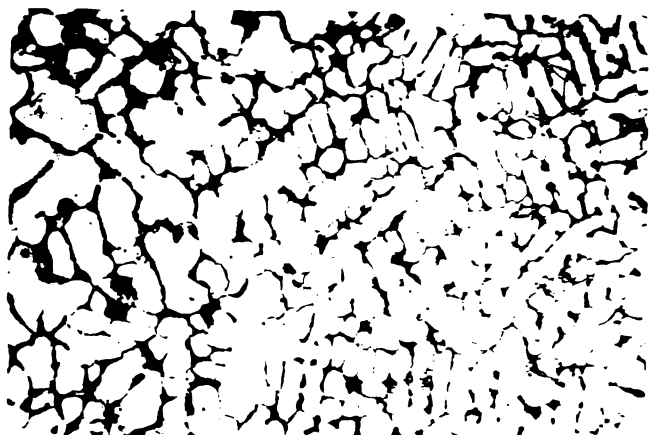


Fig. 8.3. Stelit 6. Variația durității pe epruvetă 3 încărcată prin sudare oxiacetilenică; depunere în trei straturi

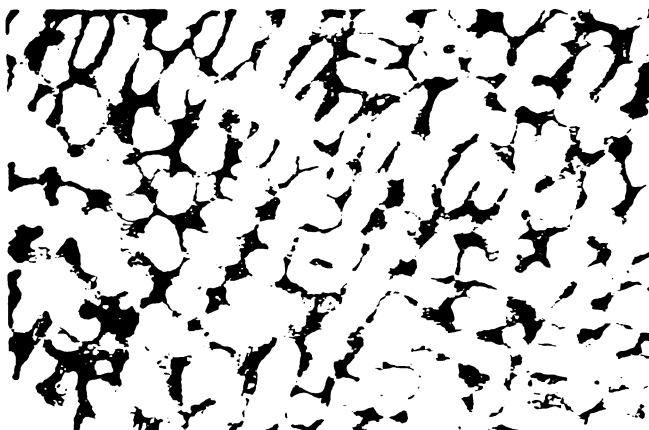
UNIVERSITATEA DE ȘTIINȚE
TEHNOLOGICE
BIBLIOTECA CENTRALĂ



a. Zona de contact cu metalul de bază x 200



b. Zona de contact între cele două straturi x 200



c. Zona de la suprafață x 200

Atac : Murakami

Fig.8.4. Microstructura stelitului 6 depus în două straturi prin sudare oxiacetilenică.

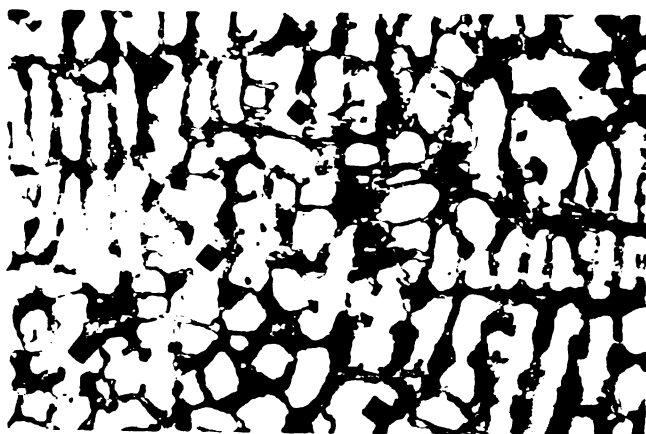
oxiacetilenic în două și trei straturi, în secțiunea probei este evidențiată în figura 8.2 și 8.3 (epruveta 3 din tabelul 8.1).

La sudarea oxiacetilenică, depunerea în două straturi asigură atât variația optimă a durității cât și grosimea de depunere prescrisă.

Microstructurile obținute la depunerea de două straturi - figura 8.4 a,b,c, evidențiază o distribuție diferită a eutecticului în vecinătatea materialului de bază (figura 8.4.a) cu spații interdendritice mari, comparativ cu structura mai fină obținută la suprafață (figura 8.4.b). Demarșarea fineții celor două zone este ilustrată clar în figura 8.4.c.

Rezultatele obținute la depunerea oxiacetilenică cu stelit de tip Sterno CC 6 sînt comparabile cu cele obținute la depunerea cu stelit indigen. Din microstructura prezentată în figura 8.1.c se remarcă faptul că stratul realizat cu electrod sterno CC6 e comparabil din punct de vedere al cantității și distribuției eutecticului cu stratul realizat cu electrod indigen (figura 8.4.c).

Valorile microdurității celor doi constituenți diferă sensibil, fapt evidențiat, prin mărimea amprentelor din figura 8.5. Matricea are durități între 555 - 650 μ HV, iar eutecticul între 800 - 900 μ HV.



Atac Murakami

x 250

Fig.8.5. Amprente de microduritate în cei doi constituenți ai stelitului 6.

matrice 574 μ HV

eutectic 863 μ HV

8.2. Depunerea stelitului 1

Ca și în cazul stelitului 6 s-au efectuat depuneri din stelit 1, pe epruvete din oțel moale în două și trei straturi cu flacără oxiacetilenică, electric și WIG. Nu s-a mai utilizat depunerea cu arc atom, rezultatele de la depunerea cu stelit 6, ilustrând rezultate slabe, privind obținerea de depuneri cu duritate corespunzătoare.

Si în acest caz, așa cum reiese din tabelul 8.2 se remarcă o diferență între duritățile ce s-au obținut prin procedeul WIG și procedeul oxiacetilenic. La sudarea WIG valorile de duritate ale depunerilor în două straturi au fost sub 40 HRC fapt determinat de arderea elementului carbon și crom ca urmare a temperaturii ridicate a arcului electric.

Depunerea în două straturi prin sudare oxiacetilenică asigură o variație uniformă a durității și o valoare de 50 - 51 HRC la suprafața depunerii.

Tabelul 8.2

Variația durității materialului depus (stelit 1) în unități Rockwell de la suprafață spre materialul depus

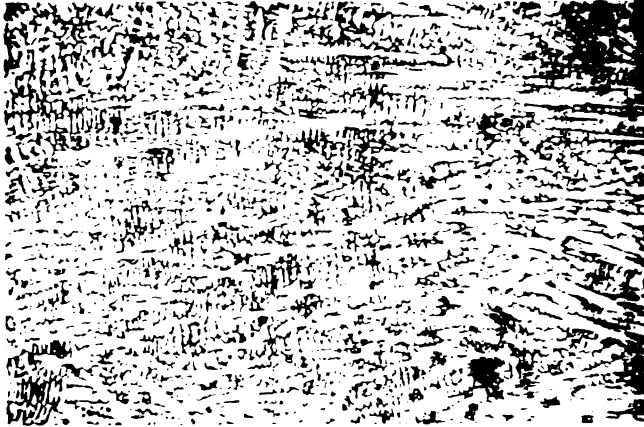
Nr. probă	Material de adăos	Procedeu de depunere	Număr de straturi	Duritate HRC	Parametrii de depunere
1	Stelit 1 indigen	WIG	2	36, 36, 38, 39, 43, 41, 40	I = 300A U = 25V - la electrod 18U/min Argon
			3	45, 43, 43, 43, 42, 42, 42, 42, 40, 40	
2	Sterno CC1	WIG	2	38, 36, 37, 39, 35, 38, 38, 40	idem
			3	42, 44, 43, 42, 44, 40, 45, 42	
3	Stelit 1 indigen	oxiacetilenic	2	43, 50, 48, 48, 48, 48, 49, 50, 51, 44	-
			3	47, 51, 39, 33, 29, 29, 38, 54, 54, 54	
4	Sterno CC1	oxiacetilenic	2	40, 45, 45, 42, 48, 47, 46, 50	-
			3	48, 48, 45, 49, 50, 48, 46, 48	
5	Stelit 1 indigen	electric	2	32, 32, 34, 30, 32, 34, 36, 30, 29	I = 60A U = 100V
			3	34, 34, 30, 35, 36, 32, 32, 35, 36	

In figura 8.6.a,b se prezintă microstructurile obținute prin procedeul WIG (8.6.a) și respectiv prin sudare oxiacetilenică (fig.8.6.b). Diferența de duritate se explică în mod evident prin diferența de structură.

In figura 8,7.a și 8.7.b se prezintă câteva aspecte ale zonei de trecere între metalul de bază și stelit 1, depus prin sudarea oxiacetilenică. Se observă o zonă îngustă de difuzie fără carburi, urmînd o zonă de lățime mai mare cu structură fină și carburi figura 8.7.b și apoi o zonă propriu-zisă a stelitului 1 (figura 8.7.a.).

La depunerea în trei straturi, repartiția durităților este foarte neuniformă, creîndu-se o zonă intermediară de duritate mică.

In figura 8.8 și 8.9 se prezintă variația durităților pe secțiune la depunerea prin sudare oxiacetilenică cu stelit 1.



x 50

a. Sudare WIG - duritate 36 - 38 HRC

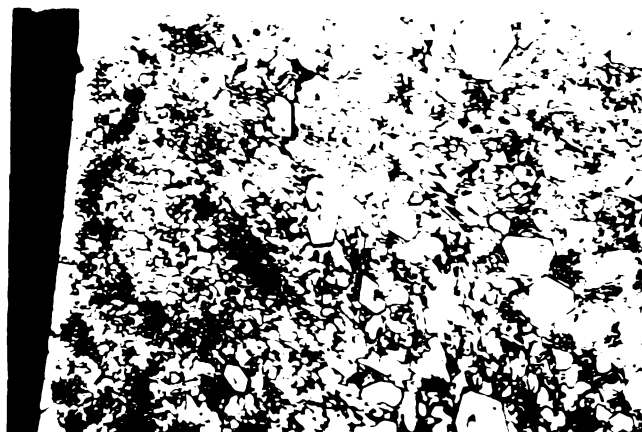


x 100

b. Sudare oxiacetilenică - duritate 48-50 HRC

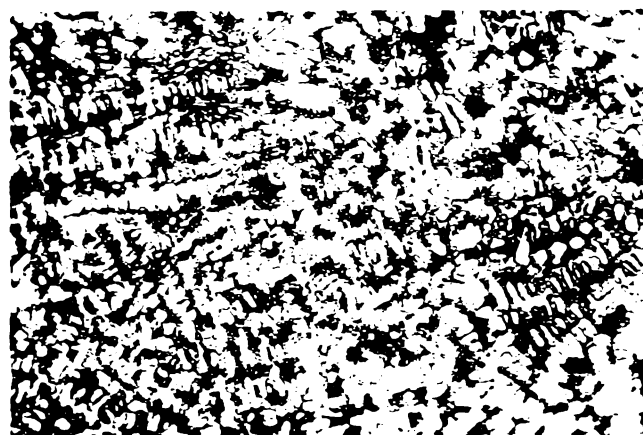
Atac : Murakami

Figura 8.6. Microstructură stelit 1 depus prin sudură.



x 100

a. Zona de trecere metal de bază-depunere



x 100

b. Zona aliajului depus

Atac : Murakami

Fig.8.7. Aspecte ale structurii stelitului 1
depus prin sudură. Carburi primare
de formă aciculară cu secțiune
hexagonală

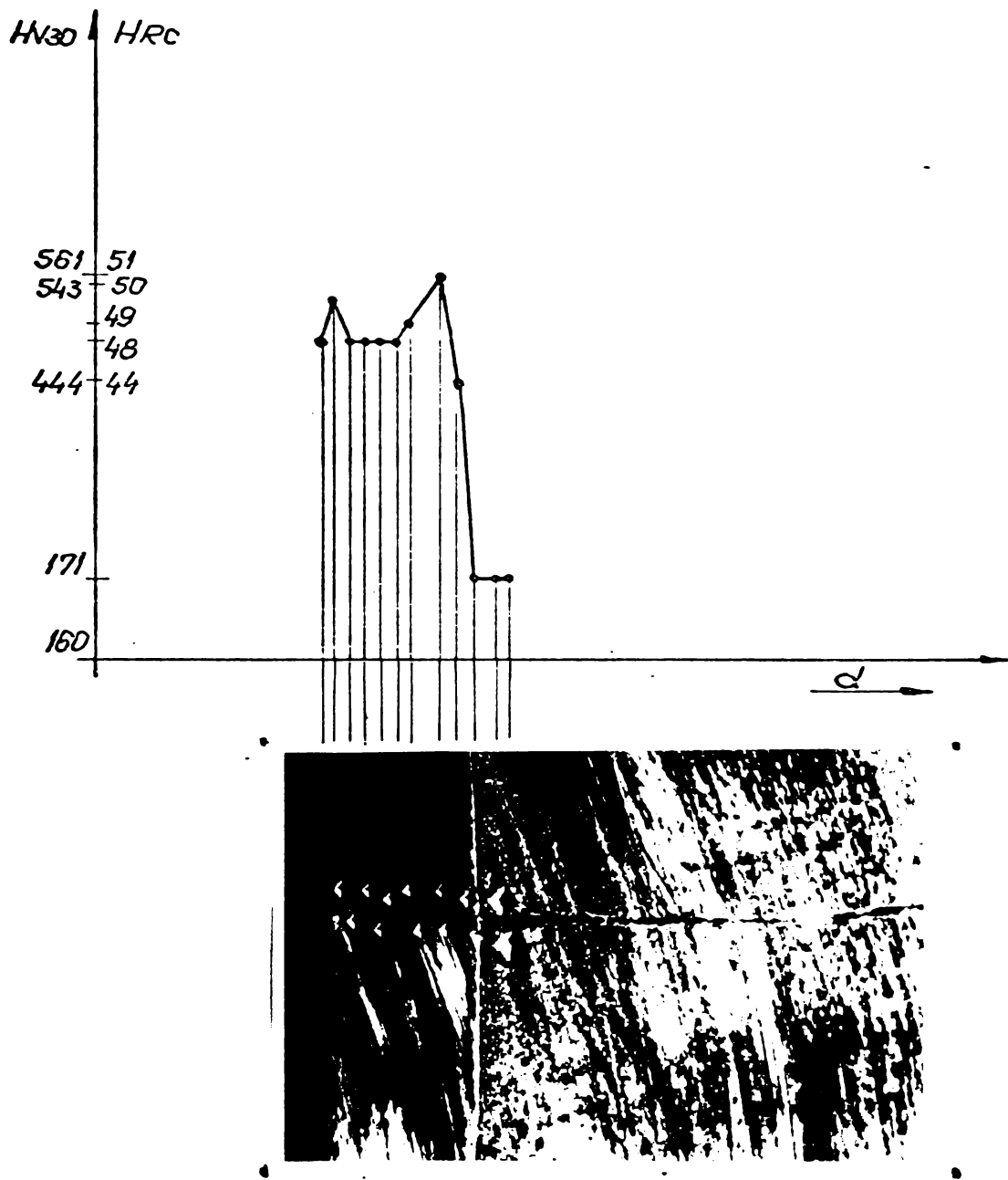


Fig. 8.8 Stelit 1. Variația duriității pe epruvetă încărcată
cu stelit 1; depunere în două straturi

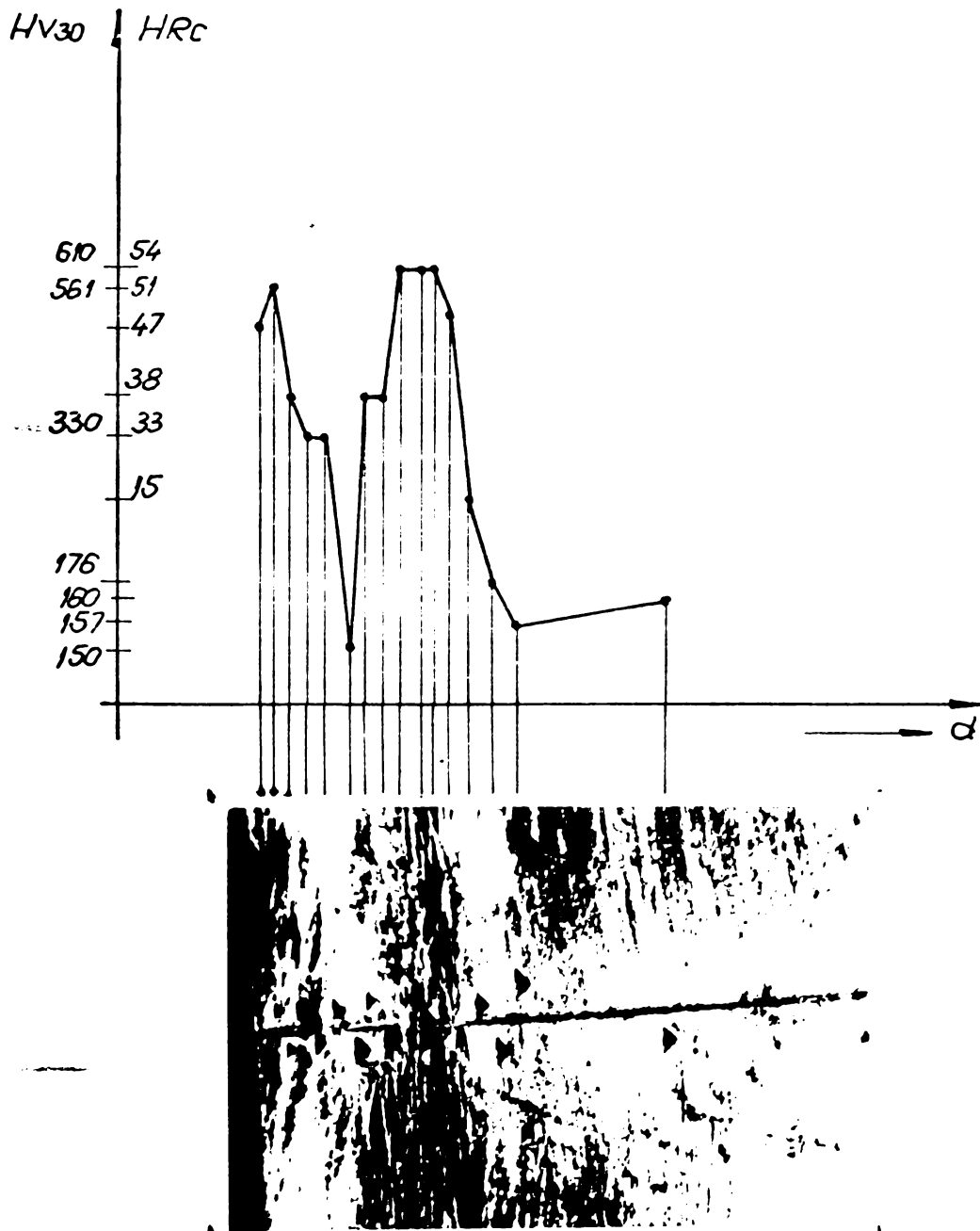


Fig. 8.9 Stelit 1. Variația duriității pe epruvetă încărcată cu stelit 1; depunere în trei straturi

8.3. Experimentări privind influența tratamentului termic de îmbătrânire asupra creșterii durității

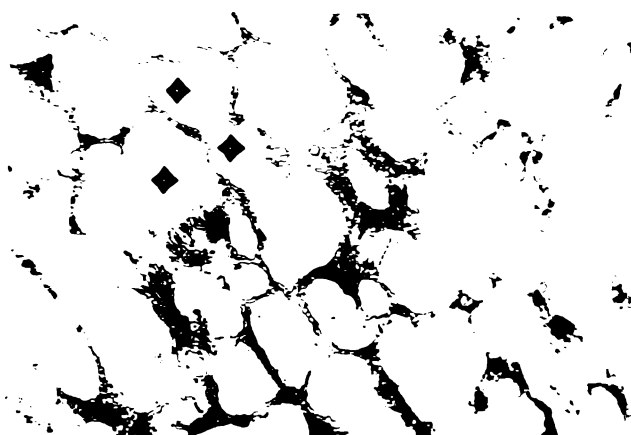
Din probele realizate în vederea determinării durității constituenților s-au constatat diferențe mari de duritate între matrice și eutectic. În eutectic, duritatea ridicată, se datorește elementelor care în combinație cu carbonul creează carburi (carburi de crom, carburi de wolfram). Lipsa carburilor dure în matrice determină duritățile mici ale acesteia. Există deci în momentul terminării cristalizării metalului depus, o neuniformitate din punct de vedere al compoziției chimice atât în micro cât și în macrovolum. Pe baza legilor difuziei, difuzie care se produce foarte lent în soluții solide ne putem aștepta la fenomene de egalizare ale concentrațiilor elementelor din aliaj [6]. Procesele de egalizare ale concentrațiilor pot fi accelerate prin ridicarea temperaturii materialului. Incercări de uniformizare a durității au fost puse în evidență pe stelitele 1 și 6 elaborate la I.C.S.I.T.P.S.C. Astfel, stelitul 6 ținut timp de 72 ore la temperatura de 750°C, duritatea a crescut pînă în jurul valorilor de 49 - 50 HRC. Această creștere a fost obținută pe seama precipitării carburilor fine de crom în matricea aliajului, fapt evidențiat în microstructura din figura 8.10.b.

Experimentările de tratament termic de îmbătrânire pe probe încărcate cu stelit 1 în regim de încălzire 800 - 900°C timp de 2 - 10 ore au condus la o creștere a durității cu 2 - 8 unități HRC funcție de durata de menținere și la o uniformizare a valorilor durității.

După cum se poate constata din rezultatele mai sus prezentate, o scădere sub valoarea de 40 ERC la stelit 6 și respectiv 1 nu e posibil prin tratament termic, aceste durități fiind determinate de compoziția și structura aliajului după depunere.

Modificarea durității aliajelor de tip stelit prin tratament termic se poate face numai în sensul măririi și egalizării zonelor cu durități diferite.

În conformitate cu afirmațiile din materialul [52] fenomenele de precipitare ale carburilor și creșterea durităților este cu atât mai accentuată cu cât conținutul în



a. Stare turnată x 400



b. Stare îmbătrînită

Fig.8.10. Microstructura comparativă a stelitului 6 în stare turnată (a) și după tratament termic la 700°C -7 ore (b). Se remarcă prezența precipitărilor în interiorul soluției solide și micșorarea amprentelor de microdurate după tratament termic (Atac Murakami).

carbon al stelitelor este mai mare.

In tabelul 8.3 sînt prezentate depunerile din stelit 1 și 6 supuse unui tratament de îmbătrînire.

După rezultatele obținute, se constată o creștere a durității stelitelor supuse tratamentului termic de îmbătrînire cu 5-6 unități Rockwell la stelitul 6 și respectiv 6-7 unități la stelitul 1. Tinînd cont că durata de tratament al stelitelor 1 a fost de 10 ori mai mică decît a stelitelor 6 se poate trage concluzia că efectul de îmbătrînire și duri-

Tabelul 8.3

*Creșterea durității stelitelor 6 și 1 la
îmbătrînire la 700 - 900°C*

Aliaj	Compoziția				Duritate Hrc	Îmbătrînire 800°C		Călit	
	C	Cr	W	Co	stare sudată	Durata h	Duritate Hrc	Temp.°C	Duritate Hrc
Stelit 6	1,25	28	4	65	45	72	50-51	1300	40
Stelit 1	2,10	24,5	13,5	54,5	50	10	56-57	1200	50

ficare depinde de timpul tratamentului și de asemenea efectul tratamentului sau mai bine zis creșterea durităților, este cu atît mai mare cu cît conținutul de carbon al materialului este mai ridicat, ceea ce este în concordanță cu legile difuziei în solide [6, 75].

In tabelul 8.4 se prezintă rezultatele tratamentului termic de îmbătrînire de data aceasta pe semifabricat.

Tabelul 8.4

*Înfluența tratamentului termic de îmbătrînire
asupra stelitelor tip ICSITPSC*

Nr.	Stelit de pus	Duritate inițială	Duritate după (t.t.) Hrc	Condiții de tratament termic
1	Stelit 1	45-46	51-53	850°C 10h ciclu continuu
2	-"- 1	48-50	53-56	-"-
3	-"- 1	51-54	54-56	-"-
4	-"- 6	44-44	50-51	800°C 30h ciclu continuu
5	-"- 6	38-40	47-48	-"-
6	-"- 6	40-41	49-51	-"-

9. EXPERIMENTARI PRIVIND ALIEREA SUPLIMENTARA A DEPUNERILOR DIN STELIT

Diagrama sistemului CoCrC

Cobaltul se prezintă sub două forme alotropice funcție de temperatură. La temperaturi sub 477°C are o rețea cristalină hexagonală (cobalt α), iar la temperaturi ridicate peste valoarea de 477°C rețeaua cristalină este cubică cu fețe centrate (cobalt β) [88, 75, 78].

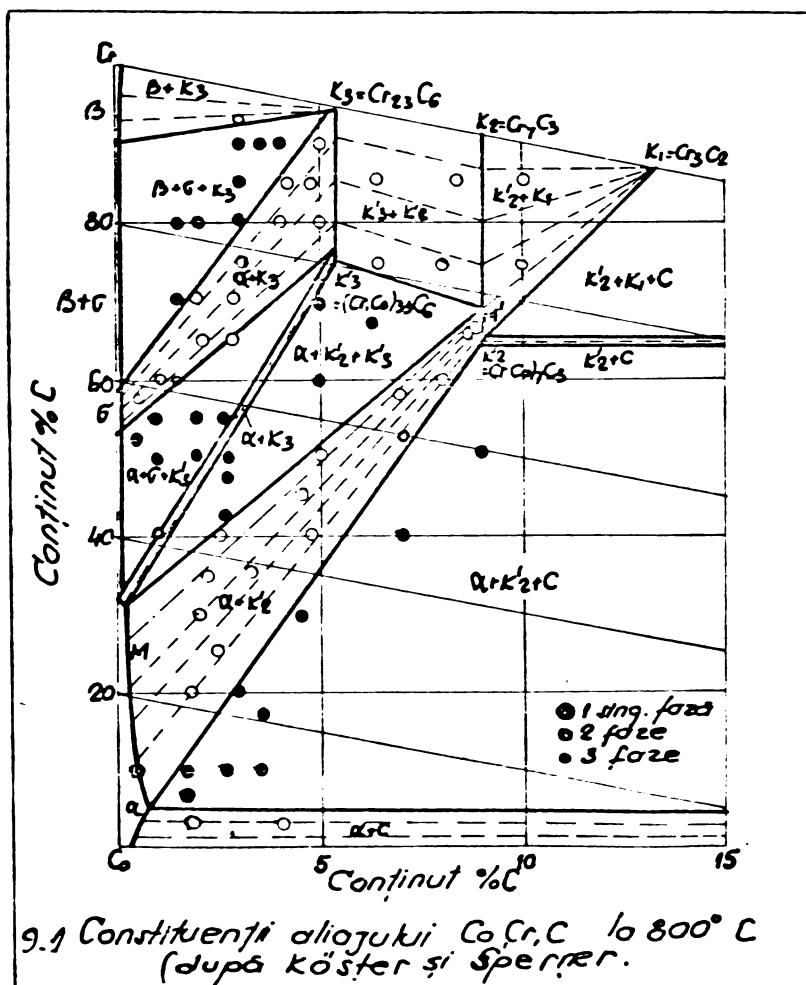
În stare turnată, cobaltul are proprietăți relativ scăzute: rezistența la rupere $\sigma_r = 24 - 26 \text{ daN/mm}^2$, duritate HB = 125 unități, iar modulul de elasticitate $E = 20000 \text{ daN/mm}^2$ [75].

În aliajele stelite cobaltul are ca elemente de aliere, cromul, carbonul, wolframul și alte elemente în cantități procentuale mai reduse (Fe, Si). Elementele de aliere ale cobaltului ca (Ni, Cr, W, Mo, Ta, Nb) formează cu acesta soluții solide, dacă se ține seama că la 1000°C solubilitatea acestora în cobalt e următoarea: (procente din greutate) Ni-100, Cr-36, W-26, Mo22, Ta-12, Ti-8, Al-5, Nb-4, B-1. Dintre aceste elemente, ce ne interesează pe noi în cazul stelitelor sînt cromul, carbonul și wolframul. Cromul formează cu carbonul, carburi, cele mai obișnuite fiind cele de tipul $M_{23}C_6$ unde M e în principal cromul. Formarea altor tipuri de carburi, MC, M_3C_2 , M_7C_3 și M_6C depind de natura altor elemente prezente în aliaj [52]. Astfel, tipul de carburi MC sînt favorizate de prezența elementelor foarte carburigene ca Zr, Nb sau Ta. Wolframul conținut formează de asemenea carburi [75, 78, 88].

Sistemul CoCrC a fost studiat de Köster și Sperner prin metode metalografice și difracție cu raze X. Constituirea aliajelor de tipul CoCrC la 800°C e reprezentată în figura 9.1 [88].

Sistemul este complex și datorită prezenței multor reacții peritectice la suprafețele de solidificare la sistemul ternar, echilibrul în stare solidă fiind foarte greu de obținut. Secțiunea izotermală la 850°C (fig.9.1)

care este ilustrativă pentru constituția generală în stare solidă a fost determinată din aliaje ce au fost supuse la tratament de normalizare. Această diagramă nu a putut lua forma obișnuită triunghiulară, datorită necesității măririi scalei Co-C pentru claritatea reprezentării.



În diagramă carburile de Cr au o mare importanță în acest sistem.

Soluția solidă bogată în Co cubică cu fața centrată e reprezentată cu o zonă îngustă de-a lungul axei Co-Cr intrînd în echilibru cu faza γ . La compozițiile cu crom sub 5% soluția bogată în Co este în echilibru cu C. Celelalte echilibre sînt dominate de carburile $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , Cr_3C_2 . $Cr_{23}C_6$ dizolvă pînă la 20% Co și revine în echilibru atît în

cazul soluției γ cît și în cazul soluției bogate în Co. Sub 30% Cr soluția ternară solidă bogată în Co devine în echilibru cu Cr_7C_3 , conținînd Co pînă la 23-26%.

Cr_3C_2 pare să fie incapabilă să dizolve Co și nu apare în echilibrul bogat în Co. Merită reținut că solubilitatea C în Co descrește pe măsură ce conținutul în Cr crește peste 5%, datorită stabilității carburei Cr_7C_3 [88].

9.1. Fenomene calitative și relații cantitative la alierea sub flux și în baie de zgură

Materialul depus prin arc electric, sub strat de flux sau în baie de zgură (sau alte procedee) diferă în majoritatea cazurilor, de cel din electrodul de proveniență datorită

reacțiilor de oxidare ce se produc la temperatură înaltă între materialul topit și sub formă de picături și oxigenul din aer sau din flux [5].

Unele din elementele componente ale stelitelor în procesul depunerii sub flux și în baie de zgură suferă în măsură slabă pierderi prin oxidare. Cea mai mică pierdere prin oxidare o suferă wolframul urmat în ordine de crom și cobalt. Cea mai mare pierdere se manifestă în cazul carbonului conținut în sârma de electrod când se depune sub strat de flux sau baie de zgură [70].

Din literatura de specialitate [5, 6, 70] rezultă că pierderile prin oxidarea carbonului sînt cu atît mai mari cu cît fluxul utilizat este mai activ. Trecerea elementelor din electrod în metalul depus sînt influențate cel mai mult de procesele dintre metalul topit și fluxul utilizat și mai puțin de parametrii electrici folosiți.

Din aceste considerente rezultă că, pentru a obține o anumită compoziție a metalului depus ținînd cont de procesele de oxidare ce au loc în cursul depunerii, este necesar a se avea în electrod o cantitate suplimentară din elementul de aliere pentru compensarea pierderilor. Este de asemenea posibil ca prin introducerea în flux a unui element, ce se dorește a intra în compoziția metalului depus în anumită cantitate, să obținem alierea materialului provenit din electrod, schimbîndu-i compoziția ca urmare a proceselor în arc sau în baie de zgură, obținîndu-se metalul depus cu compoziție dorită [7].

Procesele ce au loc la sudarea sub flux sau în baie de zgură, referindu-ne la schimbul de masă între elementele din fluxul topit și metalul topit provenit din electrod, depind de mai mulți factori. Din literatura de specialitate rezultă că cu cît dimensiunile picăturilor ce traversează zgura sînt mai mici cu atît trecerea în picătură a elementelor din flux se face în proporție mai mare. De asemenea, schimbul de substanță între zgură și metalul topit depind și variază direct proporțional cu timpul cît ele sînt în contact. Cercetările [7] au condus la concluzia că există o stare de concentrație ideală de echilibru la care s-ar ajunge cînd timpul cît au loc relațiile tinde spre infinit,

iar raportul dintre greutatea picăturii și greutatea zgurii în contact cu ea tinde spre zero.

K.V.Bagreanski [7] admite, că procesul de aliere a metalului picăturii poate fi prezentat ca fiind un compus din trei etape :

1. aducerea reactivilor la limita metal-zgură;
2. interacțiunea chimică la limita metal-zgură;
3. îndepărtarea produselor reacției de la limita metal-zgură.

În prima și a treia etapă cedarea masei se face pe calea difuziunii convective, difuziune care, depinde de diferențele de concentrații a factorilor în care se produce schimbul (Me) echil. - (Me) pic. Viteza schimbului de masă e determinată de gradul de îndepărtare a sistemului față de starea de echilibru în conformitate cu relația (9.1) [7].

$$\frac{dM}{dt} = F_K \mu \left\{ [M_e]_{\text{echil.}} - [M_e]_{\text{pic.}} \right\} \quad (9.1)$$

unde : $\frac{dM}{dt}$ = reprezintă viteza cedării de masă în g/s ;

F_K = suprafața medie a picăturii ;

μ = coeficientul cedării de masă în g/mm²s.

Dacă se poate stabili variația coeficientului cedării de masă μ în funcție de diferența concentrațiilor, atunci prin integrarea ecuației (9.1) se poate deduce o expresie analitică, care să reprezinte procesul de aliere în timp a picăturilor în flux, cu considerarea masei picăturilor și a fluxului care iau parte în proces.

În figura 9.2 se prezintă cazul alierii în timp al picăturilor în cazul general [7].

În legătură cu faptul că, cu fiecare picătură de metal intră în contact o cantitate finită de flux P_f , urmează că au loc concomitent două procese :

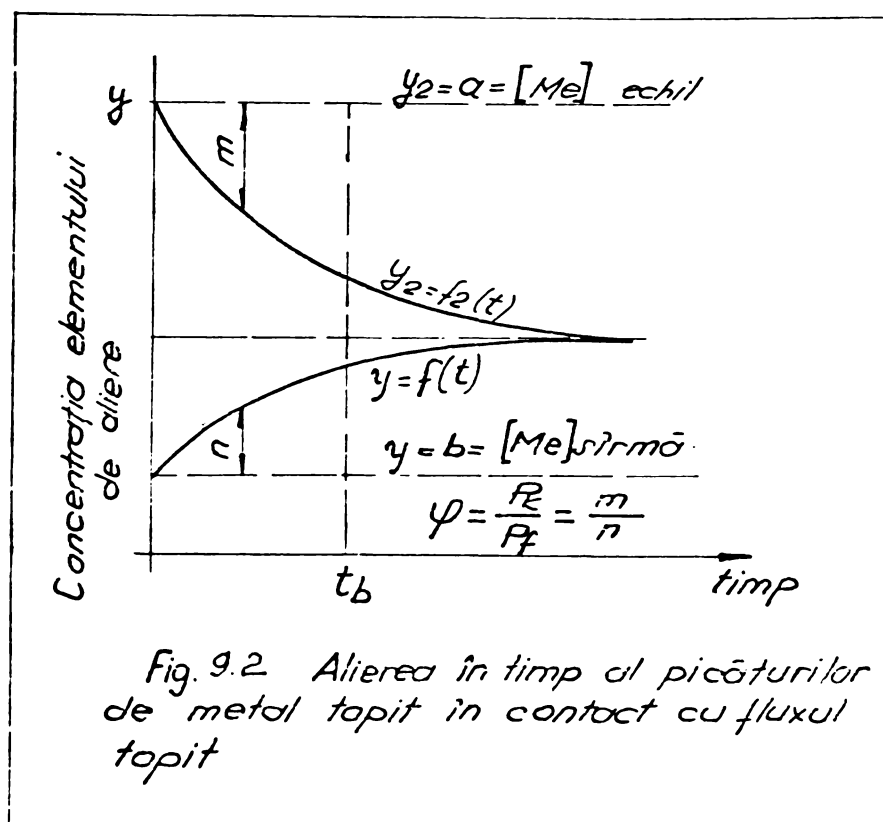
1. Crește concentrația elementului în picătură după legea $y = [M_e]_{\text{pic.}}(t)$ în funcție de timp începând cu valoarea inițială pentru $t = 0$.

$$[M_e]_{\text{pic.}}(0) = [M_e]_{\text{electr.}}$$

2. Se reduce concentrația inițială a elementului în volumul fluxului, care este în contact cu picătura

(M_e) inițial și corespunzător cu aceasta, concentrația de echilibru $[M_e]_{ech.}$ conform legii :

$$y_2 = [M_e]_{echil.}(t)$$



Dacă se notează $[M_e]_{ech.}(0) = a$ și $[M_e]_{electrod} = b$, ținând cont că creșterea concentrației în picătură n și scăderea concentrației în flux m se produc invers proporțional față de masele metalului și fluxului care iau parte la schimb se poate scrie :

$$\frac{P_K}{P_f} = \varphi = \frac{m}{n} \quad \text{și} \quad m = n\varphi$$

De aici urmează că :

$$y_2 = [M_e]_{ech.}(t) = a - m = a - n\varphi = a - (y - b)\varphi$$

Dacă se admite că viteza cedării de masă e proporțională cu diferența dintre concentrații și că $\mu = \text{const.}$ se poate scrie :

$$\frac{dM}{dt} = P_K \frac{dy}{dt} \quad \text{care introdusă în relația (9.1) rezultă :}$$

$$\frac{dy}{dt} = \frac{\mu P_K}{P_K} \left\{ [M_e]_{echil.}(t) - [M_e]_{pic.}(t) = \left[[M_e]_{echil.}(0) - [M_e]_{electr.} \right] \varphi - y \right\} \cdot \frac{\mu P_K}{P_K}$$

$$\frac{dy}{dt} = N \left[a - (y - b)\varphi - y \right] \quad (9.2)$$

în care :

$$N = \mu \cdot \frac{F_K}{P_K} = \text{constant.}$$

Prin integrarea ecuației obținem :

$$y = \frac{1}{1 + \varphi} \left[a + b\varphi - ae^{-Nt(1+\varphi)} + be^{-Nt(1+\varphi)} \right] \quad (9.3)$$

sau :

$$y = \frac{a}{1 + \varphi} \left[1 - e^{-Nt(1-\varphi)} + \frac{b}{1 + \varphi} \left[\varphi + e^{-Nt(1+\varphi)} \right] \right] \quad (9.4)$$

Cu ajutorul unor transformări simple a expresiei (9.4) se obține o relație de forma :

$$y = b + (a - b)k \quad (9.5) \text{ în care : } k = \frac{1}{1 + \varphi} \left[1 - e^{-Nt(1+\varphi)} \right]$$

care reprezintă modul de variație al alierii picăturii la depunere sub flux sau în baie de zgură.

Pot să existe două situații :

1. Dacă cantitatea de flux ce vine în contact cu picătura crește din ce în ce mai mult, atunci :

$$\frac{P_k}{P_f} = \varphi \rightarrow 0 \quad \text{iar din expresia (9.4) se obține :}$$

$$y = a \left(1 + e^{-Nt} \right) + be^{-Nt} \quad (9.6)$$

Din punct de vedere fizic, condițiile acestui caz, în care picătura vine în contact cu o cantitate din ce în ce mai mare de flux, corespunde sudării (încercării) în baie de zgură.

Cînd picătura are o durată relativ mare $t \rightarrow \infty, y \rightarrow a$ urmează că odată cu creșterea duratei de existență a picăturii, concentrația elementului în aceasta tinde spre concentrația de echilibru.

2. In cazul maselor egale ale fluxului și ale metalului care sînt în contact urmează că $\varphi = 1$, iar expresia (9.4) devine :

$$y = \frac{a}{2} \left(1 - e^{-2Nt} \right) + \frac{b}{2} \left(1 + e^{-2Nt} \right)$$

La limită, când durata de existență a picăturii crește :

$$t \rightarrow \infty, \quad y = \frac{a + b}{2}, \quad \text{la } t = 0 \quad y = 0$$

Din punct de vedere fizic, acest caz se întâlnește cel mai des la sudarea cu arc electric manuală, automată sau semiautomată sub flux.

3. La o cantitate prea mică a fluxului în comparație cu cantitatea de metal va rezulta : $\varphi \rightarrow \infty, y \rightarrow 5$ adică nu se va produce alierea din flux.

4. La aceeași durată de existență a picăturilor, când toate celelalte condiții sînt similare, micșorarea valorii φ duce la creșterea alierii picăturilor, ceea ce explică satisfăcător influența masei relative a zgurii care se observă în practică asupra compoziției chimice a metalului depus.

Din cazurile prezentate mai sus, cazul 1 și 2 se petrec la realizarea matrițelor de extrudare prin topire în baie de zgură. Într-adevăr în cazul depunerii materialului în baia de zgură procesul începe cu amorsarea arcului sub flux, pînă la formarea unei cantități mici de flux topit, după care procesul se transformă în încărcare prin sudare în arc deasupra băii de zgură. Din totalul timpului necesar depunerii (cca. 120 secunde) 20 secunde, adică $\frac{1}{6}$ reprezintă timpul necesar realizării zgurii topite, după care urmează practic sudarea cu arc întreținut deasupra băii de zgură.

Avînd în vedere faptul că timpul de amorsare este scurt, că materialul depus în acest timp umple orificiul de amorsare, că materialul depus în el se elimină la prelucrarea formei finite a matriței, practic ne găsim în situația 1 (ca la sudarea cu baie de zgură cu alierea metalului cu elemente din zgura topită).

