

**Cercetări asupra mecanismului de durificare a
suprafeței pieselor încărcate prin sudare cu
material de adaos austenitic manganos**

Teză de doctorat

**Autor
Ing. Dumitru Leuștean**

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

Timișoara, 2004

CUPRINS

	Pag.
1. Selecția straturilor de suprafață rezistente la uzare abrazivă și la solicitări dinamice	5
1.1 Categoriile principale de uzare	5
1.2 Abraziunea la tensiuni scăzute	7
1.3 Abraziunea la tensiuni înalte	9
1.4 Abraziunea prin scobire	9
1.5 Procese de durificare a straturilor de suprafață	10
1.5.1 Încărcarea prin sudare manuală cu electrozi înveliți (S.E.)	15
1.5.2 Încărcarea prin sudare WIG	17
1.5.3 Încărcarea prin sudare MIG-MAG	18
1.5.4 Încărcarea prin sudare cu sârmă tubulară	19
1.6 Materiale consumabile pentru durificarea straturilor de suprafață	20
1.7 Caracteristicile materialelor pentru durificări de suprafață	22
1.8 Microstructura și proprietățile oțelurilor austenitice manganoase convenționale	25
1.9 Materiale de adaos din oțeluri austenitice manganoase	30
2. Cercetări asupra procesului de depunere prin sudare manuală cu electrod învelit	33
2.1 Introducere	33
2.2 Previziuni asupra comportării la sudare a oțelului QT	34
2.2.1 Regimul tehnologic de sudare	35
2.2.2 Materiale de adaos	35
2.2.3 Tratamente termice	36
2.2.4 Proprietăți mecanice	36
2.3 Previziuni asupra comportării la sudare a oțelului austenitic manganos	37

2.4	Țehnologia de încărcare prin sudare manuală cu electrod învelit	38
2.5	Examinări macrografice	51
2.6	Examinări micrografice	55
3.	Cercetări asupra procesului de depunere prin sudare cu sârmă tubulară ST	64
3.1	Bazele procesului de sudare cu sârmă tubulară - ST	64
3.1.1	Principiul procedurii ST	64
3.2	Materiale de sudare	67
3.2.1	Sârma electrod	67
3.2.2	Gazul de protecție	70
3.3	Aspecte și recomandări tehnologice la sudarea ST	72
3.3.1	Caracterizarea sârmelor tubulare în funcție de caracterul miezului	74
3.3.2	Alegerea parametrilor tehnologici la sudarea ST	75
3.4	Efectul parametrilor de proces asupra calității depunerilor	80
3.4.1	Motivație	80
3.4.2	Materiale de sudare	80
3.5	Instalația (echipamentul) de sudare	81
3.5.1	Instalația LUC 500 ARISTO (ESAB)	82
3.5.2	Tractorul universal de tăiere și sudare TUT	86
3.6	Stabilirea parametrilor tehnologici de sudare	87
3.7	Analize macro- și micrografice	91
4.	Sensibilitatea la ecruisare mecanică a metalului depus din oțel austenitic manganos	99
4.1	Cercetări privind sensibilitatea la ecruisare mecanică prin solicitări statice	99
4.1.1	Metoda amprentei sferice	99
4.2	Cercetări privind sensibilitatea la ecruisare mecanică prin solicitări dinamice	109
4.2.1	Metodica de lucru	109

	4.2.2 Evaluarea rezultatelor experimentale	110
5.	Structura fină și microscopică a sistemului strat – substrat la depunerea prin sudare	118
5.1	Sistemul strat – substrat la depunerea prin sudare	118
5.2	Morfologia structurii și distribuția elementelor de aliere	119
5.3	Tehnica spectroscopiei prin difracție cu raze X (WDX – wave dispersive X – Ray analysis)	120
5.4	Tehnica dispersiei în energie a razelor X (EDX – energy dispersive X – Ray analysis)	129
5.5	Natura matricei metalice de bază în metalul depus	169
6.	Rezistența la uzare abrazivă a straturilor depuse din oțel austenitic manganos	175
6.1	Influența morfologiei structurii microscopice asupra rezistenței la uzare abrazivă	175
6.2	Uzarea abrazivă a oțelului austenitic manganos	176
6.3	Particularități ale comportării la uzare a metalului depus din oțel austenitic manganos	179
7.	Concluzii și contribuții originale	193
	Bibliografie	198

Capitolul 1

SELECȚIA STRATURILOR DE SUPRAFAȚĂ REZISTENTE LA UZARE ABRAZIVĂ ȘI LA SOLICITĂRI DINAMICE

1.1 Categoriile principale de uzare

Uzarea constă în pierderea progresivă de material din stratul de suprafață al unei piese sau scule, fiind determinată de contactul și de mișcarea relativă a acesteia cu un alt corp aflat în stare solidă, lichidă sau gazoasă. Acest tip de solicitare mai este cunoscută sub denumirea de solicitare tribologică.

Ea cuprinde în principal suprafața respectiv stratul de suprafață al piesei și se diferențiază de o solicitare mecanică prin apariția alături de forțele mecanice a unor reacții de schimb de substanță.

Cele mai recente cercetări atestă că cheltuielile directe aferente înlocuirii pieselor uzate prin eroziune și abraziune în țările dezvoltate, ca de exemplu Germania federală, se ridică la cca 3,2 miliarde euro pe an [1]. Ramurile industriale cele mai afectate cuprind tehnologia cimentului și a ceramicii, echipamentele pentru amenajări terasiere, tehnicile extractive, siderurgia și metalurgia, etc.

În ultimele decenii asistăm la intensificarea cercetărilor pentru definirea caracteristicilor sistemelor tribologice și pe această bază găsirea unor soluții de îmbunătățire a comportării la uzare. De aici, apar ca fundamentale cunoștințele referitoare la :

- procesele de uzare, care au o complexitate deosebită, derulându-se după mai multe mecanisme simultane sau succesive;
- duritatea, rezistența, tenacitatea și compoziția chimică a materialului stratului de suprafață al partenerului de uzare, care deși apar ca prioritare nu sunt exclusive pentru comportarea la uzare;
- evoluția procesului de uzare, care în majoritatea cazurilor nu poate fi apreciat prin calcul.

În literatura de specialitate există sute de termeni utilizați pentru descrierea multitudinii de efecte ale uzării. Utilizarea fără discernământ a acestor termeni tinde să provoace confuzii în înțelegerea mecanismelor de uzare și a soluțiilor posibile pentru problemele de uzare.

Figura 1.1 este o încercare de a reduce toate procesele de uzare la patru categorii bazate pe mecanismul care le fundamentează. În fiecare categorie există un număr limitat de moduri specifice de uzare, care vor fi descrise foarte succint în prezentul material.

Abraziunea. Uzarea este produsă de particule dure sau protuberanțe apăsate puternic pe o suprafață solidă și care se deplasează de-a lungul acesteia. Termenul “dur” arată că substanța care produce abraziunea este mai dură decât suprafața care suferă o degradare prin uzare. O caracteristică suplimentară pentru procesul de abraziune constă în faptul că de obicei abrazivul are muchii unghiulare ascuțite care produc o tăiere sau o acțiune de forfecare asupra solidului expus deteriorării.