9.2. Alierea suplimentară la sudare a stelitului prin înveliș cu conținut de grafit și silicat de sodiu ca liant

În vederea realizării unor depuneri din stelit cu duritate variabilă și cunoscînd că duritatea cusăturii depinde de conținutul de carbon din electrod, s-a procedat experimental la învelirea unor baghete din stelit turnat de 5 mm diametru

cu un strat format din praf de grafit avînd drept liant silicatul de sodiu. Praful din grafit a fost cernut astfel încît granulația lui să fie sub 0,003 mm și amestecat omogen în silicatul de sodiu. Depunerea pe baghete s-a făcut prin imer-sionare, iar apoi baghetele învelite au fost supuse la c cal-cinare într-un cuptor electric cu rezistență, timp de 3 ore la 250°C.

Au fost realizați patru tipuri de electrozi notați cu literele A,B,C, și D conținutul de elemente din în-veliş fiind dat în tabelul 9.1.

Tabelul 9.1

Electrozi din stelit 6 înveliți cu strat conținînd grafit*

Înveliș	Marcajul epruvetelor			
	A	B	C	D
Volu _m silicat de sodiu in ml.	200	200	50	50
Grafit grame	20	30	20	30
Grosime înveliș mm	2	2	2	2

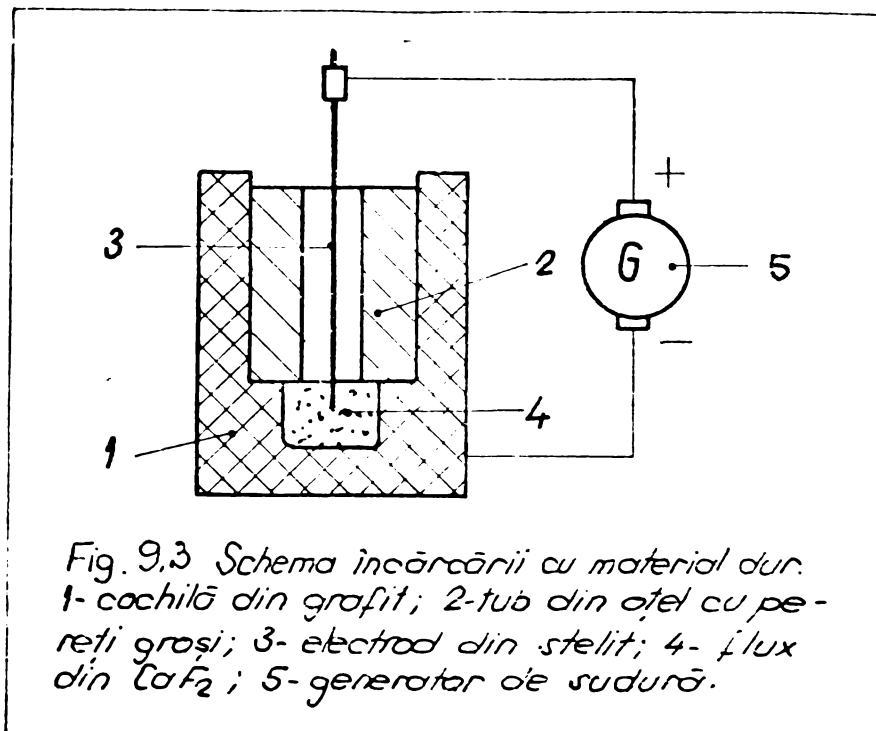
* Conținut in C = 1%

Electrozii astfel confecționați au fost uti-lizați pentru realizarea unor depuneri prin topire cu arc întreținut deasupra băii de zgură. Pentru realizarea depune-rilor s-a utilizat o cochilă din grafit în care s-a așezat un tub din oțel cu pereți groși cu diametrul interior de 20 mm.

Aranjamentul pentru depunere este reprezentat în figura 9.3.

Cochila din grafit este prevăzută la partea inferioară cu un buzunar în care s-a introdus pulbere din florură de calciu material ideal pentru zgură [66] cu rol de fluidizare și ionizare în vederea obținerii arcului elec-tric.

Cantitatea de fluorură de calciu a fost de $\frac{1}{3}$ din înălțimea tubului din oțel cu pereți groși. În timpul depunerii zgura topită trebuie să fie de cca. 10-15 mm grosime.



Arcul electric se amorsează în buzunarul din cochilă, căldura degajată topește fluorura de calciu care devine bună conducătoare, prin conducție ionică și curînd procesul trece în arc menținut deasupra băii de zgură. Diferența de densitate dintre stelit $8,5 \text{ kg/dm}^3$ și baia de zgură $2,5 \text{ kg/dm}^3$ face ca pe măsură ce se realizează depunerea, zgura să se ridice deasupra stelitului, care se solidifică treptat.

Florura de calciu utilizată a avut compoziția :

SiO_2	=	0,18 - 0,21 ;
Al_2O_3	=	0,20 - 0,25 ;
CaF_2	=	98,27 - 98,56 ;
Fe_2O_3	=	0,22 - 0,25 ;
CaO lib.	=	1,05 - 1,12 .

Cantitatea la o depunere 10 grame.

Electrozii din stelit au avut compoziția

chimică în procente următoare :

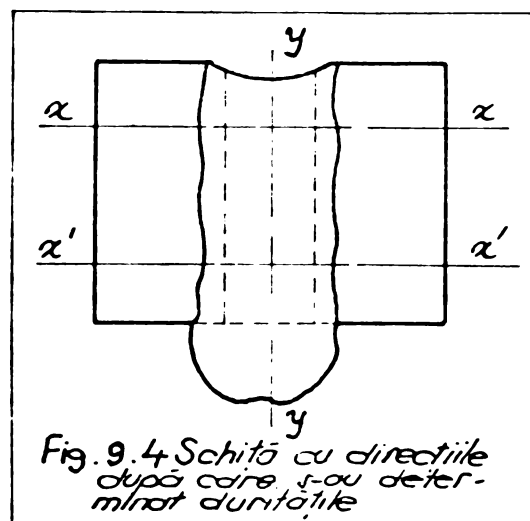
C = 1 %, Cr = 26-28 % ; W = 6 % ; Si = max. 1,5 %, Fe max. = 3 %, Co = rest.

Depunerea s-a efectuat cu un curent de 200-250 A la o tensiune de 20-22 V, polaritate inversă (+ la electrod) utilizându-se ca sursă de sudură, un generator fabricație AEG, cu caracteristică externă rigidă (generator pentru sudare în CO_2).

9.2.1. Variația durității depunerilor în funcție de conținutul variabil al grafitului din înveliș

Duritatea electrozilor din stelit cu care s-au efectuat probele în stare turnată au duritatea HRC = 38-42 unități. Din fiecare electrod (A, B, C și D) s-au executat câte 5 probe, care au fost secționate diametral determinându-se duritățile în axa probei $y - y$ și pe două linii paralele la două nivele $x - x$ și $x' - x'$ perpendiculare pe axa probei ca în schița din figura 9.4. Valorile măsurărilor efectuate pe depunerile efectuate cu cele patru tipuri de electrozi sînt date în tabelul 9.2 și 9.3, iar reprezentarea variației durităților în figurile 9.5 și 9.6.

Analizînd variația durității în probele notate cu A și B, probe care diferă prin conținutul de carbon în înveliș, se constată o diferență de duritate și anume, duritățile din proba B sînt mai mari decît cele din proba A, diferențe care se pun în legătură cu conținutul de carbon mai ridicat în proba B decît în proba A. La fiecare din epruve-



Variația durităților steliului 6 depus sub baie de zgură în tuburi cu pereți groși (fig. 9.5)

PROBA - A (media a 5 probe)							PROBA - B (media a 5 probe)							
Poz.	Ampr.	Durit. HV10	Linia	Poz.	Ampr.	Durit. HV10	Linia	Poz.	Ampr.	Durit. HV10	Linia	Poz.	Ampr.	Durit. HV10
1	0,300	205	1-2	33	0,195	488	2-2	1	0,340	160	1-2	33	0,195	488
2	0,300	206		34	0,205	441		2	0,330	170		34	0,190	541
3	0,320	181		35	0,200	464		3	0,300	206		35	0,165	681
4	0,300	206		36	0,205	441		4	0,300	206		36	0,300	206
5	0,330	170		37	0,335	165		5	0,290	220		37	0,310	193
6	0,330	170		38	0,350	151		6	0,285	228		38	0,320	181
7	0,320	181		39	0,355	147		7	0,200	464		39	0,300	206
8	0,215	401		40	0,355	147		8	0,195	488		40	0,290	220
9	0,215	401		41	0,360	143		9	0,200	464		41	0,300	205
10	0,220	383		42	0,355	147		10	0,195	488		42	0,320	181
11	0,215	401	2-2	43	0,210	420	2-2	11	0,195	488	2-2	43	0,200	464
12	0,210	420		44	0,200	464		12	0,195	488		44	0,200	464
13	0,210	420		45	0,200	464		13	0,195	488		45	0,195	488
14	0,215	401		46	0,200	464		14	0,210	420		46	0,195	488
15	0,220	420		47	0,200	464		15	0,290	220		47	0,200	464
16	0,330	170		48	0,205	441		16	0,310	193		48	0,200	464
17	0,330	170		49	0,205	441		17	0,320	181		49	0,195	488
18	0,335	165		50	0,210	420		18	0,290	220		50	0,200	464
19	0,340	160		51	0,210	420		19	0,300	205		51	0,195	488
20	0,340	160		52	0,210	420		20	0,320	181		52	0,195	488
21	0,340	160	3-3	53	0,200	464	3-3	21	0,340	160	3-3	53	0,190	541
22	0,300	205		54	0,200	464		22	0,290	220		54	0,180	572
23	0,310	193		55	0,200	464		23	0,280	236		55	0,180	572
24	0,310	193		56	0,200	464		24	0,305	199		56	0,175	605
25	0,310	193		57	0,195	488		25	0,295	213		57	0,180	572
26	0,305	199		58	0,195	488		26	0,310	193		58	0,185	542
27	0,310	193		59	0,180	572		27	0,280	236		59	0,160	724
28	0,205	441		60	0,175	605		28	0,185	542		60	0,170	642
29	0,205	441		61	0,170	642		29	0,195	488		61	0,170	642
30	0,205	441						30	0,200	464		62	0,170	642
31	0,200	464				31	0,195	488	63	0,160	724			

Variația durităților steliului 6 depus sub baie de
zinc în tuburi cu pereți grași (fig. 9.6)

PROBA-C (media a 5 probe)							PROBA-D (media a 5 probe)							
Rez.	Ampr.	Durit.	Linia	Rez.	Ampr.	Durit.	Linia	Rez.	Ampr.	Durit.	Linia	Rez.	Ampr.	Durit.
	μ	HVN			μ	HVN			μ	HVN			μ	HVN
1	0,320	181	1-2	33	0,310	193	2-2	1	0,330	170	1-2	33	0,200	464
2	0,335	155		34	0,310	193		2	0,340	160		34	0,200	464
3	0,340	160		35	0,240	322		3	0,335	165		35	0,195	483
4	0,330	170		36	0,250	297		4	0,335	165		36	0,320	181
5	0,330	170		37	0,190	541		5	0,210	420		37	0,320	181
6	0,330	170		38	0,195	483		6	0,205	441		38	0,330	170
7	0,320	181		39	0,200	464		7	0,205	441		39	0,300	206
8	0,310	193		40	0,195	483		8	0,210	420		40	0,310	193
9	0,210	420		41	0,200	464		9	0,205	441		41	0,320	181
10	0,210	420		42	0,200	464		10	0,200	464		42	0,340	160
11	0,205	441	43	0,340	160	11	0,205	441	43	0,210	420			
12	0,205	441	44	0,340	160	12	0,200	464	44	0,200	464			
13	0,205	441	45	0,350	151	13	0,200	464	45	0,205	441			
14	0,200	464	46	0,345	156	14	0,200	464	46	0,200	464			
15	0,205	441	47	0,350	151	15	0,200	464	47	0,200	464			
16	0,200	464	48	0,205	441	16	0,210	420	48	0,200	464			
17	0,205	464	49	0,200	464	17	0,320	181	49	0,200	464			
18	0,200	464	50	0,200	464	18	0,310	193	50	0,200	464			
19	0,205	441	51	0,200	464	19	0,300	206	51	0,190	541			
20	0,200	464	52	0,205	441	20	0,300	206	52	0,180	572			
21	0,200	464	53	0,205	441	21	0,355	147	53	0,185	542			
22	0,330	170	54	0,200	464	22	0,350	151	54	0,190	541			
23	0,330	170	55	0,200	464	23	0,355	147	55	0,190	541			
24	0,330	170	56	0,230	350	24	0,350	151	56	0,180	572			
25	0,340	160	57	0,195	483	25	0,355	147	57	0,180	572			
26	0,340	160	58	0,250	297	26	0,350	151	58	0,180	572			
27	0,340	160	59	0,195	483	27	0,350	151	59	0,180	572			
28	0,330	170	60	0,190	541	28	0,235	336	60	0,185	542			
29	0,340	160	61	0,190	541	29	0,205	441	61	0,185	542			
30	0,330	170	62	0,190	541	30	0,205	441	62	0,200	464			
31	0,330	170	63	0,180	572	31	0,205	441	63	0,140	945			
32	0,305	175	64	0,185	542	32	0,200	464	64					

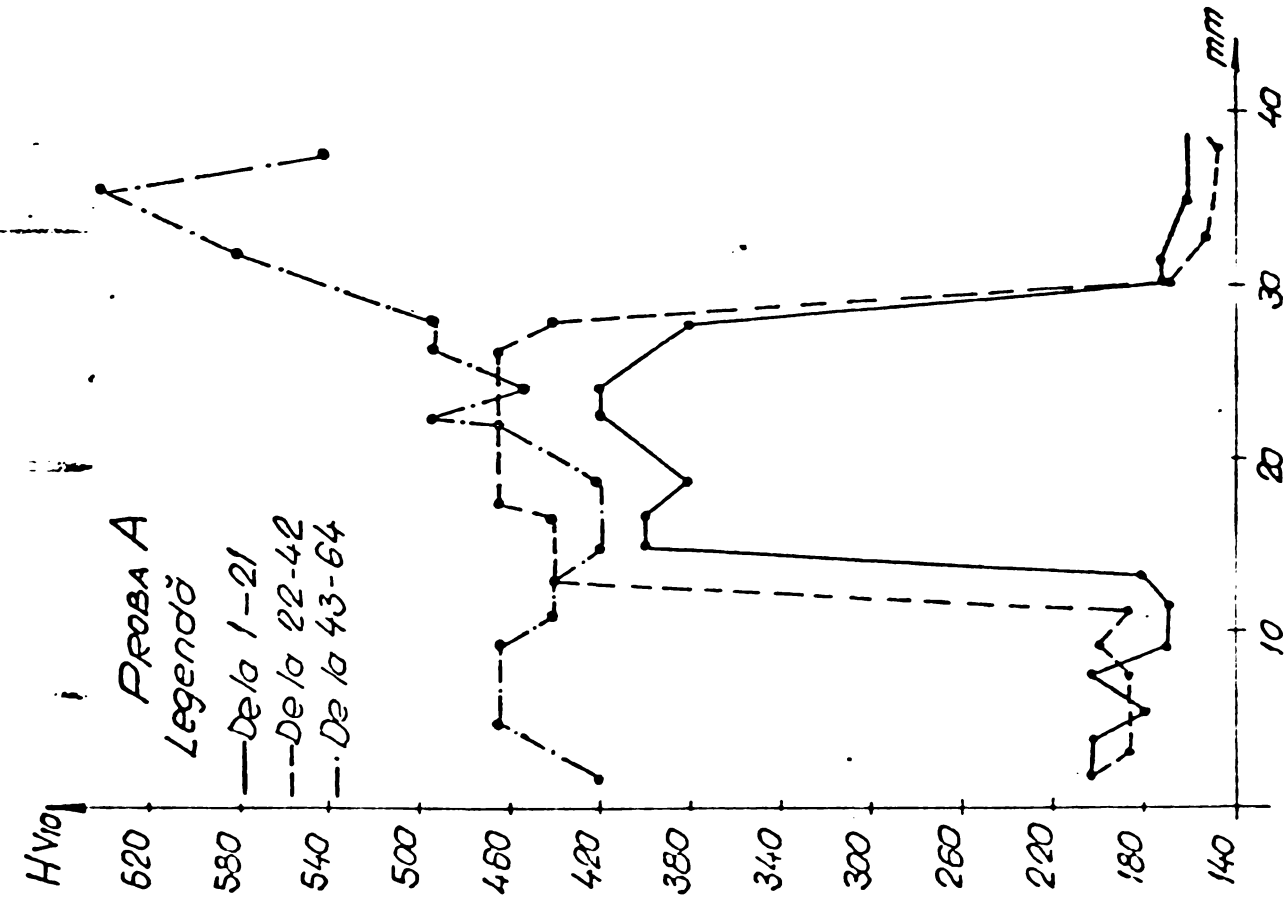
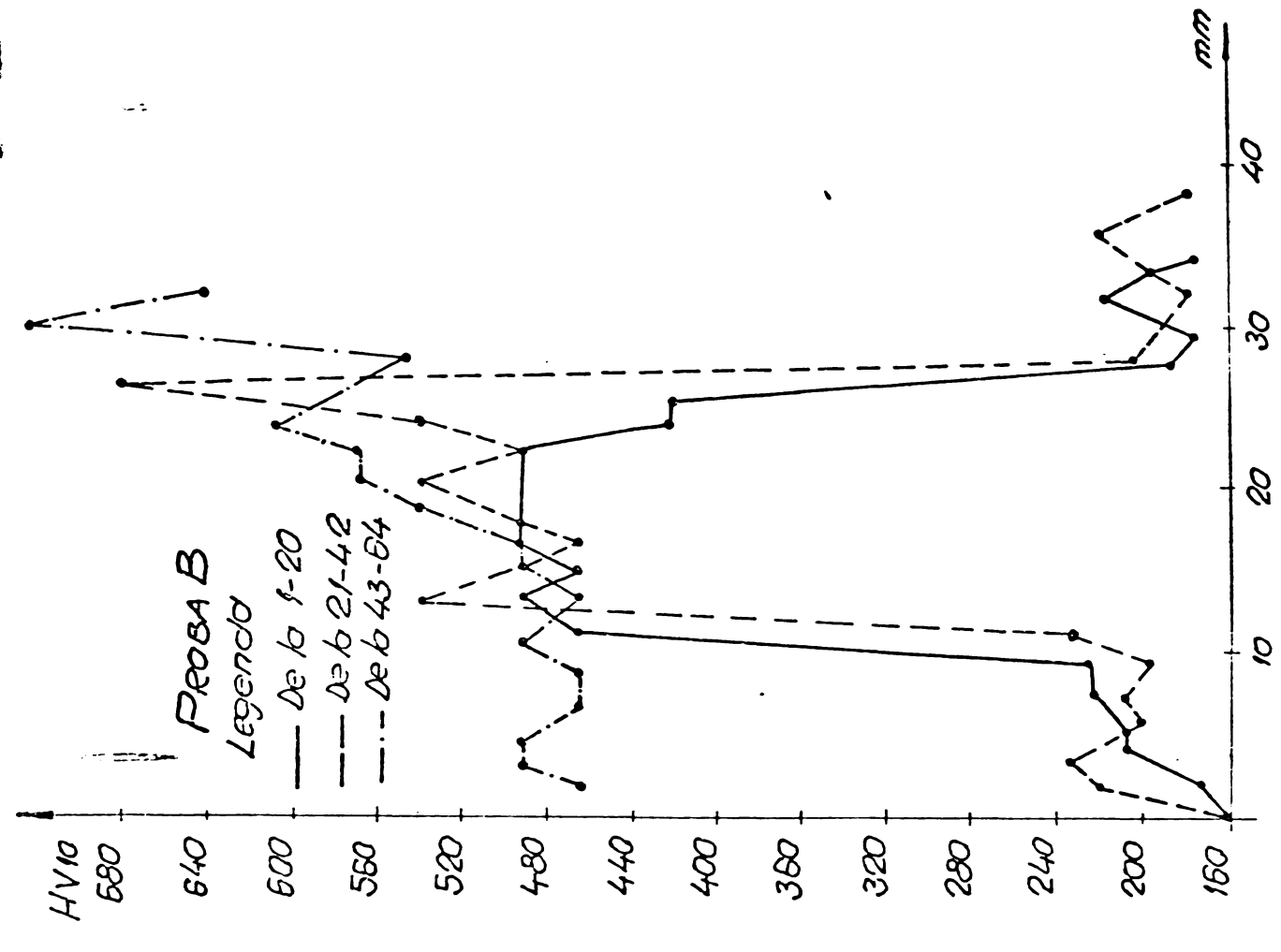


Fig. 9.5 Variația durițărilor în proba A și proba B

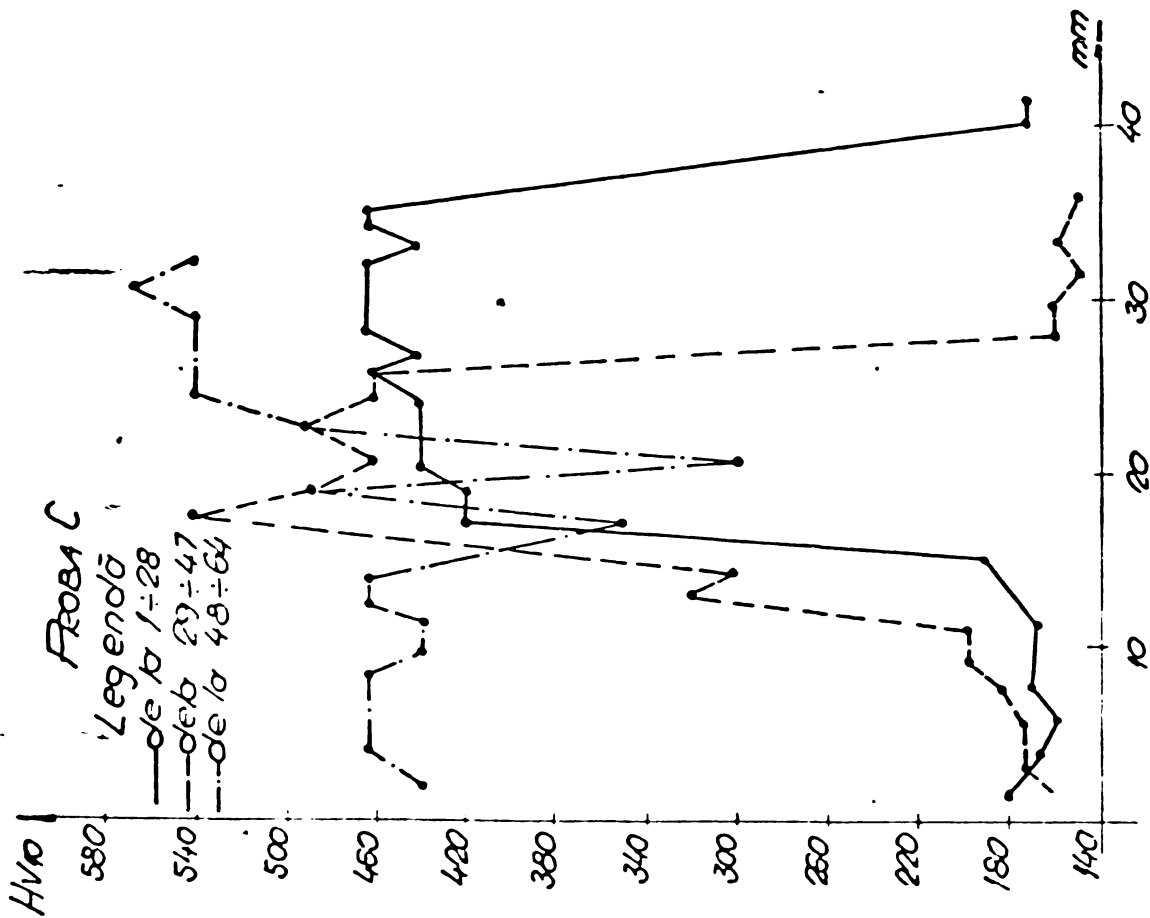
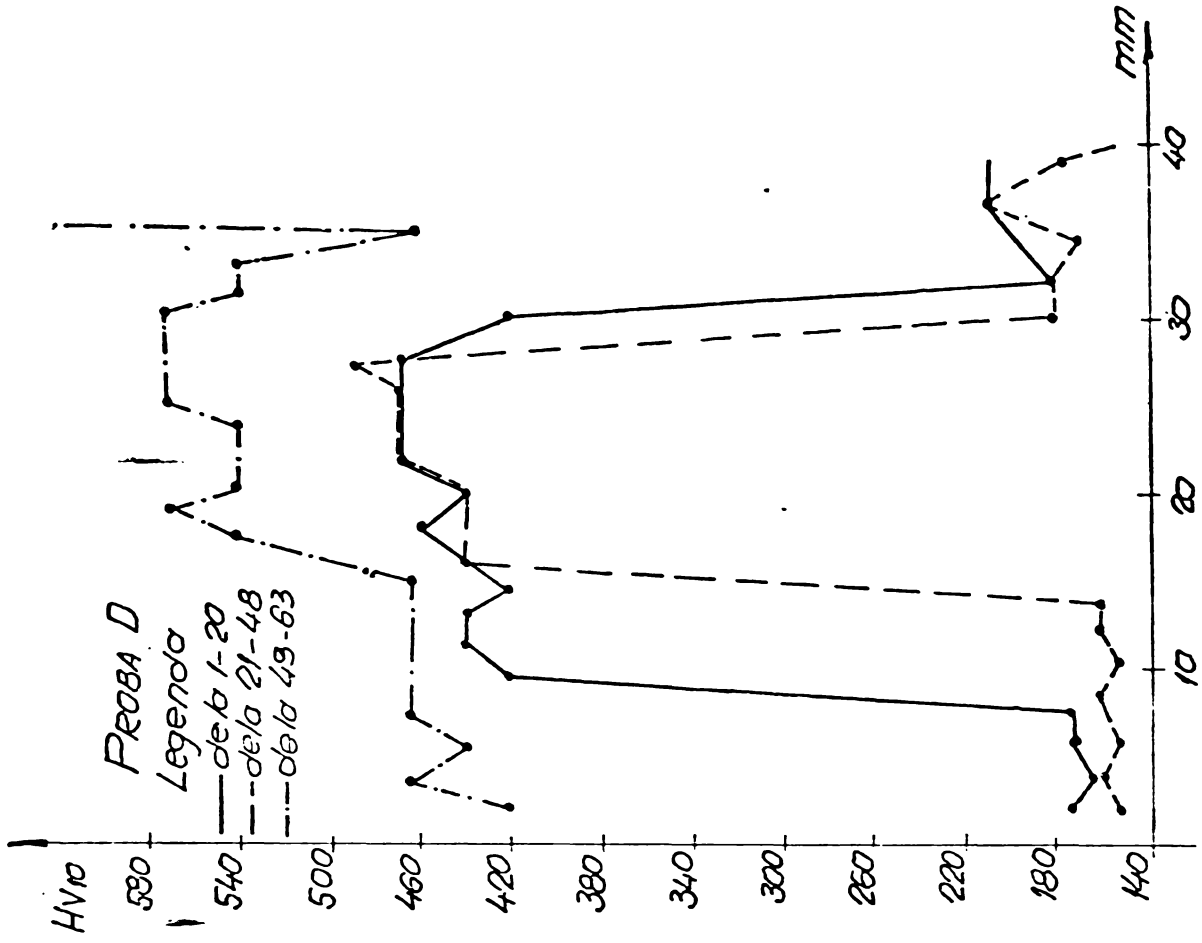


Fig. 9.6. Variația dunităților în proba C și proba D

te A sau B diferența de duritate dintre suportul în care s-a depus stelit (tubul din oțel) și metalul depus sînt pregnante. În direcție axială după axeley - y de sus în jos la toate epruvetele, duritățile cresc, atingîndu-se un maximum la capăt, zonă corespunzătoare buzunarului de amorsare a arcului și în care se formează zgura topită. Aceasta se explică prin preluarea de către stelitul topit, al carbonului din cochila de grafit. Deasemenca se observă că duritățile scad pe măsură ce ne îndepărtăm de locul de început al depunerii, fapt evidențiat de duritățile diferite pe liniile de luarea durităților $x - x$ și $x' - x'$ perpendiculare pe axa epruvetei $y - y$.

Constatări similare pot fi făcute și pentru grupurile de epruvete notate cu C și D diferențele de duritate fiind evidențiate pe axa epruvetei $y - y$.

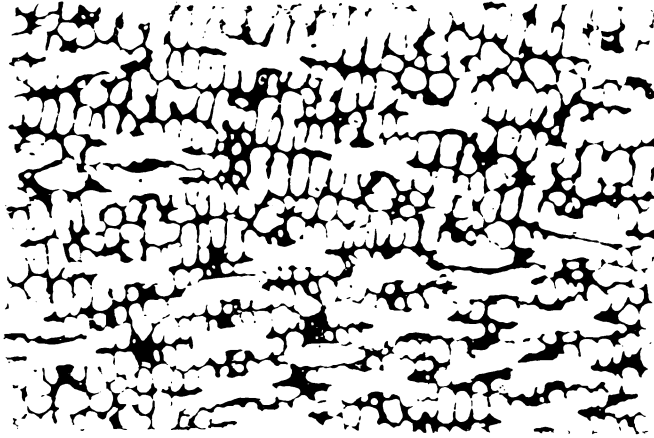
Experimentările s-au repetat, de data aceasta cu controlul conținutului procentual de grafit din învelișul electrodului de 5 mm diametru. Analiza chimică a electrodului a fost aceeași avînd conținutul de carbon de 1 %. Introducerea de grafit în înveliș va suplimenta conținutul de carbon din materialul depus prin sudare.

Au fost realizate patru tipuri de electrozi simbolizați cu cifrele 1, 2, 3 și 4, avînd conținut de carbon în înveliș, raportate la unitatea de volum de miez de electrod diferite astfel :

Electrodul 1	0,000 % C (electrod neînvelit)
Electrodul 2	0,404 % C
Electrodul 3	1,066 % C
Electrodul 4	3,620 % C

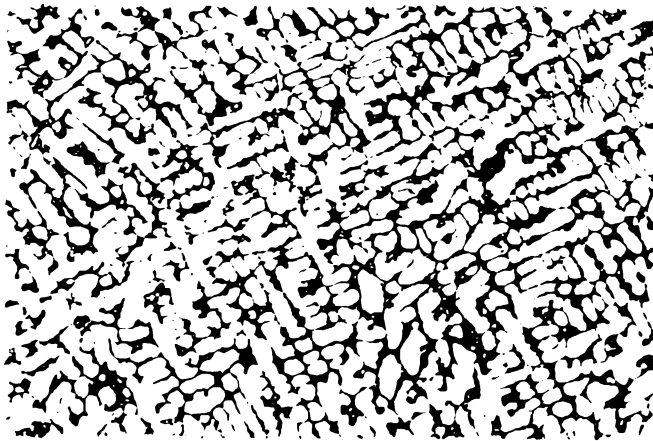
Cu astfel de electrozi în condițiile descrise deja, la un curent de 200 A și tensiune 30 V au fost realizate depunerile în tuburi cu pereți groși.

Din materialul depus s-au efectuat microstruc-turile corespunzătoare prezentate în figurile 9.7, 9.8, 9.9 și 9.10.



Atac : reactiv Murakami x 200

Fig.97. Epruveta 1. Microstructura depunerii

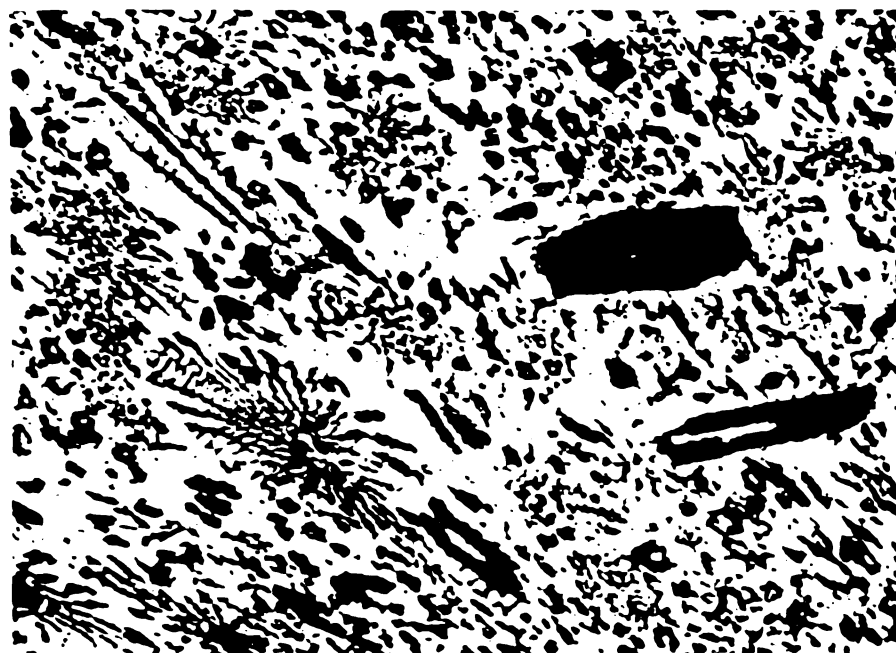


Atac : reactiv Murakami x 200

Fig.98. Epruveta 2. Microstructura depunerii.

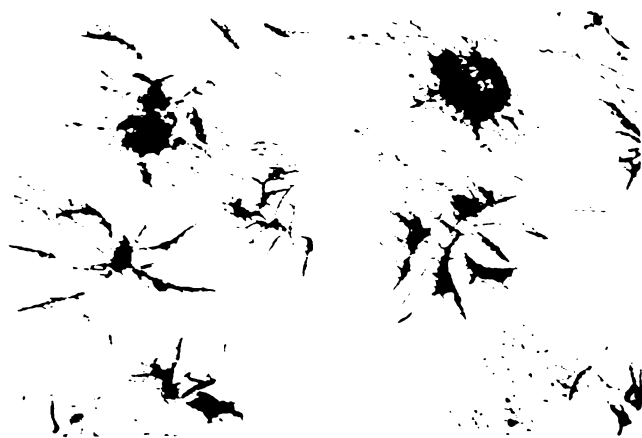


Atac : Murakami la cald x 100



Atac : Murakami la cald x 100

Fig. 9.9. Epruveta 3. Structuri metalografice



Neatacat

x 200



Atac : Murakami la cald x 200

Fig.9.10. Epruveta 4. Aspectul microstructurii în stare neatacată și atacată cu reactiv Murakami. Separări de grafit.

- Se remarcă următoarele aspecte :

Epruveta 1 - Conținutul de carbon în electrodul neînvelit cu 1 % C dă depuneri la care conținutul de eutectic se apreciază la 30 %, restul masei de bază cu structură dendritică pe bază de cobalt. Microduratea HV 0,050 obținută a avut valori de 763-798 HV respectiv 45 unități HRC.

Epruveta 2 - Electrodele folosite care au un conținut de carbon în înveliș de 0,40 % conduc la depuneri în care structura se finisează, eutecticul crescut la cca. 50 % se găsește într-o masă dendritică. Duritatea obținută este crescută la 876 - 966 HV respectiv 59 unități HRC. Introducerea carbonului în înveliș schimbă pregnant structura aliajului și duritatea acestuia.

Epruveta 3 - Electrodele utilizate au un conținut de carbon în înveliș de 1,066 %. Introducerea unei cantități mari de grafit, în înveliș a condus la apariția unei structuri microscopice, deosebite, constând dintr-un număr mare de carburi, disperse în toată masa dendritică. Uneori carburile sînt mari, de formă paralelipipedică și aciculară. Duritatea obținută este maximă 1509-1608 HV respectiv cca. 62 HRC.

Epruveta 4 - În învelișul electrodului s-a introdus cantitate mare de grafit de 3,62 %. Structura de la epruveta 3 se întîlnește și aici, dar din cauza cantității mari de grafit, acesta n-a mai putut fi asimilat creîndu-se astfel insule de grafit nedisolvate în soluția solidă dendritică. Ca urmare a existenței acestor insule ca și a carbonului parțial fixat în carburi s-au creat zone mai moi, duritatea obținută fiind de 1337-1419 HV respectiv 57 unități HRC.

Se trage concluzia clară că introducerea unei cantități mari de carbon în înveliș duce la neasimilarea lui în materialul depus, cu consecințe negative privind duritatea. De asemenea, variînd conținutul de carbon în înveliș putem obține material depus cu durități variabile după dorință într-o plajă de cca. 15 unități.

9.3. Alierea suplimentară sub flux ceramic și în baie de zgură. Microstructuri

Așa cum s-a arătat la 9.2, realizarea unor învelișuri pe electrod turnat, în care s-a introdus grafit în cantități diferite a permis să se obțină structuri de stelit variate, avînd durități diferite. Varierea conținutului de carbon în înveliș a permis ca pentru baghete cu aceeași com-

poziție chimică să se obțină depuneri a căror durități să difere cu cca.10 - 15 unități Rockwell.

Această situație ne permite, ca utilizând aceleași baghete turnate să obținem prin aliere sub flux topit (zgură) tipuri de stelite cu proprietăți antiuzură diferite.

Realizarea învelișurilor cu grafit, presupune efectuarea unor operațiuni destul de laborioase (măcinarea grafitului, prepararea învelișului omogen, depunerea acestuia de grosime uniformă, calcinare, etc.).

Datorită acestui fapt s-a încercat alierea în baie de zgură, zgura fiind realizată din fluorură de calciu CaF_2 sub formă de pulbere în care s-a introdus pulbere din grafit în proporții diferite. Amestecul mecanic al celor două componente, s-a omogenizat bine. Din acest amestec s-a utilizat pentru fiecare compoziție realizată, aceeași cantitate (de exemplu 10 grame).

Pentru depunere s-a utilizat electrodul din stelit neînvelit, cu același conținut de carbon care s-a topit în zgura formată din amestecul de fluorură de grafit, metoda fiind aceeași ca la 9.2.

S-au confecționat astfel epruvete marcate cu literele E + H. Compoziția electrodului a fost :

C = 1 % ; Cr = 28 % ; W = 5 % ; Si max.=1,5 % ; Fe max.=3% ;
Co = rest.

S-a utilizat aceeași fluorură de calciu (CaF_2) ca la 9.2, cu pulbere din grafit de granulație foarte fină (\sim 3 microni).

Epruvetele au fost realizate astfel :

Epruveta E = stelit depus sub flux din fluorură de calciu fără grafit ;

Epruveta F = stelit depus sub flux din fluorură de calciu (CaF_2) 97 % și 3 % grafit ;

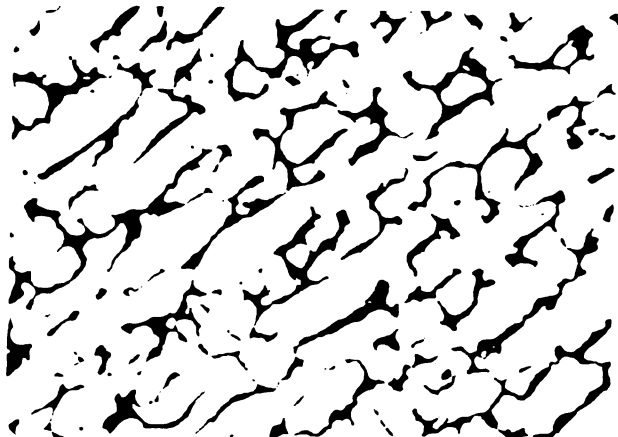
Epruveta G = stelit depus sub flux din fluorură de calciu (CaF_2) 95 % și 5 % grafit ;

Epruveta H = stelit depus sub flux din fluorură de calciu (CaF_2) 80 % și 20 % grafit.

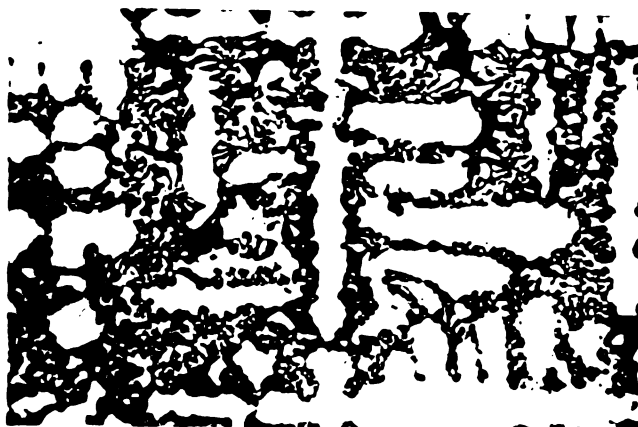
S-a lucrat cu un curent de 200-250 A la o tensiune de 20 - 22 V, polaritate inversă (+ la electrod) -

utilizându-se un generator de sudură fabricație AEG.

In figura 9.11 ; 9.12 ; 9.13 și 9.14 sînt reprezentate microstructurile obținute.



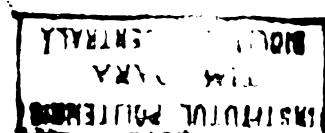
Atac : Murakami x 100
Fig.9.11. Epruveta E. Microstructura depunerii



Atac: Murakami x 100
Fig.9.12. Epruveta F. Microstructura depunerii



Atac: Murakami x 100
Fig.9.13. Epruveta G. Microstructura depunerii





Atac : Murakami x 100
Fig.9.14. Epruveta H. Microstructura depunerii

Se remarcă următoarele :

Epruveta E - Structura la depunere sub flux fără grafit e constituită din dendrite de soluție solidă și o proporție redusă de eutectic. Microduratea determinată cu 50 grame a dat valori de 402 HV reprezentând cca.40 unități HRC.

Epruveta F - Structură constituită din cca.70% soluție solidă (dendrite) și cca.30 % eutectic. Microduratea obținută este 523 HV, aproximativ 49 unități HRC.

Epruveta G - Structură constituită din cca.50% soluție solidă (dendrite) și 50 % eutectic. Microduratea obținută 482 HV, aproximativ 47 unități HRC.

Epruveta H - Carburi aciculare și poliedrice grosolane într-o masă de carburi mărunte. Microduratea obținută 548 HV aproximativ 51 unități HRC.