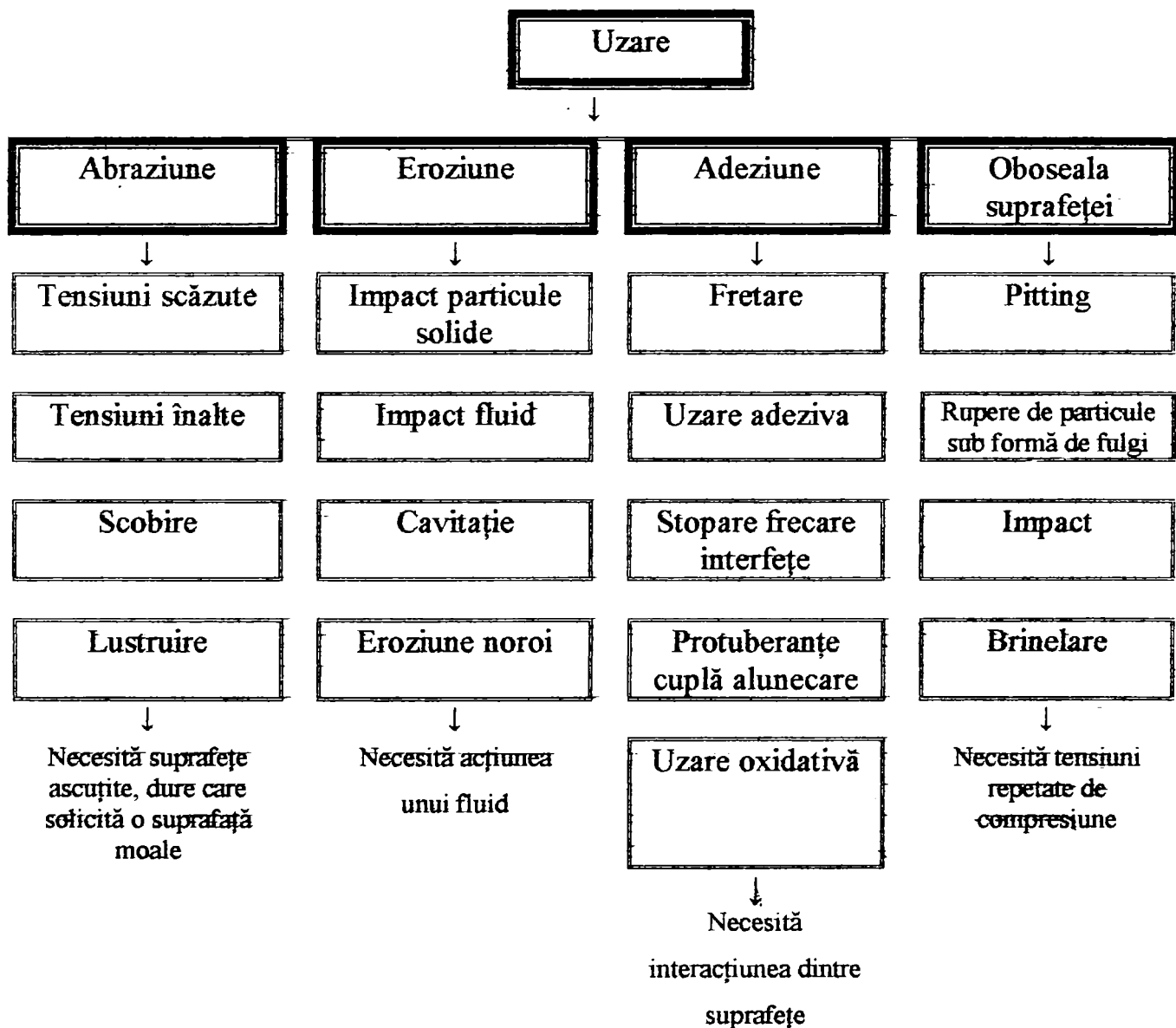


Fig. 1.1 Categoriile și moduri principale de uzare [17]

Eroziunea. Presupune o pierdere progresivă din materialul original al unei suprafețe solide ca urmare a interacțiunii mecanice dintre acea suprafață și un fluid sau un curent de fluid. Fluidele pot fi multicomponente și pot conține solide. Atunci când fluidele sunt capabile de reacții chimice cu suprafața solidului aflat în sistemul de uzare, îndepărtarea de material poate fi datorată proceselor concurente de acțiune mecanică și de coroziune.

Uzarea adezivă. Constă în pierderea progresivă de material de pe suprafețele solide aflate în mișcare relativă care se inițiază cel puțin la contactul localizat al acestora. Ori de câte ori două solide se află într-o mișcare relativă, forța de frecare ce tinde să se opună acestei mișcări conduce la adeziunea dintre cele două suprafețe. În cazul uzării adezive, intensitatea legăturii dintre suprafețele în contact provoacă ruperea materialului uneia sau ambelor suprafețe de interacțiune. Dacă legătura la o suprafață este mai puternică decât legătura la cealaltă suprafață, poate avea loc un transfer de material. La apariția unor desprinderi de material de pe ambele suprafețe se formează reziduurile de uzură. Deci, după inițierea urmelor de uzură, suprafețele vor fi separate de particule și adeziunea dintre membrii cuplei de alunecare poate fi preîntâmpinată. În multe exemple, reziduurile de uzură sunt abrazive și mecanismul îndepărtării materialului devine cel de abraziune. Pentru această rațiune termenul “uzare metal pe metal” poate fi mai adecvat decât cel de uzare adezivă.

Oboseala suprafeței. Constă în ruperea materialului unei suprafețe solide cauzată de tensiunile ciclice produse la răsuciri sau alunecări repetate pe o suprafață. Cel mai general exemplu este cel al liniei de cale ferată care este expusă unor tensiuni repetate prin intermediul roților de vagoane. Îndepărtarea materialului va avea loc prin fisurarea substratului de suprafață. În acest substrat apare o fisură care progresează către exterior.

Înțelegerea modurilor de uzare este esențială pentru selecția tratamentelor de suprafață care să producă o creștere a rezistenței la uzare.

1.2 Abraziunea la tensiuni scăzute

Un alt termen utilizat de obicei pentru acest mod de uzare este abraziunea prin zgâriere. Aceasta constituie mecanismul principal de deteriorare. Suprafețele supuse abraziunii la tensiuni scăzute arată că materialul a fost îndepărtat de particule dure, ascuțite.

În fig. 1.2 se prezintă o suprafață expusă acestei forme de uzare.

Caracteristicile suplimentare ale abraziunii la tensiuni scăzute sunt următoarele:

- viteza de abraziune crește cu gradul de ascuțire al abrazivului;
- viteza de abraziune descrește cu duritatea suprafeței supuse solicitării;

1.3 Abraziunea la tensiuni înalte

Această formă de abraziune este caracterizată de zgâriere, deformare plastică a suprafețelor și de pittingul particulelor imprimate. Deteriorarea este aproape întotdeauna mult mai severă decât în cazul abraziunii la tensiuni scăzute.

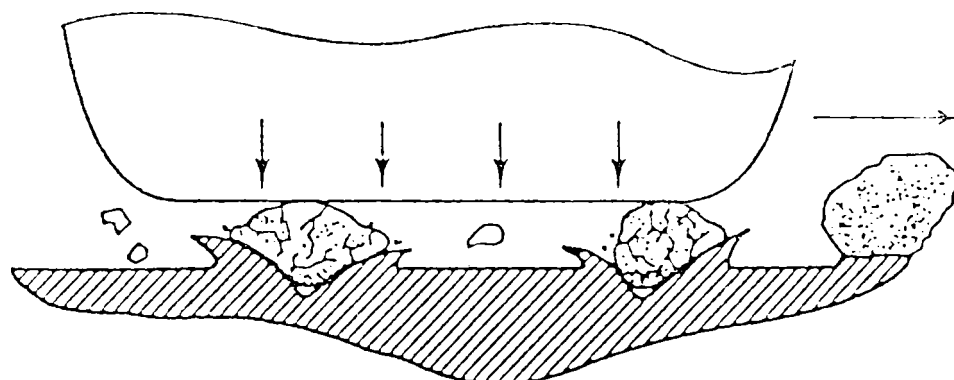


Fig. 1.3 Abraziunea la tensiuni înalte

Deformarea plastică a suprafeței aliajului metalic și zgârieturile adânci se produc în direcția de mișcare. Cele mai multe interacțiuni ale acestei forme de abraziune cu materialele sunt similare cu cele de la abraziunea la tensiuni scăzute (de exemplu rolul durității, al microstructurii, etc.). Rezistența la compresiune a suprafeței supuse deteriorării este totuși mult mai importantă. Pentru a rezista la această formă de uzare este de dorit ca suprafața respectivă să aibă o rezistență la compresiune mai mare decât cea a abrazivului.

Fig. 1.3 ilustrează această formă de uzare.

1.4 Abraziunea prin scobire

Aceasta presupune îndepărtarea materialului sub acțiunea sarcinilor repetate de compresiune exercitate de particule dure ca de exemplu ale rocilor pe o suprafață moale, de obicei dintr-un aliaj metalic. Această formă de abraziune este asemănătoare cu cea produsă la tensiuni scăzute și la tensiuni înalte. Cea mai severă deteriorare este cauzată de acțiunea de scobire; când mineralele sunt manipulate, particulele mai mici vor fi prezente în sistemul de uzare care provoacă abraziunea prin zgâriere, iar încărcarea unora dintre cele mai fine asemenea particule poate fi suficient de ridicată încât să provoace abraziunea la tensiuni înalte.

Mecanismul acestei categorii de uzare are la bază o deformare plastică cuplată cu o îndepărtare de așchii.

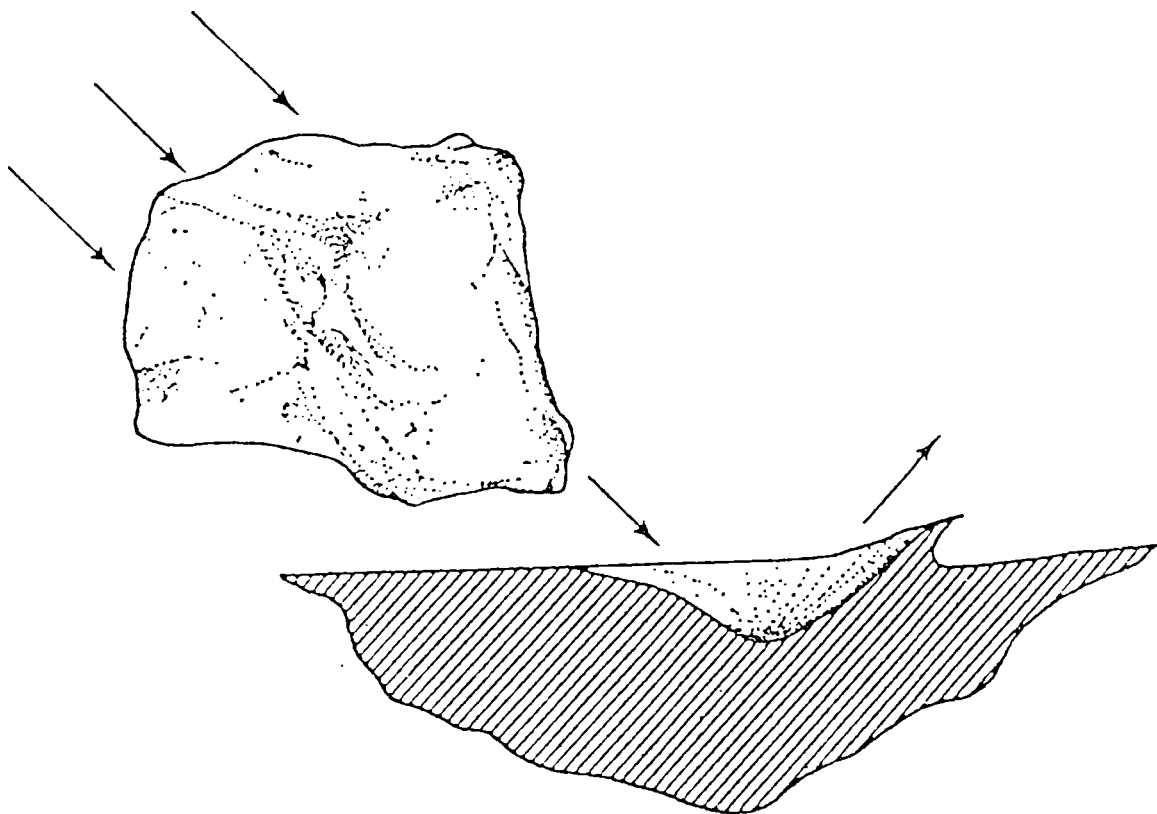


Fig. 1.4 Abraziunea prin scobire

Ambele fenomene sunt de obicei perceptibile la scară macroscopică. Desigur, în acest proces de uzare un rol indiscutabil îl joacă fenomenul de oboseală. De regulă, un singur impact al unei roci mari cu suprafața piesei metalice nu va produce o îndepărtare de material ci numai o deformare plastică. Acțiunea repetată de zdrobire exercitată de roci provoacă îndepărtarea materialului metalic prin fenomenul de oboseală a suprafeței. În fig.1.4 se arată modul de degradare a materialului de către una din muchiile tăietoare.

1.5 Procese de durificare a straturilor de suprafață

În exploatarea diferitelor piese și scule sunt frecvente situațiile când acestea trebuie să posede o duritate ridicată și o rezistență mare la uzare și oboseală în straturile de suprafață, respectiv bune caracteristici de ductilitate și tenacitate în miez pentru a prelua solicitările dinamice. Problema se poate rezolva prin selecția judicioasă a materialului și prin aplicarea unei metode de durificare a suprafeței [44].

Comparativ cu călirea volumică, la piesele executate din oțeluri slab aliate cu conținut scăzut sau mediu în carbon, durificarea stratului de suprafață oferă avantajul micșorării deformațiilor și a riscului de fisurare.

Din punct de vedere conceptual, diversele metode de durificare a suprafeței se clasifică astfel (fig. 1.5):

- metode care implică realizarea sau depunerea intenționată a unui nou strat;
- metode care implică modificarea compoziției chimice și / sau a microstructurii stratului de suprafață și substratului.

Primul grup de metode include realizarea straturilor peliculare, a acoperirilor de suprafață și a straturilor depuse la încărcarea prin sudare. În general ele sunt mai puțin costisitoare comparativ cu cele care realizează durificarea volumică a pieselor. Performanțele atinse de piesele durificate la suprafață în privința limitei de oboseală depind de rezistența legăturii dintre substrat și stratul depus.

În cele ce urmează ne vom axa doar asupra proceselor de durificare prin straturi depuse. Deși aliajele selectate pentru durificare pot fi depuse practic prin orice proces de sudare, cele mai importante asemenea procese sunt redate în fig. 1.6.

Ele se împart în două grupe mari:

- procese bazate pe depuneri prin topire;
- procese bazate pe depuneri fără topire.

Dintre ele doar prima grupă asigură o legătură metalurgică între strat și substrat. Din punctul de vedere al utilizatorului, aceasta înseamnă că aliajele care sunt topite au o rezistență a legăturii cel puțin echivalentă cu rezistența celui mai slab dintre metalele topite. În procesele fără topire legătura dintre stratul depus și substrat este menținută de același tip de forțe ca la depunerile electrolitice cum ar fi cromarea.

Trebuie subliniat faptul că la depunerile prin topire, obținerea unei bune legături metalurgice este posibilă numai dacă substratul și stratul au abilitatea de a forma o soluție solidă. De exemplu, o depunere prin topire dintr-un aliaj cu bază de fier pe un substrat din titan va crăpa și se va desprinde, deoarece titanul formează un compus intermetalic fragil cu aproape toate metalele. În consecință utilizatorul trebuie să aibă în vedere faptul că procesele de sudare prin topire nu pot fi folosite pentru depunerea oricărui aliaj pe orice material de substrat.

În schimb, procesele fără topire nu reclamă alierea suprafeței și a substratului pe linia de legătură și deci ele pot fi folosite pentru depunerea, aproape a oricărui aliaj, pe aproape orice substrat care va suporta temperatura de pulverizare. De exemplu, materialele feroase pot fi pulverizate pe aluminiu iar ceramicele pe substraturi din cupru.