Intre masa de bază și eutectic diferențele de microdurate sînt mici (469-512).

Din materialul încărcat, utilizînd fluxul din CaF_2 în care s-a introdus grafit, prin găurire cu burghiu Widia s-a extras șpan și s-a făcut analiza chimică. Cunos-cînd conținutul procentual al grafitului introdus, s-a de-terminat graficul, reprezentînd variația conținutului de carbon din depunere în funcție de cantitatea procentuală de grafit introdusă în flux (fig.9.15). Se observă variația liniară a trecerii carbonului din flux (zgură) în materialul depus ca și în cazul manganului [5, 7].

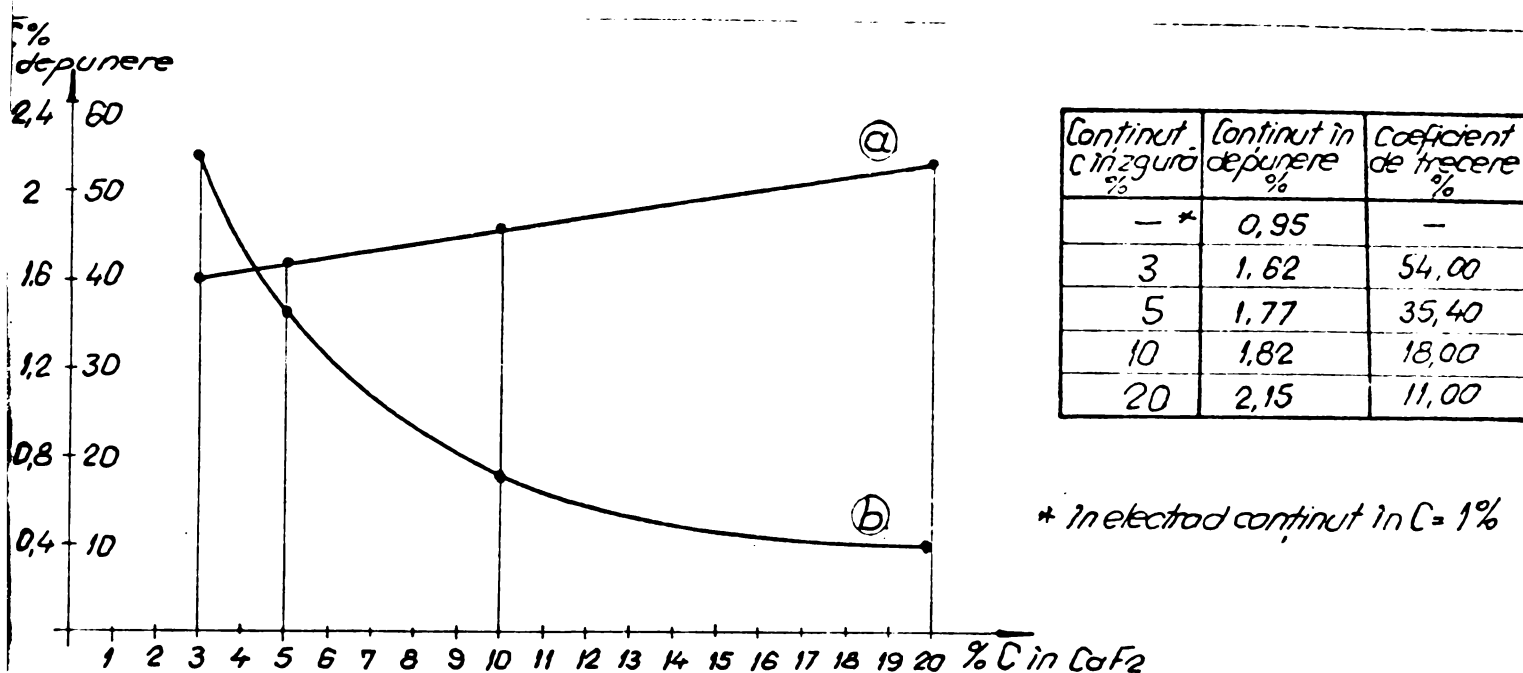


Fig. 9.15 Variația conținutului de carbon în depunere prin aliere suplimentară a electrodului cu 1% C cu flux din CaF₂ și pulbere din grafit (curba a).
 Variația coeficientului de trecere (curba b.)

Variația coeficientului de trecere este exponențială. Trecerea carbonului din flux se păstrează constantă peste procentul de 20 % grafit introdus în fluxul din fluorura de calciu. Cercetări ulterioare au confirmat această situație.

**10. INCERCARI DE LABORATOR ASUPRA PROPRIETA-
 TILOR ANTIABRAZIVE ALE MATERIALELOR ;
 STABILIREA FACTORILOR DE MERIT PENTRU
 DIFERITE STRUCTURI METALOGRAFICE OBTINUTE
 PRIN ALIERE SUPLIMENTARA**

Preocupările pentru îmbunătățirea comportamentului la uzare a unor materiale, sînt îndreptate în special pentru clarificarea următoarelor aspecte :

- determinarea cît mai corectă a factorilor ce determină uzarea. Cînd uzarea este determinată de mai mulți factori simultan, se caută a se determina determina-

rea factorului preponderent și a influenței celorlalți factori ;

- determinarea formelor de uzare și determinarea factorilor ce le determină ;

- determinarea celor mai indicate materiale ale căror proprietăți le conferă rezistență la uzură ;

- perfecționarea metodelor de testare în laborator pentru simularea cât mai corectă a condițiilor reale de uzare și alte preocupări specifice [18,35,36,65,119,118] .

Din practica îndelungată a unor întreprinderi străine cât și din experiența întreprinderilor și institutelor românești ce se ocupă cu probleme de uzare și combaterea ei, se știe că nu totdeauna testele de laborator pot reproduce întocmai condițiile reale din exploatare. Aceasta se datorește dificultăților de reproducere la scară mică a condițiilor reale, a complexității aparaturii și a costurilor ridicate a acesteia. La acestea se adaugă și necesitatea asigurării unei operativități ridicate în stabilirea celor mai indicate metode de adoptat pentru creșterea durabilității pieselor uzate. În majoritatea cazurilor testele de laborator trebuie să primească atestarea numai după ce rezultatele sînt confirmate de exploatare.

Cu toate acestea testele de laborator constituie un factor prețios indicativ, care permite în primă fază să se primească informații (chiar dacă nu complete) asupra materialului testat.

Numeroase firme și-au dezvoltat pentru anumite tipuri de uzuri mașini și dispozitive de testări la uzare [88] , necesitînd un anumit tip de epruvetă de anumite dimensiuni, care să reproducă cât mai bine condițiile de teren. Acest lucru este însă deosebit de greu de realizat. Aprecierea rezistenței la uzură se face prin măsurarea urmelor lăstate pe piese de discuri rotite și apăsate cu anumită forță pe piesă sau prin determinarea prin cîntărire de precizie a pierderii de greutate ale epruvetelor testate. Sînt și alte sisteme, dar cel mai comod mijloc este cel al cîntăririi.

Pentru încercări asupra stelitelor, avînd în vedere duritatea lor și rezistența la abraziune am ales metoda de apreciere a uzării prin cîntărire. În acest scop am

realizat un aparat simplu de testare a cărei schemă principială este redată în figura 10.1 și fotografia 10.2.

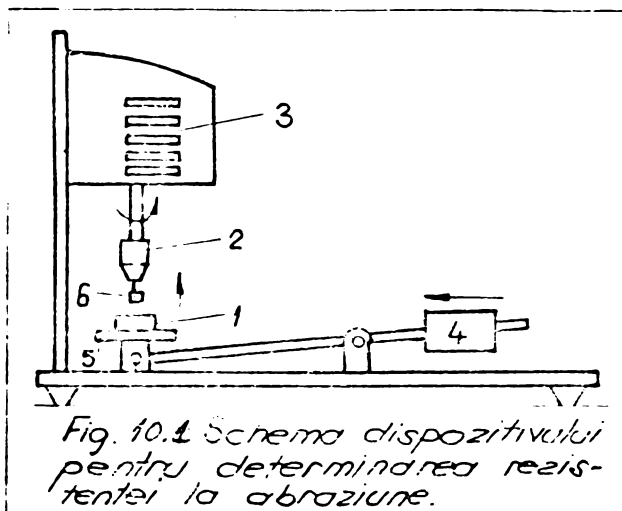


Fig. 10.1 Schema dispozitivului pentru determinarea rezistenței la abraziune.

Proba 1 se fi-

xează pe o placă cu ajutorul unui sistem de prindere, sistem minghină. Placa 5 este deplasată pe verticală sub acțiunea greutății 4, montată pe o tijă formînd o pîrghie de ordinul întîi. În funcție de poziția greutății 4, rezultă forța

de presare a probei pe abrazorul 6 din carbo-

rund prins în mandrina 6 și rotit de motorul 3, alimentat de la rețeaua electrică de 220 V. Motorul asincron are puterea de 300 W și turația de 2500 ture/minut. Greutatea G este 1,5 kgf.

Diametrul abrazorului 6 este de 2,5 mm, forța de presare maximă dezvoltată de greutatea 4 pe abrazor este de 3 kg.

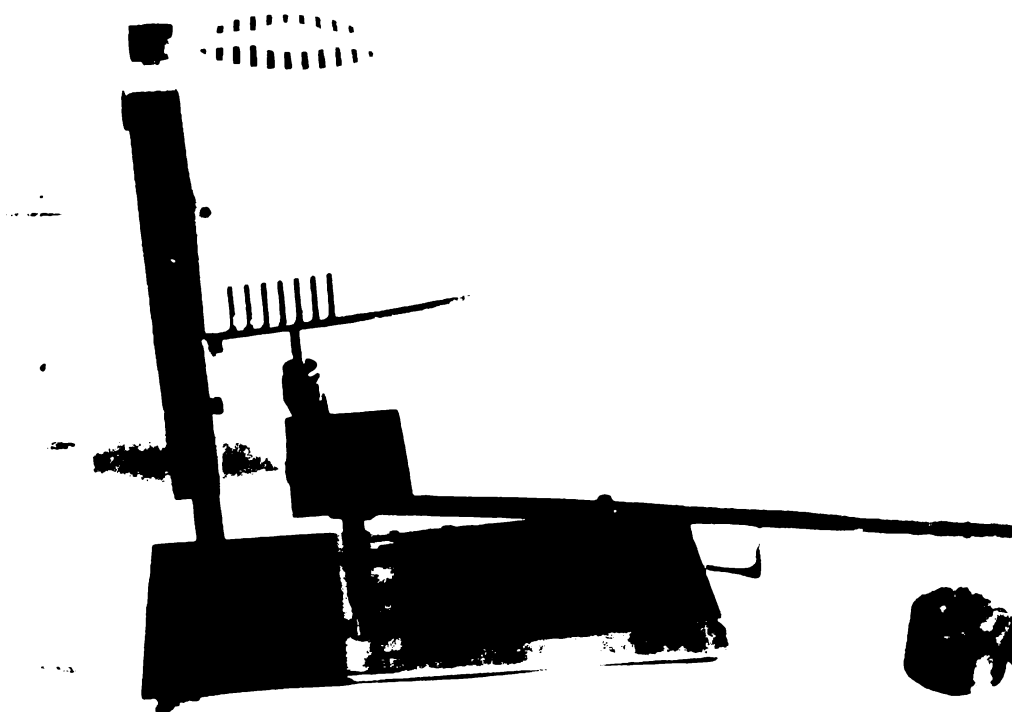


Fig. 10.2. Aparat de testare la uzare.

10.1. Epruvete încercate și mijloace utilizate

Pentru determinarea comportării la uzură a stelitelor aliate suplimentar cu carbon s-au confecționat epruvete de formă prismatică ușor de prins în sistemul menghină cu care este dotat aparatul. Epruveta s-a poziționat astfel încât planul ei să fie perpendicular pe direcția abrazorului. Pentru fiecare probă testată s-a întrebuințat un abrazor nou de aceeași dimensiune și aceeași calitate, astfel încât uzura să nu fie influențată de forma abrazorului (după uzura acestuia). Greutatea pe pârghia aparatului a fost poziționată astfel încât presiunea specifică a abrazorului pe epruvetă să fie 50 daN/cm^2 .

Toate epruvetele s-au testat în aceleași condiții.

Pentru determinarea pierderii ponderale ale epruvetelor s-a utilizat balanța de precizie, electrică tip " Sartorius " care permite determinarea zecimilor de miimi de greutate.

Numărul de epruvete din același material testat, a fost de cinci epruvete, astfel că rezultatele reprezintă media a cinci valori.

Au fost efectuate măsurători pe un număr de două oțeluri din care s-au confecționat matrițe și patru tipuri de stelit 4 aliat suplimentar ale căror structuri metalografice s-au prezentat în capitolul 9, figurile 9.7 ; 9.8; 9.9 și 9.10.

10.2. Mărimea uzurii în funcție de duritate și structură

Media măsurătorilor efectuate pe câte 5 epruvete din fiecare sort de material testat sînt date în tabelul 10.1, măsurătorile făcîndu-se după fiecare oră.

Reprezentarea grafică a uzurilor de timp, este dată în diagrama din figura 10.3.

Analizînd această diagramă se observă clar poziția ocupată de un oțel de scule de 51-52 HRC duritate și oțelul C120 de 58-60 HRC unități de duritate, față de alia-

Tabelul 10.1
 Uzura probelor din stelit 4 aliat
 și oțelurile de matrice

Proba	Materi- al	Pierdere în greutate (uzură) în grame după:											
		1 oră			2 ore			3 ore			4 ore		
		G1	G2	G1-G2	G1	G2	G1-G2	G1	G2	G1-G2	G1	G2	G1-G2
1	Stelit	14,2523	14,2283	0,0240	14,2183	14,1753	0,0430	14,1753	14,1105	0,0648	14,1105	14,0129	0,0976
2	Stelit	13,9378	13,9326	0,0050	13,9177	13,9151	0,0026	13,9177	13,8946	0,0231	13,8946	13,8831	0,0115
3	Stelit	9,0743	9,0695	0,0048	9,0605	9,0605	0,0000	9,0605	9,0530	0,0075	9,0530	9,0509	0,0021
4	Stelit	6,4027	6,3946	0,0081	6,3771	6,3771	0,0000	6,3771	6,3498	0,0273	6,3498	6,3168	0,0330
5	Cr-20	4,3330	4,3204	0,0126	4,3204	4,2950	0,0254	4,2950	4,2570	0,0380	4,2570	4,2080	0,0490
6	Oțel scurs Wilford	13,3046	13,2909	0,0137	13,2909	13,2646	0,0263	13,2646	13,2216	0,0430	13,2216	13,1616	0,0600

jale de tip stelit. Se observă variația aproximativ liniară în timp a uzurii și superioritatea aliajelor de tip stelit. Se apreciază o uzare aproximativ cantitativ dublă a oțelurilor de scule, comparativ cu stelitele de duritate similară.

Duritatea stelitelor și oțelurilor testate la uzare este dată în tabelul 10.2.

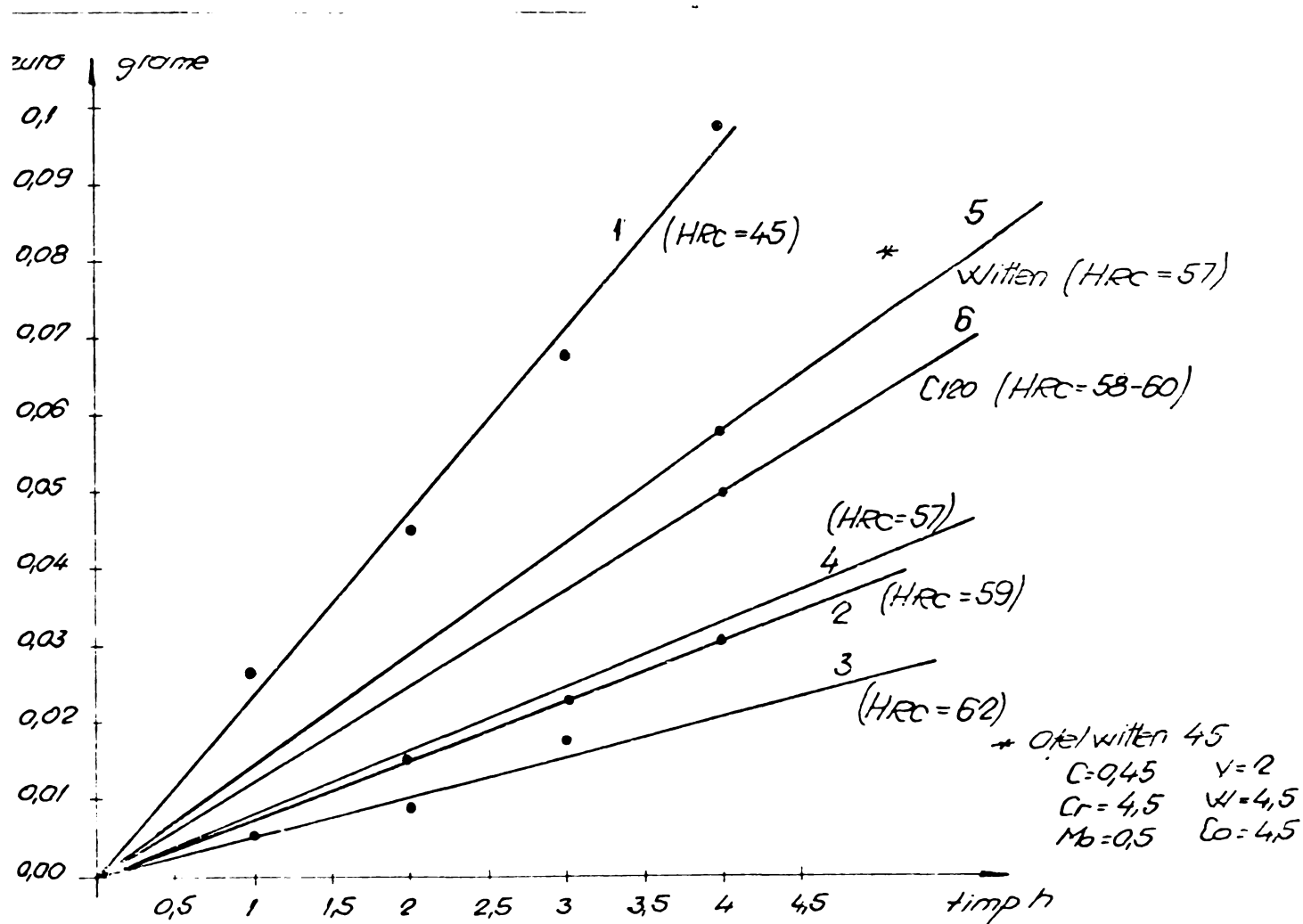


Fig. 10.3. Reprezentarea grafică a uzurii (pierdere de greutate) a epruvetelor din stelit

Din analiza rezultatelor obținute la uzare se pot trage următoarele concluzii :

- duritate mare a aliajelor și oțelurilor constituie proprietatea care asigură rezistență la uzură ;
- stelitele sînt net superioare oțelurilor de scule ;
- uzarea stelitelor cu 50 % mai mică decît a

Tabelul 10.2

*Duritatea epruvetelor din stelit aliat
suplimentar și a oțelurilor de scule*

bba	Materi- aj	Conf. C% in elect	Conf. C% in invelis	Mărime amp. 1	HV30	Mărime amp. 2	HV30	Mărime amp. 3	HV30	Mărime amp. 4	HV30	Medie amp. 1-4	HV30	HRC
1	Stelit	0,90	-	0,350	454	0,350	454	0,345	467	0,345	467	0,347	458	45
2	Stelit	0,90	2,5	0,290	661	0,275	736	0,275	736	0,320	543	0,29	669	58
3	Stelit	0,90	16,5	0,265	792	0,270	763	0,270	763	0,270	763	0,268	470	62
4	Stelit	0,90	27,38	0,290	661	0,235	685	0,290	661	0,290	661	0,276	667	57
5	oțel C120	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	51-52
6	oțel scule	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	58-60

oțelurilor de scule, este în concordanță cu coeficientul de frecare al acestora, comparativ cu oțelurile de scule (stelitele au coeficient de frecare egal cu aproximativ 50 % din coeficientul de frecare al oțelurilor normale).

Testele de laborator au fost confirmate în exploatare.

11. REALIZAREA DE MATRITE PRIN DEPUNERE CU ARC INTRETINUT DEASUPRA BAII DE ZGURA

11.1. Principiul metodei

Problema pusă este de a depune prin sudare într-un suport de formă tubulară cu pereți groși (suportul constituind de fapt suportul matriței) un material de înaltă calitate din punct de vedere al proprietăților mecanice și de rezistență la uzare. De preferință materialul suport trebuie să îndeplinească condițiile minime de rezistență pe durata de rezistență a materialului activ, să nu sufere deformații permanente și să fie ieftin. Materialul activ, care în cazul de față este stelitul, trebuie să îndeplinească condiția de rezistență la uzură în primul rând, rezistența

mecanică și să fie depus în cantitate cât mai mică, dar suficientă pentru a se realiza partea activă a matriței. Forma matriței trebuie să fie astfel concepută încât pierderile de material activ și scump să fie minime.

Materialul de adaos necesar realizării matrițelor cu stăruie realizabil în țară în această etapă, se prezintă sub formă de baghete (vergele) cu dimensiunea minimă realizabilă în condiții de turnare bună de 4,5 - 6 mm diametru și lungimi de pînă la 400-450 mm maximum.

Forma matriței de extrudare ca și forma de prezentare a electrozilor ne conduce la soluții tratate deja la capitolul 4. Nu mă voi ocupa de soluția matriței din două bucăți despre care s-a tratat în capitolul 4, ci de soluția de realizare a matriței dintr-o singură bucată mai interesantă reprezentînd o noutate tehnică, atît matrița cît și procedeul de realizare.

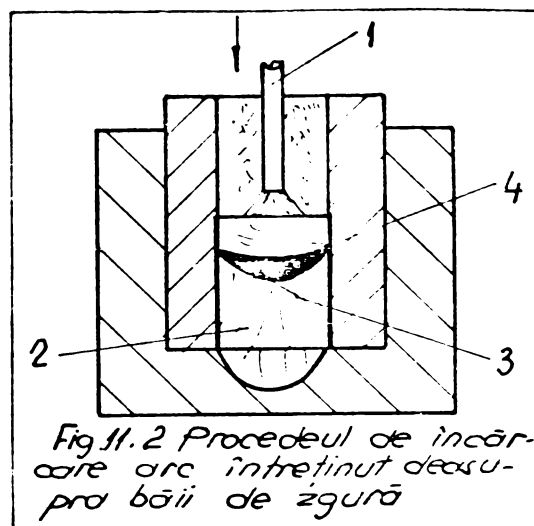
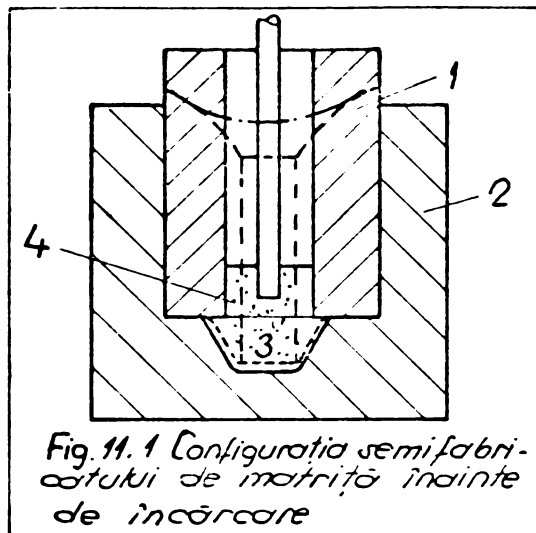
Prin realizarea semifabricatului de matriță e necesar a se umple interiorul piesei cu pereți groși cu material rezistent la uzură (de tip stelit). Pentru aceasta piesa cu pereți groși 1, s-a montat într-o cochilă din grafit 2, prevăzută la partea inferioară cu un buzunar de amorsare 3, a procesului. Configurația cochilei și piesei cu pereți groși este redată în figura 11.1.

La fundul piesei tubulare, în buzunarul de amorsare și pe $\frac{1}{4}$ - $\frac{1}{5}$ din înălțimea piesei se introduce fluorura de calciu 4, de puritate ridicată (CaF_2 peste 98 %).

Fluorura poate fi utilizată fără adaosuri cînd dorim ca materialul depus să aibă aceeași structură ca cel din electrod, sau se poate introduce praf din grafit (amestecul trebuie să fie foarte omogen) cînd dorim ca materialul depus să aibă o structură care să dea o duritate ridicată.

Se lucrează în curent continuu cu electrodul legat la polul pozitiv (polaritate inversă) dar rezultate bune se obțin și în curent alternativ (deși electrodul este neînvelit).

Forma brută a matriței după depunerea materialului activ este reprezentată în figura 11-1 cu linie-punct, iar cu linie-linie forma matriței finite. Se poate remarca cu ușurință că la prelucrare se pierde puțin material, forma piesei brute fiind apropiată de forma finală a matriței.



Procesul de depunere arc întretinut deasupra băii de zgură, începe cu scurtcircuitarea electrodului din stelit în cochila din grafit pe fundul buzunarului. Arcul electric, care rezultă cu ușurință topește fluxul din fluo- rura de calciu asemănător ca la sudarea sub flux, și apoi, când vârful electrodului ajunge în fluxul topit procesul trece temporar prin faza sudare în baie de zgură, după care prin topire în continuare electrodul ajunge deasupra fluxu- lui topit. Arcul electric se stabilește între vârful elec- trodului și baia de zgură lichidă devenită bună conducătoa- re. În figura 11-2 este reprezentat schematic procedeul. În figură 1 este electrodul, 2 este metalul depus și solidificat, 3 metalul lichid, 4 zgura, 5 arcul electric, 6 gaze degajate din zgura topită.

Picăturile ce se formează prin topirea elec- trodului se desprind de electrod, parcurg baia de zgură for- mînd la baza acestuia o baie de metal topit, care se solidi- fică treptat pe măsura topirii electrodului. După cum se știe din literatura de specialitate [29,47,48,84,91,121], la su- darea cu baie de zgură arcul electric electrod-baie de zgură trebuie evitat, deoarece duce la defecte ale cusăturii suda- te. În cazul de față arcul electric, dimpotrivă este utili- zat folositor pentru topirea metalului electrod, menținerea zgurei în stare topită și topirea marginilor metalului de ba- ză.

Zgura îndeplinește un rol multiplu. Sub acțiunea zgurei supraîncălzită se topesc marginile piesei cu pereți groși pe o adâncime mică (sub 2 mm), servește tranzițului picăturilor provenite de la electrod, formează la baza ei o baie de metal topit cu suprafață izotermă căreia-i asigură o solidificare liniștită ; deasemenea creează o izolare a materialului topit de acțiunea nocivă a mediului atmosferic. Dacă în zgură introducem elemente de aliere, materialul depus primește o compoziție diferită de materialul de electrod.

În lucrarea de față a fost tratată alierea materialului de electrod cu grafit (carbon), dar alierea cu alte elemente este deasemenea posibilă. Deși volumul băii de zgură este redus, înmagazinarea de energie se face mai lent și se cedează mai lent și mai uniform decât în cazul sudării cu arcul electric (la diametre mai mari ale golului suportului încărcarea cu arc nu se mai poate aplica). Interpunerea băii de zgură permite de asemenea depunerea de material în volume mari cu un singur sau multiplu de electrozi poziția acestora față de ajutoraj, pierzându-și importanța.

Folosirea fluorurii de calciu în procent mai mare de 92 % asigură conductibilitatea zgurei, prin fluiditatea la temperaturi înalte, permite trecerea ușoară a picăturilor din electrod la piesă, îmbunătățește stabilizarea procesului de sudare prin starea de ionizare ce o creează în cavitatea piesei de sudat. Piese de formă și cu goluri simetrice prezintă avantaje la încărcare prin acest procedeu, avantaje determinate de repartiția simetrică a tensiunilor introduse prin sudură, ceea ce asigură deformări minime pendente nu de piesă ci de schimbarea poziției centrale a electrodului.

Fluorura de calciu având fluiditatea ridicată reduce acțiunea de dezvoltare a gazelor în metalul depus [70]. De asemenea, trebuie arătat că fluorura de calciu are acțiuni de reducere a conținutului de sulf și de reducere a incluziunilor din materialul provenit din electrod care sînt reținute în zgură în perioada trecerii picăturilor prin ea. Materialul depus are în concluzie o puritate ridicată [35, 47, 60, 61, 81, 125] .

Interesante sînt fenomenele care se petrec

deasupra băii de zgură : picăturile de metal ce se formează din electrod sînt supuse (la arc lung) la acțiunea forțelor gravitaționale și celor datorită cîmpurilor magnetice [70, 125], care provoacă deplasarea picăturilor de metal topit spre piesă. De asemenea în arc se formează presiuni care împing picăturile spre piesă [70, 129]. Acestea sînt determinate de oxidarea carbonului din electrod cu formarea unor bule de gaz mai ales oxid de carbon. Lucrări efectuate de diverși autori au arătat că dimensiunile picăturilor sînt cu atît mai mici cu cît conținutul în carbon al picăturilor este mai mare [95]. Presiunea ridicată din incinta în care arde arcul electric împiedică pătrunderea elementelor nocive din atmosferă în zonă, care înrăutățesc proprietățile metalului depus (oxidarea cromului, arderea carbonului etc.).

Pe de altă parte, fenomenele de combinare a fluorului de calciu, de exemplu reacția cu apa conținută în ea sau mai ales cu bioxidul de siliciu sau cu alumine dacă le conține chiar în cantități mici, conduc la formarea de fluoruri volatile ce înconjoară vîrful electrodului și umple golul piesei în care se găsește electrodul împiedicînd pătrunderea elementelor nocive din atmosferă [84].

La procedeele de retopire în baie de zgură a oțelurilor [4, 60, 61, 62] în vederea purificării lor se știe că adîncimea de imersionare a electrodului în baia de zgură, determină adîncimea băii de metal lichid. Dacă adîncimea de imersionare a electrodului este mare, adîncimea băii metalice de sub stratul de zgură este mică, iar cristalizarea metalului, creșterea dendriților, se face aproape axial. Dacă electrodul se găsește cu capătul aproape de suprafața zgurei topite, baia de metal topit sub zgură este adîncă, iar creșterea dendriților este radială. Să considerăm că această ultimă situație corespunde limitei arcului electric electrod baie de zgură. Natural în această situație adîncimea băii de metal topit de sub zgură va avea adîncimea mare, iar consecința va fi creșterea radială a dendritelor. Această situație (nedorită la retopirea în baie de zgură) în cazul realizării matrițelor este convenabilă avînd influență favorabilă asupra rezistenței la uzură a acestora.

11.2. Macrostructura matrițelor

Pentru depunerea stelitului în golul piesei tubulare cu pereți groși s-au încercat diverse regimuri în care s-au variat parametrii electromecanici, tensiunea arcului, curentul de sudare și viteza de avans a electrodului cu diametrul de 5 mm. Regimul optim de sudare s-a determinat după mai multe încercări și a fost următorul :

Diametrul exterior al piesei tubulare : 40 mm

Diametrul interior al piesei tubulare : 25 mm

Tensiunea arcului electrod zgură : $U_a = 40-45$ V

Curentul de sudare : $I_a = 150-135$ V

Viteza de avans a electrodului : $V_{ae} = 12$ mm/min.

Cantitatea de fluorură de calciu: $G_{CaF_2} = 15$ grame

Macrostructura unei astfel de epruvete, realizată cu parametrii de mai sus este reprezentată în fig.11.3.

Din examinarea macrostructurii (prelucrate) se pot constata următoarele aspecte : Depunerea s-a făcut aproape uniform pe toată înălțimea piesei suport. Depunerea unei cantități de material mai mare spre partea superioară se explică prin creșterea pătrunderii metalului depus în metalul de bază ca urmare a acumulării de căldură (creșterea efectului termic).



Fig.11.3. Macrostructura unei epruvete

Nu se constată nepătrunderi sau defecte de alt ordin, depunerea fiind sănătoasă. În partea dreaptă a figurii se pot observa fronturile de cristalizare aproape perpendiculare pe linia de fuziune. De remarcat pătrunderea sănătoasă a stelitului depus în partea inferioară a piesei tubulare la trecerea din chila din grafit în piesă. Se poate remarca de asemenea situația depunerii în partea superioară a matriței unde nu s-a făcut prelucrarea mecanică.

Alte matrițe realizate prin acest procedeu sînt prezentate în figura 11.4.



Fig.11.4. Matrițe realizate prin procedeul arc întreținut deasupra băii de zgură.

11.3. Microstructura depunerilor din stelite pe oțel prin metoda arc întreținut deasupra băii de zgură

În figura 11.5 se prezintă microstructura depunerii de stelit 6 pe un oțel cu 0,25 % C la o mărire de 50 ori. În partea de sus se vede structura stelitului, remarcîndu-se dezvoltarea dendritelor perpendicular pe suprafața de separare stelit oțel. Masa de bază este constituită din cobalt, iar la limita de separare oțel stelit se observă un brîu perfect delimitat, avînd o grosime de cca.0,02 mm.

În partea de jos se poate observa oțelul cu 0,25 % C reprezentînd materialul de bază, în zona influențată termic, avînd o grosime de cca.0,5 mm se remarcă două subzone : subzona spre stelit este caracterizată printr-o supraîncălzire specifică sudării în baie de zgură, caracterizată prin grăunți creșcuți, avînd la limită o proporție redusă de ferită aciculară. Această zonă este caracterizată printr-o carburare probabil provenită din stelit, ceea ce a condus la o struc-

tură aproape total perlitică. Adâncimea acestei zone este de ordinul de cca.0,2 mm.



Fig.11.5. Microstructura depunerii de stelit 6 pe un oțel cu 0,25 % C. (Atac : Murakami x 50).

A doua subzonă, spre oțel este caracterizată printr-o structură ferito-perlitică cu o ușoară supraîncălzire. Această zonă se poate observa mai bine în figura 11.6.



Fig.11.6. Microstructura depunerii de stelit 6 pe oțel cu 0,25 % C. Structura de supraîncălzire. (Atac: Murakami x 500)

Se remarcă în mod deosebit lățimea mică a zonei influențate termic, în cazul sudării prin procedeul arc întreținut deasupra băii de zgură, față de sudarea în baie de zgură unde așa cum rezultă din practică, grosimea atinge valori de ordinul a 2 - 3 mm la piese mici sau grosimi mai mari, la piese de volum mărit.

Zona influențată termic, nu are importanță practică deoarece pericolul desprinderii depunerii de pe materialul de bază este practic nul datorită zonei influențată termic redusă ca grosime.

Pentru îmbunătățirea structurii se poate aplica un tratament de recăzere de omogenizare la temperatura de 1000°C - 1050°C cu menținere 4-5 h urmată de normalizare la 1,5 ore, sau se poate aplica o normalizare repetată la temperatura de 920°C [87].

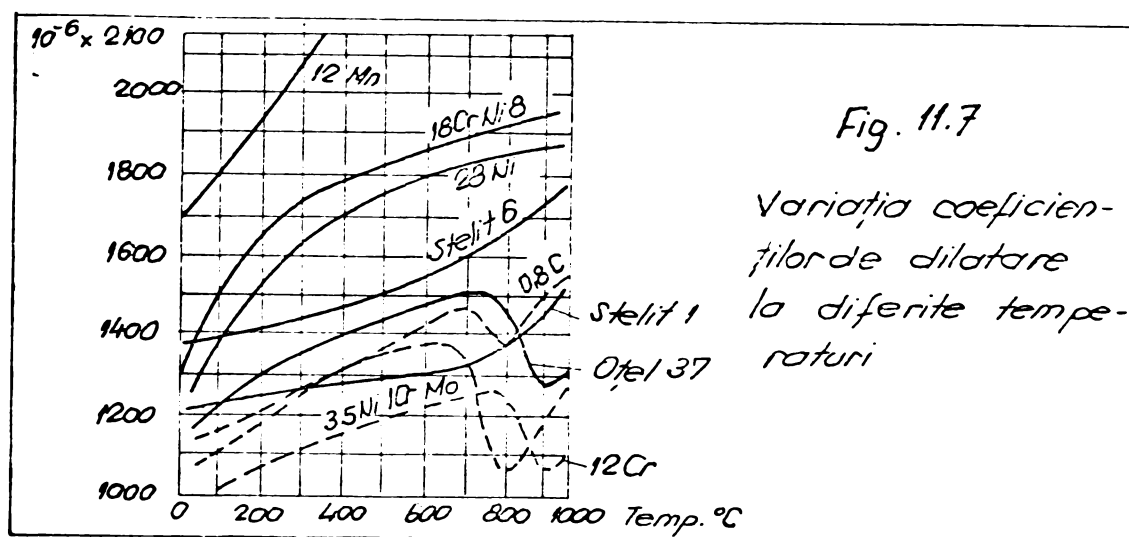
11.4. Tensiuni, deformații și defecte ale depunerilor în arc-baie de zgură și măsuri de evitarea lor

Forma piesei cu pereți groși în care se depune metal este perfect simetrică. Dimensiunile piesei în ansamblu sînt reduse, ceea ce determină o inerție termică mică ; aceasta conduce la viteză de încălzire rapidă și răcire deasemenea rapidă. Un astfel de regim termic poate conduce la deformațiile piesei dacă încălzirea piesei nu se face perfect simetric sau altfel spus dacă electrodul nu se găsește în axa piesei.

Acest fenomen este cu atît mai important cu cît avem de-a face cu o piesă bimetalică, constituenții ei avînd caracteristici fizico - mecanice diferite. Condiția necesară deci pentru evitarea deformațiilor este aceea că electrodul să fie poziționat axial.

Dacă materialul are caracteristici mecanice ridicate, poate suporta tensiunile termice fără a se deforma. Dacă însă piesa este prelucrată ulterior, prin îndepărtarea unei părți din material, se îndepărtează și o parte din tensiuni, piesa își strică echilibrul și sub acțiunea tensiunilor rămase se deformează. Dacă caracteristicile mecanice ale materialului nu sînt suficient de ridicate (tenacitate și alungire slabă) piesa cedează și apar fisuri. In

cazul matrițelor bimetalice problema alegerii materialului de bază (materialul pe care se depune stelit) este foarte importantă. În figura 11.7 sînt reprezentanți coeficienții de dilatare a unor aliaje la diferite temperaturi [29].



Aliajele pe bază de cobalt pentru încărcări dure au alungire slabă din care cauză la răcire pot ușor să fisureze. În figura 11.8 sînt prezentate astfel de fisuri în stelit 1 depus pe un oțel C120. Coeficientul de contracție mai mic, al materialului de bază față de stelit a condus în timpul răcirii la întinderea depunerii din stelit, care a fisurat. Astfel de defecte pot fi evitate prin preîncălzirea pieselor [27,71] și asigurarea unei răciri lente de exemplu în praf de cretă, mică, calcar sau nisip [87].

Preîncălzirea trebuie aplicată mai ales la piese de masă mare, dar mult mai comod este alegerea unui material de bază, care să aibă un coeficient de contracție mare, care să permită contracția depunerii fără s-o tensioneze. Un astfel de material cu comportare bună este oțelul inoxidabil CrNi18/8.

Un oțel OL37 poate fi luat în considerare pentru piese nepretențioase și de dimensiuni mici, care practic se preîncălesc la încărcare. Singura măsură ce rămîne este asigurarea unei răciri lente. În cazul matrițelor de extruziune care fac obiectul lucrării, acest deziderat este îndeplinit întrucît răcirea lentă este asigu-

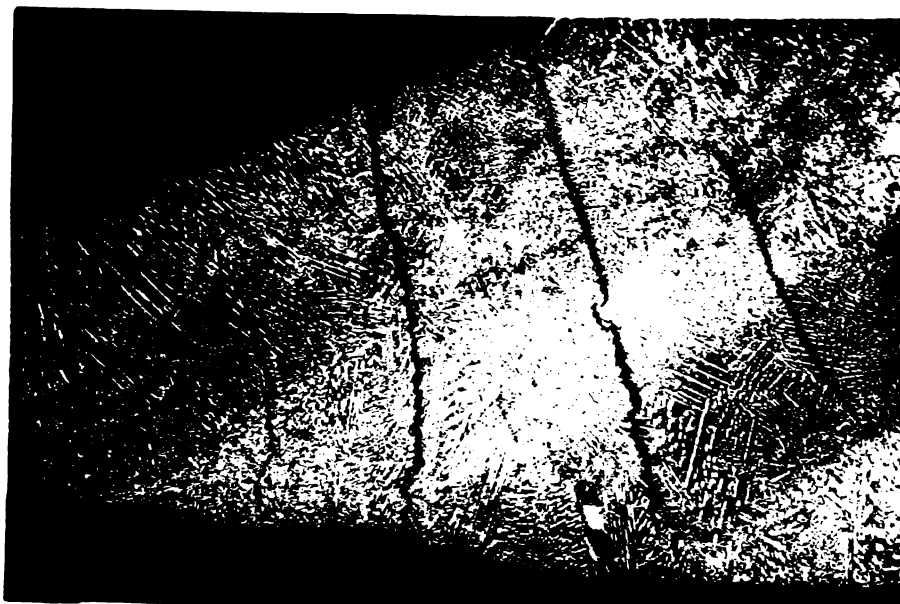


Fig.11.8. Fisuri în stelit 1 încărcat pe oțel C 120
(Atac Villella x 10).

rată de cochila din grafit, care înmagazinează practic o parte din căldură, în timpul încărcării, pe care o pierde greu. Oțelul CrNi convine și prin comportarea sa corespunzătoare la oxidare. Un material apreciat este oțelul cu 1,5 Cr și 1,5 Ni.

Cînd se alege un oțel aliat pentru matrițe (matrițe care lucrează la cald sau matrițe de ștanțare la rece) trebuie să se aplice tratamentul termic adecvat, utilizînd diagramele TTT pentru determinarea punctului de transformare martensitic, în vederea determinării temperaturii minime de preîncălzire ca și timpul și durata tratamentului termic ulterior.

În figura 11.9 este prezentat un alt gen de defect, constînd dintr-o fisură pornită de la schimbarea secțiunii depunerii. Această fisură trebuie pusă de asemenea tot pe seama tensiunilor termice. În timp ce materialul din buznarul de amorsare (partea inferioară a figurii) se găsește la temperaturi ridicate, materialul de deasupra are o temperatură mai joasă ca urmare a masei mai mare. E posibil ca și diferența structurilor materialelor în cuplu să fi contribuit la apariția acestei fisuri (material de bază OL 42 cu stelit 1).

Si în acest caz remediul cel mai simplu este preîncălzirea, dar asigurarea unei treceri mai lente din buzunarul de amorsare la piesa tubulară duce la rezultate bune.

Un gen de defect care apare ca urmare a variației parametrilor de sudare este prezentat în figura 11.10 unde nu a fost corelată viteza de avans a electrodului cu valoarea curentului de sudare.



Fig.11.9. Fisură în zona de schimbare a secțiunii depunerii (Zona de trecere din buzunarul de amorsare în oțel).



Alierea stelitului cu suportul nu a fost realizată. Defectul se găsește și în alte planuri, dovada fiind apariția unui gol chiar pe suprafața orificiului de extrudare.

Fig.11.10. Încărcare cu defecte ca urmare a variației parametrilor de sudare.

**12. DETERMINAREA TEMPERATURII DE PREINCALZIRE
ALE STELITELOR CU CONTINUT DIFERIT DE
CARBON. APRECIEREA GRADULUI DE ADERENTA**

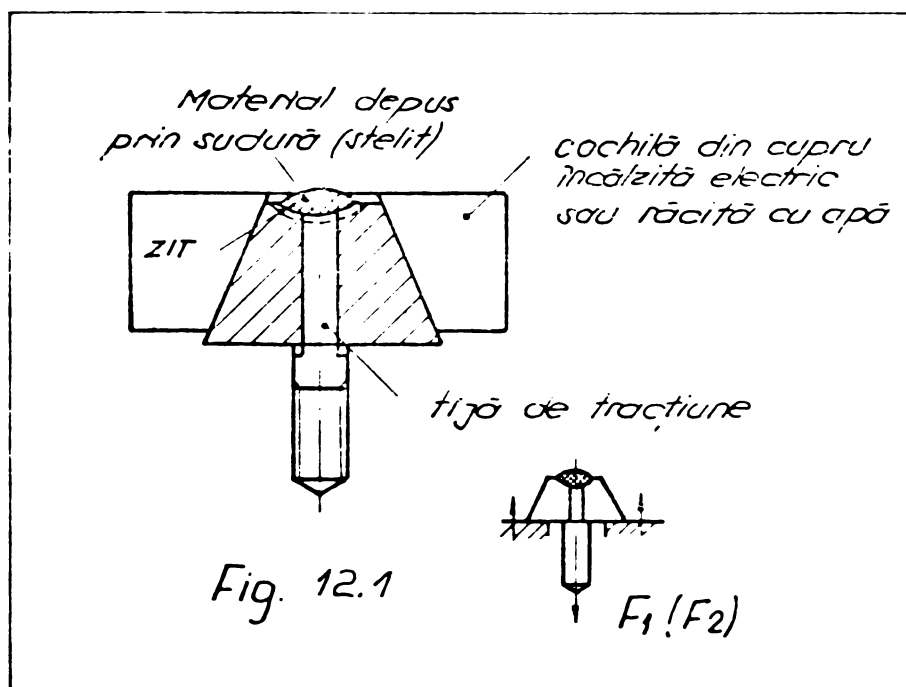
Preîncălzirea la depunere, complică procesul tehnologic, îi prelungeste durata, introduce consumuri de energie și costuri suplimentare. Desigur, dacă este posibil aceste aspecte negative trebuie evitate. În cazul oțelurilor, efectul conținutului de carbon la determinarea zonelor fragile în cusăturile sudate este foarte bine cunoscut. Numeroase metode pentru determinarea temperaturilor de preîncălzire, toate avînd la bază carbonul echivalent au fost adoptate și se practică curent [66, 71, 76, 77].

În cazul stelitelor, a căror structură este cunoscută ca fragilă și cu tendință la fisurare, literatura [87, 89, 91, 105] dă indicații asupra nivelului preîncălzirii între limite de temperatură largi de ordinul sutelor de grade [5, 10, 71, 76, 77]. În condițiile actuale nu este indiferent dacă folosim sau nu preîncălzirea sau dacă această preîncălzire trebuie făcută la temperatură înaltă sau poate fi păstrată mai jos. Desigur temperatura de preîncălzire depinde de materialul de bază pe care se depune stelitul și se indică de exemplu unele temperaturi în funcție de tipul oțelului [87]:

Oțeluri pure cu $C < 0,25$	nu e nevoie de preîncălzire
Oțeluri semidure cu $0,25 < C < 0,45$	150 - 200°C (cu excepția pieselor mici)
Oțeluri dure $0,45 < C < 0,75$	250 - 400°C (piese cu volum redus)
Oțel cu Crom și Molibden $0,15 < \% C < 0,45$ $Cr < 5 \% < Mo < 1 \%$	200 - 450°C
Oțel CrNi $0,1 < C \% < 0,30$ restul elementelor pînă la 5 %	250 - 600°C
Oțel Mangan $C < 1,25 \% < M < 14 \%$	Nu trebuie depășită temperatura de 200-250°C.

Dar, la presierea acestor temperaturi nu se ține cont de tipul electrodului din stelit, în care conținutul de carbon variază în limite largi. Acest element determină structuri diferite ale depunerii și de asemenea durități diferite. Ori se știe că structurile dure sînt și fragile.

Avînd în vedere cele de mai sus avînd la dispoziție trei tipuri de stelit cu conținut de carbon și wolfram diferite (stelit 1, 4 și 6) am încercat pe acelaș material de bază să determin influența preîncălzirii asupra naturii ruperii și nivelul de solicitare la care aceasta are loc. Pentru fiecare tip de stelit și temperatură (depunerea făcîndu-se în aceleași condiții 150 A, 22 V.c.c., 12 secunde) s-au efectuat legături sudate pe cîte 5 epruvete din fiecare de forma reprezentată în figura 12.1. Oțelul din care s-a confecționat conul și tija a avut compoziția : C = 0,22 % ; Mn = 0,55-0,75% ; Cr = 1,35 - 1,85 % ; Mo = 0,3 - 0,6 % ; Si = 0,5 % ; S și P 0,045 %.



Epruveta pentru determinarea temperaturii de preîncălzire.

Epruvetele astfel confecționate au fost lăsate să se răcească la temperatura camerei, după care au fost supuse la tracțiune cu forță crescîndă. Rezultatele încercărilor sînt trecute în tabelul 12.1.

Cum rezultă din tabelul 12.1 epruvetele sudate cu stelit 6 s-au rupt în tije, indiferent de temperatura de preîncălzire care a fost aplicată la sudare, sudura nefiind afectată.

Tabelul 12.1

Rezultatele încercărilor la tracțiune a epruvetelor sudate la diferite temperaturi de preîncălzire

Tip stelit	Compoziția chimică %					Nr. epruv. încerc. 5x5	Temperatura de sudare, numărul de epruvete rupte în sudură și tije									
	C	Cr	W	Si	Co		20°C		100°C		200°C		300°C		400°C	
							Sud.	Tijă	Sud.	Tijă	Sud.	Tijă	Sud.	Tijă	Sud.	Tijă
1	2,5	30	12	-	rest	25	5	-	5	-	1	4	-	5	-	5
4	1	28	15	0,9	56	25	5	-	5	-	5	-	-	5	-	5
6	1	31	5,5	-	rest	25	-	5	-	5	-	5	-	5	-	5

Epruvetele din stelit 4 s-au rupt casant în sudură pentru temperaturi de preîncălzire sub 200°C ;apoi peste această temperatură de preîncălzire ruperea s-a produs tenace în tije. Acelaș lucru s-a petrecut cu stelit 1. Datele furnizate de aceste încercări ne permit să tragem o primă informație asupra comportamentului stelitului în funcție de temperaturile de preîncălzire la care el a fost supus. Se pare că stelitul 6 se poate depune fără nici o preîncălzire pe piese mici. Stelitele 4 și 1 trebuiesc depuse cu încălziri ce trebuie să fie de (200 - 250°C) pentru asigurarea unei rezistențe corespunzătoare.

Aspectul, diagramelor de rupere pentru cele trei tipuri de stelite, este prezentat în figurile 12.2a, 12.2b, 12.2c.

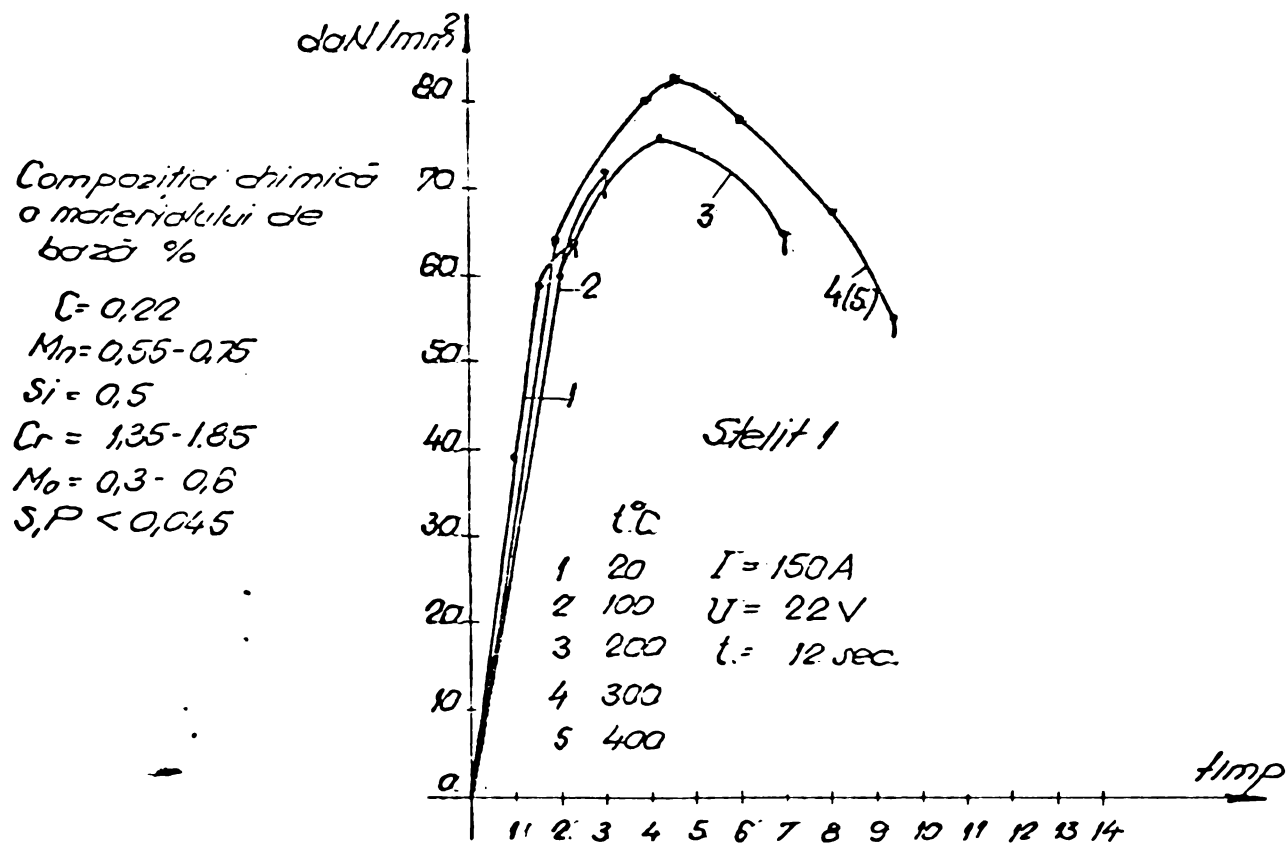
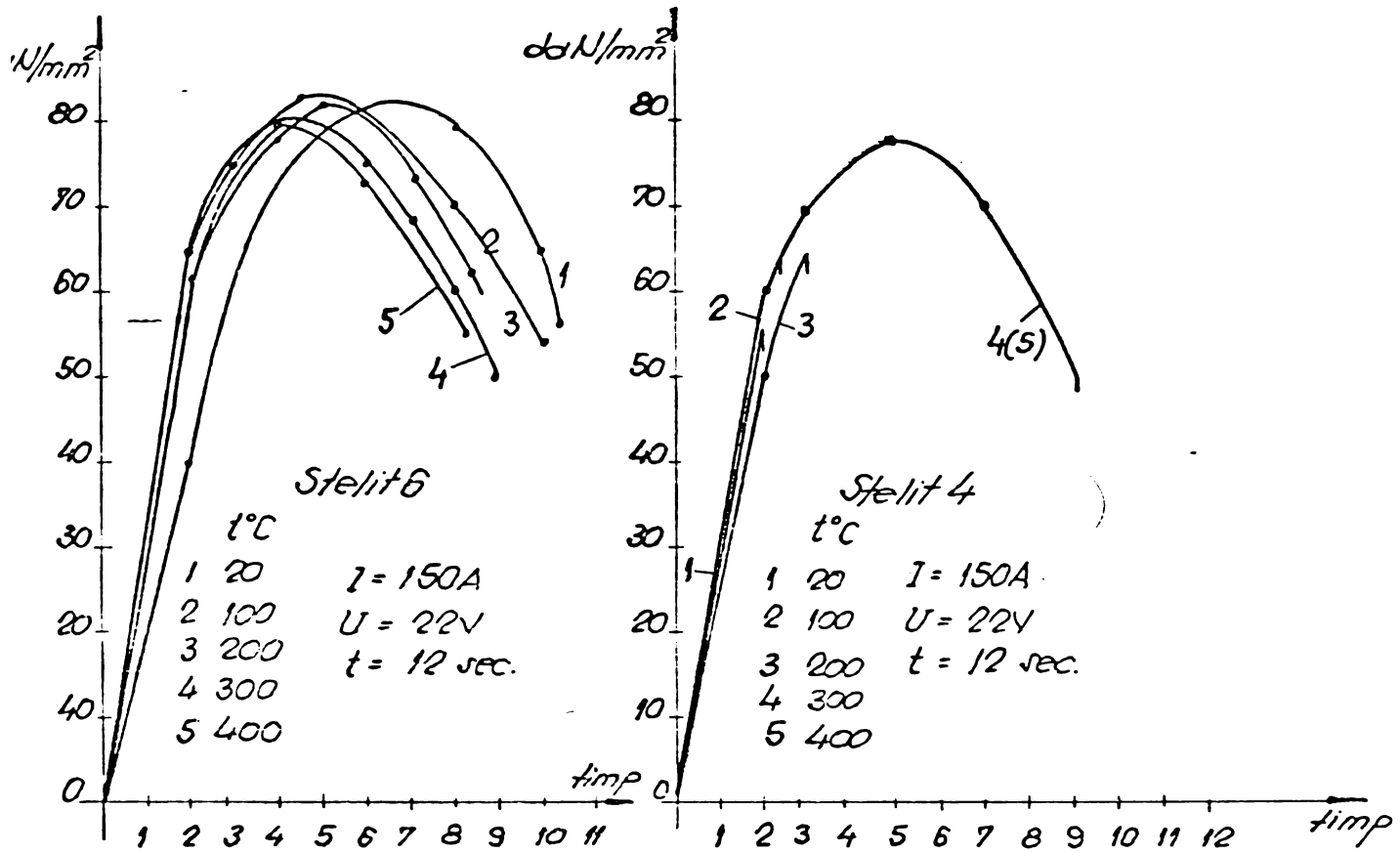


Fig. 12.2 Diagramele de rupere ale epruvetelor sudate cu stelit 6, 4 și 1. la diverse temperaturi de preîncălzire.

12.1. Posibilități de apreciere a aderenței depunerii pe materialul de bază

Din punct de vedere al încercărilor mecanice, la piesele încărcate prin sudură se cercetează aderența materialului depus cu metalul de bază. Necesitatea cercetării aderenței rezidă în diferența de compoziție chimică și structură dintre cele două metale care sînt uneori total diferite. Diferența dintre compozițiile chimice, face ca în zona de trecere să se producă difuzia intensă a elementelor de aliere. Asemenea fenomene pot produce fragilizarea legăturii. La stelit s-a văzut clar carburarea metalului de bază prin difuzia carbonului din metalul depus. Metoda de lucru pentru cercetarea aderenței se bazează pe cercetarea microstructurală, (pentru depistarea constituenților fragili, ca martensita, carburile complexe și fazele intermetalice sau orientările nefavorabile a grăunților cristalini), cercetarea durității pentru determinarea constituenților fragili și încercări mecanice după natura solicitărilor la care depunerea este supusă în exploatare (de exemplu coeficientul de aderență la șoc, metoda de lucru a secției de sudură a Centrului de cercetări tehnice din Timișoara a Academiei R.S.R. [4]).

O informație bună poate fi dată și de metoda practică pentru determinarea temperaturilor de preîncălzire. Intr-adevăr cercetînd zona depunerii, figura 12.3 exercitînd o tracțiune asupra tijei, observăm că aceasta este supusă la întindere. Dacă se determină forța F_1 în cazul depunerii de material de încărcare dură și apoi se repetă încercarea prin depunerea de material cu aceeași compoziție ca a materialului de bază, determinîndu-se forța F_2 .

$$\text{Raportul } \frac{F_1}{F_2} = \frac{\sigma_1}{\sigma_2} = k \quad \text{ne dă o informa-}$$

ție asupra calității aderenței. Din încercările pentru determinarea temperaturilor de preîncălzire se poate observa că alegerea corectă a acestor temperaturi conduce la ruperea tijei și nu a depunerii. Un raport $\frac{F_1}{F_2} = \frac{\sigma_1}{\sigma_2} = 0,7$ poate fi considerat satisfăcător.

Metoda este simplă, determinarea forței F_1 putîndu-se efectua pentru depuneri la diverse temperaturi de preîncălzire din ce în ce mai mari, pînă la obținerea unui



Fig.12.3. Epruveta cu zona depunerii supusă la tracțiune.

coeficient k egal cu unitatea cînd depunerea se consideră de egală rezistență cu materialul de bază. Temperatura de preîncălzire la care se îndeplinește această condiție poate fi considerată cea corespunzătoare.

12.2. Ciclul termic la sudare cu arc întrătinut deasupra băii de zgură [49].

În vederea caracterizării procedurii de sudare arc baie de zgură și încadrarea lui în procedeele cunoscute, au fost determinate ciclurile termice pe o piesă tubulară cu pereți groși, încărcîndu-se cu stelit golul piesei. Parametrii de sudare utilizați au fost : $U_a = 40$ V la $I = 150$ A curent continuu cu polaritate inversă și cu viteza de sudare rezultată de 12 mm/min. Electrozii utilizați din stelit de $\varnothing 5$ mm au fost racordați la borna + a generatorului (polaritate inversă).

În pereții piesei tubulare au fost fixate prin sudare termocuplele NiCrNi în trei locuri de la baza piesei tubulare fiind introduse la distanțe diferite față de peretele inferior al tubului. Sîrmele au avut grosime de 0,3 mm și au fost sudate cu ajutorul unei instalații de sudare cu ener-

gie înmagazinată al cărui principiu este dat în figura 12.4.

Transformatorul de alimentare TA legat la rețea, alimentează tubul redresor TR care prin rezistența R și comutatorul K în poziția 1 încarcă bateria de condensatoare C. După un timp determinat, se trece comutatorul K pe poziția 2 și prin descărcarea energiei statice pe transformatorul de sudare TS se creează un impuls de curent în secundar, care sudează termocuplul de piesă.

Piesa cu termocuplele sudate s-a introdus într-o cochilă din grafit (partea laterală a acesteia fiind prevăzută cu o fantă pe unde s-au scos sîrmele termocuplelor).

Pentru ridicarea curbelor s-a utilizat înregistratorul " Servogor " cu trei canale, fiecare termocuplu fiind racordat pe cîte un canal și aparatul Therm 2220-4 pentru determinarea temperaturilor.

Curbele reprezentînd ciclurile termice determinate sînt prezentate în figura 12.5.

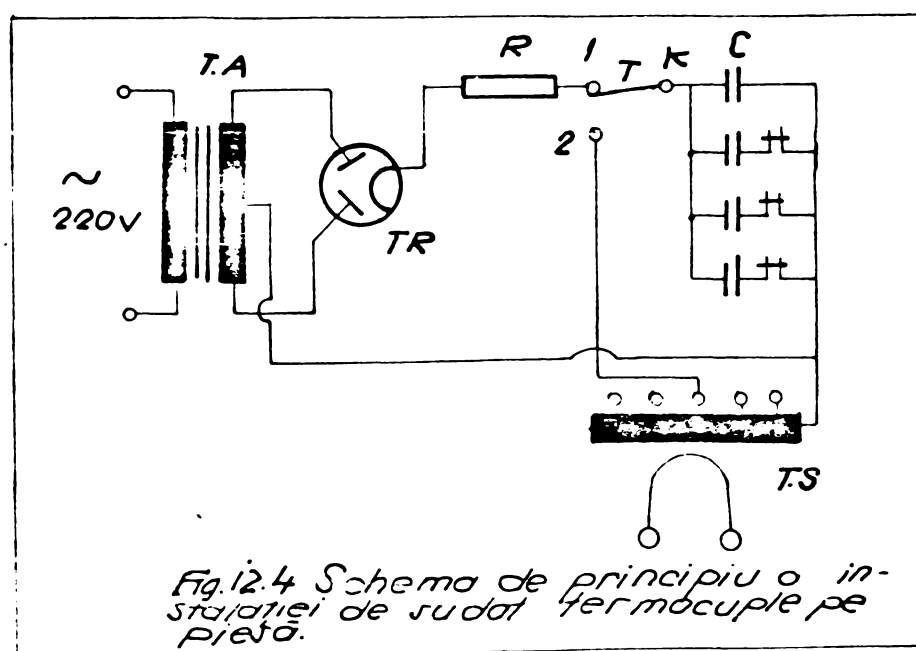
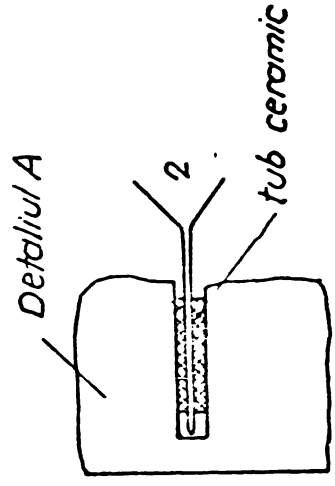
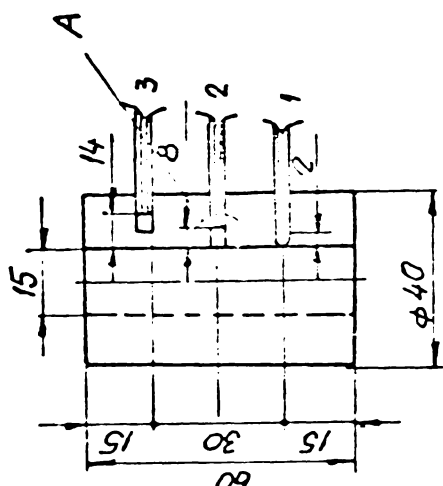
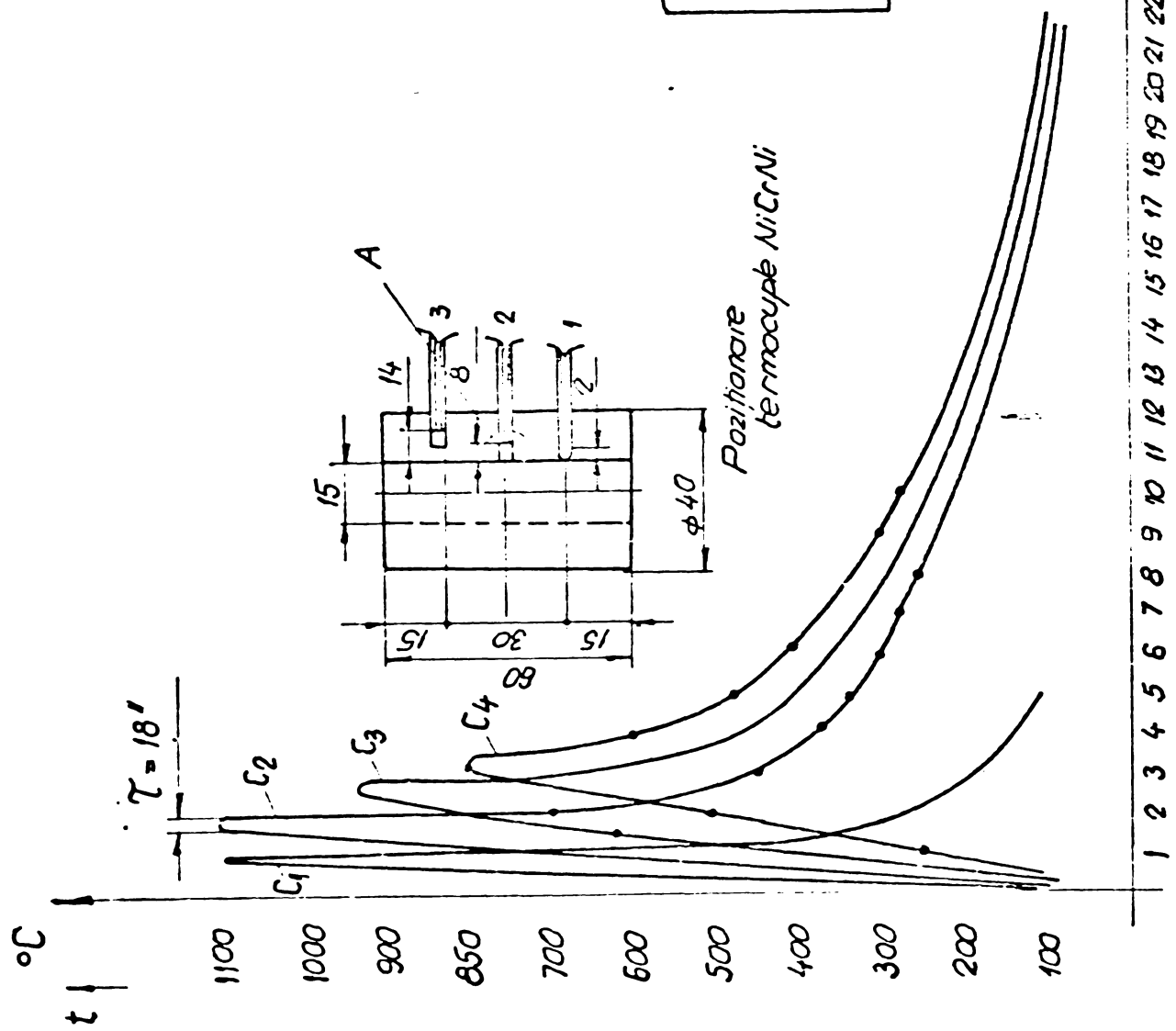


Fig.12.4 Schema de principiu a instalației de sudat termocuple pe piesă.

PARAMETRII CICLULUI (curba 2)

- Timp de încălzire la temperatura maximă 1,5 min
- Timp de menținere la temperatura de supraîncălzire > 1000°C 0,3 min (18'')
- Timp răcire până la 350°C 8 min



Ciclul termic la depunere stelit în piesa tubulară cu pereți grași.
 $U_{\sigma} = 40 \text{ VI} = 150 \text{ A}$ curent continuu + la electrod.
 Viteza de sudare (depunere) 12 mm/minut

Pentru comparație cu sudarea cu curent electric, încărcarea s-a repetat cu folosirea unor electrozi din stelit de compoziție similară înveliți, de 5 mm diametru fără folosirea fluxului din fluorură de calciu. Curba ciclului termic s-a făcut pentru termocuplul 1 din figura 12.5 și a fost reprezentată pe figură (prima curbă).

Din compararea celor două curbe se pot constata următoarele aspecte :

- încălzirea prin utilizarea electrozilor înveliți se face cu viteză mai mare decât sudarea arc întreținut deasupra băii de zgură ;

- răcirea piesei tubulare, după depunere se face cu viteză mai mare decât sudarea cu arc întreținut deasupra băii de zgură ;

- timpul de menținere la temperatura peste 1000°C la sudarea cu arc electrozi înveliți este mai mic decât la sudare cu arc întreținut deasupra băii de zgură.

Comparativ cu procedeul clasic de sudare în baie de zgură procedeul de sudare cu arc întreținut deasupra băii de zgură se apropie de sudarea cu arc cu electrozi înveliți. Aspectele pozitive ale procedeului, comparativ cu sudarea în baie de zgură rezultă ca urmare a unei băii de zgură de volum mic, sursă de căldură mai concentrată și posibilități mai mari de manevră în alegerea parametrilor de sudare.

Aceste aspecte se reflectă în obținerea unei difuzii mai mici între materialul de bază și stelit, o zonă influențată termic mai redusă și eliminarea structurilor de călire.

13. MICROSCOPIA ELECTRONICA A DEPUNERILOR CU STELITI

Microanaliza prin sondă electronică

Microanalizorul cu sondă electronică sau microsonda permite practic analizarea cantitativă a tuturor elementelor cu număr atomic superior lui 4 conținute într-un volum de 1 sau câțiva microni diametru cu ajutorul spectrului de raze X caracteristice, emise prin aceste volume sub efectul

bombardamentului printr-un fascicol electronic foarte fin. Comparînd intensitatea unei raze caracteristice unui element A emis de un eșantion A curat (martor) și de aliajul studiat se obține concentrația masică a elementului A.

Un mare număr de aparate, bazate pe acest principiu sînt actualmente utilizate. Un astfel de aparat are la bază prima microsondă Casting care se compune în esență din :

- o optică electronică (tun electronic și două lentile electromagnetice) pentru a forma un fascicul foarte fin de electroni sau sondă electronică de 1 micron diametru sau mai puțin ;

- două spectrometre de cristal curbat destinate a măsura lungimile de undă și intensitatea razelor spectrului emis. Unul din aceste spectrometre echipat cu un cristal de cuarț și un contor sau un scîntilator permite analiza razelor medii sau dure ($0,7 \text{ \AA} < \lambda < 4 \text{ \AA}$). Altul echipat cu un cristal de mucă și un contor proporțional de flux, permite a se analiza razele mai moi ($4 \text{ \AA} < \lambda < 12 \text{ \AA}$). Este posibil astfel de a analiza toate elementele din tabloul periodic al elementelor al cărui număr atomic este superior celui corespunzător sodiului.

- Un microscop optic, dotat cu un obiectiv cu oglindă dispus în axa celei de-a doua lentilă. El permite de a observa eșantionul în timpul analizei și identificarea și repararea punctelor analizate.

Sensibilitatea microsondei electronice Casting depinde evident de sistemele considerate. Se indică de exemplu cele, care reprezintă 0,5 % din greutate pentru analiza zirconului în uraniu și 0,010 % pentru fier în beriliu. Precizia obținută asupra valorii concentrației depinde evident de aceasta. Ea poate atinge 1 %.

Analiza depunerilor din stelit pe oțel prin sondă electronică s-au efectuat cu ajutorul microanalizorului de tip Jeol JXA50A de construcție japoneză. Schema principală a microscopului este dată în figura 13.1.

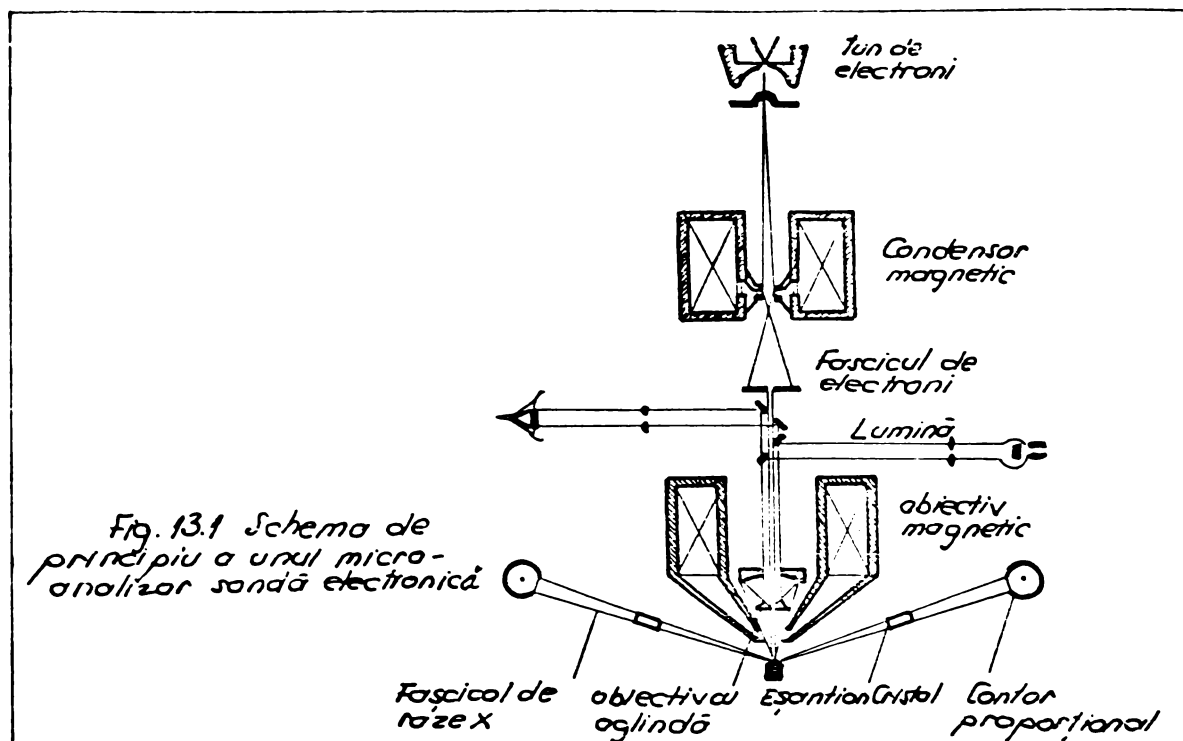


Fig. 13.1 Schema de principiu a unui micro-analizor sondă electronică

13.1. Structura matritei de extrudare. Variația elementelor de aliere într-o secțiune transversală pe linia de fuziune între stelit și oțel

13.1.1. Analiza calitativă

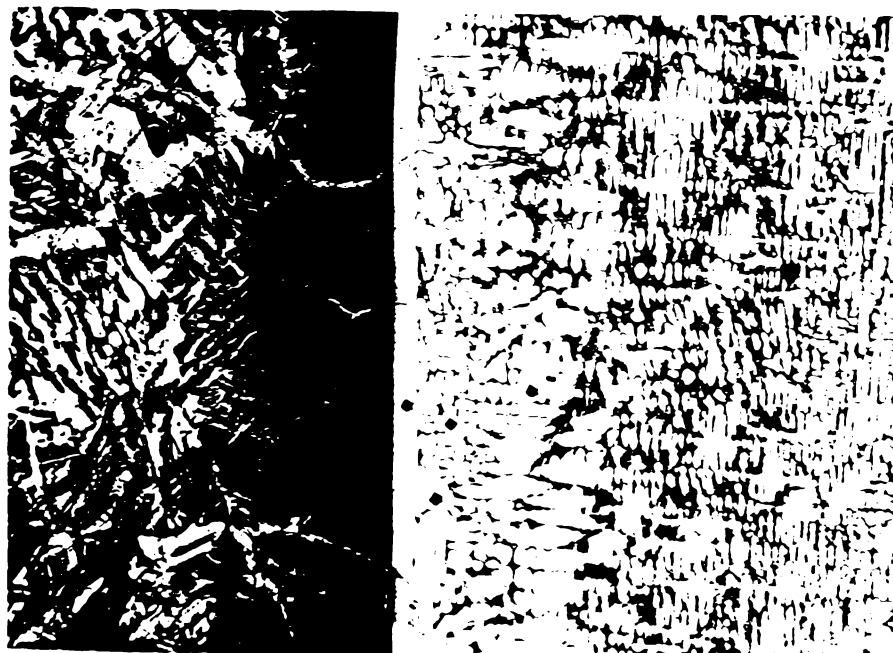
În figura 13.2.a, b sînt reprezentate două microfotografii reprezentînd acelaș cîmp dar la mărimi diferite 100 respectiv 500, executate la microscopul metalografic. Se disting net zonele caracteristice :

- zone materialului depus (stelit 1) ;
- zona de difuzie între materialul depus și materialul de bază ;
- materialul de bază oțel cu 0,3 % C.

În materialul depus, lîngă materialul de bază se vede un brîu foarte delimitat din stelit, fără dendrite ca urmare a unei subrăcirii rapide, înghețare la solidificare, care n-a permis dezvoltarea normală a structurii dendritice. Pe acest brîu se dezvoltă structura dendritică a soluției solide din Co, Cr, C cu orientarea perpendiculară pe zona de

difuzie, orientare determinată de gradientul de temperatură. Intre structura formată din dendrite se situează eutecticul format din carburi de crom și wolfram. Eutecticul cum se vede în figura 13.2.b. formează o rețea care delimitează dendritele soluției solide. Microdurițiile în diverse zone sînt figurate pe microstructuri. Valorile acestora în eutectic sînt aproape duble față de soluția solidă dendritică.

Conform documentelor din "National Birou of Standards U.S.A." cantitățile de elemente de aliere din carburile ce interesează stelitele sînt următoarele :



a

x 100



b

x 500

Fig. 32 Microscopia zonei de trecere (ZIT) Lita Muroran

Tipul carburei	Concentrația de metal	Concentrația de carbon
Cr_3C_2	86,655	13,345
Cr_7C_3	90,992	9,008
Cr_{23}C_6	94,316	5,687
WC	93,868	6,132
W_2C	96,837	3,163
SiC	70,045	29,955

În zona de trecere conform aspectului se poate constata, spre materialul de bază o intensă carburare și un aspect de supraîncălzire, ce se extinde pe distanța de aproximativ 100 μ .

În rest structura este constituită din oțel ferito-perlitic cu 0,3 % C.

Duritățile ridicate în diferite zone evidențiază duritatea ridicată în carburi 468 - 800 HV, funcție de finețea carburilor, o matrice moale din cobalt între ramurile dendritelor cca. 350 HV iar în zona de demarcație netă duritate ceva mai ridicată decât între ramurile dendritice în medie de 420 unități HV. Duritățile în materialul de bază oțel sînt sub 350 unități HV, ceea ce ne permite să apreciem că nu avem de-a face cu zone fragile.

În figura 13.3 se prezintă structura zonei de tranziție din stelit și materialul de bază (oțelul) de această dată cum se vede la microscopul electronic, imagine mărită de 1200 de ori.

În dreapta se găsește materialul de bază (oțelul) iar în stînga stelitul. Formele sub formă de ciorchini, din stînga figurii, reprezintă formațiunile din carburi (structură eutectică). Masa de bază este constituită din cobalt, conținînd și unele elemente de aliere.

Variația calitativă a elementelor de aliere de-a lungul unei linii de balaiere se reprezintă în figurile 13.4; 13.5 ; 13.6 ; 13.7 ; și 13.8 la o imagine de microscop electronic cu mărirea de 1200 ori. Toate imaginile se analizează după linia de balaiere de la dreapta spre stînga.



Fig.13.3. Imaginea electronică a zonei de tranziție stelit oțel.

Atac: Murakami x 1200



Fig.13.4. Variația elementului cobalt.

Atac: Murakami x 1200

Variația elementului cobalt (figura 13.4)

În materialul de bază nu am avut nici un conținut de cobalt, nu s-a produs difuzia cobaltului din stelit în oțel și deci nivelul din oțel este nul. Pe linia de demarcație dintre oțel și depunerea din stelit, cobaltul crește brusc apoi, puțin mai lent, stabilindu-se la aproximativ același nivel în interstițiile dintre carburi. În carburi (partea stângă a imaginii) cantitatea de cobalt scade ajungând la 50 % din cantitatea procentuală din spațiul dintre carburi. Se poate trage concluzia că și în carburi există o oarecare concentrație a cobaltului.

Variația elementului crom (figura 13.5)

Materialul de bază nu a conținut crom. Nu se constată difuzie din stelit în oțel. În zona de demarcație sînt variații ale conținutului de crom, cu creștere în direcție stelitului. În carbură, variațiile cromului sînt accentuate, prezentînd vîrfuri cantitative deci concentrațiile de crom în carburi nu sînt aceleași.