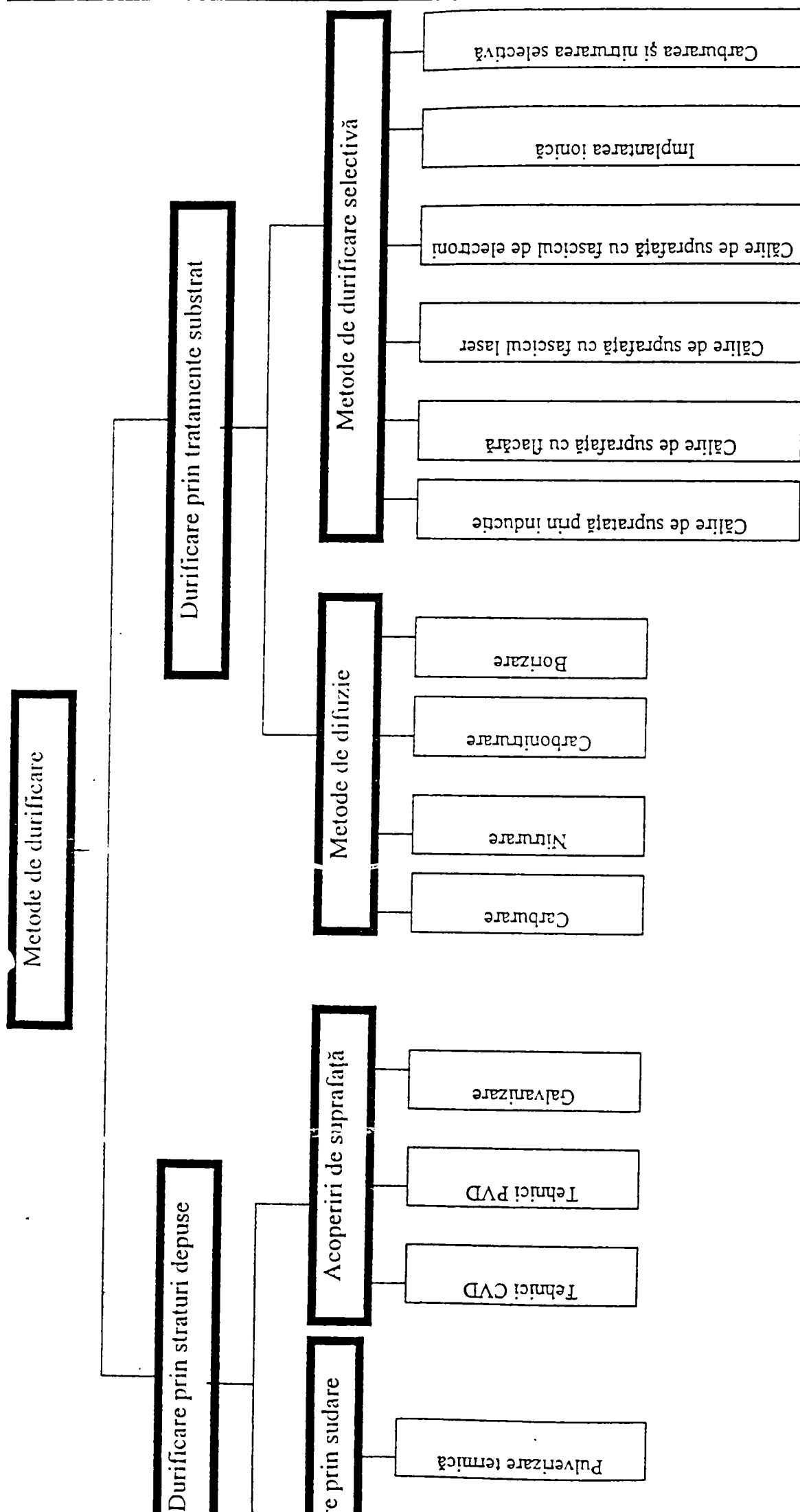


Fig. 1.5 Clasificarea generală a metodelor de durificare a straturilor de suprafață

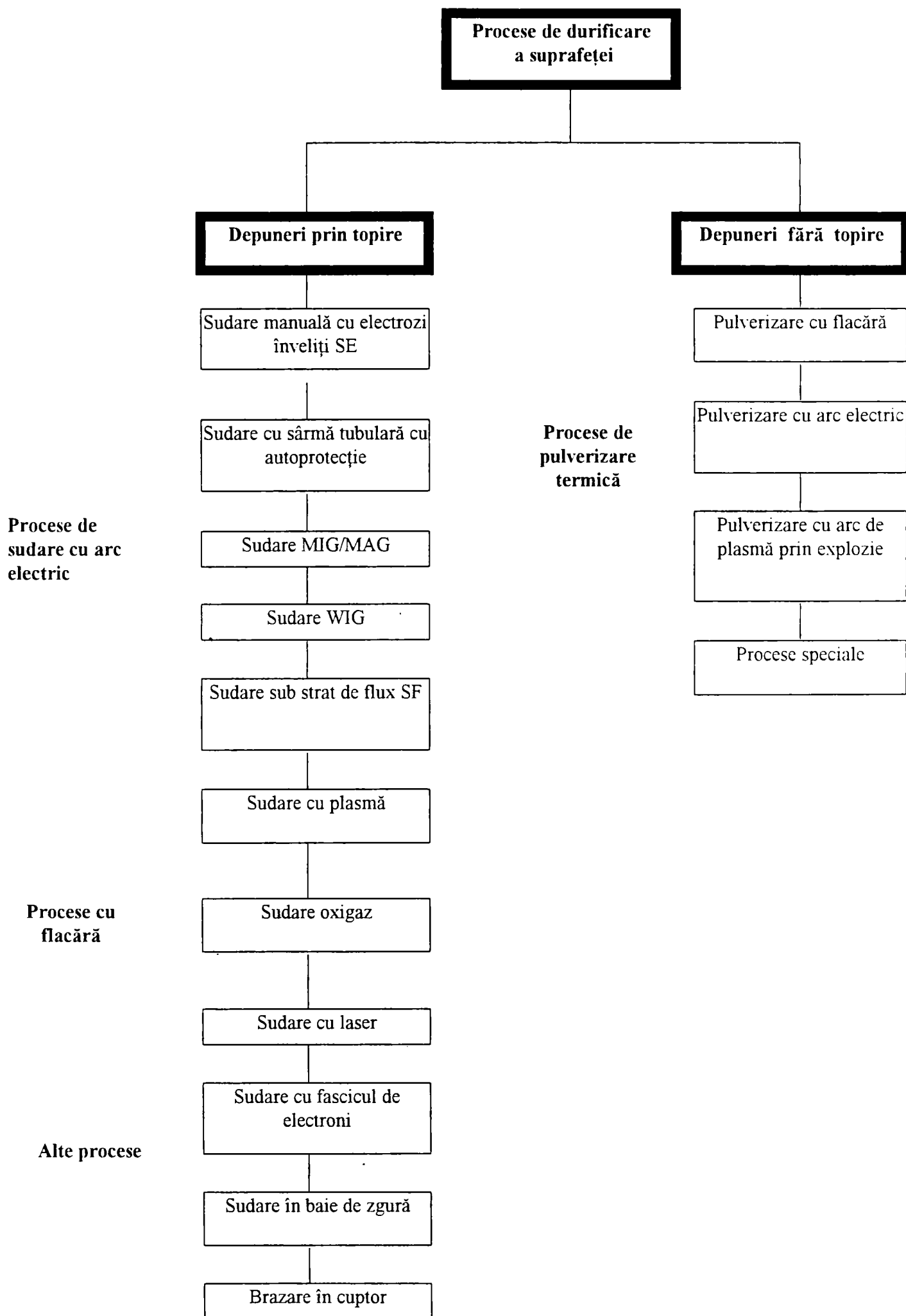


Fig. 1.6 Gama proceselor de sudare disponibile comercial pentru durificarea suprafeței

Condițiile de legătură strat – substrat specifice diferitelor procese de durificare a stratului de suprafață sunt prezentate în fig.1.7.