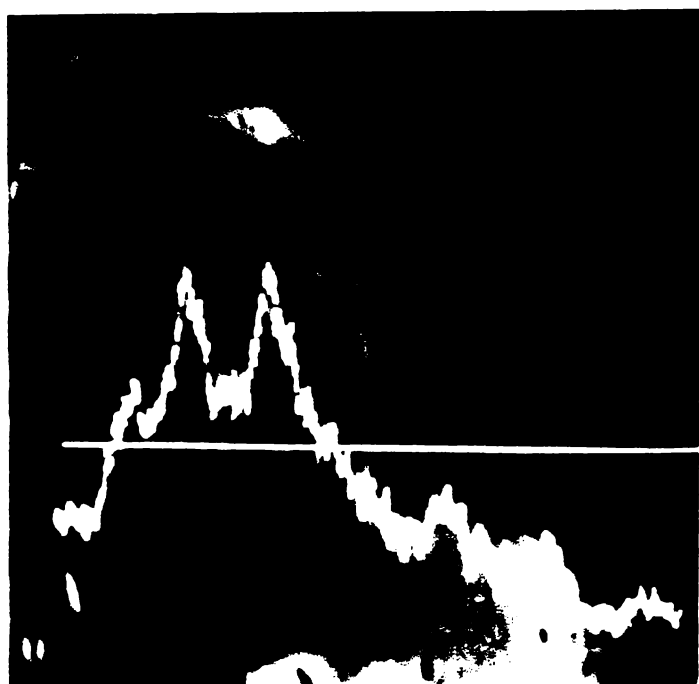


Figura 13.5. Variația elementului crom
Atac: Murakami x 1200

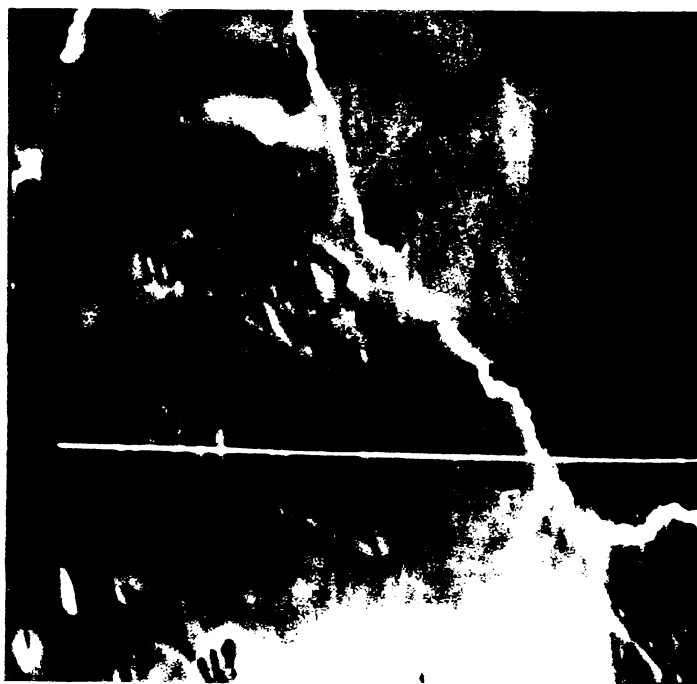


Figura 13.6. Variația elementului wolfram
Atac : Murakami x 2200

Variația elementului wolfram (figura 13.6)

Wolframul prezintă o variație foarte accentuată pe zona de demarcație (înclinarea curbei de variație cca. 135°) în sensul creșterii concentrației. În carbură, variația wolframului este bruscă ca urmare a măririi concentrației elementului în aceasta. Se remarcă clar coincidența variației wolframului chiar în locul în care linia de baleiere atinge carbura. Carburile de wolfram ce pot fi luate în considerare pot fi de tipul WC și W_2C . De remarcat că spre deosebire de cobalt și crom repartiția wolframului în zonele dintre carburi este o repartiție foarte neregulată.

Variația elementului fier (figura 13.7)

Variația fierului nu prezintă practic nici o particularitate. Concentrația acestui element scade din oțel pe zona de demarcație, ajungând la nivelul de concentrație normal în stelit sub 3%.

Variația elementului siliciu (figura 13.8)

Siliciul prezintă o evoluție interesantă în depunerea din stelit. După nivelul aproximativ constant din oțel



Fig.13.7. Variația elementului fier

Atac : Murakami x 1200

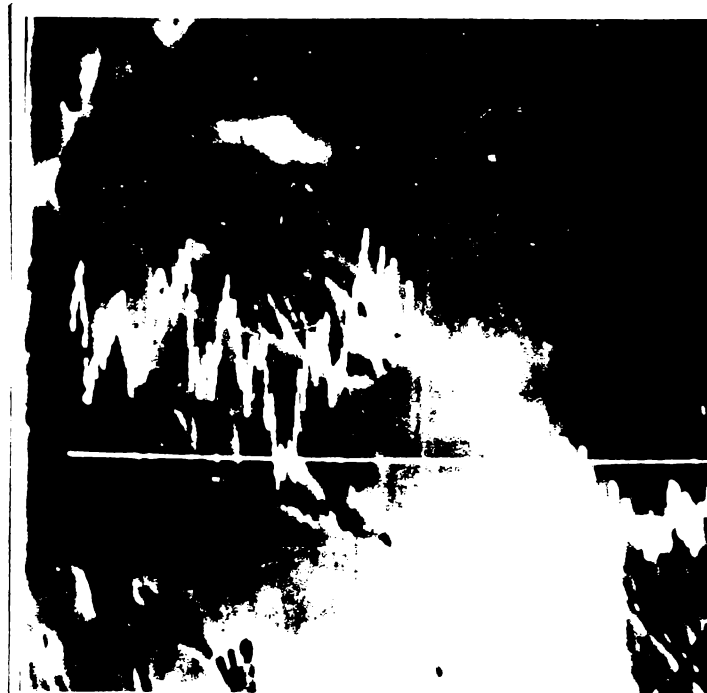


Fig.13.8. Variația elementului siliciu

Atac : Murakami x1200

(materialul de bază) cantitatea are o evoluție ascendentă pe zona de demarcație după care se produc oscilații foarte frecvente de amplitudini aproximativ constante. Consider că, variațiile reprezintă siliciul care în combinație cu carbonul dă carburi de siliciu de tipul SiC.

În ce privește elementul carbon, cu rol deosebit de important în structura stelitului, pe microsonda cu care s-au determinat variațiile celorlalte elemente nu a putut fi determinat avînd în vedere sensibilitatea redusă a aparatului.

13.1.2. Analiza cantitativă

Pentru analiza cantitativă a depunerilor în aliajele de tip stelit s-au prelevat epruvete din matrițe realizate cu aliajul de tip Stelit cu compoziția chimică : C = 1 % ; Cr = 25 % ; W = 16,65 % ; Si = 1,20 % ; Fe = 0,56 % ; S=0,007% ; Co= rest (55,6 %) (stelit 4).

Cercetarea cantitativă s-a efectuat pe epruvetele 1; 2; 3 și 4 despre care s-a vorbit la punctul 9.2.1 și a căror aspect de microscopie optică a fost arătată la același capitol. Pentru probele 1 și 2 s-a efectuat microscopia electronică pentru elementele Co, Cr, W, C și Fe, iar pentru pro-

bele 3 și 4 s-a determinat cantitativ numai carbonul, Imaginile de la microscopul electronic sînt mărite de 500 ori. Microscopul electronic utilizat este de tipul "Jeol" JXA50A. Prospectarea s-a efectuat pe fiecare probă pe o lungime de 500 micrometri din 5 în 5 micrometri.

Variațiile elementului cobalt (figura 13.9)

Se remarcă variațiile restrînse a acestui element în stelit ca și creșterea liniară a acestuia pe zona de demarcație oțel stelit. La scara figurii zona perfect delimitată reprezintă 50 μ respectiv 0,050 mm.

Concentrațiile cobaltului sînt date în tabelul 13.1.

Variația elementului crom (figura 13.10)

În oțel practic nu avem variație a conținutului de crom.

La limita de demarcație oțel stelit se produce o creștere aproximativ liniară după care variațiile sînt pronunțate după cum linia de baleiere taie carburile formate sau trece prin spațiul dintre carburi, constituit din cobalt. Deși analiza globală a cromului a condus la o concentrație de 25 % majoritatea valorilor determinate cu microsonda electronică sînt sub această valoare procentuală, reprezentînd o distribuție statistică a acestui element (tabelul 13.2).

Variația elementului wolfram (figura 13.11)

Spre deosebire de celelalte elemente, acest element difuzează greu. Ca și cromul, formează carburi de wolfram de tipul WC, W₂C. În stelit, variațiile wolframului sînt foarte accentuate obținîndu-se valori disperse, valori mari fiind cele corespunzătoare carburilor din crom și wolfram. În oțel conținutul de wolfram este nul, difuzia elementului fiind inexistentă (tabelul 13.3).

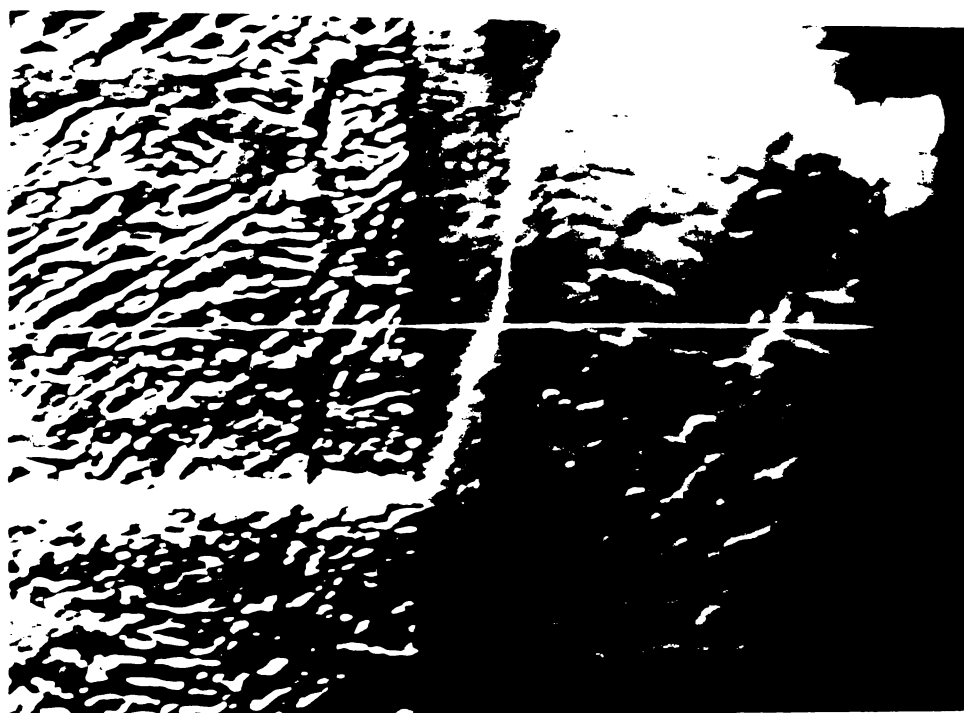
Un aspect deosebit îl prezintă zona de demarcație oțel stelit în care wolframul scade procentual foarte



Atac : Murakami

x 500

Fig.13.9. Variația elementului Cobalt (Concentrațiile sînt date în tabelul 13.1)



Atac : Murakami

x 500

Fig.13.10. Variația elementului crom (concentrațiile sînt date în tabelul 13.2).

Tabelul 13.1

Variatia elementului Co din stelit, încărcat pe oțel
 Imagine electronică 13,9 x 500
 Lungime profil 500 μ pas 5 μ

(proba 1)

	Co%		Co%		Co%		Co%		Co%		Co%
1	67,16	18	69,27	35	49,83	52	0,095	69	0,100	86	0,011
2	68,54	19	66,13	36	44,78	53	0,074	70	0,005	87	0,095
3	46,76	20	55,33	37	56,85	54	0,058	71	0,037	88	0,016
4	68,58	21	65,71	38	57,36	55	0,105	72	0,058	89	0,032
5	50,92	22	64,99	39	56,96	56	0,110	73	0,101	90	0,042
6	61,60	23	44,43	40	55,37	57	0,026	74	0,078	91	0,000
7	67,94	24	43,92	41	41,79	58	0,084	75	0,042	92	0,079
8	67,42	25	61,04	42	55,13	59	0,104	76	0,053	93	0,083
9	67,45	26	53,86	43	55,11	60	0,011	77	0,037	94	0,026
10	60,32	27	60,62	44	47,86	61	0,084	78	0,047	95	0,111
11	61,33	28	58,16	45	52,74	62	0,011	79	0,100	96	0,064
12	68,75	29	60,68	46	51,25	63	0,073	80	0,000	97	0,058
13	53,87	30	59,40	47	40,21	64	0,052	81	0,069	98	0,053
14	52,69	31	59,79	48	24,48	65	0,068	82	0,158	99	0,052
15	67,05	32	58,90	49	14,24	66	0,105	83	0,026	100	0,026
16	66,63	33	56,31	50	5,186	67	0,073	84	0,047	101	
17	69,27	34	54,47	51	0,200	68	0,069	85	0,100	102	

Tabelul 13.2

Variatia elementului Cr din stelit încărcat pe oțel
 Imaginea electronică 13,10 x 500
 Lungime profil 500 μ pas 5 μ

(proba 1)

	Cr%		Cr%		Cr%		Cr%		Cr%		Cr%
1	18,86	18	20,75	35	20,84	52	0,227	69	0,189	86	0,126
2	18,29	19	21,13	36	19,45	53	0,183	70	0,160	87	0,101
3	18,21	20	18,15	37	18,85	54	0,110	71	0,086	88	0,092
4	29,30	21	27,45	38	18,22	55	0,125	72	0,131	89	0,122
5	17,47	22	18,68	39	17,96	56	0,109	73	0,117	90	0,106
6	20,70	23	19,29	40	17,71	57	0,109	74	0,140	91	0,111
7	21,11	24	31,26	41	17,82	58	0,096	75	0,185	92	0,102
8	24,79	25	23,92	42	21,38	59	0,105	76	0,102	93	0,126
9	20,77	26	23,37	43	18,75	60	0,070	77	0,116	94	0,186
10	20,51	27	24,02	44	17,27	61	0,007	78	0,072	95	0,101
11	17,72	28	22,79	45	25,67	62	0,126	79	0,120	96	0,098
12	25,75	29	19,77	46	17,50	63	0,105	80	0,102	97	0,052
13	20,19	30	19,93	47	16,24	64	0,177	81	0,151	98	0,096
14	16,98	31	20,30	48	11,56	65	0,176	82	0,126	99	0,091
15	18,91	32	19,21	49	6,581	66	0,144	83	0,126	100	0,027
16	21,70	33	19,41	50	4,135	67	0,082	84	0,150		
17	18,30	34	27,11	51	1,050	68	0,072	85	0,136		



Atac : Murakami x 500
Fig.13.11. Variația elementului wolfram (concentrațiile sînt date în tabelul 13.3).



Atac : Murakami x 500
Fig.13.12. Variația elementului fier (concentrațiile sînt date în tabelul 13.4).

Tabelul 13.3

Variatia elementului W din stelit încărcat pe oțel
 Imagine electronică 13.11 x 500
 Lungime profil 500 μ pe pasu

(proba 1)

	W %		W %		W %		W %		W %		W %
	18,04	18	9,019	35	13,54	52	0,000	69	0,000	86	0,000
	18,14	19	10,09	36	10,41	53	0,000	70	0,000	87	0,000
	8,384	20	16,26	37	9,347	54	0,000	71	0,000	88	0,000
	13,24	21	8,445	38	5,966	55	0,000	72	0,000	89	0,000
	9,103	22	9,551	39	6,064	56	0,000	73	0,000	90	0,000
	8,521	23	15,48	40	5,583	57	0,000	74	0,000	91	0,000
	9,842	24	8,043	41	5,953	58	0,000	75	0,000	92	0,000
	9,517	25	19,25	42	5,521	59	0,000	76	0,000	93	0,000
	11,69	26	12,85	43	6,493	60	0,000	77	0,000	94	0,000
	9,275	27	13,70	44	6,341	61	0,000	78	0,000	95	0,000
	9,582	28	13,85	45	6,176	62	0,000	79	0,000	96	0,000
	9,703	29	15,65	46	13,75	63	0,000	80	0,000	97	0,000
	14,53	30	5,696	47	5,599	64	0,000	81	0,000	98	0,000
	10,41	31	6,310	48	4,876	65	0,000	82	0,000	99	0,000
	8,229	32	6,127	49	2,374	66	0,000	83	0,000	100	0,000
	8,559	33	5,890	50	0,155	67	0,000	84	0,000		
	11,43	34	5,686	51	0,000	68	0,000	85	0,000		

Tabelul 13.4.

Variatia elementului Fe din stelit încărcat pe oțel
 Imaginea electronică 13.12 x 500
 Lungime profil 500 μ pas 5 μ

	Fe %		Fe %		Fe %		Fe %		Fe %		Fe %
1	2,345	18	1,385	35	6,753	52	93,28	69	84,62	86	90,51
2	2,205	19	2,002	36	9,308	53	94,24	70	86,19	87	88,76
3	1,850	20	2,225	37	10,46	54	93,50	71	89,28	88	92,53
4	1,908	21	2,511	38	11,58	55	93,51	72	86,74	89	92,27
5	1,662	22	2,324	39	12,58	56	93,92	73	87,94	90	92,10
6	1,293	23	2,486	40	12,47	57	83,95	74	87,84	91	94,28
7	1,418	24	2,787	41	8,585	58	84,14	75	85,69	92	89,09
8	1,058	25	3,943	42	8,026	59	83,27	76	88,35	93	93,13
9	1,217	26	4,450	43	8,325	60	83,22	77	88,59	94	92,02
10	0,901	27	5,149	44	13,96	61	83,63	78	89,04	95	92,18
11	1,140	28	5,900	45	13,54	62	82,53	79	88,59	96	95,21
12	1,045	29	6,501	46	18,69	63	83,52	80	88,54	97	94,12
13	1,071	30	7,649	47	31,65	64	83,93	81	90,26	98	95,54
14	0,946	31	9,275	48	40,53	65	86,27	82	91,73	99	93,75
15	1,016	32	10,15	49	63,33	66	86,13	83	92,55	100	91,56
16	1,187	33	10,37	50	79,50	67	85,21	84	90,50		
17	1,371	34	6,845	51	90,98	68	85,51	85	89,79		

rapid pînă la valoarea nulă din oțel. In această zonă lipsa unor formații de carburi duce la valori mici de concentrații ale wolframului.

Variația elementului fier (figura 13.12)

Evoluția acestui element este interesantă în sensul că concentrația fierului spre linia de demarcație oțel-stelit crește treptat, apoi scade accentuat pe linia de demarcație și evoluează lent, scăzînd în concentrație în stelit. Se remarcă o tendință pronunțată a fierului de difuzie în stelit, comparativ cu alte elemente [67]. Din acest punct de vedere este de dorit ca difuzia fierului la depuneri cu stelit să fie cît mai mică, cunoscînd că fierul în proporție de peste 3 % nu convine din punct de vedere al rezistenței la uzură. Valorile fierului în îmbinare sînt prezentate în tabelul 13.4.

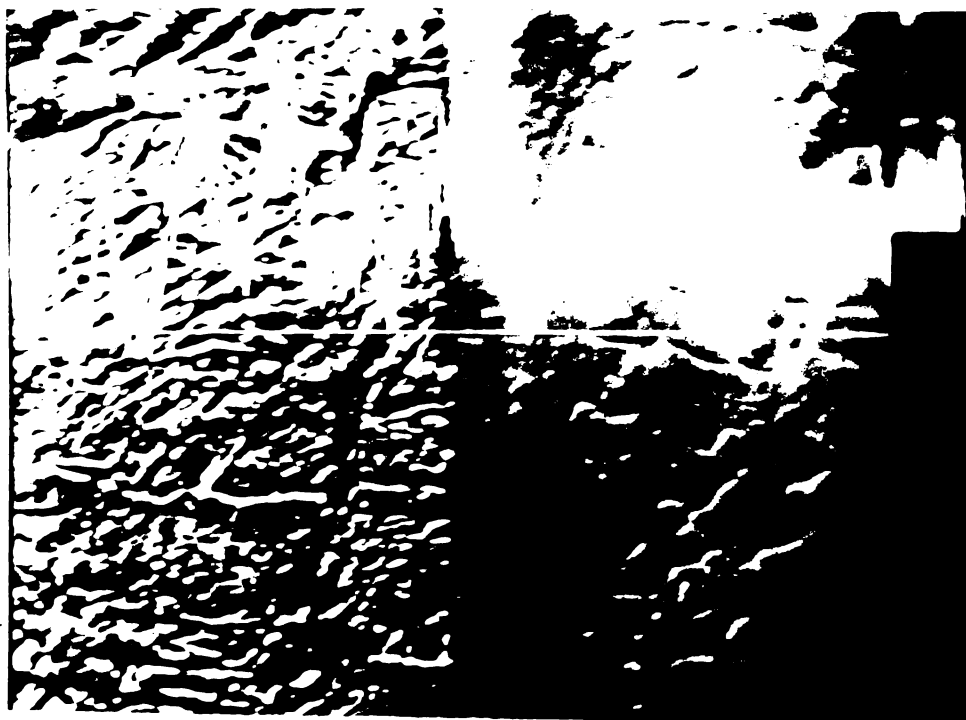
Variația elementului carbon (figura 13,13, 13,14, 13,15 ; 13.16).

Așa cum am arătat, carbonul are o influență deosebită asupra structurii și proprietăților aliajelor de tip stelit. De asemenea s-a arătat că alierea suplimentară a stelitului cu carbon conduce la duritate ascendentă odată cu creșterea carbonului.

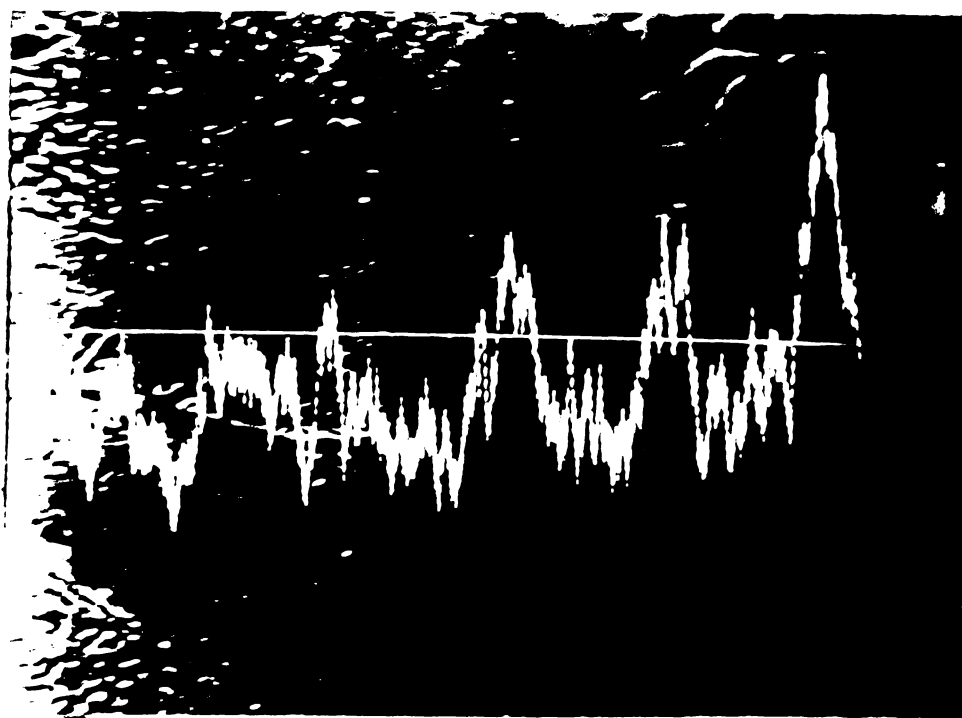
In vederea elucidării unor aspecte legate de repartiția carbonului în depunerile de tip stelit, în afară de utilizarea sondei electronice, s-au cercetat structurile cu ajutorul razelor X, obținîndu-se imaginile corespunzătoare.

Variația carbonului de-a lungul unei linii de baleiere perpendiculară pe linia de difuzie s-a efectuat pe probele 1, 2, 3 și 4.

In probele 1 și 2, figura 13.13 și 13.14 se prezintă aceste variații. In proba 1, așa cum rezultă din figură nu par să fie variații semnificative între oțel și stelit, nivelul carbonului fiind cam acelaș. Totuși la o observare mai atentă se observă că frecvența repartiției carbonului în stelit este mult mai mare, iar pe zone densitatea picurilor este evidentă. In proba 2 (figura 13.14) vîrfurile



Atac : Murakami x 500
Fig.13.13. Variația elementului carbon în proba 1



Atac : Murakami x 500
Fig.13.14. Variația elementului carbon în proba 2

Variatia elementului C din stelit încărcat pe oțel
 Imagine electronică 13.13 x 500
 Lungime profil 500 μ pas 5 μ

Tabelel 13.5

(proba 1)

C%		C%		C%		C%		C%		C%
2,351	18	1,735	35	2,625	52	3,238	69	1,533	86	2,683
1,661	19	1,729	36	2,631	53	2,966	70	1,600	87	1,592
2,167	20	2,001	37	1,777	54	2,511	71	3,053	88	1,536
2,194	21	1,909	38	2,649	55	3,001	72	2,346	89	1,218
2,232	22	1,674	39	2,258	56	1,988	73	3,068	90	1,999
1,755	23	1,490	40	1,891	57	2,356	74	3,322	91	2,239
1,795	24	2,433	41	2,360	58	3,730	75	2,408	92	1,619
2,014	25	1,480	42	2,610	59	3,401	76	1,519	93	2,385
1,792	26	1,467	43	2,064	60	3,903	77	1,143	94	1,441
1,931	27	1,822	44	2,836	61	4,701	78	1,742	95	1,051
1,546	28	2,378	45	3,165	62	2,573	79	1,712	96	1,267
2,400	29	1,632	46	2,757	63	1,651	80	1,770	97	2,163
1,454	30	1,644	47	2,500	64	3,467	81	2,119	98	0,000
1,986	31	1,822	48	2,733	65	1,947	82	1,531	99	2,253
1,528	32	2,508	49	2,238	66	1,455	83	1,865	100	3,886
1,775	33	2,206	50	5,288	67	2,305	84	1,945		
1,741	34	1,419	51	5,054	68	1,711	85	1,599		

Variatia elementului C din stelit încărcat pe oțel
 Imagine electronică 13.14 x 500
 Lungime profil 500 μ pe pas 5 μ

Tabelel 13.6

(proba 2)

C%		C%		C%		C%		C%		C%
1,324	18	3,002	35	0,082	52	0,025	69	0,997	86	1,191
1,102	19	1,729	36	0,000	53	0,000	70	0,219	87	1,917
0,424	20	0,654	37	0,056	54	0,310	71	1,095	88	2,119
1,004	21	2,013	38	0,629	55	0,575	72	1,062	89	1,278
0,031	22	1,029	39	0,000	56	0,000	73	0,141	90	0,646
0,465	23	1,060	40	1,317	57	2,516	74	0,034	91	1,614
0,087	24	0,483	41	0,000	58	1,208	75	1,152	92	0,034
0,056	25	0,277	42	0,458	59	0,000	76	0,534	93	0,598
0,204	26	0,301	43	0,000	60	1,112	77	1,841	94	0,418
1,594	27	0,709	44	0,000	61	0,778	78	1,055	95	0,660
0,483	28	1,626	45	0,546	62	0,865	79	2,251	96	1,700
0,873	29	1,565	46	0,676	63	0,475	80	3,368	97	12,57
1,773	30	1,183	47	0,696	64	1,079	81	2,029	98	
0,849	31	0,000	48	0,000	65	1,452	82	3,857	99	
2,266	32	0,734	49	0,420	66	0,969	83	1,104	100	
2,040	33	0,000	50	1,011	67	0,209	84	0,822		
0,578	34	1,881	51	1,351	68	0,691	85	0,592		

de amplitudine mai mare indică un conținut mai ridicat al carbonului în punctul prospectat, deși aici frecvența picurilor este mai redusă. În probele 3 și 4 figurile 13.15 și 13.16 creșterile carbonului în stelit față de oțel sînt evidente (Analiza chimică globală clasică a dat cantitatea de carbon de 4,1 % respectiv 4,4 %).

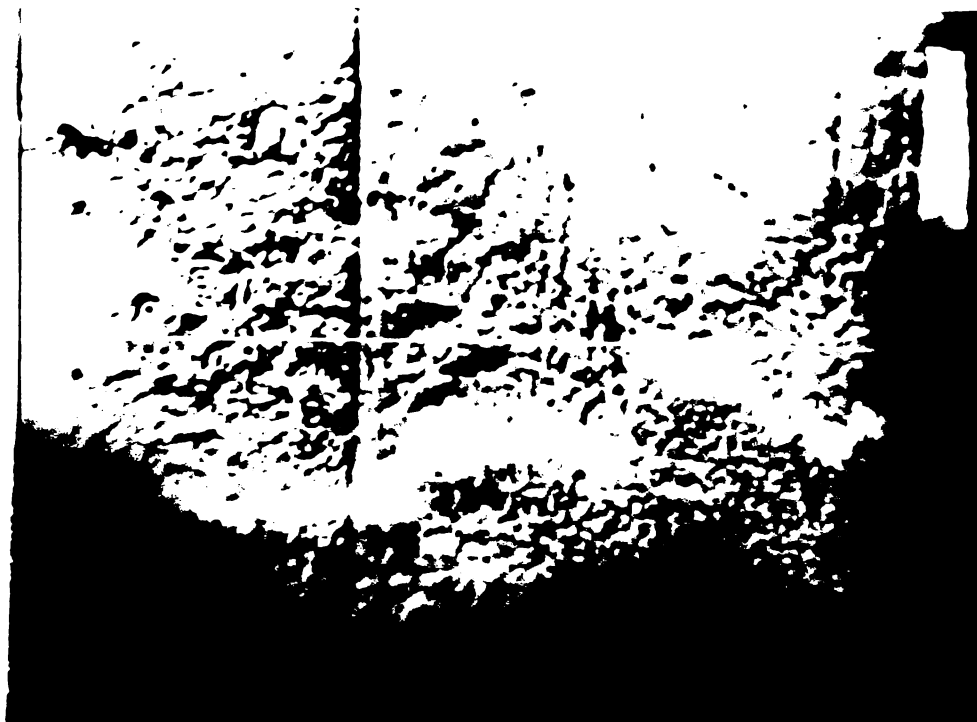
Faptul că repartiția carbonului este statistică, că structura stelitului este neomogenă, carburile constituind centre de aglomerare a elementelor carburigene (Cr,W) conduce la concluzia că metoda sondei electronice pentru determinarea conținutului real de carbon din aliaje CoCrX nu poate spune nimic despre conținutul real al carbonului, metoda fiind pur și simplu indicativă.

În capitolul 9 (9.2.1) s-a arătat că introducerea unei cantități mari de grafit în învelișul electrozilor a condus la separarea carbonului în cuiburi puse în evidență pe microfotografiile 9.10.

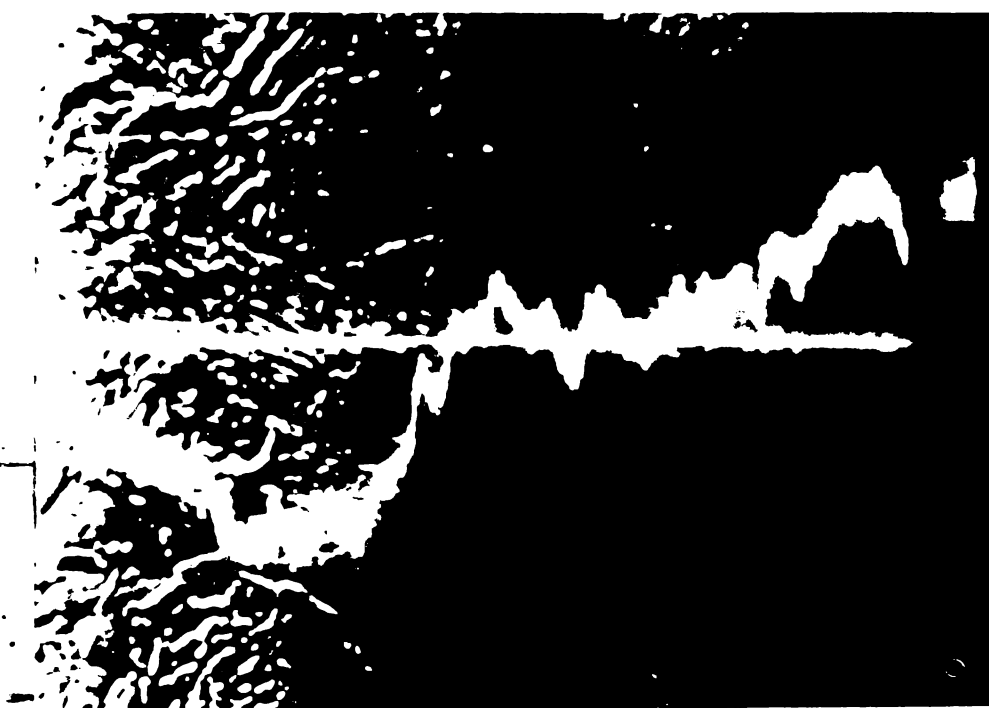
Punerea în evidență a acestor separări de grafit, s-a făcut și cu sonda electronică pe microfotografiile la microscop electronic (proba 4). Microfotografia corespunzătoare este prezentată în figura 13.17. Pe această figură se poate observa clar conținuturile ridicate în carbon în zonele de separare a acestuia (vezi tabelul 13.9). Imaginea de raze X cu aglomerări de particule de grafit este dată în figura 13.18.

Un aspect deosebit de interesant a fost pus în evidență prin baleierea epruvetelor pe aceeași linie și determinarea variației carbonului și a cromului în același loc. Variația acestor elemente este reprezentată în imaginea electronică din figura 13.19.

După cum se observă pe imagine când cromul se găsește în concentrație ridicată, carbonul are concentrație scăzută, situație explicabilă prin proporțiile fixe în care cele două elemente pot forma combinații chimice (carburi).



Atac: Murakami x 500
Fig.13.15. Variația elementului carbon în proba 3.



Atac : Murakami x 500
Fig.13.16. Variația elementului carbon în proba 4.

Variatia elementului C in stelit depus pe oțel
 Imaginea electronică 13.16 x 500
 Lungime profil 500 μ pas 5 μ

(proba 4)

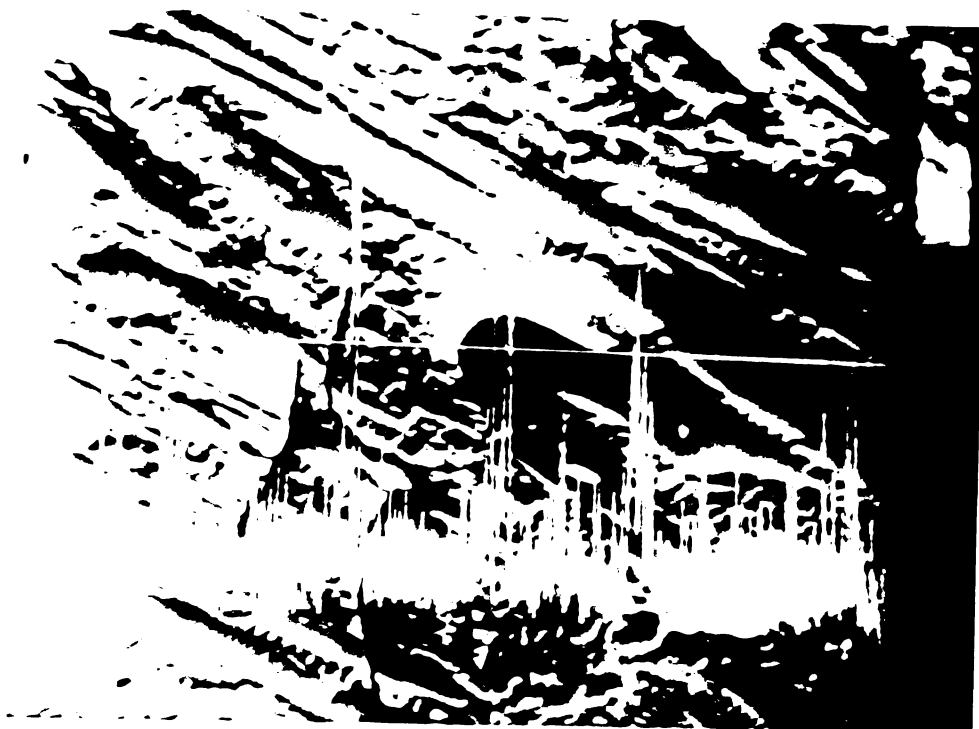
	C%		C%		C%		C%		C%		C%
1	0,406	18	0,000	35	0,000	52	0,056	69	1,288	86	0,112
2	0,000	19	0,172	36	0,000	53	0,140	70	2,614	87	0,932
3	0,649	20	1,191	37	0,000	54	0,967	71	0,706	88	0,797
4	0,000	21	0,160	38	0,000	55	0,445	72	1,149	89	0,213
5	0,573	22	0,346	39	0,678	56	0,679	73	1,646	90	0,948
6	1,407	23	0,247	40	0,000	57	0,400	74	0,000	91	1,403
7	0,000	24	2,196	41	0,000	58	0,965	75	0,622	92	31,30
8	0,000	25	0,604	42	0,000	59	0,151	76	0,893	93	0,846
9	0,000	26	0,000	43	0,000	60	1,025	77	0,838	94	1,187
10	0,000	27	0,671	44	0,000	61	0,329	78	1,173	95	0,570
11	0,000	28	0,000	45	0,000	62	0,400	79	0,595	96	0,695
12	0,000	29	0,000	46	0,000	63	0,172	80	0,826	97	0,960
13	0,000	30	0,000	47	0,000	64	2,826	81	0,245	98	0,531
14	1,063	31	0,000	48	0,462	65	1,183	82	0,407	99	
15	0,885	32	0,000	49	0,000	66	0,468	83	0,702	100	
16	0,000	33	1,746	50	0,000	67	1,186	84	0,000		
17	0,000	34	0,717	51	0,000	68	0,151	85	0,313		

Tabelul 13.7

Variatia elementului C din stelit depus pe oțel
 Imaginea electronică 13.15 x 500
 Lungime profil 500 μ pas 5 μ

(proba 3)

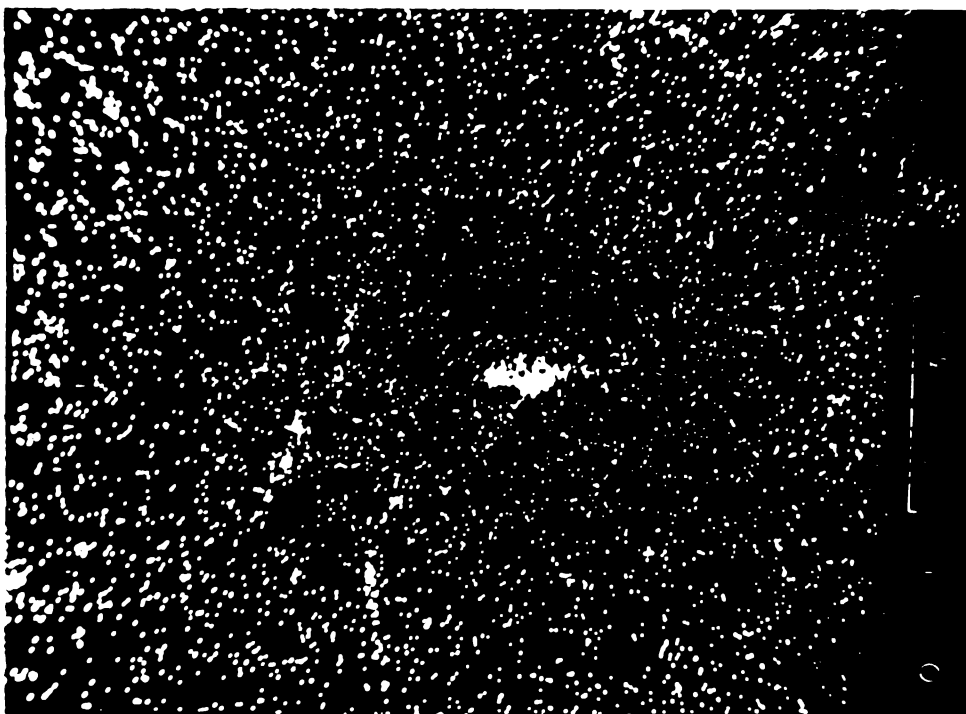
	C%		C%		C%		C%		C%		C%
1	2,406	18	1,087	35	0,135	52	0,000	69	0,276	86	3,420
2	0,256	19	0,620	36	0,746	53	0,753	70	1,552	87	1,361
3	0,000	20	0,000	37	0,716	54	0,955	71	1,155	88	2,424
4	0,000	21	0,471	38	1,203	55	0,000	72	2,271	89	1,512
5	0,454	22	0,357	39	1,019	56	0,601	73	5,589	90	1,361
6	0,390	23	0,000	40	0,649	57	0,461	74	1,832	91	1,516
7	0,000	24	0,000	41	0,717	58	0,431	75	1,360	92	1,708
8	0,000	25	0,266	42	0,261	59	1,813	76	4,136	93	2,152
9	0,881	26	0,172	43	0,790	60	0,355	77	1,265	94	0,707
10	0,064	27	0,517	44	0,000	61	0,000	78	2,169	95	1,689
11	0,395	28	0,000	45	0,000	62	0,000	79	1,914	96	1,547
12	0,070	29	0,273	46	0,000	63	0,000	80	1,722	97	2,383
13	1,236	30	0,064	47	0,000	64	1,204	81	2,479	98	
14	1,029	31	0,000	48	0,000	65	1,342	82	1,428	99	
15	0,000	32	0,556	49	0,000	66	2,082	83	1,322	100	
16	0,473	33	0,000	50	0,000	67	2,305	84	2,122		
17	1,077	34	0,051	51	0,000	68	0,935	85	1,333		



Atac : Murakami

x 500

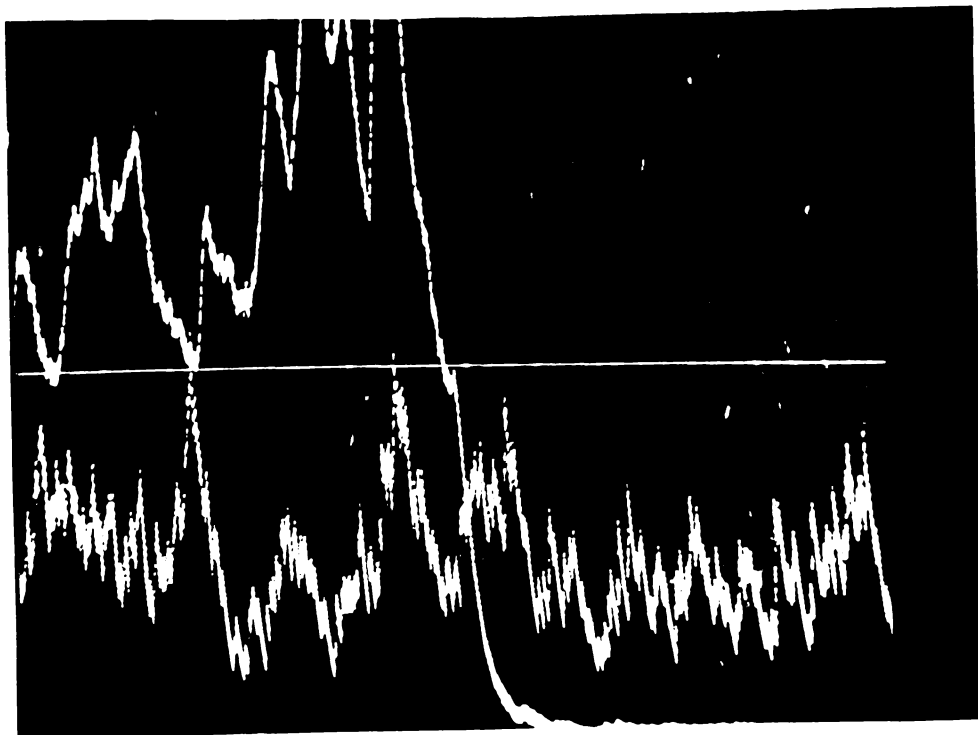
Fig.13.17. Variația elementului carbon în proba 4 cu punere în evidență a separărilor de grafit



Atac : Murakami

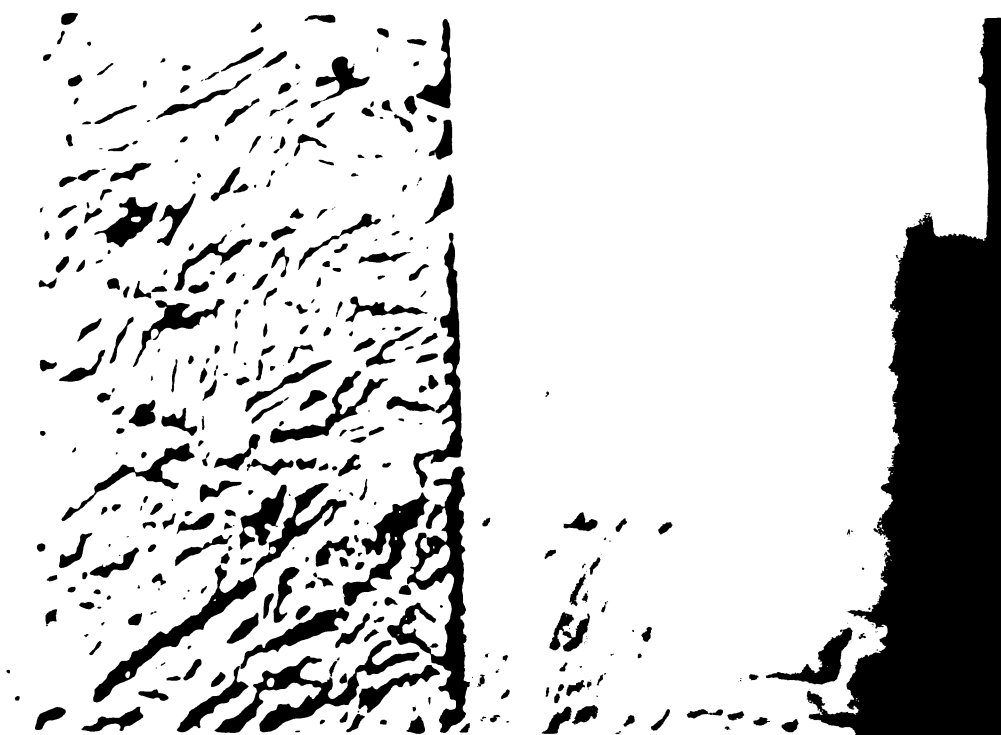
x 500

Fig.13.18. Imaginea de raze X cu punerea în evidență a separării și aglomerării de grafit.