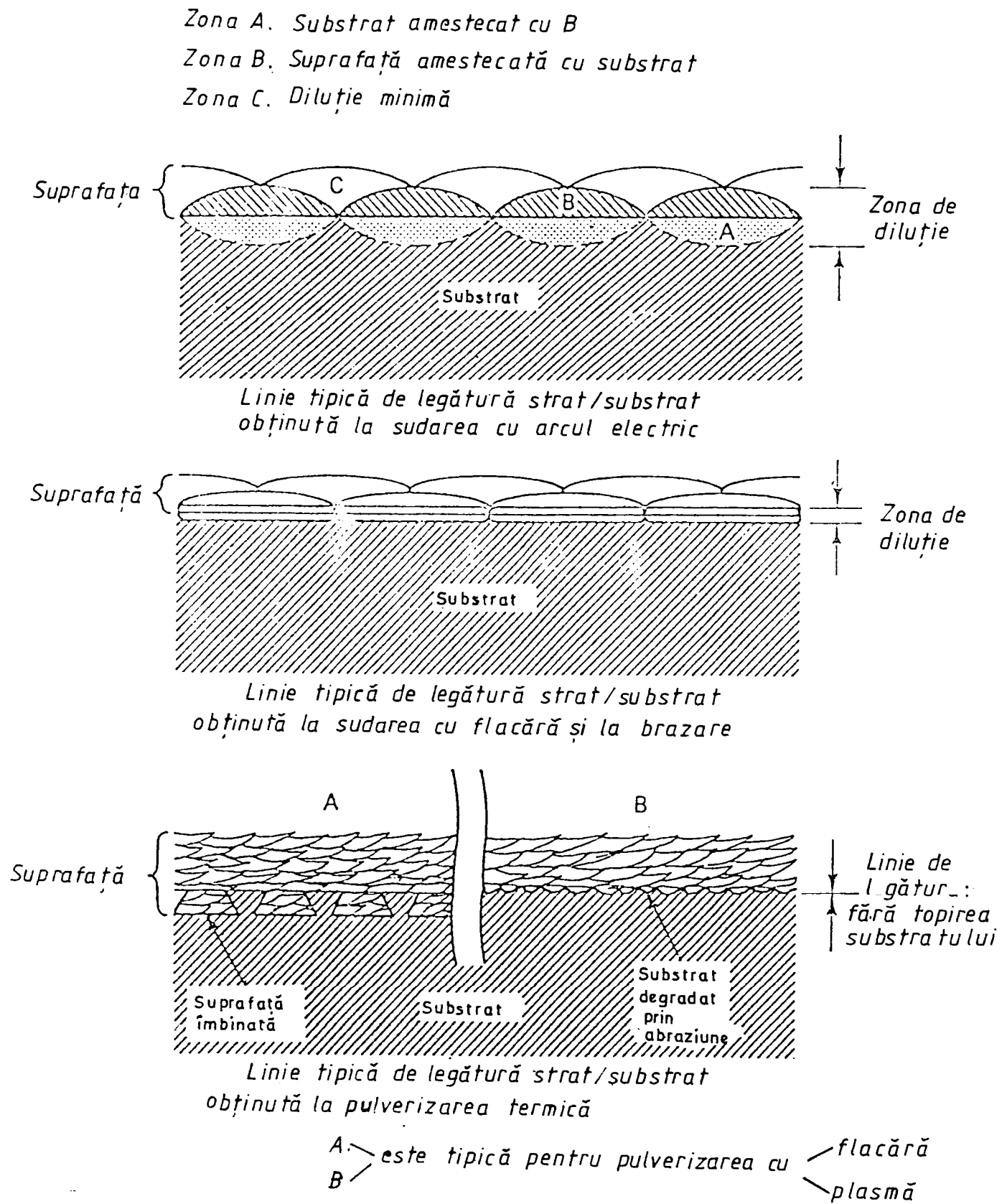


Fig.1.7 Legătura strat – substrat la diferite procese de durificare

De obicei, procesele de sudare cu arc electric produc o aliere suficientă a suprafeței și substratului [24]. Întrucât primul strat depus este contaminat sau diluat (amestecat) cu aliajul substratului, se obișnuiește să se aplice cel puțin două straturi de durificare. Numai al doilea strat va avea proprietățile dorite de rezistență la uzare a suprafeței.

Procesele de depunere cu flacără oxigaz produc o topire mai mică și deci o diluție mai redusă între strat și substrat. Depunerile cu un singur strat sunt posibile doar când sunt realizate de un operator sudor cu înaltă calificare.

Ilustrarea unei linii de legătură fără topire arată o depunere de tip lamelar. Procesele de durificare prin pulverizare termică implică generarea unor picături din materialul care va fi depus. Aceste picături se răcesc brusc sub formă de granule în momentul lovirii suprafeței, iar depunerea conține o serie de oxizi ca urmare a reacțiilor cu gazele care le propulsează, precum și porozități datorate lipsei de curgere între granule. Rezistența legăturii poate fi de regulă mărită prin mărirea rugozității suprafeței substratului. De regulă înainte de pulverizare în plasmă suprafața piesei este sablată sau supusă eroziunii anodo – mecanice.

Pornind de la diferențele interfețelor strat – substrat specifice proceselor de depunere cu sau fără topire, vom prezenta succint particularitățile proceselor de încărcare prin sudare folosite în conducerea programului experimental. Spre deosebire de operația de sudare pentru îmbinarea materialelor, încărcarea prin sudare impune specificarea de către utilizator a următoarelor elemente:

- Procedeele selectate a fi aplicate;
- Aliajul disponibil ca material de adaos;
- Grosimea stratului depus și aria depunerii.

1.5.1 Încărcarea prin sudare manuală cu electrozi înveliți (S.E.)

Sudarea S.E. reprezintă unul din cele mai simple procese de sudare cu arcul electric.

Conform fig. 1.8 obținerea unei suduri are loc prin topirea unui electrod învelit într-un arc format între acesta și piesă.

Învelișul electrodului se descompune în arc pentru a forma gazul protector. De asemenea, el poate fi utilizat pentru adaosul de elemente de aliere și pentru a promova curățirea cusăturii.

În cazul utilizării pentru depuneri de straturi dure, procesul rămâne același; electrodul este pur și simplu format dintr-un aliaj, materialul miezului, sau un înveliș care produce un strat depus rezistent la uzare.

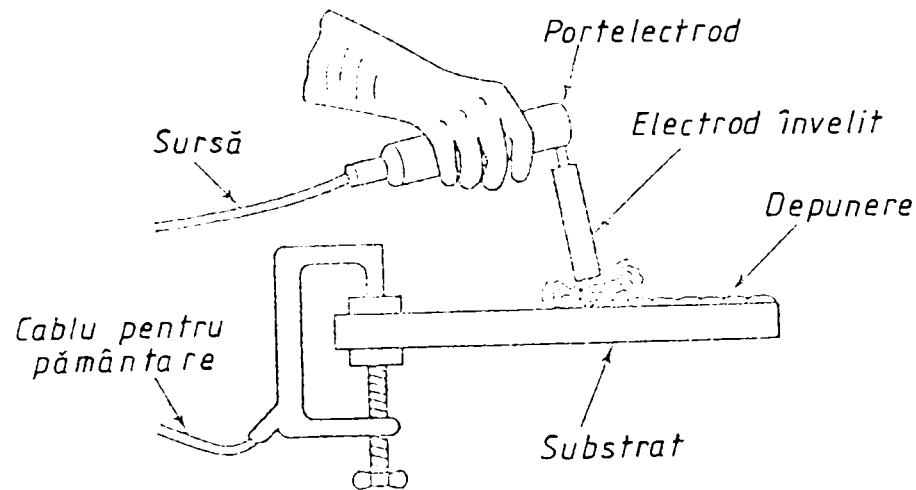


Fig. 1.8 Procesul de încărcare S.E.

Echipamentul necesar este format dintr-o sursă de curent mare și tensiune redusă. Cele mai multe surse de putere sunt convertizoarele de sudare sau transformatoare / redresoare cu posibilități de control a curentului. Procesul este manual; când este folosit pentru încărcare, operatorul sudor depune pe întreaga suprafață care trebuie durificată un număr necesar de treceri astfel încât să se realizeze grosimea specificată a stratului. În general, grosimea stratului depus nu este limitată, excepție făcând cazurile în care unele aliaje manifestă o tendință ridicată de fisurare la depunerea a mai mult de două straturi. În asemenea situații, se recurge la depunerea prealabilă a unui număr de straturi tampon dintr-un oțel slab aliat astfel încât să fie suficiente doar câteva treceri cu material pentru depunerea dură și cerințele produsului final să fie îndeplinite.

Un avantaj major al acestui proces constă în faptul că echipamentul este disponibil în orice atelier de sudare. Totodată, materialele consumabile (aliaje cu bază de Fe, Ni, Co și compozite tubulare) pot fi cumpărate în cantități mici (2,2 kg) și nu apar probleme deosebite la sudarea lor. Cel mai mare dezavantaj al acestui proces îl constituie rata scăzută a depunerii, aceasta fiind și funcție de abilitatea sudorului. Vitezele tipice de depunere sunt mai mici de 2,2 kg/h. De aceea, procesul de sudare S.E. este cel mai potrivit pentru depuneri mici sau pentru sudare în condiții de șantier când portabilitatea echipamentului este importantă.

1.5.2 Încărcarea prin sudare WIG

Sudarea WIG diferă semnificativ de cele mai multe procese de încărcare deoarece arcu care provoacă topirea materialului de adaos este amorsat între piesă și un electrod nefuzibil. Torța conține un electrod de wolfram care nu trebuie să se topească în arc. Materialul de adaos este aplicat prin imersarea manuală a vergelei în zona arcului sau cu ajutorul unui dispozitiv auxiliar care introduce o sârmă în regiunea arcului. Desfășurarea manuală a procesului este redată în fig. 1.9. Zona arcului electric este protejată de un gaz care curge prin capul de sudare.

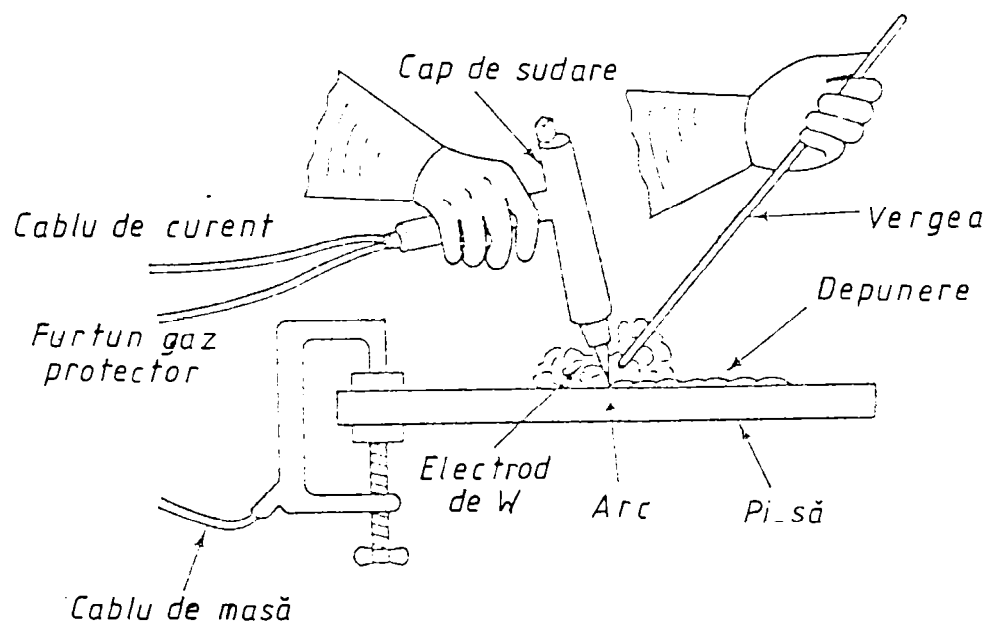


Fig. 1.9 Procesul de încărcare prin sudare WIG

Echipamentul de sudare WIG este larg răspândit în atelierele de sudare. Sursa de sudare nu diferă sensibil de cea folosită la procedeul S.E. la ea adăugându-se echipamentul gazului de protecție care include un rezervor de gaz, un regulator de presiune și un instrument de control al debitului de gaz.

În cazul operării manuale, aliajele selectate pentru durificare sunt livrate sub formă de vergele metalice și sunt topite și curg pe substrat pentru a forma stratul depus. În cazul operării automate, acest proces necesită de regulă un dispozitiv de alimentare cu aliaj și dispozitive de manipulare a piesei.

Aproape orice depunere de straturi din aliaje metalice se poate realiza prin procesul de sudare WIG. Principalul dezavantaj este legat de o rată a depunerii mai mică decât aproape la orice alt proces de sudare manuală. În cazul operării automate, rata depunerii va depinde de

regimul termic adoptat, dar acest proces nu este recomandabil pentru depuneri mari și în general este cel mai potrivit pentru ateliere de sudare.

De obicei, sudarea WIG este selectată pentru încărcarea componentelor mici cum ar fi, sculele și matrițele. Depunerile realizate sunt foarte fine ca aspect, fapt care constituie un avantaj pentru produsele prelucrate prin așchiere de finisare (repararea matrițelor și a sculelor similare).

1.5.3 Încărcarea prin sudare MIG – MAG

Sudarea MIG-MAG folosește un material de adaos sub formă de sârmă continuă, alimentarea realizându-se prin interiorul pistolului de sudare. Amorsarea arcului electric are loc între sârmă și piesa ce urmează a fi sudată. Operația poate continua până la epuizarea bobinei pe care este înfășurată sârma. Gazul de protecție pentru materialul topit este introdus printr-o zonă inelară, care înconjoară sârma, la vârful pistolului de sudare.

Depunerea materialului de adaos poate fi realizată prin mai multe mecanisme: scurtcircuit între sârmă și piesă sau sârma va fi topită fără a se atinge piesa de sudat. Primul proces poartă denumirea de transfer prin scurtcircuitare (short arc) și cel din urmă este numit transfer globular. O a treia variantă este numită transfer prin pulverizare (spray arc).

Din punct de vedere al încărcării cu straturi dure, mecanismul de transfer poate afecta diluția și profilul picăturii, dar utilizatorul de strat depus poate lăsa la latitudinea sudorului alegerea opțiunilor de transfer. Pentru sudarea în poziție se preferă opțiunea transferului prin scurtcircuitare.

Echipmentul de sudare MIG – MAG are un cost moderat, fiind necesare o sursă de putere, un dispozitiv de alimentare cu sârmă și unul pentru controlul gazului. Pistolul poate fi ținut în mână, iar dacă operația este automată el va fi manipulat ca de altfel și piesa. Pentru încărcarea unor suprafețe mari se poate recurge la alimentarea cu sârme multiple. O variantă relativ recentă a acestui proces de bază utilizează material de adaos sub forma unor benzi care pot avea o lățime de câteva zeci de milimetri pentru a se obține rate de depunere extrem de ridicate. În această formă, procesul poate fi folosit, de exemplu, pentru încărcarea interiorului unui rezervor de dimensiuni mari sau a unui valț foarte mare.

Întrucât echipamentul de sudare este voluminos, acest proces devine oportun pentru activități de mare amploare, desfășurate în condiții de șantier sau în ateliere de sudare.

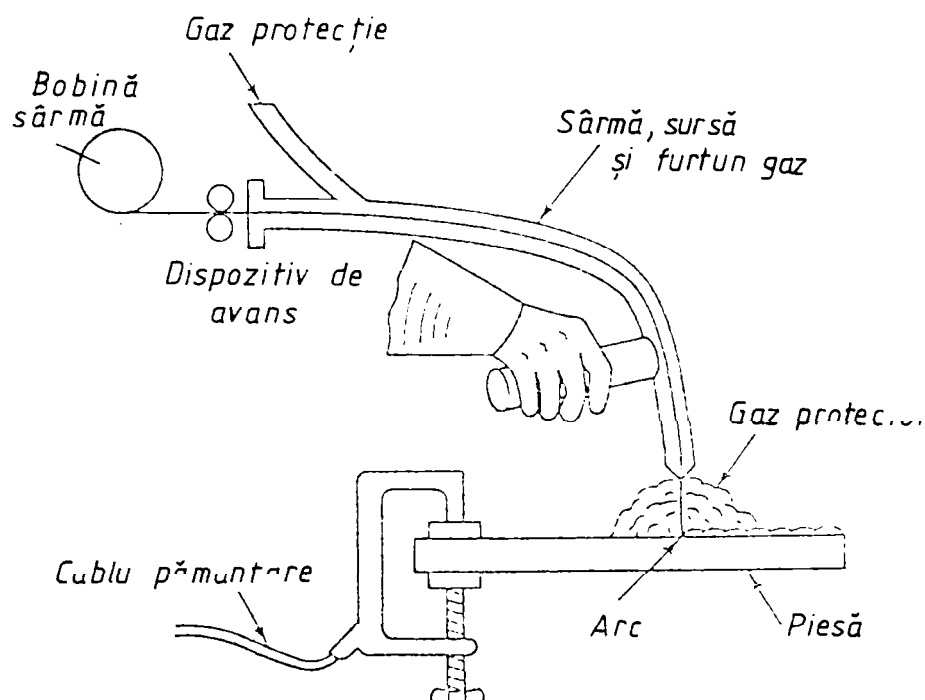


Fig. 1.10 Procesul de încărcare prin sudare MIG – MAG

1.5.4 Încărcarea prin sudare cu sârmă tubulară

Procesul de sudare cu sârmă tubulară (fig.1.11) este folosit pe scară largă în industrie începând cu anul 1975. Principala sa caracteristică constă în utilizarea unui material de adaos realizat dintr-o fâșie subțire de metal rulată sub forma unei țeci.