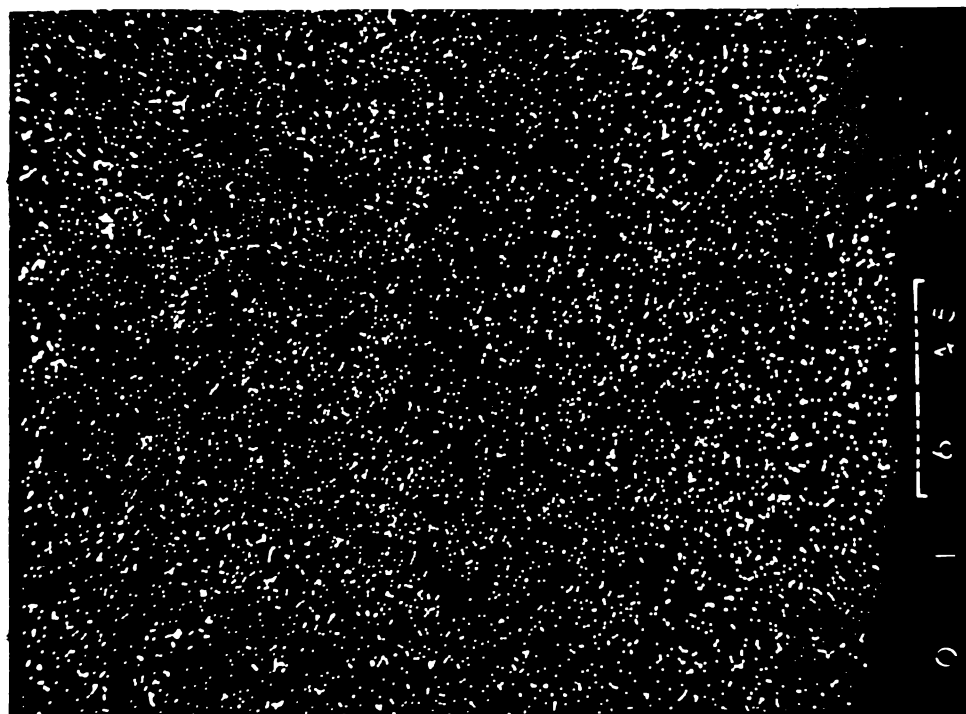
Atac : Murakami x 500

Fig.13.19. Variațiile elementelor crom și carbon pe aceeași linie de baleiere.



Atac : Murakami x 500

Fig.13.20. Zona de trecere oțel stelit.



Atac : Murakami x 500

Fig.13.21. Imagine de raze X în zona de trecere
oțel-stelit.

Tabelul 13.9.

Punerea în evidență a cuiburilor din grafit din stelit. Imaginea microscopică și de rază x a carbonului x500. Lungime profil 300, pas 3 μ. (Fig. 0.72 și 0.173) (proba 4)

1	1,750	8	1,665	15	3,402	22	6,132	29	85,69	36	0,076
2	1,486	9	1,387	16	0,000	23	10,98	30	68,91	37	0,312
3	1,580	10	1,825	17	0,141	24	5,736	31	22,05	38	1,349
4	1,711	11	1,625	18	0,000	25	36,97	32	27,43	39	1,764
5	1,655	12	0,020	19	4,514	26	49,30	33	15,18	40	1,548
6	1,647	13	2,152	20	0,000	27	47,54	34	0,394	41	
7	1,639	14	7,379	21	3,712	28	77,75	35	1,311	42	

Tabelul 13.10

Imagine electronică de rază x a elementului C în zona de trecere Al-stelit pe cîmpul reprezentat prin fig. 13.10 de-a lungul liniei de diluție (proba 1)

	C %		C %		C %		C %		C %		C %
1	0,791	9	0,495	17	0,558	25	0,369	33	0,740	41	0,306
2	1,074	10	0,306	18	0,700	26	0,509	34	0,713	42	0,400
3	0,945	11	0,981	19	0,684	27	1,290	35	0,102	43	0,196
4	0,959	12	0,684	20	1,012	28	0,745	36	0,482	44	0,620
5	1,235	13	0,914	21	0,821	29	0,917	37	0,605	45	0,432
6	0,679	14	0,618	22	1,647	30	0,195	38	0,134	46	0,259
7	0,670	15	0,980	23	1,805	31	0,463	39	0,668	47	0,840
8	0,835	16	0,859	24	0,936	32	0,845	40	0,509	48	0,541

Variația elementelor de aliere pe zona de difuzie a stelitului⁴depus pe oțel (proba 1)

În figura 13.20 se prezintă imaginea îmbinării între stelit și oțel la o mărire de 500 de ori. Se observă foarte bine zona de delimitare de o lățime de cca. 40μ (0,040 mm). S-a arătat (14.1.1) că această zonă, rezultă ca urmare a unei subrăcirii rapide (înghețare la solidificare) care n-a permis dezvoltarea normală a structurii dendritice. În literatura de specialitate [87] se afirmă că această zonă perfect delimitată este probabil de structură austenitică, rezultată din difuzarea unor elemente din metalul de bază și metalul depus.

Pentru clarificarea unor aspecte legate de zona în cauză, avînd la dispoziție mijloace tehnice de investigație perfecționate și valoarea concentrației elementelor de aliere, s-a trecut la determinarea compoziției elementelor de aliere în această zonă.

Din figurile 13.13 și 13.14 se poate constata că deoparte și de alta a zonei, conținutul de carbon este mai ridicat decît în zonă. Determinarea conținutului de carbon de-a lungul zonei pe lungime de 0,5 mm duce la o valoare medie de 0,708 % tabelul 13.10 în timp ce în oțel valoarea este de 2,8%, iar în stelit 2,028 %.

Această determinare prin microsondă este confirmată prin imaginea de raze X (pe structura din fig.13.20) care arată o sărăcire a carbonului în zona de delimitare și o îmbogățire în carbon a zonelor adiacente atît în stelit cît și în oțel (figura 13.21). Concentrația celorlalte elemente de aliere este următoarea : Fe = 53,62 %; Co = 33,79 % ; Cr = 9,62%; W = 3,25 %. Dacă ținem cont că austenita dizolvă mai mult carbon decît alte soluții solide este incertă afirmația că structura zonei de delimitare stelit-oțel este austenitică.

14. AUTOMATIZAREA PROCESULUI DE INCARCARE AL MATERIALULUI DUR

Forma simplă tubulară, simetrică a suportului de matriță în care trebuie încărcat material antiuzură, permite

automatizarea procesului.

Pentru ca depunerea să se facă uniform pe întreaga cavitate cu realizarea pătrunderii uniforme în pereții suportului trebuie să existe o bună corelare între parametrii de sudare (tensiune curent) și viteza de înaintare și topire a electrodului. În același timp trebuie să existe o bună corelare între viteza de topire a electrodului și cea de solidificare a metalului depus.

Metode de obținere a semifabricatului de matriță de extrudare, seamănă cu metodele deja răspândite pentru sudarea în găuri adânci sau de nituire prin sudare a plăcilor de grosimi mari, metode care au fost mecanizate și automatizate [15, 16, 42, 54, 55, 63, 69].

Schemele de automatizare adoptate, au fost foarte variate și s-au concretizat în dispozitive de avans controlat al electrodului, în funcție de parametrul sau parametrii de comandă prestabiliți astfel ca depunerea să se facă în cele mai bune condițiuni.

Majoritatea schemelor au fost și mai sînt concepute astfel ca tensiunea dintre electrod și piesă să fie în permanență aceeași, ceea ce se poate realiza dacă viteza de înaintare a electrodului este corelată cu viteza de topire a acestuia. În aceste condiții distanța dintre vârful electrodului și baia de metal topit este constantă - ceea ce se traduce prin tensiune constantă electrod - piesă [16, 63]. În cazul realizării de matrițe prin depunere de material dur în cavități, fenomenele sînt mai complexe și procesele pot fi împărțite în două etape :

- amorsarea procesului de topire al electrodului din care rezultă materialul dur ;
- topirea electrodului din material dur și depunerea lui în suport (cu aliere sau fără aliere suplimentară).

Avînd în vedere că electrozii sînt constituiți din vergele de stelit fără înveliș, este necesar a se întreprinde măsuri pentru asigurarea întreținerii arderii arcului prin folosirea unui flux ionizator constituit din pulberi și introdus în cantitate de cca, $\frac{1}{3}$ din volumul cavității ce urmează a se umple cu material dur. Acest flux trebuie să aibe și

● conductibilitate termică bună.

Amorsarea procesului începe prin scurtcircuitarea electrodului de fundul cavității cochilei din grafit în care se găsește flux. Efectul termic produs de trecerea curentului electric topește fluxul și electrodul introdus în el și curînd după topirea capătului electrodului se produce arc electric între electrod și suprafața fluxului topit (zgură topită) care la temperatură ridicată are conductibilitate și se comportă ca un metal. Arcul arde stabil datorită ionizării spațiului cu gaze din flux, topește electrodul și în același timp menține fluxul topit. Astfel metoda poate fi considerată o noutate pe care o vom denumi " sudare cu arc întreținut deasupra băii de zgură ". La această metodă rolul piesei este luat de zgura topită. Astfel fenomenele ce se petrec la această metodă se pot asimila cu sudarea cu arc electric cu electrod consumabil în mediu de gaze.

Sub influența efectului termic produs de arc electrodul se topește (picăturile rezultate sînt protejate de mediul exterior prin spațiul ionizat de gazele provenite din fluxul topit), străbat grosimea stratului de zgură și se depun solidificîndu-se și umplînd cavitatea suportului de matriță.

Stratul de zgură protejează în același timp oglinda metalică a materialului topit de acțiunea efectului nociv al atmosferei.

Ca și în cazul retopirii în baie de zgură, zgura poate servi la rafinarea materialului topit provenit din electrod sau la alierea suplimentară a metalului depus cu elemente dorite.

Procesul decurge stabil și la alimentarea arcului în curent alternativ, ceea ce atestă proprietățile stabilizatoare ale gazelor furnizate de fluxul topit [70, 71, 129].

Ca flux topit (zgura) poate fi utilizat orice flux, care are fluiditate și conductibilitate electrică, bună, asigură o stare de ionizare corespunzătoare și asigură protecție metalului topit în baie sub formă de picături. Cînd dorim să obținem însă o aliere a picăturilor în baie de zgură cu elemente dorite sînt recomandate fluxurile ceramice.

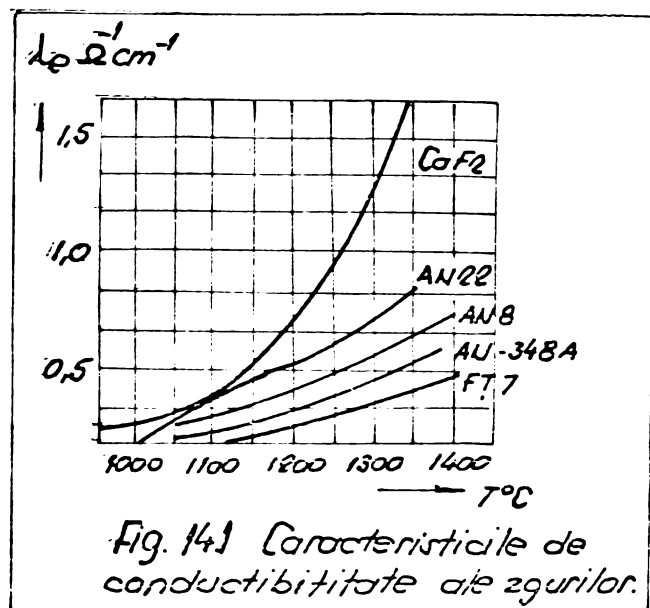
În figura 14.1 sînt reprezentate caracteristicile de conductibilitate ale zgurelor ce se utilizează curent

la retopirea în baie de zgură. Din aceste zgure se poate observa că conductivitatea electrică a fluorurei variază foarte

repede cu temperatura, comparativ cu celelalte fluxuri la care conductibilitatea variază într-o măsură mai mică. Aceasta asigură o închidere ușoară a circuitului arcului electric.

Fluiditatea fluorurei de calciu (CaF_2) este ridicată, iar bazicitatea sa, este calitate necesară rafinării metalelor (4).

Dacă la calitățile enumerate deja se mai ține



cont de faptul că temperatura de topire a fluorurei de calciu este de 1200°C sub temperatura de topire a stelitelor, ($1250 - 1265^{\circ}\text{C}$) ajungem la concluzia că fluorura de calciu este fluxul potrivit pentru depunerea stelitelor. Introducând în pulbera de fluorură de calciu carbon (prin pulbere din grafit) trecerea în materialul depus nu este influențată de flux.

14.1. Fenomene tranzitorii la sudarea în arc întreținut deasupra băii de zgură)

Incărcarea constantă (cantitate egală în unitate de timp) a metalului de adaos depinde în primul rând de parametrii de lucru adoptați, apoi de parametrii de ordin mecanic și alți factori.

De la bun început trebuie arătat că, volumul de flux topit în timpul depunerii practic nu variază (mici pierderi neînsemnate se pot pierde prin evaporare).

Păstrarea conductivității fluxului topit în limite strânse, depinde de temperatura sub care se găsește acesta, temperatură care este funcție de efectul termic din arc și respectiv în zgura parcursă de o parte din curentul de sudură, ținând bineînțeles cont de pierderile de energie. Dacă temperatura variază într-o plajă restrânsă vîscozitatea rămîne

practic constantă.

Aportul de căldură adus în fluxul topit de picăturile metalului de adaos poate fi constant în timp, dacă coeficientul de topire depinzând de valoarea curentului rămîne acelaș. Mai rămîn în discuție parametrii electrici, tensiunea și curentul, ultimul corelat cu viteza de avans a electrodului. Corelarea vitezei de topire cu cea de avans a electrodului asigură o distanță constantă vîrf electrod - suprafață baie de zgură, ceea ce se traduce prin tensiune constantă.

Dacă viteza de avans este mai mare decît viteza de topire, electrodul, pătrunde în zgura topită și procesul devine un timp foarte scurt, proces de sudare în baie de zgură, înaintarea în continuare a electrodului duce la scurtcircuitarea băii și deranjarea totală a sudării.

Dacă viteza de avans a electrodului este mai mică decît cea de topire, distanța vîrf electrod - suprafață baie de zgură se mărește, din ce în ce, pînă cînd arcul lungindu-se starea de ionizare slăbește și arcul se stinge. Sîrma electrod înaintînd, arcul se reaprinde apoi iar se stinge și arderea continuă cu pauze regulate în dauna calității depunerii.

Pentru faptul că baia de zgură este de volum redus și că fluxul din fluorură de calciu are un interval restrîns de solidificare (zgură scurtă) orice perturbare a regimului se reflectă în calitatea depunerii. Cu toate acestea, experimentările efectuate permit să se tragă concluzia că la alegerea corectă a tensiunii de lucru, curentului de lucru și vitezei de avans a electrodului pentru un diametru dat al acestuia, conduce la regimuri de lucru foarte stabile și realizarea de depuneri fără defecte.

14.1.2. Autoreglarea arcului la sudarea arc electric întretinut deasupra băii de zgură

La sudarea cu sîrmă, înaintarea sîrmei spre baia de zgură se face automat cu o viteză constantă sau dependentă de unul sau mai mulți parametri ai regimului de sudare. În acest caz lungimea arcului rezultă din echilibrul

între viteza de înaintare a sîrmei v_{ae} și de viteza de topire a ei v_{te} .

$$v = \frac{dl}{dt} = v_{te} - v_{ae} \quad (14,1)$$

Se pot întîlni două cazuri de echilibru :

a. Sudarea cu viteză de înaintare a sîrmei constantă.

Schema bloc a circuitului de reglare este reprezentată în figura 14.2 [63, 86].

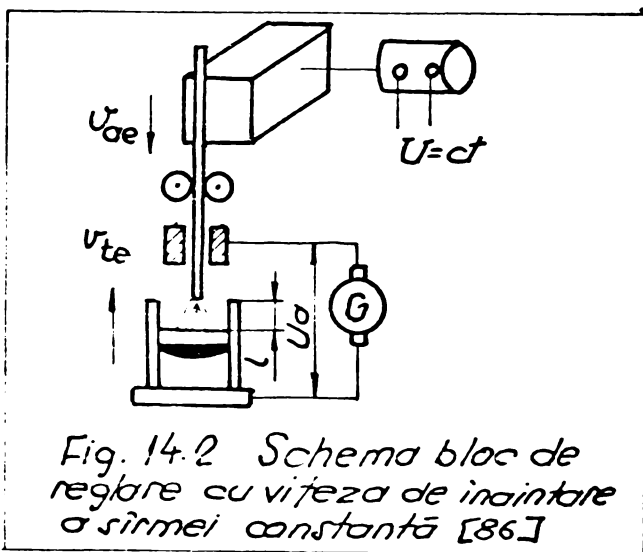


Fig. 14.2 Schema bloc de reglare cu viteza de inaintare a sîrmei constantă [86]

Echilibrul se menține cu condiția arcului de lungime constantă.

$$v = \frac{dl}{dt} = v_{te} - v_{ae} = 0 \quad \text{sau :}$$

$$v_{te} = v_{ae} \quad (14.2)$$

Viteza de topire exprimată în funcție de curentul și tensiunea arcului este :

$$v_{te} = k_i I_a - k_u U_a \quad (14.3)$$

unde k_i și k_u sînt coeficienți de autoreglare în raport cu curentul și respectiv tensiunea.

Rezolvînd sistemul compus din ecuațiile 14.2 și 14.3 se obține :

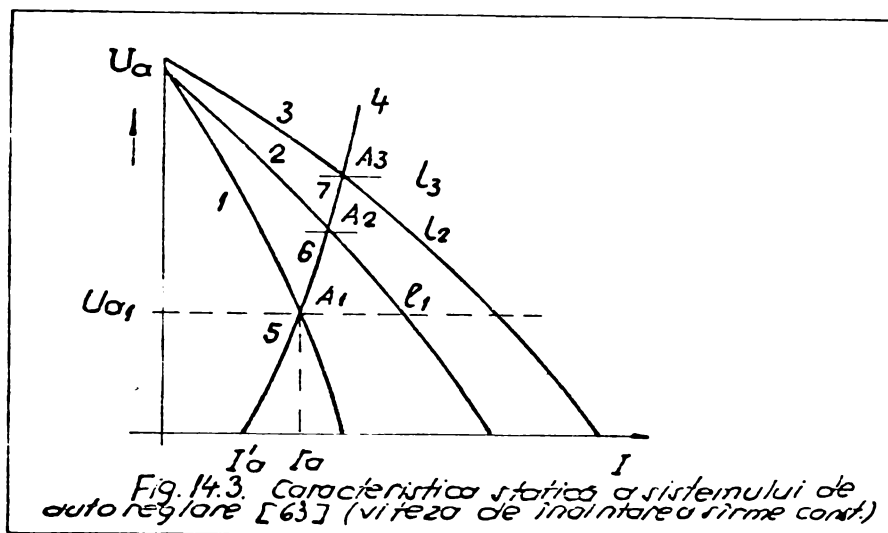
$$I_a = I'_a + \frac{k_u}{k_i} U_a \quad (14.4)$$

unde $I'_a = \frac{v_{ae}}{k_i}$ reprezintă un curent de valoare constantă ;

$\frac{k_u}{k_i} U_a$ abaterea curentului la valoarea I'_a datorită influenței tensiunii arcului asupra vitezei de topire a sîrmei. Experimental s-a constatat că la variații ale tensiunii între 30 - 50 V abaterea curentului față de valoarea I'_a nu depășește 5 - 10 %. Intrucît menținerea curentului se face fără un mecanism de reglare automat, proprietatea arcului de a păstra o anumită valoare a curentului se numește autoreglare.

În figura 14.3 se prezintă caracteristica statică a sistemului de autoreglare. Curbele 1, 2 și 3 reprezintă

caracteristicile externe ale sursei de alimentare, iar punctele l_1 , l_2 și l_3 caracteristicile arcului electric de lungimi diferite. Punctele 5, 6 și 7 reprezintă punctele de ardere stabilă ale arcului și care se găsesc totdeauna pe curba C, care reprezintă caracteristica statică a sistemului de autoreglare.



Se poate arăta că abaterea lungimii arcului Δl în timp t are expresia următoare [16,63] :

$$\Delta l = \Delta l_0 \exp. \left[- \frac{t}{T} \right] \quad (14.5)$$

în care :

$$T = \frac{l}{E \left(\frac{k_i}{k_g} + k_u \right)}$$

E fiind intensitatea câmpului electric, din arcul electric și k_g coeficientul de stabilitate al arcului în punctul de funcționare (egal cu diferența dintre tangenta unghiului la caracteristica externă și tangenta unghiului la caracteristica arcului față de abscisă [13, 63]).

Cum în general $T > 0$, procesul de autoreglare e stabil, k_i trebuie să fie cât mai mare și k_g cât mai mic și pozitiv ; k_u are un rol mai puțin important fiind mic.

k_g mic se obține la caracteristici externe puțin căzătoare iar k_i crește cu cât densitățile folosite pe electrod sînt mai mari.

Intensitățile mari ale câmpului electric în coloana arcului se obțin la lungime mică a arcului și tensiune U_a mare.

După cum rezultă din încercări experimentale [60, 61] la sudarea cu sursă cu caracteristică rigidă sau urcătoare, trecerea prin arc a metalului topit se face prin picături mult mai fine decât la sudarea cu caracteristici coborîtoare. Acest lucru se traduce prin topire continuă a sârmei, deci o lungime constantă a arcului de alimentare de la o sursă cu caracteristică rigidă sau urcătoare. La alimentarea arcului de la o sursă cu caracteristică coborîtoare, picăturile sînt mari și favorizează scurtcircuitarea arcului dînd impresia unei înaintări aparent neregulate ale sârmei [60, 61].

b. Arderea cu viteză de înaintare a sârmei dependentă de tensiunea arcului.

La unele sisteme viteza de avans a electrodului V_{ae} depinde de tensiunea arcului conform unei relații de forma :

$$V_{ae} = k_{au} (U_a - U_o) \quad (14.6)$$

în care U_o este o tensiune de valoare dată. Utilizînd relațiile 14.6, 14.3 și 14.2 se obține prin transformări simple :

$$U_a = U'_a + \frac{k_i}{k_u + k_{au}} I \quad (14.7)$$

unde : $U'_a = \frac{k_{au}}{k_u + k_{au}} \cdot U_o$ este o tensiune de valoare constantă.

Schema bloc a circuitului de reglare e reprezentată în figura 14.4 iar în figura 14.5 se prezintă caracteristica statică a sistemului de reglare a tensiunii arcului.

Curbele 1, 2 și 3 reprezintă caracteristicile externe ale sursei, iar curbele 5,6,7 caracteristicile arcului. Locul de intersecție al curbelor 1, 2 și 3 cu 5, 6 și 7 reprezintă punctele de funcționare stabilă ale arcului, ele găsindu-se pe dreapta 4, care reprezintă caracteristica statică de reglare a tensiunii arcului la utilizarea unui regu-

lator al tensiunii arcului dat. Variația lunginii arcului este dată de relația 14.8 [16, 163].

$$\Delta_1 = l_0 \exp. \left[- \frac{t}{T_{au}} \right] \quad (14.8)$$

în care :

$$T_{au} = \frac{1}{B \left(\frac{k_i}{k_s} + k_u + k_{au} \right)}$$

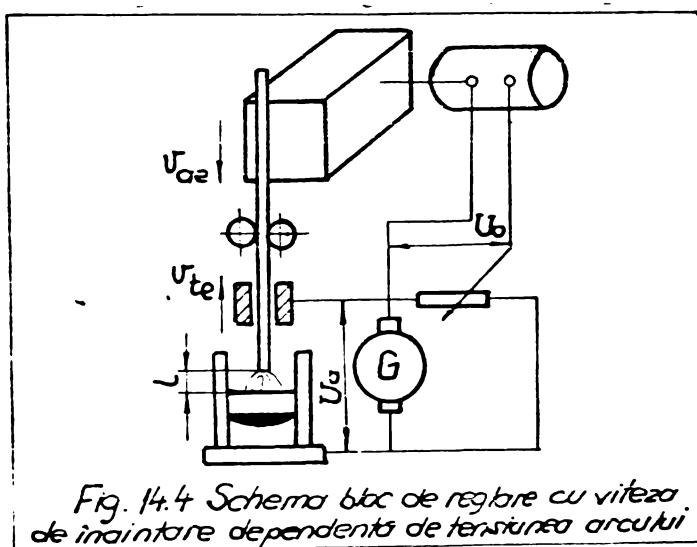


Fig. 14.4 Schema bloc de reglare cu viteza de înaintare dependentă de tensiunea arcului

Constanta T_{au} este mult mai mică în cazul reglării tensiunii arcului decât în cazul auto-reglării, deci procesul studiat este totdeauna mai rapid decât procesul auto-reglării. La sistemele de reglare a tensiunii arcului, rezultate bune se obțin și de la surse cu caracteristică coborîtoare, deoarece creșterea coeficientului de stabilitate nu influențează în mod deosebit constanta de timp T_{au} .

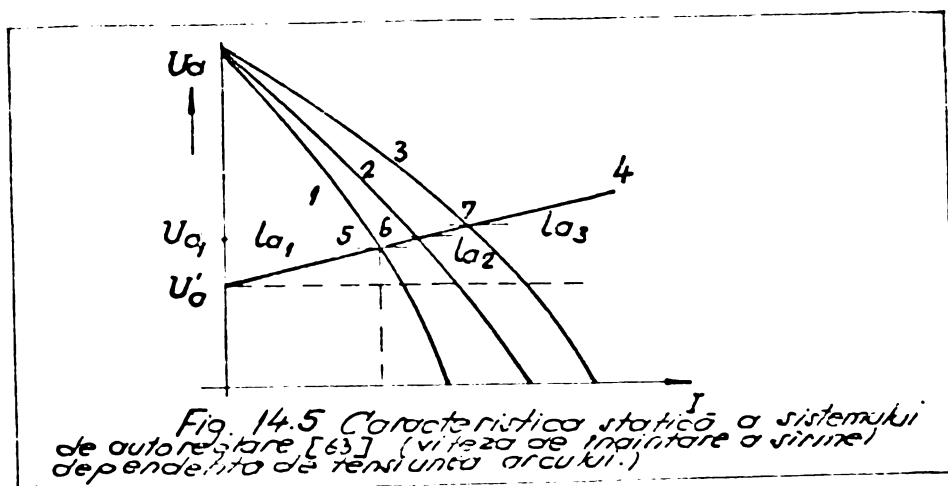


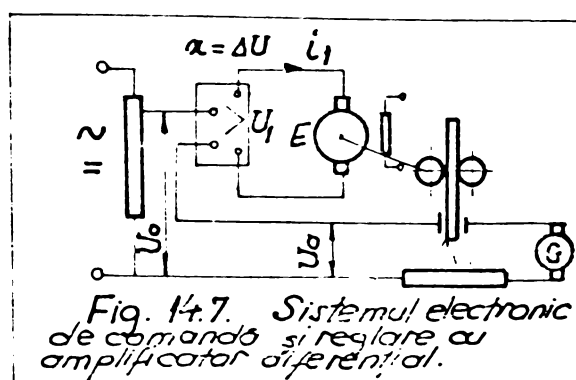
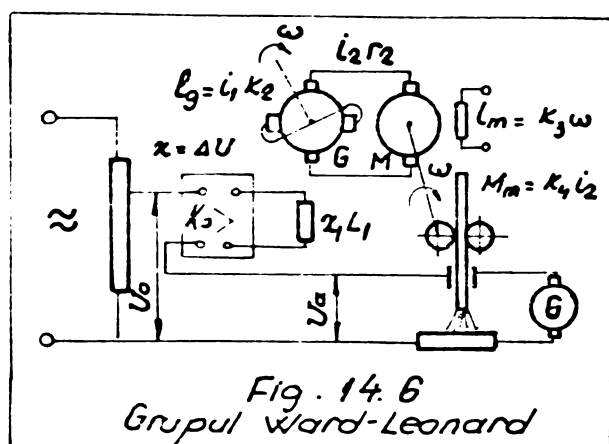
Fig. 14.5 Caracteristica statică a sistemului de auto-reglare [63] (viteza de înaintare a șirinei dependentă de tensiunea arcului.)

14.2. Reglarea automată a arcului

Cum s-a arătat stabilitatea proceselor de sudare se poate asigura, prin autoreglare sau prin reglare automată atunci când pretențiile ce le impunem sînt mai mari. Sînt posibile utilizarea ambelor sisteme de reglare.

După cum se știe majoritatea schemelor de reglare automată sînt bazate îndeosebi pe mașini rotative. Inconvenientul acestora îl constituie inerția electrică și mecanică mare. Aceasta conduce la viteze mici de răspuns. De exemplu se utilizează mult grupul Ward Leonard constînd dintr-un amplificator oarecare, care asigură curentul de excitație (funcție de tensiunea U_a) a unei mașini amplificatoare, care alimentează rotorul motorului de antrenare al rotelor, de împingere a sîrmei electrod. Faptul că în amplidină sînt înfășurări cuplate, că masele rotoarelor au inerție importantă viteza de răspuns a sistemului este slabă.

Pentru îmbunătățirea vitezei de răspuns am procedat la conceperea și experimentarea unui sistem electronic de comandă și reglare conform cu schema 14.7. Amplificatorul electronic a înlocuit mașina amplificatoare și



motorul de acționare al acesteia.

În cele ce urmează se va urmări calitativ și cantitativ fenomenele ce se petrec pe întregul lanț de reglare, comparativ cu schema Ward - Leonard.

14.2.1. Schema de reglare Ward-Leonard

Se ia de bază schema din figura 14.6 cu elementele aferente trecute în schemă.

Mărimea de intrare a sistemului de reglare este $x = \Delta U = U_a - U_o$ unde :

U_a tensiunea arcului ;

U_o este tensiunea de referință ce poate fi fixată cu ajutorul potențiometrului P.

Mărimea este amplificată cu factorul de amplificare al amplificatorului astfel că :

$$U_1 = k_o x \quad \text{în care : } x = \Delta U = U_a - U_o \quad (14.9)$$

Tensiunea U_1 se explică excitației, generatorului G putîndu-se scrie ecuația :

$$U_1 = r_1 \cdot i_1 + L_1 \frac{di_1}{dt}$$

Cu notațiile $K_1 = \frac{1}{r_1}$; $T_1 = \frac{L_1}{r_1}$ relația

$$\text{devine : } K_1 U_1 = i_1 + T_1 \frac{di_1}{dt} \quad (14.10)$$

Indusul generatorului G, rotindu-se cu turație constantă induce o tensiune electromotoare :

$$e_g = K_2 i_1 \quad (14.11)$$

(circuitul magnetic al generatorului nesaturat).

Sub acțiunea acestei tensiuni, rotorul motorului se rotește (excitația lui M este constantă). Tensiunea electromotoare indusă în înfășurarea indusului motorului M este dată de relația :

$$e_m = K_3 \cdot \omega \quad (14.12)$$

în care ω este viteza unghiulară a motorului.

Ecuația de mișcare a indusului motorului M este :

$$J \frac{d\omega}{dt} = M_m - M_r \quad (14.13)$$

în care : J este momentul de inerție al pieselor mecanismului antrenat redus la arborele motorului ;

M_m, M_r momentele accelerator, respectiv rezistent care acționează.

Momentul accelerator este proporțional cu curentul prin indus,

$$M_m = K_4 i_2 = K_4 \frac{\Phi_s - \Phi_m}{r_2} \quad (14.14)$$

r_2 fiind suma rezistențelor înfășurării indusurilor generatorului și motorului.

$$\text{Notînd cu } K_7 = \frac{1}{r_2}; \quad T_m = \frac{J \cdot r_2}{K_3 \cdot K_4}$$

din relațiile : 14.11 ; 14.12 ; 14.13 ; 14.14 ; se obține :

$$\frac{K_2}{K_3} \cdot i_1 - \frac{M_r}{K_3 K_4 K_7} = \omega + T_m \frac{d\omega}{dt} \quad (14.15)$$

Cunoscînd că viteza de înaintare este proporțională cu viteza unghiulară a indusului motorului M, adică $v_{ae} = K_5 \omega$, iar viteza de topire a sîrmei (la curent constant) $v_{te} = v_{teo} - k_u U_a$, ținînd cont că $E \cdot l \approx U_a$ și de relația 14.9 rezultă :

$$x + T_s \frac{dx}{dt} = -K_5 K_6 \omega - U_0 + K_6 v_{teo} \quad (14.16)$$

în care s-au utilizat relațiile suplimentare :

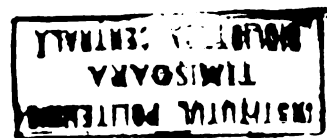
$$K_6 = \frac{1}{k_u}; \quad T_s = \frac{K_6}{B}$$

Ecuatiile 14.9 ; 14.10 ; 14.15 și 14.16 reprezintă modul de variație al diferitelor mărimi în verigile amplificator, circuit de excitație generator, indus generator și motor respectiv indus motor arc electric.

Prin rezolvarea ecuațiilor de mai sus și folosind relația 14.9 se obține :

$$T_1 \cdot T_m \cdot T_s \frac{d^3 x}{dt^3} + (T_1 T_m + T_m T_s + T_s T_1) \frac{d^2 x}{dt^2} + (T_1 + T_m + T_s) \frac{dx}{dt} + (1 + K) x = -U_0 + K_6 v_{teo} + \frac{K_5 K_6}{K_3 K_4 K_7} \cdot M_r \quad \text{în care (14.17)}$$

$$K = \frac{K_0 K_1 K_2 K_5 K_6}{K_3}$$



Valoarea staționară a lui x se deduce din ecuația 14.7 egalizând cu zero toate derivatele adică :

$$x_{st} = -\frac{U_0}{1+K} + \frac{K_6 v_{te0}}{1+K} + \frac{K_5 K_6}{(1+K)K_3 K_4 K_7} \cdot M_r \quad (14.18)$$

rezultă valoarea stabilizată a tensiunii arcului :

$$U_{ast} = U_0 + x_{st} = \frac{K}{1+K} \cdot U_0 + \frac{K_6 v_{te0}}{1+K} + \frac{K_5 K_6}{(1+K)K_3 K_4 K_7} \cdot M_r \quad (14.19)$$

Procesul de reglare dat de ecuația 14.17 este static, pentru că mărimea reglată U_a nu tinde în permanență spre mărimea de bază U_0 . Tensiunea stabilizată este determinată de tensiunea reglată U_0 de caracteristicile regimului de sudare (v_{te0} și K_6) și de cuplul rezistent la arborele motorului M_r . Notînd abaterea de la valoarea stabilizată cu $\xi = x - x_{st}$ ecuația 14.17 devine :

$$T_1 T_m T_s \frac{d^3 \xi}{dt^3} + (T_1 T_m + T_m T_s + T_s T_1) \frac{d^2 \xi}{dt^2} + (T_1 + T_m + T_s) \frac{d \xi}{dt} + (1 + K) = 0 \quad (14.20)$$

Ecuația 14.20 are forma :

$$a_0 \frac{d^3 \xi}{dt^3} + a_1 \frac{d^2 \xi}{dt^2} + a_2 \frac{d \xi}{dt} + a_3 \xi = 0 \quad \text{soluția :}$$

$$\xi = \sum_{i=1}^{i=3} A_i \cdot \exp. [p_i t]$$

p_i este soluția ecuației caracteristice:

$$a_0 p^3 + a_1 p^2 + a_2 p + a_3 = 0$$

Coeficienții a_0, a_1, a_2, a_3 sînt toți reali și pozitivi. De aceea cele trei rădăcini sînt sau toate trei reale sau una reală și celalte două complexe și conjugate. Rădăcina reală este negativă, deci termenul respectiv din ecuația 14.20 tinde spre zero în timp, adică el corespunde unui proces stabil.

Pentru ca procesul să fie stabil este necesar ca și celelalte rădăcini să fie negative ceea ce revine la :

$$a_1 a_2 - a_0 a_3 > 0 \quad (14.21)$$

iar la limita dintre domeniul stabil și instabil :

$a_1 a_2 - a_0 a_2 = 0$ ceea ce conduce la valoarea critică a coeficientului critic de amplificare :

$$K_{kr.} = 2 + \frac{T_m}{T_l} + \frac{T_s}{T_l} + \frac{T_s}{T_m} + \frac{T_l}{T_m} + \frac{T_l}{T_s} + \frac{T_m}{T_s} \quad (14.22)$$

Pentru ca procesul de reglare să fie stabil este necesar ca valoarea lui K să fie mai mică decât $K_{cr.}$ (valoarea minimă a coeficientului $K_{cr.}$). Valoarea minimă posibilă a lui $K_{cr.}$ se obține pentru $T_l = T_m = T_s$ și este egală cu 8. De aceea la proiectare se alege : $K_{cr} < 8$.

14.2.2. Schema de reglare la utilizarea unui amplificator electronic în locul amplificatoarelor rotative

Se utilizează schema de calcul pe baza figurii 14.7 considerându-se electrodul nefuzibil. Notațiile care coincid au aceeași semnificație ca în cazul a.

Mărimea de intrare a sistemului de reglare este :

$$x = \Delta U = U_a - U_o$$

Tensiunea la ieșirea amplificatorului este :

$$U_1 = K_o x = K_o (U_a - U_o) \quad (14.23)$$

Curentul ce se stabilește în circuitul rotorului motorului de antrenare al rotelor este :

$$i_1 = \frac{U_1 - E}{r_1} \quad (14.24)$$

în care r_1 este rezistența rotorului.

Valoarea tensiunii electromotoare este :

$$E = K_1 \omega \quad (14.25)$$

în care ω este viteza unghiulară a rotorului motorului.

Ecuția de mișcare a indusului motorului M este

$$J \frac{d\omega}{dt} = M_m - M_r \quad (14.26)$$

Momentul necesar este proporțional cu curentul i_1 .

$$M_m = K_2 i_1 \quad (14.27)$$

Tinând cont de relațiile 14.23 ; 14.24 ; 14.25 ; 14.26 și 14.27 se obține ecuația :

$$T_m \frac{d\omega}{dt} + \omega + \frac{K_0}{K_1} x - \frac{M_r}{K_1 K_2 K_3} \quad (14.28) \quad \text{în care :}$$

$$\frac{1}{r_1} = K_3.$$

Tinând cont că tensiunea arcului se poate exprima sub forma :

$$U_a = U_{ka} + E \cdot l \quad \text{sau} \quad \frac{dU_a}{dt} = E \frac{dl}{dt} \quad \text{în care :}$$

U_{ka} este căderea de tensiune la catod și anod în arc de valoare constantă.