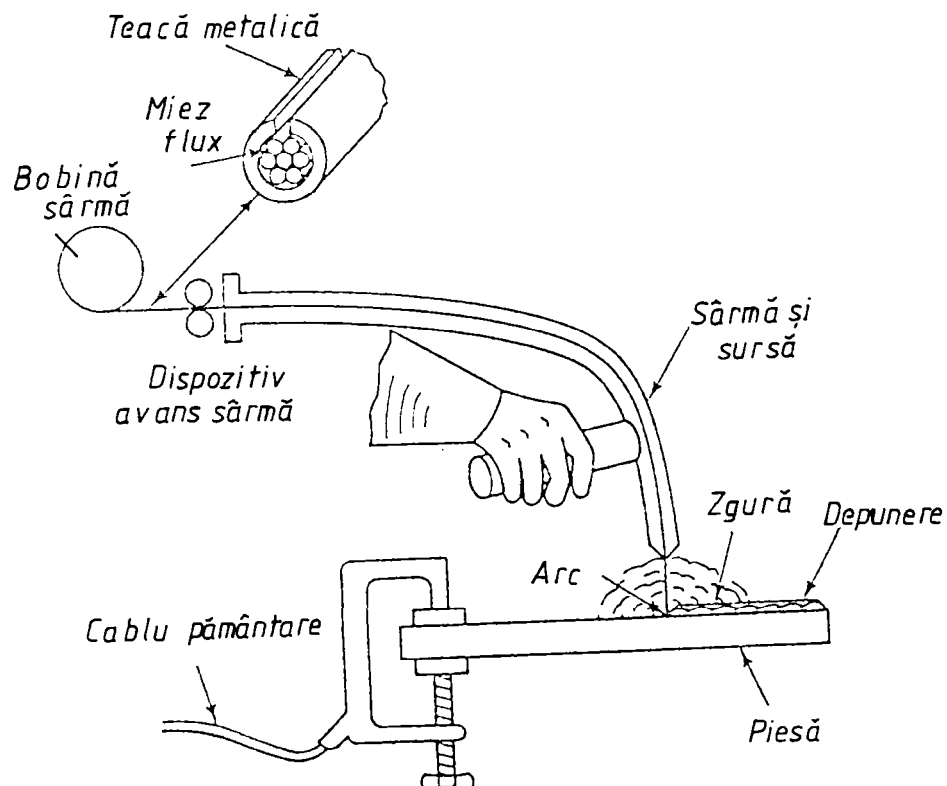


Fig. 1.11 Procesul de încărcare cu sârmă tubulară

Această teacă este umplută cu un flux ce conține materiale care se volatilizează și asigură o protecție a băii de sudură (autoprotecție). De asemenea, pot fi adăugate pulberi metalice în materialul miezului pentru a se combina în baia de sudură și a crea un metal depus aliat. În timpul procesului, sârma tubulară este introdusă prin pistol și se stabilește un arc electric între sârmă și substrat. Gazul de protecție mai poate fi utilizat și pentru suplimentarea efectului protector al fluxului.

1.6 Materiale consumabile pentru durificarea straturilor de suprafață

Un factor principal care limitează aplicabilitatea tehnicilor de durificare a straturilor de suprafață, este lipsa de cunoștințe referitoare la materialele posibile a fi depuse pe suprafață și la selecția materialului optim care trebuie aplicat pe un substrat pentru rezolvarea unei probleme particulare.

Termenul “consumabil” este folosit pentru a descrie materialele sub formă de baghete, electrozi, sârme sau pulbere pentru depuneri prin sudare sau printr-un procedeu conex. Aceste materiale sunt “consumate” prin topire în timpul depunerii pe suprafață; de aici derivă denumirea de consumabile.

Principial, ele se clasifică în două categorii:

- materiale care sunt aplicate prin topire pe un substrat;
- materiale care sunt aplicate prin procese de pulverizare termică și nu necesită topire pentru a se obține o legătură cu substratul.

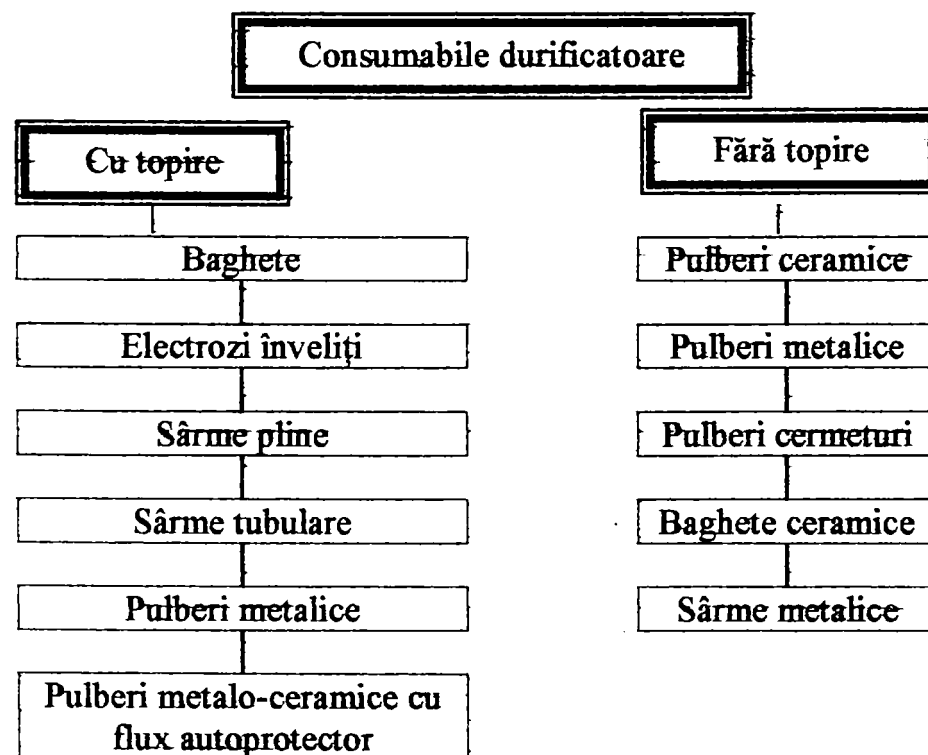


Fig. 1.12 Materiale consumabile pentru durificări de suprafață

Așa cum se arată în fig. 1.12, materialele care se depun fără topire sunt pulberi, sârme sau baghete solide de tipul celor folosite la unele pistolete de pulverizare cu flacără. O varietate largă de forme de produse sunt disponibile pentru depuneri prin topire.