Tinând cont de relația 14.9 se poate scrie :

$$\frac{dx}{dt} = \frac{dU_a}{dt} = E \frac{dl}{dt} = -K_4 \omega E \quad \text{sau prin împărțirea cu}$$

ω_n reprezentând viteza unghiulară nominală și cu notațiile

$$\frac{1}{\omega_n} = T_1 \quad \text{și} \quad K_5 = \frac{EK_4}{\omega_n} \quad \text{se obține :} \quad T_1 \frac{dx}{dt} = -K_5 \omega \quad (14.29)$$

Din ecuațiile 14.23 ; 14.28 și 14.29 se obține ecuația diferențială pentru electrod nefuzibil :

$$T_1 T_m \frac{d^2 x}{dt^2} + T_1 \frac{dx}{dt} + K' x = \frac{K_5}{K_1 K_2 K_3} \quad (14.30)$$

$$\text{în care :} \quad K' = \frac{K_0 K_5}{K_1}$$

In regim staționar derivatele sînt nule. Rezultă valoarea staționară a abaterii :

$$x_{st} = \frac{M_r}{K_0 K_2 K_3} \quad (14.31)$$

Sau tinând cont de relația 14.23 se mai poate scrie valoarea staționară a tensiunii arcului :

$$U_{ast} = x_{st} + U_0 = U_0 + \frac{M_r}{K_0 K_2 K_3} \quad (14.32)$$

relație care arată că tensiunea staționară se stabilește pentru un anumit moment rezistent.

În cazul sudării cu electrod fuzibil urmărind același raționament obținem :

$$v_{te} = v_{teo} - k_u U_a$$

Viteza de avans a electrodului fiind proporțională cu viteza unghiulară se obține :

$$v_{ae} = K_5 \omega ,$$

Făcînd un număr de operații după cum urmează :

$$\frac{dl}{dt} = v_{te} - v_{ae} = \frac{l}{F} \cdot \frac{dx}{dt} = v_{teo} - k_u U_a - K_5 \omega ;$$

Prin împărțire cu k_u și cu notațiile $\frac{l}{k_u} = K_6$

și $\frac{K_6}{F} = T_s$ obținem :

$$T_s \frac{dx}{dt} + x = - K_5 K_6 - U_o + K_6 v_{teo} \quad (14.33)$$

Folosind relațiile 14.23 ; 14.28 ; și 14.33 prin rezolvare în raport cu x obținem :

$$T_m \cdot T_s \frac{d^2 x}{dt^2} + (T_m + T_s) \frac{dx}{dt} + (1+K) x = - U_o + K_6 v_{teo} + \frac{K_5 K_6}{K_1 K_2 K_3} \cdot M_r \quad (14.34)$$

în care : $K = \frac{K_o K_5 K_6}{K_1}$

Valoarea stabilizată a abaterii x se obține cînd derivatele sînt nule, deci valoarea staționară a abaterii se obține :

$$x_{st} = - \frac{U_o}{1+K} + \frac{K_6 v_{teo}}{1+K} + \frac{K_5 K_6}{(1+K)(K_1 K_2 K_3)} M_r \quad (14.35)$$

iar tensiunea stabilizată rezultă :

$$U_{ast} = U_o + x_{st} = \frac{K}{1+K} U_o + \frac{K_6 v_{teo}}{1+K} + \frac{K_5 K_6}{(1+K)(K_1 K_2 K_3)} M_r \quad (14.36)$$

Tensiunea stabilizată a arcului la sudare cu electrod fuzibil depinde de v_{teo} și K_6 care caracterizează regimul de sudare de cuplul rezistent la arborele motorului și de tensiunea reglată U_o .

Dacă abaterea față de valoarea staționară a abaterii este : $\xi = x - x_{st}$, ecuațiile pentru electrod nefuzibil devin :

$$T_1 T_m \frac{d^2 \xi}{dt^2} + T_1 \frac{d \xi}{dt} + K \xi = 0 \quad (\text{electrod neconsumabil}) \quad (14.37)$$

$$T_m T_s \frac{d^2 \xi}{dt^2} + (T_m + T_s) \frac{d \xi}{dt} + (1+K) \xi = 0 \quad (\text{electrod consumabil}) \quad (14.38)$$

Ambele ecuații au forma :

$$a_0 \frac{d^2 \xi}{dt^2} + a_1 \frac{d \xi}{dt} + a_2 \xi = 0 \quad \text{cu soluția } \xi = \sum_{i=1}^2 A_i \text{Exp.} [(p_i t)]$$

în care p_i este soluția ecuației caracteristice.

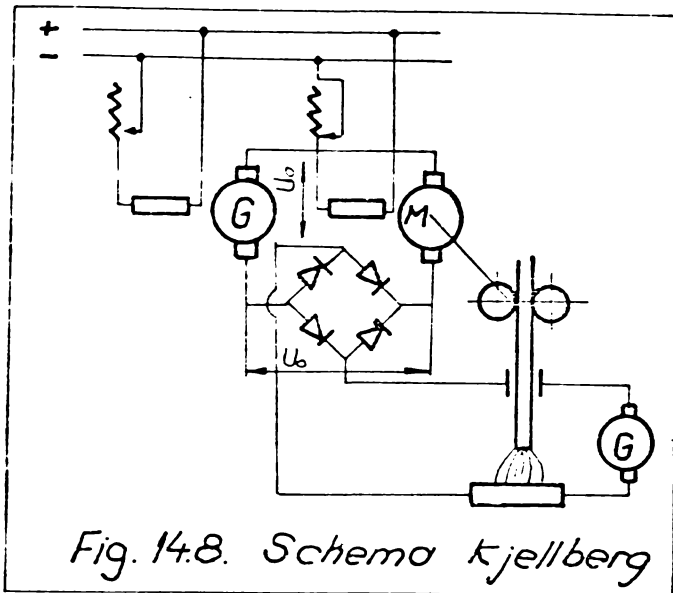
$$a_0 p^2 + a_1 p + a_2 = 0 \quad \text{ale cărei rădăcini sînt :}$$

$$p_{12} = \frac{a_1 \pm \sqrt{a_1^2 - 4 a_0 a_2}}{2 a_0}$$

Deoarece coeficienții a_0 ; a_1 ; a_2 sînt pozitivi, rădăcinile sînt amîndouă negative sau amîndouă complexe cu partea reală negativă, în ambele cazuri reglarea decurgînd stabil deoarece din expresia ξ se observă că ea tinde spre zero.

O astfel de situație se obține și în cazul schemelor de reglare, cum ar fi schema Kjellberg, figura 14.8, în care în circuitul de reglaj lipsește circuitul de excitație. În această situație constanta T_1 din relația 14.20 dispăre și se ajunge la relația 14.38, ca în cazul utilizării unui amplificator electronic. Totuși schema (sînt și alte scheme similare) are în paralel pe arc elemente cu rezistență mică pentru preluarea mărimii de intrare (x) ceea ce înrăutățește condițiile de sudare, datorită șuntării arcului cu o rezistență cu consum relativ mare. Caracteristicile dinamice sînt influențate negativ.

Amplificatorul electronic avînd rezistență de intrare mare, practic nu influențează arderea arcului. Energia necesară comenzii amplificatorului în cascadă, permite a se utiliza semnale de intrare mici sau foarte mici pentru a se comanda elemente de execuție de putere.



Prin utilizarea unor amplificatoare electronice se elimină din lanțul de reglare mașini rotative cu momente de inerție mecanică ridicate. De exemplu comparativ cu schema de reglare prin grupul Ward-Leonard, prin utilizarea unui amplificator electronic diferențial se elimină două mașini cu inerție mecanică ridicată : mașina de antrenare și generatorul antrenat, deci două mașini rotative.

Viteza de răspuns al amplificatoarelor electronice din lanțul de reglaj este foarte mare (întârzierea în răspuns este practic nulă) ceea ce asigură o reglare în timp minim, întârzierea fiind determinată numai de inerția motorului de antrenare și elementele cinematice din sistemul de antrenare.

Pentru realizarea matrițelor compozite au fost realizate două scheme electronice de comandă a avansului electrodului, una mai simplă și a doua de construcție mai complicată. În figurile 14.9 și 14.10 sînt prezentate montajele experimentate înainte de a fi montate pe șasiu, împreună cu motorul de antrenare al sîrmei. Caracteristicile motorului folosit sînt următoarele :

Motor de c.c. tip " Electrotehnica" București
tip MRF 1

Cuplul util 2,4 kgfcm (2,35 daN cm)

Tensiune rotor 42 V

Tensiune stator 42 V

Curent rotor 4 A

Curent stator 0,35 A

Turație nominală 5000 rot./min (la ieșire din
reductor 166 rot./min).

Izolație clasă F cu protecție IP 20.

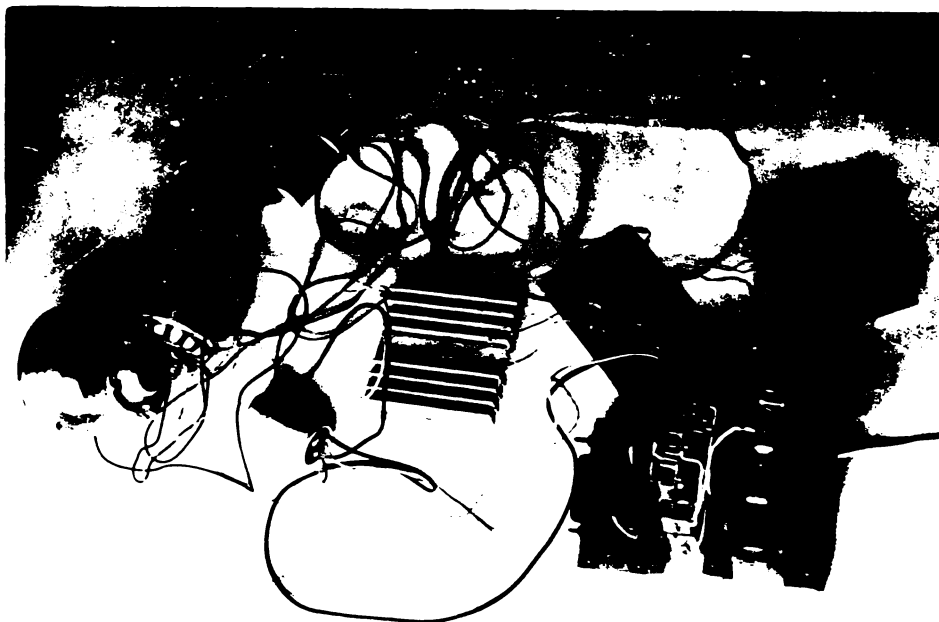


Fig.14.9. Schema 1. Amplificatorul electronic în curs de experimentare.

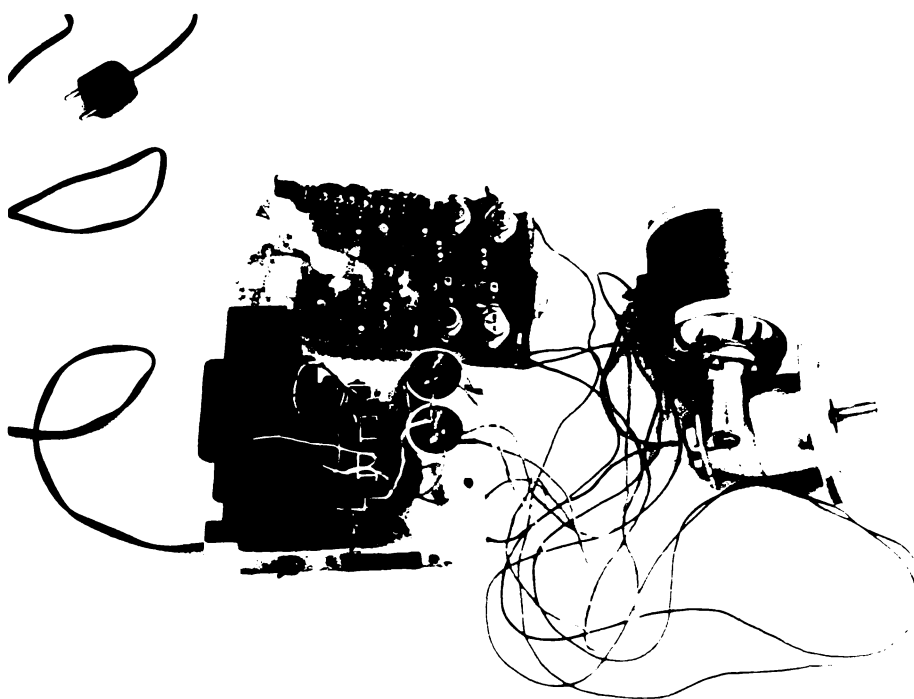


Fig.14.10. Schema 2. Amplificatorul electronic în curs de experimentare.

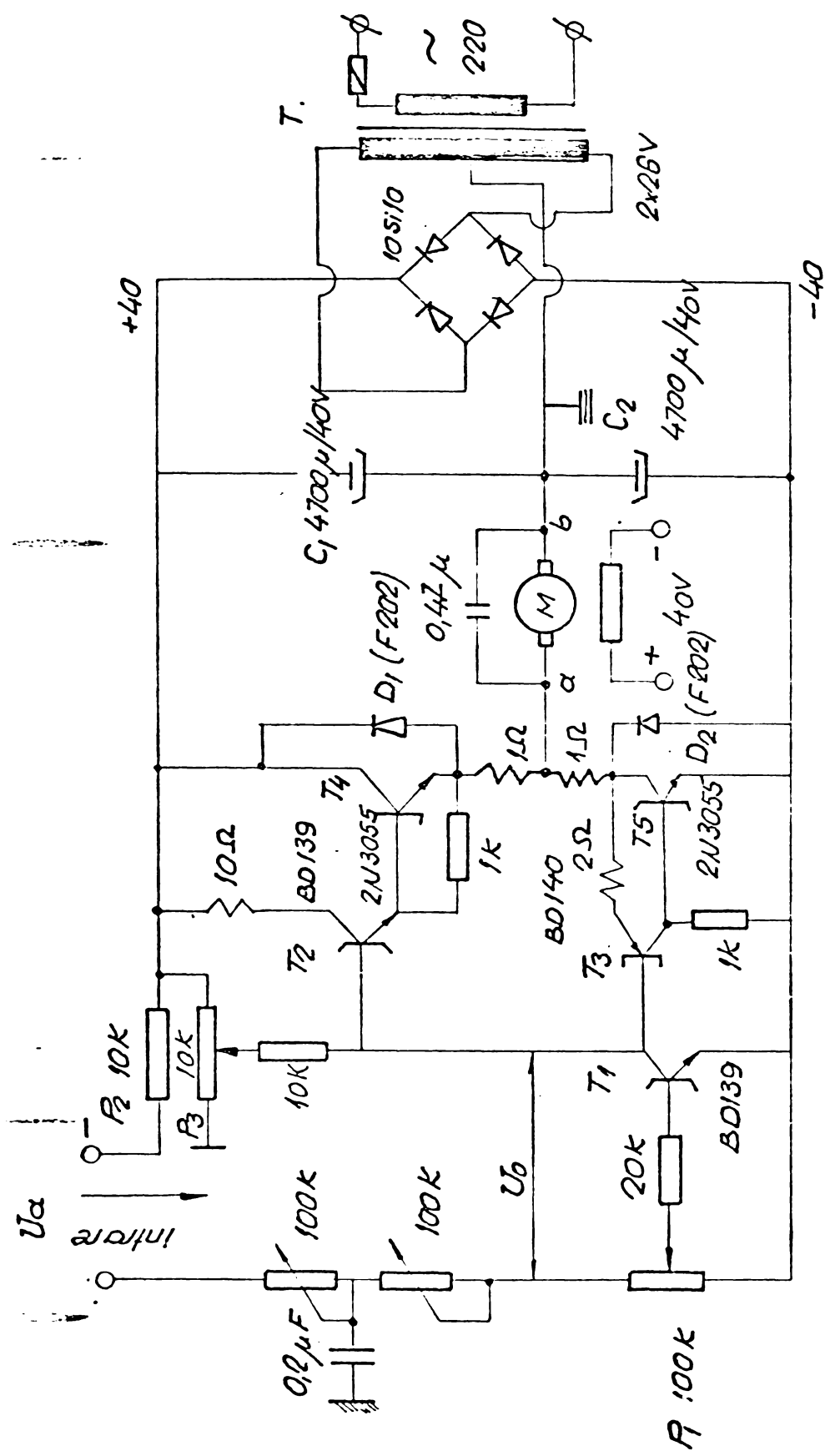


Fig. 14.11
 Schema 1a amplificatorului diferential

Funcționarea schemei 1

Schema utilizată în figura 14.11 este a unui amplificator electronic diferențial, astfel conceput încât în timpul funcționării să acționeze asupra motorului de antrenare al electrodului păstrând constantă lungimea arcului.

Lungimea arcului, respectiv distanța vîrf-electrod-baie de zgură se reflectă în valoarea tensiunii. Aceasta se prestabilește după necesitățile procesului tehnologic de sudare, determinat pe cale experimentală.

Schema funcționează astfel :

La mers în gol între electrod piesă, există tensiunea de mers în gol dată de sursă. Bornele de intrare ale amplificatorului se leagă între electrod - piesă deci la tensiunea de mers în gol. Tensiunea se aplică unui divizor rezistiv (la curent alternativ se poate utiliza un transformator) format din trei rezistențe din care două semireglabile de 100 K și un potențiomtru P_1 de 100 K prin care se poziționează amplificatorul pe tensiunea reglată U_0 . La funcționarea stabilă în sarcină $U_0 = U_a$, amplificatorul electronic intervenind și restabilind egalitatea la orice abatere.

Divizorul rezistiv, format din potențiomtrul de 100 K cu condensatorul C de $0,2 \mu F$ formează un filtru de netezire al impulsurilor aleatoare de pe electrodul de sudură de frecvență 20 - 25 Hz, filtru necesar pentru evitarea bombardării înfășurării rotorului motorului de acționare cu impulsuri de valoare mare și scurtă durată (ceea ce ar putea dăuna motorului).

Al doilea potențiomtru P_2 de 100 K reglează poziționarea în gol.

În primul etaj s-a montat un tranzistor amplificator T_1 BD 139 alimentat la tensiunea de 80 V. Acest tranzistor își polarizează baza prin aplicarea unei tensiuni, de pe potențiomtrul de 100 K, provenită de la electrodul de sudură prin filtrul de netezire. Variația tensiunii pe baza tranzistorului are plaja de lucru între 0 + 80 V (între emitor și colector). Motorul M este alimentat de pe o priză mediană a transformatorului T la + 40 V. Pe ramura opusă, ali-

mentarea rotorului motorului se face de pe un etaj de amplificare în curent, care urmărește liniar tensiunea din colectorul primului tranzistor T_1 . Poziția staționară a motorului se realizează când ambele tranzistoare T_4 și T_5 (2N3055) sînt blocate, ceea ce depinde de reglajul făcut de potențiometrul P_1 de 100 K și de tensiunea de intrare. Potențiometrul P_2 de 100 K devine potențiometrul de nivel al vitezei de acționare al motorului.

Repetorul pe emițător BD 139 al lui T_2 repetă tensiunea din colectorul tranzistorului T_1 , realizînd amplificarea în curent cu care se atacă tranzistorul final T_4 de tipul 2N3055 care de asemenea realizează în continuare amplificarea în curent.

Ramura inferioară formată din tranzistoarele T_3 și T_5 intră în acțiune numai cînd T_1 lucrează sub + 40 V și anume tranzistorul T_3 BD 140 realizează pe de o parte amplificarea în curent cît și defazarea necesară. Defazarea se realizează polarizînd tranzistorul T_5 (2N3055) cu un curent luat din colectorul lui T_5 . Defazarea se realizează prin faptul că tranzistorul T_3 (BD 140) este de tipul pnp, deschizînd la nivele de curent de polaritate negativă față de emitorul său.

Să presupunem că în punctul a tensiunea este aceeași ca și în punctul b $U_{ab} = 0$; motorul se găsește în stare de echilibru (nu se rotește). Dacă tensiunea din colectorul tranzistorului T_1 crește, T_2 amplifică în curent (tensiunea din emitor rămînînd aceeași) fiind repetor pe emitor. Curentul din emitorul lui T_2 se aplică în baza tranzistorului T_4 care amplifică în continuare și închide circuitul la motor prin rezistența de 1Ω . În situația de mai sus T_3 nu intră în acțiune deoarece baza lui fiind pozitivă față de emitor, tranzistorul e blocat ca și tranzistorul T_5 ; lucrează ramura de sus.

Dacă tensiunea din colectorul tranzistorului T_1 scade, baza tranzistorului T_3 este polarizată negativ față de emitor, iar T_3 intră în conducție efectuînd amplificarea în curent, apoi T_5 în continuare. Tensiunea din colectorul lui T_5 scăzînd, tensiunea U_{BC} tinde spre zero închizînd ramura inferioară. Motorul reversează de sens.

Ramura de sus se blochează astfel : când tensiunea din colectorul lui T_1 scade sub valoarea care asigură starea staționară a motorului, tranzistorul T_2 deși repetă tensiunea din colectorul tranzistorului T_1 nu intră în conducție deoarece a intrat tranzistorul T_3 care a preluat ramura inferioară, iar T_2 și T_4 care au tensiunea pe emitori mai mare decât în colector sînt blocați.

In figura 14.12 sînt reprezentate caracteristicile :

- tensiunea de ieșire în funcție de tensiunea de intrare $U_{ie} = f(U_{in})$;
- turația motorului în funcție de intrare $n = f(U_{in})$.

Funcționarea schemei 2

Funcționarea se analizează pe schema bloc din figura 14.13 și schema desfășurată figura 14.14.

Schema este constituită din oscilatorul de relaxare A_1 format din generatorul de curent T 21 și tranzistorul unijoncțiune T 22 urmat de un amplificator T 31. Dioda Zener n_1 polarizează cu o tensiune constantă baza lui T 21, tensiune care determină în colectorul lui T 21 un curent constant, care încarcă condensatorul K_1 . Tranzistorul unijoncțiune (TUJ) descarcă periodic condensatorul cînd pe acesta, tensiunea ajunge la aproximativ 0,5 din tensiunea de alimentare a tranzistorului TUJ.

Astfel, regăsim în colectorul tranzistorului T 31 un semnal în formă de dinți cu fierăstrău de fază opusă semnalului de pe K_1 (de fapt este căderea de tensiune pe rezistența R 13 raportată la masa montajului).

Tensiunea din colectorul tranzistorului T31 se aplică simultan la intrările comparatoarelor diferențiale A_2 și A_3 formate din tranzistoarele T19, T20 și T21 din blocul A_2 , respectiv tranzistoarele T 17, T 18 , T 30, din blocul funcțional A_3 . Tensiunea aplicată pe baza tranzistorului T 20 comparată cu tensiunea de pe baza tranzistorului T 21 determină în colectorul tranzistorului T 20 impulsuri dreptunghiulare de frecvență egală cu cea dată de oscila-

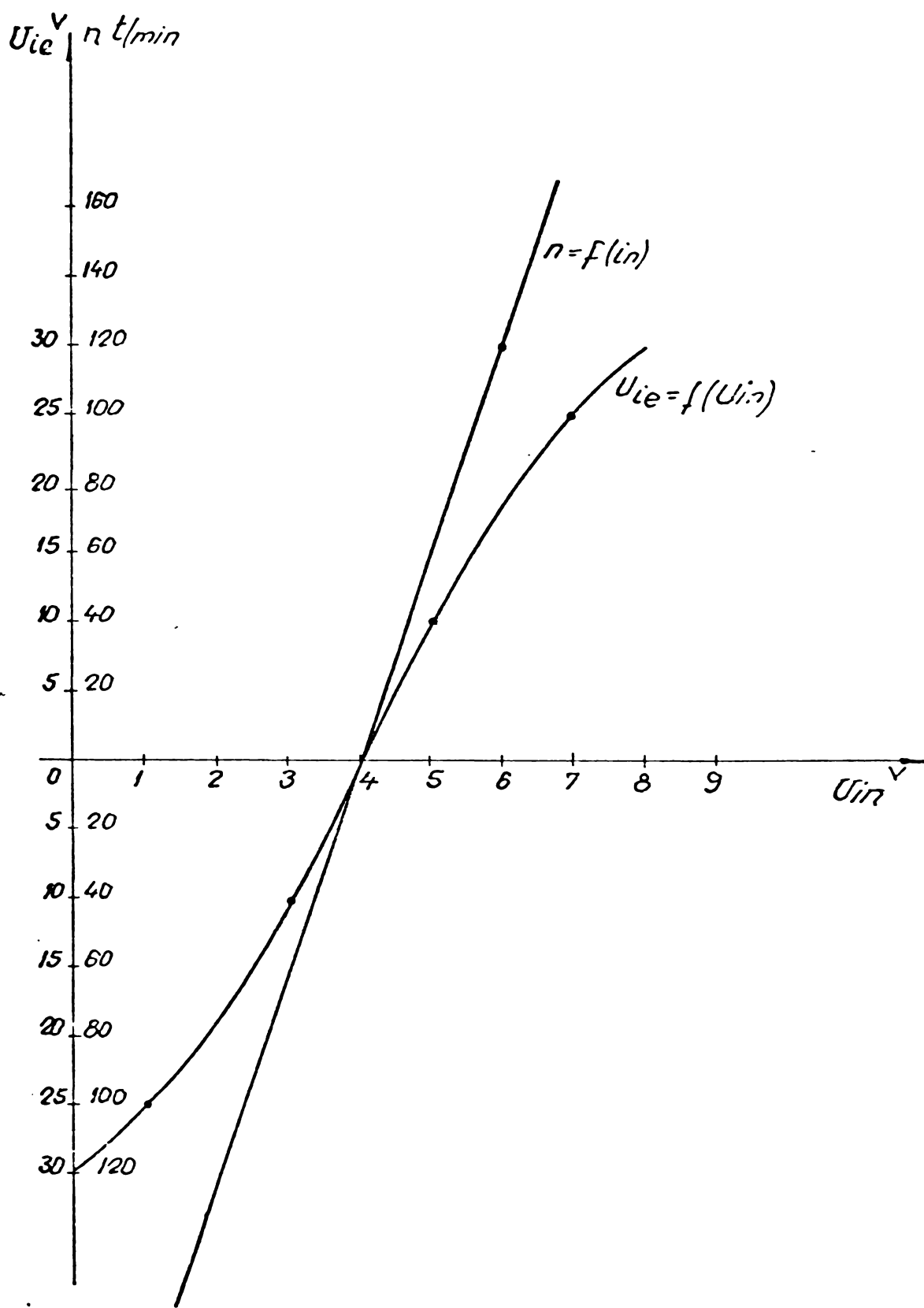


Fig. 14.12.

Variația turatiei motorului în funcție de tensiunea de intrare în amplificatorul electronic și variația tensiunii de ieșire funcție de tensiunea de intrare

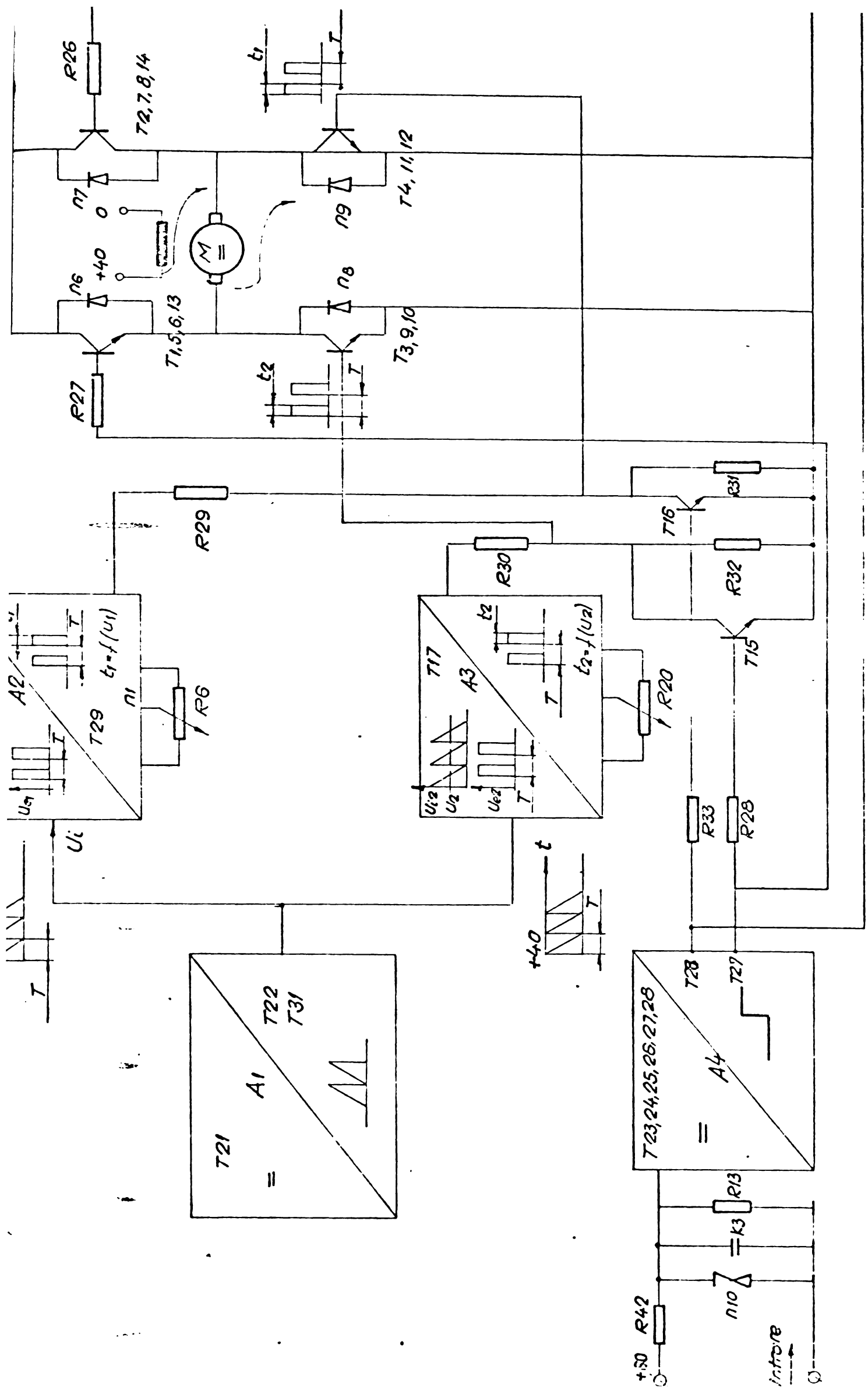


Fig. 14.13
 Schema 2a bloc a amplificatorului diferential

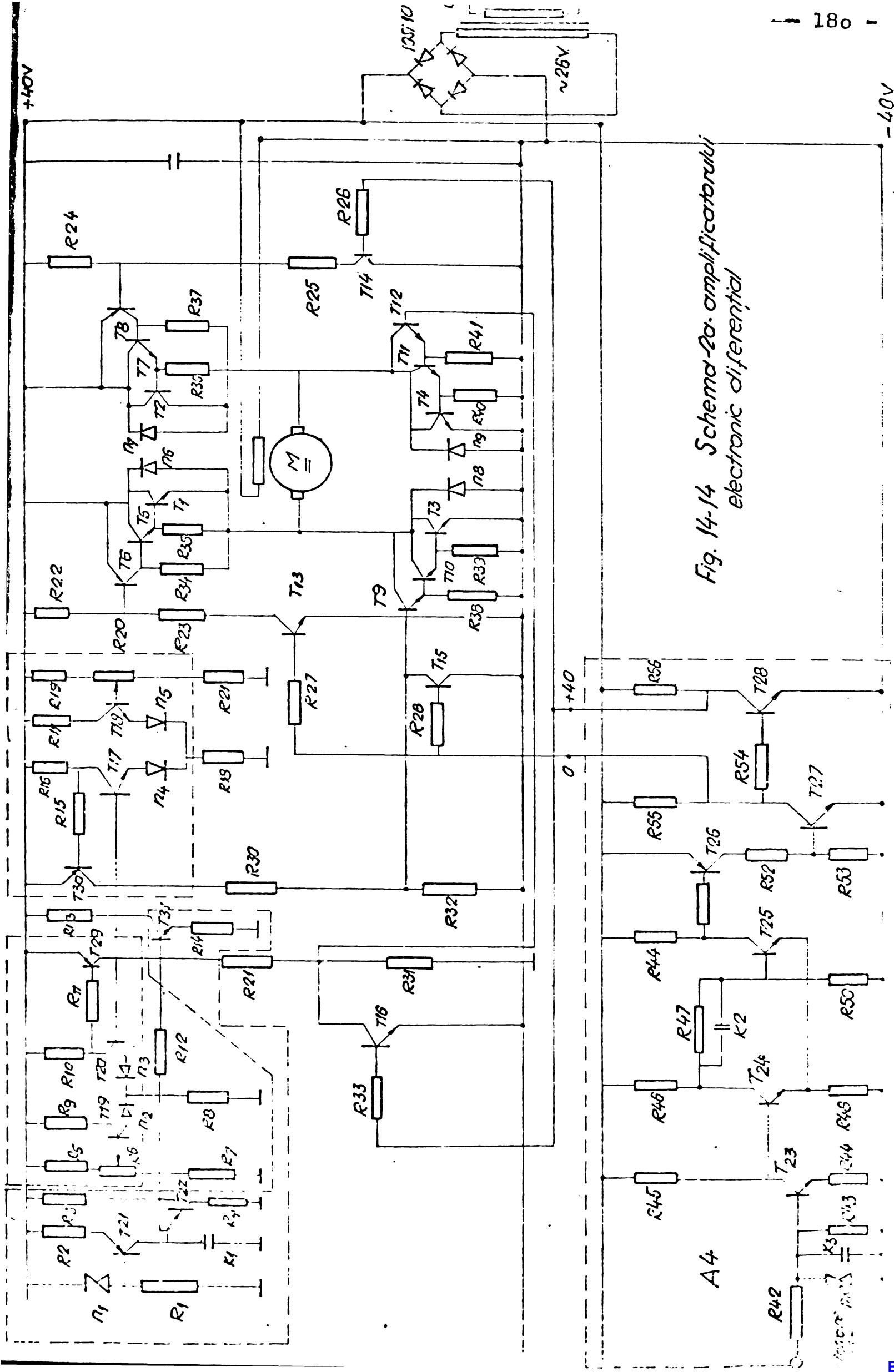


Fig. 14-14 Schema-20. amplifierului
electronic diferential

Lista elementelor din circuitele amplificatorului diferentia

Rezistențe	R1, 3, 4, 7, 50 6,8 K/0,5W	R2, 3, 4, 37, 38, 41 10 K/0,5W	R4 100K/0,5W	R5, 7, 8, 9, 10, 16, 17, 18, 19, 21 5,1 K/0,5W	R11, 15 24 K/0,5W	R12 56K/0,5W	R25, 27, 28, 29, 30, 33, 36, 54 36 K/0,5W	R22, 24, 31, 32 100 K/0,5W	R14 1K/0,5W	R32, 25 47K/0,5W	R31, 36, 37 680 Ω
Potențiometri	R6 5K Ω 1W	R20 5K Ω 1W									
Condensatoare	K1 0,15 μF/100V	K2 10nF/100V	K3 0,47 μF/100V	K4 100 μF/63V							
Tranzistoare și diode	T1 + T4 2N3055	T5, 7, 10, 11 BD139K	T6, 8, 21, 26, 29, 30 6C177B	T7, 9, 12, 13, 14, 15, 16, 17, 18, 19, 20, 23, 24, 25, 27, 28, 31 B. 107 B	T22, 31 2N1671A	T22, 31 2N1671A					
Rezistențe	R42, 43 2,7 K/0,5W	R44 510 Ω/0,5W	R45 22 K/0,5W	R46, 48, 49 39 K/0,5W	R53, 55, 56 4 K/0,5W	R57 51K					

M-motor de c. continuu

tip MRF „Electrotehnica” București

P = 120 W

U_{rot} = 42V

I_{rot} = 4A

U_{ex} = 42V

I_{ex} = 0,35A

n = 5000 rot/min

Reductor 1/30

Trăfo 160W 220/26V

Redreor punte Graetz 4x 10Si10

torul A_1 pe baza lui T 20 și cu factorul de umplere determinat de tensiunea culeasă de pe potențiometrul R_6 . Tranzistorul T 29 care culege semnalul de pe T 20 elimină componenta continuă de pe colectorul acestuia, furnizând totodată semnalul de ciopare pentru tranzistorul compus T 4, T 11 și T 12. Acest semnal poate fi anulat prin comanda dată lui T 16 de către blocul funcțional A_4 care concomitent blochează tranzistorul T 15. Același semnal care furnizează comanda pentru T 16 comandă în fază și multitransistorul T2, T7, T8, T14 iar semnalul ce comandă tranzistorul T 15 comandă și multitransistorul T 1, T 5, T 6 și T 13. Cealaltă tensiune de comandă a blocului A_4 comandă în fază cu T 14 și în antifază cu T 15 multitransistorul T 2, T 7, T 8 și T 14 realizând astfel comanda motorului pe una din diagramele punții formate din cele 4 multitransistoare.

Activarea uneia sau alteia din diagonale este realizată de blocul funcțional A_4 care prin intermediul amplificatorului realizat cu T 23, furnizează o fracțiune filtrată din semnalul de intrare la intrarea tigerului format cu tranzistoarele T 24 și T 25. Tranzistorul T 26 elimină componenta continuă din colectorul lui T25 și furnizează semnalul de comandă prin tranzistorul T 27. Tranzistorul T 27 furnizează semnal de comandă concomitent pentru tranzistorul T 15, multitransistorul T 1, T 5, T 6, T 13 și tranzistorul T 28 care la rândul lui furnizează un semnal opus de fază cu T 27 tranzistorului T 16 și multitransistorului T 2, T 7, T 7, T 14, Astfel funcție de tensiunea la intrare și de pragul tigărului se comandă acționarea uneia sau alteia din diagonalele punții, deci comandând un sens sau altul pentru motor.

Prin schimbarea factorului de umplere în blocurile A_2 și A_3 se realizează diferite viteze pentru cele două sensuri de rotație.

În figura 14.15 se prezintă funcționarea capului de sudare cu electrod sîrmă, în figura 14.16 acelaș cap de sudare la funcționarea cu electrod din vergea de sîrmă de 6 mm diametru, iar în figura 14.17 procesul de trecere de la încărcare cu arc întreținut deasupra băii de zgură la sudare în baie de zgură.



Fig.14.15. Capul de sudare în funcțiune cu electrod sîrmă



Fig.14.16. Capul de sudare în funcțiune cu electrod vergea de 6 mm diametru



Fig.14.17. Procesul de trecere de la încărcarea cu arc întreținut deasupra băii de zgură la sudarea în baie de zgură.

15. INCERCARILE DE EXPLOATARE ALE MATRITELOR
REALIZATE PRIN PROCEDEUL ARC INTRETINUT
DEASUPRA BAII DE ZGURA

Pentru experimentări în exploatare, au fost realizate un număr de 22 diuze de extruziune realizate după diferite rețete, utilizându-se electrozi turnați care s-au utilizat sub două forme :

- a) electrozi înveliți cu pastă constituită din silicat de sodiu în care s-a introdus grafit pulbere ;
 b) electrozi neînveliți, grafitul introducându-se în pulbere de fluorură de calciu.

În cazul " a " baie de zgură a fost constituită din fluorură de calciu (care n-a conținut grafit).

În ambele cazuri s-a utilizat procedeul de sudare arc întreținut deasupra băii de zgură și sistemul de avans automat al electrozilor.

În tabelul 15.1 se prezintă situația semifabricatelor utilizate pentru confecționarea matrițelor, regimurile de sudare și rezultatele obținute în exploatare cu aceste matrițe.

Matrițe testate în exploatare

Tabelul 15.1.

Nr. crt.	Tip stelit	Marcare	Nr. bucăți	Cantitatea bandă extrudată (m) (media)	Duritate HRC	Ore de funcționare	Obs.
1.	Stelit 6	E	3	6.500	40	46,00	
2.	Stelit 6	F	2	6.900	49	48,90	
3.	Stelit 6	G	3	9.100	47	64,53	
4.	Stelit 6	H	2	7.250	51	51,41	
5.	Stelit 4	1	3	6.800	45	48,22	
6.	Stelit 4	2	3	9.100	59	64,53	
7.	Stelit 4	3	3	8.900	62	63,12	
8.	Stelit 4	4	3	4.000	57	28,36	Separări de grafit în depunere

Viteza medie de extrudare 141 m/oră
 * Simbolurile și matrițele realizate sînt cele tratate la cap. 9

Matrițele cu marcaj G avînd microduritatea de 482 HV (cca.47 HRC) caracterizate prin valori omogene între eutectic și masa de bază (vezi figura 9.13 de la capitolul 9), și matrița marcată cu cifra 2 cu microduritate de 876 + 966 (cca.59 HRC) (vezi figura 9.9 de la capitolul 9), au dat cele mai mari valori de rezistență la uzură. Rezultate bune s-au obținut și pentru matrițele marcate cu cifra 3, H și l.

15.1. Comparație între matrițele de extrudare din oțel C 120 și cele din stelit aliat suplimentar prin sudare cu arc întreținut deasupra băii de zgură

Datele furnizate de întreprinderea experimentatoare pentru matrițe de extrudare din oțel C120 sînt date în tabelul 15.2.

Tabelul 15.2

Durabilitatea matrițelor de extrudare din oțel C 120 în ore de funcționare și bandă extrudată

<i>Număr duză</i>	<i>Ore funcționare</i>	<i>Cote de scoatere din uz</i>
0	38	9,10 × 4,30
1	25	9,06 × 4,27
2	17	9,10 × 4,25
3	17	9,10 × 4,22
4	22	9,10 × 4,26
5	31	9,10 × 4,30

Media orelor de funcționare 25 ore
Productivitate bandă 141 m/oră
Media productivității bandă 141 × 25 = 3525 m

Din compararea datelor, rezultă că durabilitatea matrițelor din stelit față de cele din oțel C 120 este mai mare în medie cu 250 % pentru mărcile G, 2 și 3 și în general cu 220 % (fără luarea în considerare a matriței simbolizate cu cifra 4 la care prin aliere excesivă s-au produs separări de grafit).

Evoluția comparativă a uzurilor la o matriță din oțel C 120 și una din stelit este dată în figura 15.1.

Rezultă evident, superioritatea aliajului de tip stelit față de oțelul C120 privind comportarea la uzură.

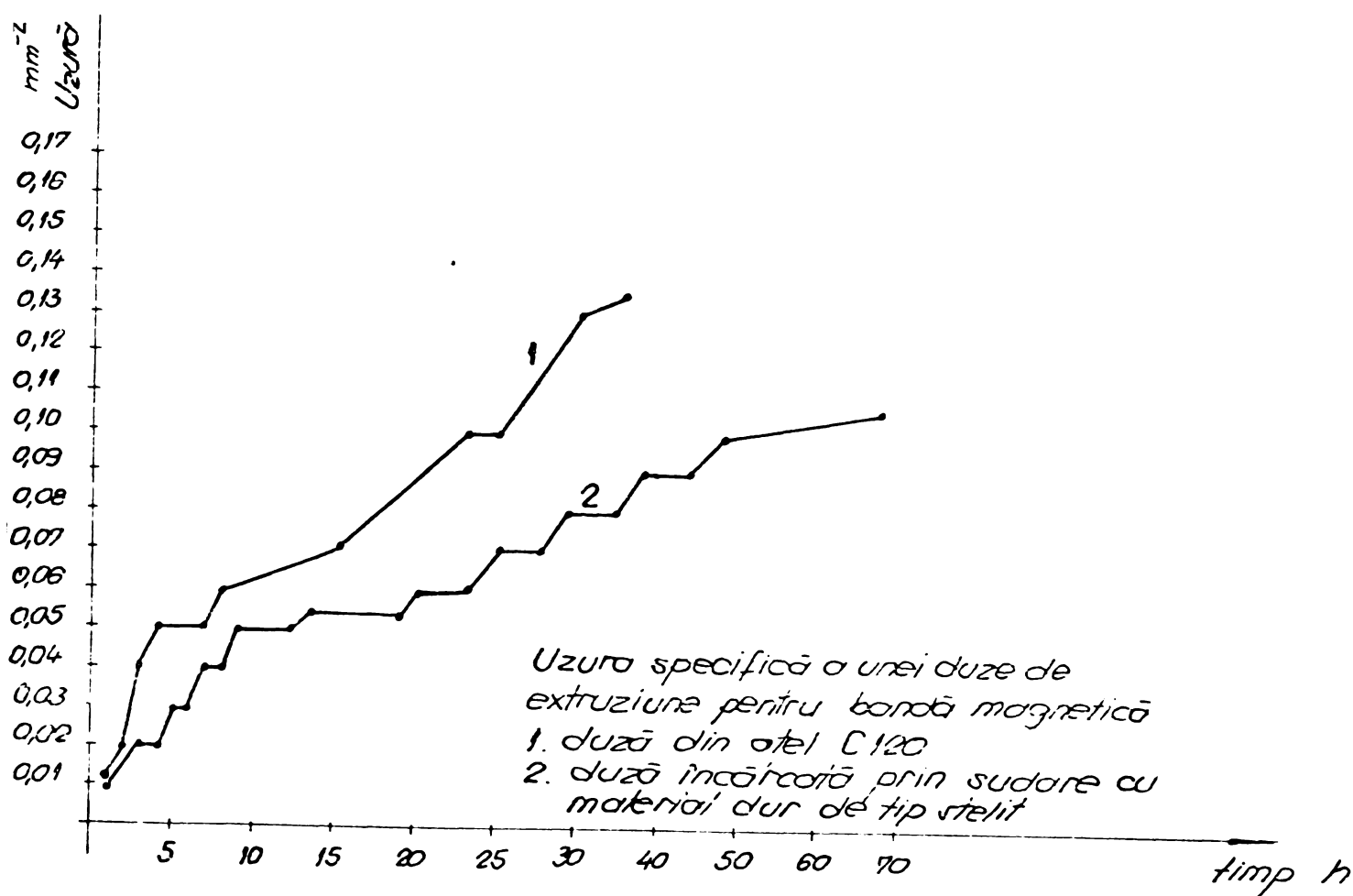


Fig. 15.1 Evoluția uzurilor și comparație între matrița de oțel C120 și matrița din stelit

15.2. Aspectul uzurii matrițelor din stelit

În figura 15.2 este reprezentată uzura produsă asupra unei matrițe de extrudare.



Fig.15.2. Uzura uniformă a peretelui canalului de extrudare.
Fisură de oboseală apărută în ultima fază.
(Atac : Murakami x 250)

Sensul de deplasare al benzii extrudate s-a făcut de la stînga la dreapta. În peretele activ al stelitului se observă în general o uzură uniformă, de o parte și de alta a unei crăpături care a distrus materialul. Crăpăturile ce apar, sînt orientate după axele dendritelor, ceea ce demonstrează rezistența slabă a rețelei de carburi [93]. Fenomenele de uzură sînt mai uniforme cînd orientarea dendritelor este perpendiculară pe suprafața de frecare, iar fenomenul de fisurare este un fenomen de ultimă etapă întîi manifestîndu-se uzura. De aceea este de dorit ca procesul tehnologic de execuție a matrițelor să fie astfel condus încît axa, orientarea dendritelor să fie perpendiculară pe canalul de extrudare. Acest lucru se poate realiza prin alegerea parametrilor corespunzători de sudură (tensiune de sudare mai mare și curent mai mic).

În această situație forțele de presiune acționează în lungul dendritelor, iar carburile lucrează ca niște cuțite de strung figura 15.3.

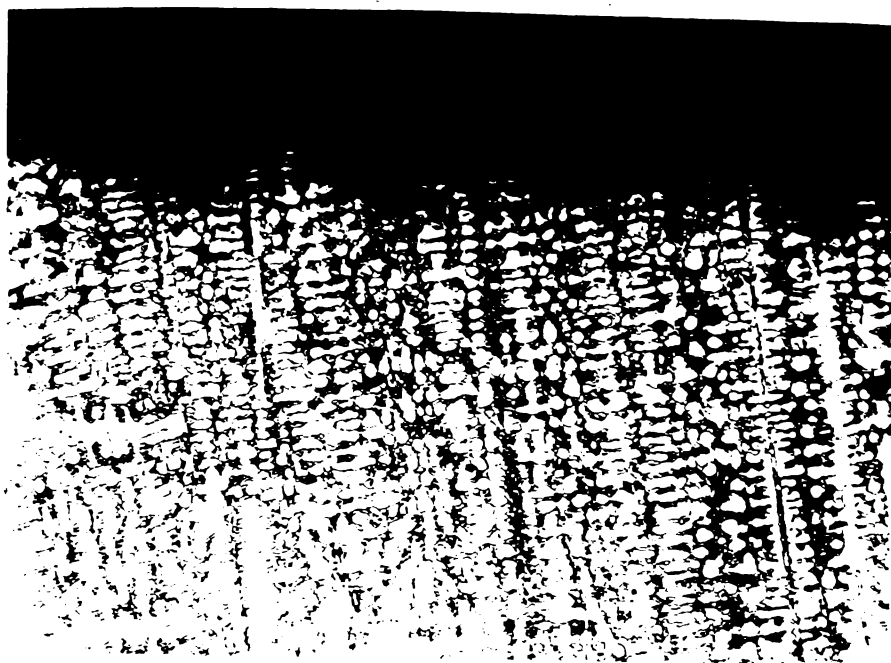


Fig.15.3. Aspectul uzurii duzei din stelit 6. Dendrite perpendiculare pe canalul de extrudare, lucrînd ca niște cuțite de strung (Atac: Murakami x250)

Uzură uniformă se produce deasemenea la stelitele din clasă C (stelit 1 cu C = 2,5 %). În figura 15.4 este reprezentată o astfel de uzură.

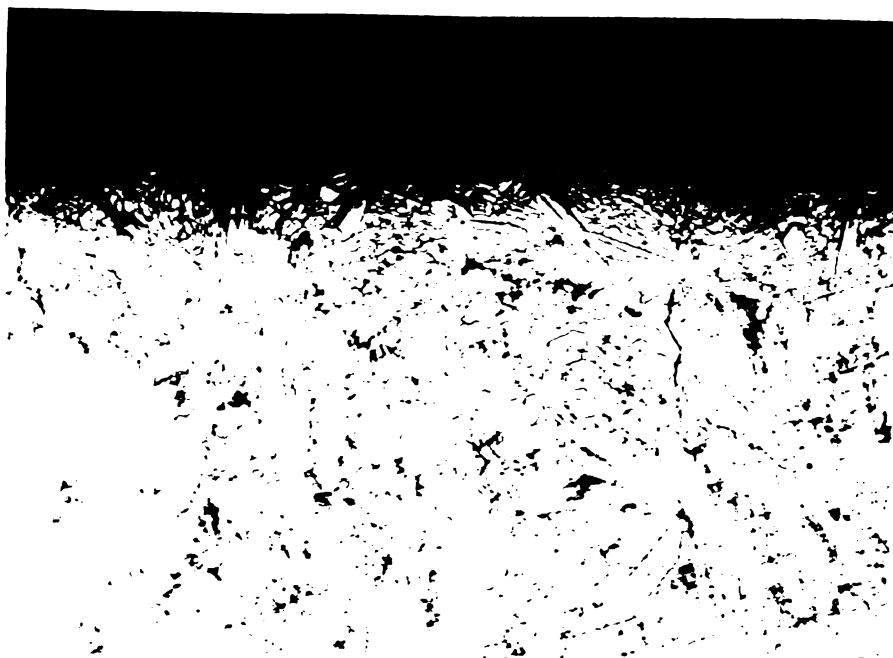


Fig.15.4. Uzura unei matrițe din stelit aliat suplimentar (matrița H).

A. EFECTE ECONOMICE ALE FABRICĂRII ELECTROZILOR
DIN STELIT ÎN ȚARA ȘI A UTILIZĂRII LOR LA
MATRIȚE DE EXTRUZIUNE

1. Efecte economice pentru 1 tonă electrozi din
stelit clasa C și 1 tonă clasa A.

(prețuri M.I.M. 1051/76 valabile la 1 iunie 1980)

a) Stelit clasa C (stelit 1)

MATERIALE

pulbere de cobalt metalic	99,3 %	0,560 t x 12600 lei/t	= 70560
pulbere din crom metalic	99,8 %	0,380 t x 21550 lei/t	= 8189
pușă din wolfram	99,10%	0,150 t x 44100 lei/t	= 66450
grafit		0,025 t x 120 lei/t	<u>3</u>
			147899 lei

Pierderi de materiale la elaborarea 23 %

147.899. 1,23 181916 lei

Nisip peliculizat 6,6 t/1 t stelit x 2100 lei/t 13860 lei

T O T A L : 195776 lei

MANOPERA

Forme de turnare (1 formă/1 kg.stelit)

9,9 lei /kg.stelit x 1000 9200 lei

Dezbatere 30 % din costul formării 9200. 1,23 2760 lei

Topire feroaliaje 1570 lei/t 1570 lei

T O T A L : 13530 lei

TOTAL COSTURI DIRECTE : 209306 lei

Regie de fabricație 150 % (manoperă) 13530. 1,5 20295 lei

T O T A L : 229601 lei

TOTAL COSTURI DIRECTE : 209306 lei

Regie de fabricație 150 % (manoperă) 13530. 1,5 20295 lei

T O T A L : 229601 lei

Regie generală 20 % 209306 . $\frac{20}{100}$ 41612 lei

T O T A L : 271213 lei

Beneficiu 6 % 271213 . $\frac{6}{100}$ 16287 lei

TOTAL COSTURI FABRICATIE: 287500 lei/t

Costul electrozilor din import : 363075 lei/tonă

Costul electrozilor fabricați în

țară : 287500 "

Economie (aport valutar) 75575 lei/tonă

b) Stelit clasa C (stelit 6)

MATERIALE :

Pulbere din cobalt			
metalic	99,3%	0,660 t x 126000 lei/t	= 83160 lei
Pulbere din crom			
metalic	99,9%	0,290 t x 21550 lei/t	= 6249 lei
Pudră din wolfram	99,10%	0,050 t x 441000 lei/t	= 22050 lei
Grafit	-	0,010 t x 120 lei/t	= <u>1 leu</u>
			111460 lei

Pierderi de materiale la elaborare 23 %

111460 . 1,23 137095 lei

Nisip peliculizat 6,6 t/1 t stelit x 2100 lei/t 13860 lei

T O T A L : 150955 lei

MANOPERA : idem ca la a 13530 lei

TOTAL COSTURI DIRECTE 164485 lei

Regie de fabricație 150 % (la manoperă)

13530 . 1,5 20295 lei

T O T A L : 184780 lei

Regie generală 20 % 164485 . 0,20 32897 lei

T O T A L : 217677 lei

Beneficiu 6 % 217677 . 0,06 13060 lei

TOTAL COSTURI DE FABRICATIE 230737 lei

Costul electrozilor din import 345220 lei/t

Costul electrozilor fabricați în

țară 230737 lei/t

Economie (aport valutar) 122067 lei/t

B. EFECTELE ECONOMICE ALE UTILIZARII MATRITELOR
DE EXTRUDERE DIN STELIT (calculate pentru
100 buc.).

(Calcul pentru costuri și operații care
nu sînt comune)

a) Costul matriței din oțel C120

MATERIAL :

Greutate material/matriță . 0,39kg/buc.

Cost material pentru 100 buc. 100.0,39.14.87 lei/kg. =580 lei

MANOPERA :

Tratament termic călire	100.0,39.16 min/kg.9,2 lei/h	95,68 lei
Tratament termic revenire	100.0,39.4 min/kg.9,2 lei/h	<u>23,92 lei</u>
TOTAL MANOPERA :		120,00 lei
TOTAL COSTURI DIRECTE :		700,00 lei
Regie fabricație 150 % (la manoperă)	120. 1,5	<u>180,00 lei</u>
T O T A L :		880,00 lei
Regie generală 20 %	700.0,2	<u>140,00 lei</u>
T O T A L :		1020,00 lei
Beneficiu 6 %	1020.0,06	<u>61,00 lei</u>
		1081,00 lei

b) Costul matriței din stelit :

MATERIAL :

Teavă cu pereți groși	100.0,04 m.38,6 lei/m	154,00 lei
Stelit 6	223.153 lei/kg. 0,045.100	1004,00 lei
Fluorură de calciu CaF ₂	6 lei/kg 100.0,02	<u>12,00 lei</u>
T O T A L :		1170,00 lei

MANOPERA :

Incărcarea prin sudare	100.0,1 h. 9,2 lei/h	<u>92,00 lei</u>
TOTAL COSTURI DIRECTE :		1262,00 lei
Regie fabricație 150 % (la manoperă)	92.1,5	<u>138,00 lei</u>
		1400,00 lei
Regie generală 20 %	1262. 0,2	<u>252,00 lei</u>
		1652,00 lei
Beneficiu 6 %	1652. 0,06	<u>98,00 lei</u>
		1750,00 lei

Diferență de costuri 1750 - 1081 = 669 lei/100 matrițe, deci costul unei matrițe din stelit este mai mare cu 6,7 lei/buc. Dacă se recuperează depunerea din stelit costurile se echilibrează, ba chiar cu economie pentru soluția cu stelit.

c) Câștig de producție prin reducerea timpilor de staționarea extruderului în vederea schimbării duzei :

Timp necesar pentru schimbare duză	2,5 h
Cantitatea de bandă ce se extrudează pe oră	180 m
Costul unui metru de bandă magnetică	15 lei/m
Valoarea producției de bandă ce s-ar putea realiza pe schimbul duzei:	
180 m . 2,5 h. 15 lei/m	6750 lei
Valoarea producției ce se realizează suplimentar pentru 100 duze:	

$100 \cdot 2,5 \cdot 180 \cdot 15 - 25 \cdot 2,5 \cdot 15 \cdot 180 = 506250$ lei

Numărul de matrițe C120 utilizat pe un an este de 200 bucăți, deci sporul de producție realizat cu matrițe din stelit este de aproximativ 1.000.000 lei.

In concluzie, rezultă următoarele aspecte economice :

- Realizări de economii pe tonă electrozi de 75.575 lei pentru stelitul din clasa C (stelit 1) ;

- Realizări de economii pe tonă electrozi de 126.067 lei pentru stelitul din clasa A (stelit 6) ;

- Sporul de producție anuală, ținând cont de eliminarea stagnării extruderului pe perioada schimbării duzei este de aproximativ 1.000.000 lei anual.

CONCLUZII SI CONTRIBUTII ORIGINALE

Din analiza fenomenelor care au loc în cazul extruderii ca și din examinarea matrițelor de extrudare după ieșirea lor din uz rezultă că uzarea se datorește particulelor dure în special oxid de fier care intră în structura benzilor magnetice.

Forma de uzare este de abraziune care predomină, dar formele de uzare datorită oboselii sînt prezente complicînd fenomenele și contribuind la uzare în stadiul final. Natura complexă a fenomenelor de uzare, severitatea acestora implică alegerea materialului de matriță cu duritate ridicată, rezistente la temperatură și cu coeficient de frecare mic (aliaje cu cobalt, crom și adaosuri de wolfram).

S-au realizat electrozi din stelit în țară sub formă de vergele din clasele A și C avînd caracteristici fizico-mecanice și proprietăți similare electrozilor străini din aceleași clase.

Sudura poate fi utilizată ca procedeu, pentru creerea unor suprafețe dure. Procedeele curențe sînt utilizabile cînd matrița se confecționează din două bucăți. În acest caz pot fi utilizate pentru prelucrările matrițelor mașini unelte nespecializate, cu procedee convenționale. Soluția de încărcare a materialului dur, cu procedeul arc întreținut deasupra băii de zgură este originală, interesantă și rapidă. Soluția permite utilizarea unor electrozi fabricați în țară.

Dintre procedeele de încărcare curențe, depunerea oxiacetilenică conduce la consum minim de materiale și dă o difuzie și diluție mică. Obținerea unei durități ridicate implică utilizarea flăcării carburante și depunerea în cel puțin două straturi. Utilizarea gazelor inerte utilizînd procedeul WIG dă rezultate satisfăcătoare dar ceva mai slabe decît sudarea oxiacetilenică. Realizarea matrițelor bimetalice prin retopire în baie de zgură este original conducînd la economii de materiale costisitoare.

Aplicarea unui tratament termic de durificare prin îmbătrînire merită a fi luat în considerare, prin aceas-

ta câștigându-se 5 - 6 unități de duritate, ceea ce înseamnă mult în creșterea rezistenței la uzare.

Posedînd electrozi neînveliți sub formă de vergele care prin depunere dau materiale de anumită duritate, prin realizarea pe acestea a unor învelișuri ce conțin grafit, materialul depus obține durități mai mari și altă structură. Este mai comod a obține efecte similare prin sudarea arc întreținut deasupra băii de zgură, zgura fiind realizată printr-un amestec omogen mecanic : fluorură de calciu-grafit. Deci, prin adaosuri de grafit în zgură se pot obține duritățile dorite pornindu-se de la acelaș electrod. Alierea în baie de zgură se face în proporție anumită pînă la atingerea unei valori maxime, după care grafitul nu mai este asimilat. Fenomenul este însoțit de o scădere a durității.

S-a realizat un aparat simplu pentru testarea comportării materialelor la uzură.

Încercările pe dispozitive simple pentru determinarea rezistenței la uzură, pot da unele indicații valabile pentru orientarea în alegerea materialelor. Indicațiile obținute prin încercări la uzură, situează oțelul de tip C 120 sub performanțele obținute pentru stelite, indicații confirmate în exploatare.

Metoda de sudare arc întreținut deasupra băii de zgură, poate fi considerată metodă originală și cu performanțe bune ; arcul este protejat, plaja de reglare a parametrilor de încărcare se face în limite acceptabile, difuzia metal depus material de bază este mai mică decît la sudarea în baie de zgură, similară cu sudarea oxiacetilenică și permite automatizarea procesului.

Metoda permite a se suda cu vergele neînvelite în condiții foarte bune de stabilitate.

Utilizarea unor parametrii electrici potriviți, tensiune arc 35 - 40 V, curent 130 - 150 A duce la solidificarea cu orientarea radială a dendritelor (care s-a dovedit favorabilă la uzare).

Defectele de depunere sînt nule sau fără însemnătate practică dacă se aleg parametrii corespunzători și materialul de bază corespunzător materialului de adaos.

Conținutul de carbon are un rol important în

aparitia fisurilor din stelit. Dacă conținutul acestuia este mic (ca la stelit 6 cca.1 %), și piesa este mică, însăși procesul de încărcare asigură încălzirea piesei nefiind nevoie de preîncălzire chiar dacă materialul de bază are conținutul de carbon 0,45 % . Incercări făcute cu răcire forțată a epruvetelor (apă 18°C) au condus la ruperea epruvetelor în cca.60% în stelit și 40 % în tije.

Metoda de determinare a aderenței depunerii prin tracțiuni pentru solicitări în exploatare fără șocuri este simplă și originală și se bazează pe elemente ușor de obținut.

Ciclul termic și elementele legate de difuzie (difuzie) demonstrează că sudarea arc întreținut deasupra băii de zgură este un procedeu intermediar între sudarea cu arcul electric și baie de zgură.

Microscopia electronică pune în evidență clar, capacitatea de difuzie a elementului carbon, carburarea zonei adiacente sudurii și concentrația lui în carburile formate.

Se pune în incertitudine afirmațiile din literatură că zona bine delimitată între materialul încărcat și materialul de bază este austenitică. Concentrațiile elementelor de aliere de-a lungul liniei arată că în această zonă carbonul este diminuat, iar alte elemente de aliere din stelit și respectiv oțel au valori intermediare. Cum austenita dizolvă mult carbon afirmația că zona ar fi austenită se infirmă.

Procedeu de sudare după metoda arc întreținut deasupra băii de zgură se poate automatiza prin utilizarea unor amplificatoare electronice. Lanțul de reglare la care se ajunge, duce la sisteme de reglare amortizate ale proceselor tranzitorii și deci la procese de sudare stabile, verificate experimental. Viteza de răspuns a sistemelor electronice este foarte ridicată, inerția întâlnită la sistemele clasice fiind eliminată. Sistemul este mai simplu decât sistemele clasice cu mașini rotative.

Au fost realizate două scheme electronice de reglare automată, ambele funcționând corespunzător, costul acestora fiind mai mic decât al sistemelor cu mașini rotative. De asemenea se elimină dezavantajele schemei Kjellberg, constând în influența sistemelor de reglare asupra arderii stabile a arcului.

Prin alierea suplimentară a stelitelui cu carbon se pot obține structuri cu durități diferite. Duritățile diferite asociate cu orientarea dendritelor perpendicolară pe direcția de extrudare conduc la creșterea duratei de funcționare. Matrițele realizate după acest sistem se uzează uniform pe fețele de lucru, uzură care se produce într-un timp îndelungat, apoi se produce deteriorarea prin destrămarea depunerii, destrămarea care urmează liniile de carburi care delimitează grăunții.

Creșterea durabilității matrițelor cu 25% indică net superioritatea stelitelor față de oțelul C120 și altele care au în structură carburi disperse, realizându-se economii importante de producție.

BIBLIOGRAFIE

- 1 . Archard J.F., Hirst, W.,- The Wear of Metals, Scient Lubricat, Nov.1958, pag.3-8.
- 2 . Avery, H.S.,- Hardfacing Alloys for Steel Mill Use Iron Steel Eng.28 September 1951, pag.81-106.
- 3 . Avient, BWF, Goddard, I. și Wilman, H.-Proc.Roy Soc. (London) A 258 (1960), 159.
- 4 . Avram I., Sălăjan T.,- Procedee conexe sudării. F.T.Buc. 1968.
- 5 . Bagrianski K.V. - Electro dugovaia svarka i naplavka pod keramiceški fliosami Kiev 1976, Izdatelstvo "Tehnica".
- 6 . Bagrianski K.V., Dobrotina Z.A., Hrenov K.K., - Teoria svarocinîh procesov, Kiev 1976.
- 7 . Bagrianski K.V., Lavrik P.F.,- Alierea metalului picăturilor la sudare sub flux ceramic. Svarocinoe proizvodstvo nr.5, mai 1964, pag.7-11.
- 8 . Bălan P.,- Mărirea durabilității matrițelor F.T. București, 1965.
- 9 . Bemst A.,- Electrodes enrobées nouvelles pour le rechargement a l'aide d'alliages de cobalt. Soudometal.
- 10 . Berik, N.D.,- Selection of Hardfacing Materials for Lowest Maintenance Cost, Australasian Eng. 48 August 7, 1956, pag.47-53.
- 11 . Blanc G.M., - Auftragen und Auftrageswerstoffe. Journal de la Soudure nr.7, 1964.
- 12 . Both D.,- Tehnologia sudării electrice F.D.P., 1967, pag. 291.
- 13 . Bowden F.P.,- Adhesion and Friction, Endeavour 16 (61) Ianuari 1957 pag.5-18.
- 14 . Bowden F.P., and Rowe G.W., - The Adhesion of Clean Metals, Proc. Roy Soc. Series A. 233, 1956, pag.419-422.
- 15 . Brodski A.I., - Sudarea electrică de nituire cu pătrundere adâncă. Svarocinoe proizvodstvo 1960, nr.7, iulie pag.18-21.
- 16 . Centea O., Micloși, V.- Mașini și aparate pentru sudarea electrică, F.T., București, 1967.

- 17 . Colan H. și a., - Cercetări asupra aliajelor CoCrWC destinate obținerii prin metalizare a straturilor dure și termorezistențe. Comunicare sesiune ICEM, București, 1978.
- 18 . Cornelius H., and Trossen W.- Pandelfallharte Prüfgerät Stahl and Eisen 60, 1940, pag.293-294.
- 19 . Cornelius H., - Der Einfluss der Zusammensetzung auf die Eigenschaften von Aufschweisslegierungen (The influence of Composition of the Properties of Hardfacing Alloys, Arch.Eisenhüttenwesen, 15, 1941, pag.47-58.
- 20 . Dahshan M.F. ș.a.,- Influența carbonului asupra durificării aliajelor Co-Cr.
- 21 . Dawihl W.,- A handbook of hand metals, Her Majestys Stationery office London, 1955, pag.104.
- 22 . Dodd, I. - Production, utilisation et developpement des alliages resistant a l'abrasion. Tendence actuelle aux Etats Unis.Colloque abrasion, 5-9 mai 1975,Marseille.
- 23 . Diderrich E., J.M.,Drapier, - Cobalt malleable faiblement allie pour electrodes de rechargement, Le Cobalt, 1975, - 1 pag.7+16.
- 24 . Drapier J.M.,ș.a. - Evaluation d'un alliaje de cobalt rezistant a l'usură preparé par mettalurgie des poudres. Le Cobalt, 1974-3.
- 25 . Dumon P., ș.a. - Techniques de rechargement,Colloque abrasion 5-9 mai 1975, Marseille.
- 26 . Farmer H.N.,Jr., - Cum se poate împiedica fisurarea suprafețelor încărcate cu sudură. Welding Design and Fabrication 38, nr.12, dec.1965, pag.31-32.
- 27 . Fateev N.K.,-Matrițe cu durabilitate înaltă.Ed.Mașinostroenie Moscova, 1965.
- 28 . Fitz E.,-Dynamic Hardness Testing at Elevated Temperatures Iron Age 152 (26) December 23, 1948, pag.42-53 and 152 (27) December 30, 1943, pag.40-52.
- 29 . Folkhard,E.,Simon,E, și Becker W., - Utilizarea sudării electrice în baie de zgură, Schweissen undSchneiden nr. 9, sept.,1966, pag.444-447.
- 30 . Fritzen, Faulkner Barrett.- Precipitation from solid solution Cobalt base alloys Published by the American Society for Metals Cleveland, Ohio, 1957.
- 31 . Geller - Instrumentalnîie Stali Metalurghizdat,Moscova, 1955.

- 32 . Goddard J., Wihman H., - A theory of Friction and Wear during the Abrasion of Metals Wear 5, 1962, pag.14-135.
- 33 . Grinberg N.A. ș.a.- Metodica izledovania stoicosti naplavljenoga metala protiv udarno - obrazivnogo iznașivanja Svarocinog proizvodstvo, nr.7, 1977.
- 34 . Grüning K. - Dezvoltarea extruziunilor la rece. In: Technische Rundschau Umform technik II 56. 1962, pag.27-48.
- 35 . Haruyoshi Suzuki, Nerima-ku, - Method for electroslag welding patent, U.S.A. 3.352.933/nov.14,1967.
- 36 . Hauke E.- Prüfung metallischer werkstoffe VEB.Deutscher verlag für grundstoffindustrie, Leipzig,1960.
- 37 . Hersey M.D.- Theory and Research in Lubrification, New-York , J.Willey,1966.
- 38 . Hruscirov M.M., - Resistence of Metals to Wear by Abrasion as Related to Hardness, Proc.Conf.Lubric., and Wear London Inst.Mec.Eng.1957,pag.655-659.
- 39 . Hruscirov M.M.,- Zakonomernosti abrazivnovo izlașivanja. Iznosostricosti Izd. "Nauka " Moskova,1975.
- 40 . Ivan Iliuc, - Tribologia straturilor subțiri. E.A.RSR, 1974, pag.31.
- 41 . Kannappan B.E.,MSC, - Wear in forging dies. Metal forming ianuary, 1970, vol.37, nr.1, pag.6-14.
- 42 . Kelemen A., - Acțiunări electrice E.D.P.,1979.
- 43 . Kruschov M.M., Babichev M.A. - Issled.Iznashivaniya Metallov Izd., Akad. Nauk Moscow (1960), chap.2 ; NEL Trausl No.889. Issled 13 naschivaniya Metallov Izd., Akad.Nauk Moscow (1960) chap.18 NEC Trausl nr.893.
- 44 . Kraghelski V.I.- Calcule de l'usure Conf.GAMI Paris sept.,1970, Mec.Mat.Electric Usure p.39-45.
- 45 . Lemoine I., - Considerations métallurgiques fondamentales et pratiques sur les metaux depoes par soudage. Journal de la Soudure nr.1,1972, p.39-45.
- 46 . Locke I.I., - Shell Canada Ltd. Montreal Canada Cobalt+ abstracts,1974-2.
- 47 . Lupescu I., ș.a.,- Sudarea sub strat de flux, în baie de zgură și în medii protectoare E.T.,1968.
- 48 . Mi V., ș.a., - Posibilități de reparare a poansoanelor și gurilor tăietoare ale matrițelor executate din oțel C120, prin utilizarea procedeului de sudare în mediu de gaze protectoare WIG,1978.

- 49 . Mellberg, P.D.- Continuous Measurement of the temperature in slag and ingot during electroslag hemelting Scandinavian Journal of Metallurgy 2/73.
- 50 . Mitroi C., ș.a., - Tehnologia recondiționării pieselor uzate, F.T. 1968.
- 51 . Muysen L.,-Le rechargement a l-arc avec les alliages CoCrX Cobalt nr.55, iunie 1972, pag.67-78.
- 52 . Muysen L., - Techniques de rechargement et produits d'aport en fonction des modes d'usure recontres dans l'industrie en general. Journal de la Soudure nr.2,1972, pag.33-43.
- 53 . Nafziger R.H., Lincoln R.L. - Refuzion sous laitier de superalliages de cobalt. Le Cobalt 1974-4, pag.79+85.
- 54 . Nerodenko M.T., - Incărcarea mecanizată a semifabricatelor matrițelor de ștanțare la rece, Avtomaticeskaia Svarka, nr.9, sept.1964, pag.36-41.
- 55 . Olșanski N.A., - Capete automate pentru sudarea cu electrozi nefuzibili. Probleme noi în tehnica sudării.Ed. Mașghiz, Moscova,1952.
- 56 . Pavelescu D.,ș.a. - Tribologie, E.D.P.,1977.
- 57 . Pavelescu D. , - Concepții noi, calcul și aplicații în frecarea și uzarea solidelor deformabile. Ed.Acad.Buc., 1971.
- 58 . Popa N., - Studii și experimentări pentru mărirea durabilității matrițelor. Procedeu tehnologic 1979,ICSITPSC, Simbol 2o54.
- 59 . Popa N., - Studii și experimentări pentru mărirea durabilității matrițelor. Studii asupra uzării și recondiționării. 1978, ICSITPSC, simbol 2o54.
- 60 . Popa N., - Asimilarea tehnologiei de retopire în baie de zgură a oțelurilor de înaltă puritate, ICSITPSC,1979, Simbol 2954.
- 61 . Popa N., - Asimilarea tehnologiilor de obținere a oțelurilor de mare puritate. Simbol 2954. Sesiunea de comunicări tehnico-științifice, I.P.Brașov, 198o.
- 62 . Popa N., - Stadiul actual al preocupărilor privind obținerea de armături industriale de mare răspundere prin procesul retopirii în baie de zgură. Comunicare la a 7-a Sesiune de comunicări, IPCUP, Ploiești, 1979.

- 63 . Popovici, Vl., Ivancenco, Al., - Utilajele sudării electrice. F.D.P., 1968.
- 64 . Rabinowicz, E., - Friction and Wear of Materials, New-York, J. Willey, 1965.
- 65 . Rey, H., Dumon, P., Merlin, I., - Methode pour le choix des alliages de rechargement en fonction des conditions et des resultats de service.
- 66 . Ridal F.J. - Facteurs metallurgiques mis en jeux dans le soudage des pieces moulees en acier au carbone ou en acier faiblement alieé. Fonderie 371, octobre, 1977.
- 67 . Rimon Resa, Zezulova Marcela, - Struktura plasmové noná-senych ventilu Hutnické Listy nr.5, 1967, pag. 334-339.
- 68 . Roy C., Ghosh, C. - Electro-slag refining process, I.E., (I), Journal M.M.
- 69 . Rejko V.O., - Sudarea găurilor prin procedeul electric în baie de zgură. Svarocinoe proizvodstvo, 1960, nr.5, mai 38.
- 70 . Sălăjean, T., - Fenomene fizice și metalurgice la sudarea cu arcul electric a oțelurilor. Pag. 181, Ed. Academiei RSR, 1963.
- 71 . Sălăjean, T., - Sudarea cu arcul electric. Ed. Facla, 1977.
- 72 . Schmidt M., ș.a., - Die Verminderung des Kobaltgehalt in Aufschweiß-legierungen (Faring Alloys with Reduced Cobalt Content). Arch. Eisenhüttenwesen 14 (7). January 1941, pag. 357-362.
- 73 . Schrader A., Rose Adolf, - De ferri metallografia. Structure des Aciera. Inst. Max. Planck Press Academiques Europeennes. S.C. Bruxelles, 1968.
- 74 . Schuhmacher G., Ostermann G., Metale dure în tehnologia modernă. Le Cobalt, 1973-4.
- 75 . Schumann H., - Metalurgia fizică, F.T., 1962, pag. 422-475.
- 76 . Scorobetu, L., - Sudarea unor oțeluri cu W, Cr, Mo, folosite în construcția matritelor pentru deformări plastice la cald. Teză de doctorat, 1975.
- 77 . Seferian, D., - Metalurgia sudării. Centrul de documentare și publicații ale industriei metalurgice, 1971.
- 78 . Soțoni, L., - Elaborarea și turnarea aliajelor pag. 423, F.D.P., 1975.

- 79 . Surgean I., ș.a., - Tehnologii pentru încărcare prin sudare și metalizare aplicații la fabricarea pieselor noi și la repararea pieselor uzate. Sudarea BIT, nr.4/1974, pag.3-27.
- 80 . Surgean,I., - Electrozi, fluxuri și sârme pentru sudare. Ed.Facla, 1976.
- 81 . Tanenbaum, M.J., - Consumable nozzle for electroslog welding patent, U.S.A, 3325619/iunie 13,1967.
- 82 . Trusculescu M., - Studiul metalelor E.D.P., 1977.
- 83 . Volpert, C.D., - Incărcarea prin sudare cu aliaje rezistente la uzură a organelor de mașini din industria materialelor de construcții. Ed.Stat pentru literatura referitoare la materialele de construcții, Moscova,1953.
- 84 . Wadier, J.F., ș.a. - Etude des échanges metal-laitier au cours de la refusion sous laitier d'alliages fer,nickel. Memoires Scientifiques Revue Métallurgie,Fevrier,1978.
- 85 . Ward, R., - Studiul unui material de frecare uscată cu cobalt. International Research-Development Co.Ltd.Newcastle Upon Tyne Le Cobalt+Cobalt abstracts,1975-2.
- 86 . Weinschenk, H.E., Ulrich, L.,-Considerații tehnice asupra reglării la sudare cu arc electric. Schweisstechnik 15, 1965, nr.2, febr.65+70.
- 87 . x x x - Ghid tehnic de încărcare manuală. SAF (La soudure autogene Française, division arc manuel).
- 88 . x x x - Cobalt monograph. Batelle Memorial Institute Colombius Ohio, U.S.A.,1960, pag.269+272.
- 89 . x x x - Soudage et techniques connexes. Vol.29,nr.3-4, pag.93+108, martie - aprilie 1975.
- 90 . x x x - Centre de documentation technique de l'Institut Castolin + Eutectic. Organisation industrielle de l'entretien et de la reparation, 1971.
- 91 . x x x - Institut Belge de la Soudure - Conferences - Cours, iunie 1964.
- 92 . x x x - Acad. R.S.R. - Probleme de sudare electrică,1956.
- 93 . x x x - Cobalt base superalloys 1970. Centre d'information du cobalt. Brussels.
- 94 . x x x - Jurnal of metals iuliy, 1970.
- 95 . x x x - Arch.Eisenhüttenwes 47,1976, nr.5,mai, pag.283+288.
- 96 . x x x - Tribology handbook, Londra, 1973.

- 97 . x x x - Forjarea liberă și matrițarea pieselor de dimensiuni mari. Academia de științe, U.R.S.S., I.D.T., 1955.
- 98 . x x x - Alliages de rechargement dur a base de cobalt ou de nickel.
- 99 . x x x - Hardfacing with Deloro Stellite.
- 100 . x x x - Deloro Stellite. - Hard facing wires.
- 101 . x x x - Alliages de rechargement dur Stellurgine.
- 102 . x x x - Stellurgine - Rechargement par poudres.
- 103 . x x x - Prospect - Robotec - Castolin.
- 104 . x x x - Machining Delorc Stellite Deposits.
- 105 . I.C.T.C.M. - Oportunitatea tratamentului termic al steli-
tului grad 6, Simbol OEW/1972.
- 106 . x x x - Recondiționarea pieselor metalice uzate, prin
sudarea și metalizare prin pulverizare, pag.5+50.
- 107 . x x x - Comerțul cu cobalt în 1972. - Aliaje pentru scu-
le și matrițe. Le Cobalt + Cobalt abstracts 1973-1.
- 108 . x x x - Comerțul cu cobalt în 1973. - Aliaje pentru scu-
le și matrițe. Le Cobalt + Cobalt abstracts 1974-1.
- 109 . x x x - Procesul de uzură al materialelor supuse la abra-
ziune. Revue de l'industrie minerale. Franța, 52, nr.11,
nov., 1970, pag.713-734.
- 110 . x x x - A treia consfățuire de sudură și încercări de
metale, Timișoara, 1959.
- 111 . x x x - Prospectul produselor Intreprinderii de Ferite
Urziceni.
- 112 . x x x - Normă. Proces tehnologic, ferita de stronțiu
anizotropă. I.F.Urziceni.
- 113 . x x x - Normă. Proces tehnologic de fabricație a pulbe-
rii F1-ferit B2 (MZ-7). I.F.Urziceni.
- 114 . x x x - Proces tehnologic de fabricare a reperelor din
pulberile PH, PE, PF. I.F.Urziceni.
- 115 . x x x - Castolin - Eutectic - catalogul 1978.
- 116 . x x x - Stellurgine Diamal - alliages durs verschleiss-
feste legierungen hardalloys.
- 117 . x x x - Guide de l'usinage des revetements Terocote
alliages micropulverises.
- 118 . x x x - Les essais de frottement et d'usure des materiaux
Machine Moderne Fevrier 1964-49.

- 119 . x x x - Studiul durificării părților active ale matrițelor la cald și la rece cu ajutorul jetului de plasmă, 1964.
- 120 . I.C.T.C.M. - Recondiționarea și ridicarea durabilității în exploatare a pieselor de schimb. Studiu, 1972.
- 121 . I.C.T.C.M. - Automatizarea avansului electrodului la instalația de retopire electrică a oțelurilor sub strat de zgură. Studiu, 1965.
- 122 . x x x - Forjarea și matrițarea oțelului. Indreptar vol. I și II ed.a 2-a, Editura "Mașinostroienia, Moscova 1968".
- 123 . x x x - Perfecționarea producției de piese forjate, matrițate. Ed. Mașinostroenie, Leningrad, 1971.
- 124 . x x x - Sudarea arcatom, I.D.T., 1960.
- 125 . x x x - Rafinarea prin retopire. Ed. Naukova Dumka, Kiev, 1975.
- 126 . x x x - Precipitation from solid solution Cobalt base alloys Published by the American Society for metals. Cleveland, Ohio, 1957.
- 127 . x x x - Hutte - Manualul inginerului, vol. I. Ed. AGIR, 1947.
- 128 . x x x - National Birou of Standards U.S.A.
- 129 . x x x - Grundlagen der Schweisstechnik VEB, Verlag-Tehnik, Berlin, 1977.
- 130 . x x x - Catalog de oțeluri: Stahlschlüssel.