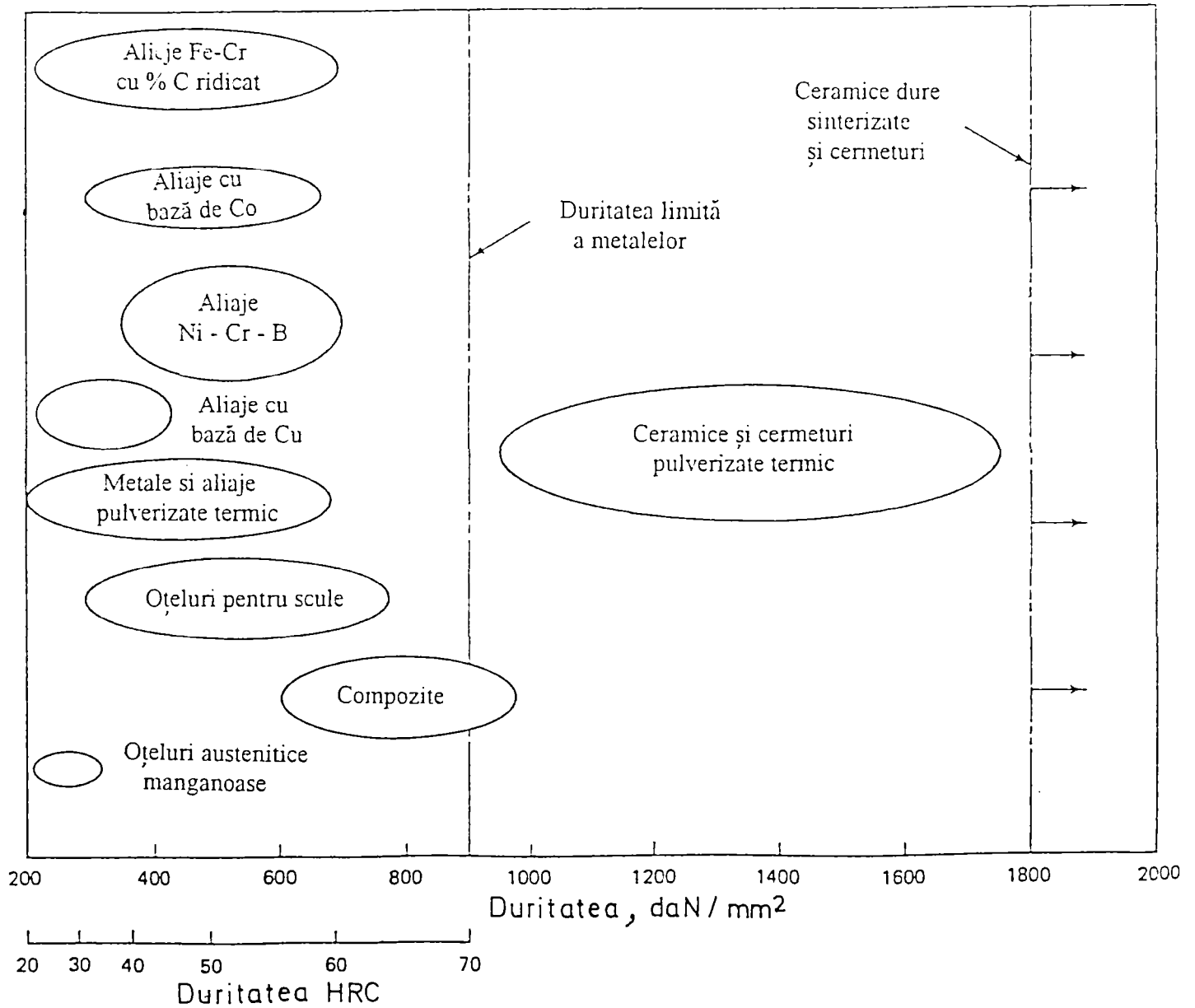


Fig. 1.13 Spectrul de durități al materialelor consumabile

Totuși, trebuie subliniat faptul că ceramicile cu duritate ridicată nu pot fi depuse prin procese de topire deoarece ele au un punct de fuziune ridicat și o slabă compatibilitate din punct de vedere al solubilității în stare solidă cu cele mai multe substraturi. De obicei, ceramicile sunt compuși între un metal și un nemetal. Dintre ele, cele mai importante pentru acoperiri prin pulverizare termică sunt carburile și oxizii care se livrează uneori sub forma unor faze dure

încorporate într-o matrice metalică. Sub această ultimă formă, ele poartă denumirea de cermeturi (compozite consumabile). Deși există sute de materiale disponibile pentru depuneri de straturi, aliajele metalice fuzibile sunt potrivite doar pentru cca. 10 sisteme de aliaje, iar ceramicele și cermeturile se încadrează în chiar mai puține sisteme de materiale. În fig.1.13 sunt prezentate sistemele de bază și duritățile obținabile în straturile depuse.

1.7 Caracteristicile materialelor pentru durificări de suprafață

Așa cum rezultă din fig.1.14 materialele folosite pentru durificarea stratului de suprafață au diferite întrebuințări, de la echipamentele pentru sfărâmarea rocilor până la repararea muchiilor tăietoare ale cuțitelor de la morile de măcinare.

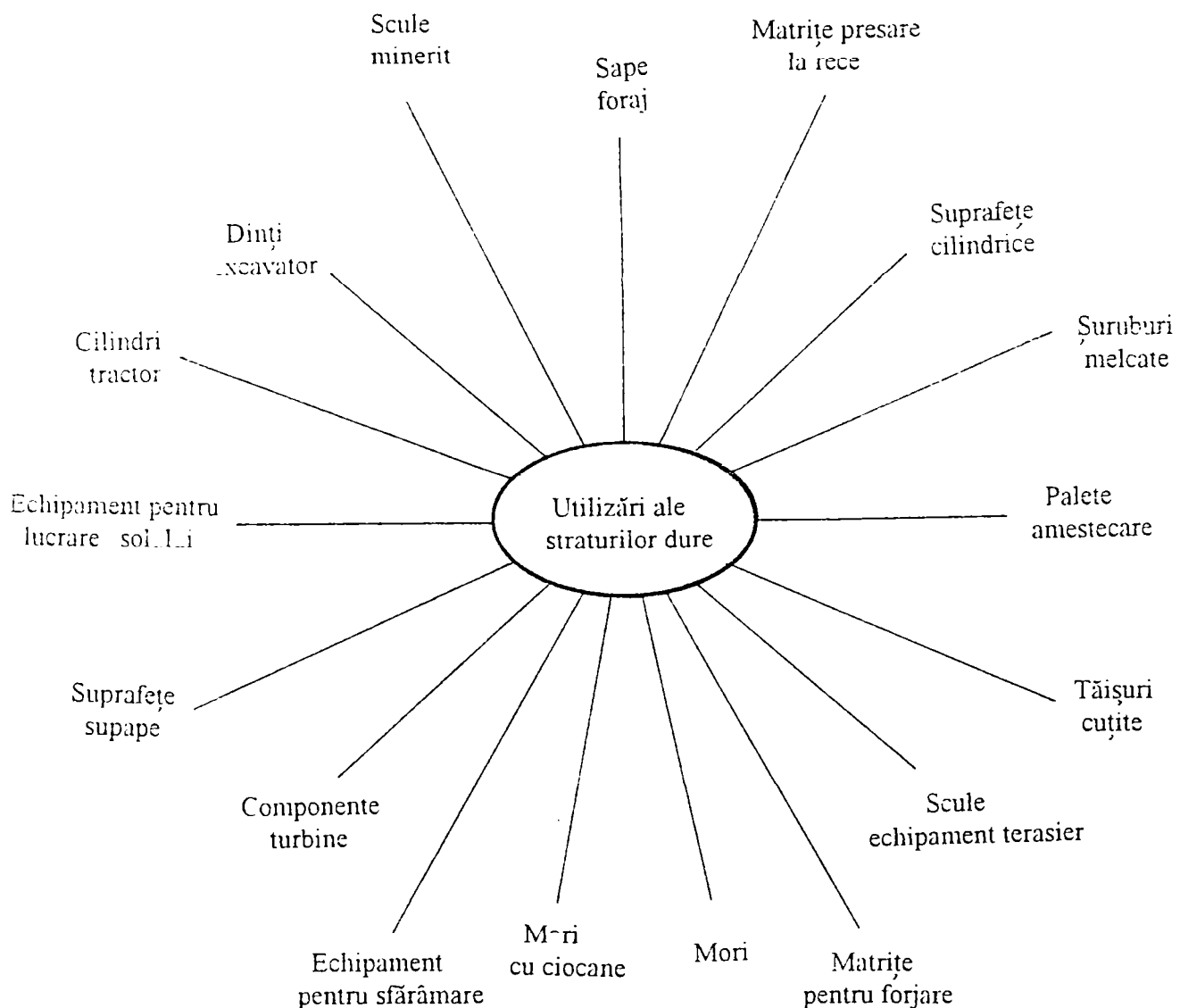


Fig. 1.14 Domenii de utilizare a straturilor dure

Acoperirile prin pulverizare termică acoperă o gamă largă de aplicații, de la rotorii pentru turbine până la componentele electronice de dimensiuni mici. Numitorul comun al acestor aplicații este rezistența la anumite forme de uzare. Dar, un material de adaos selectat nu poate soluționa decât unele tipuri de uzare. De aceea, fiecare sistem de materiale are domenii distincte de aplicabilitate. Fără îndoială, se pune întrebarea de a defini proprietățile materialului care asigură rezistența la uzare.

În fig. 1.15 sunt redată unele dintre caracteristicile care influențează procesele de uzare.

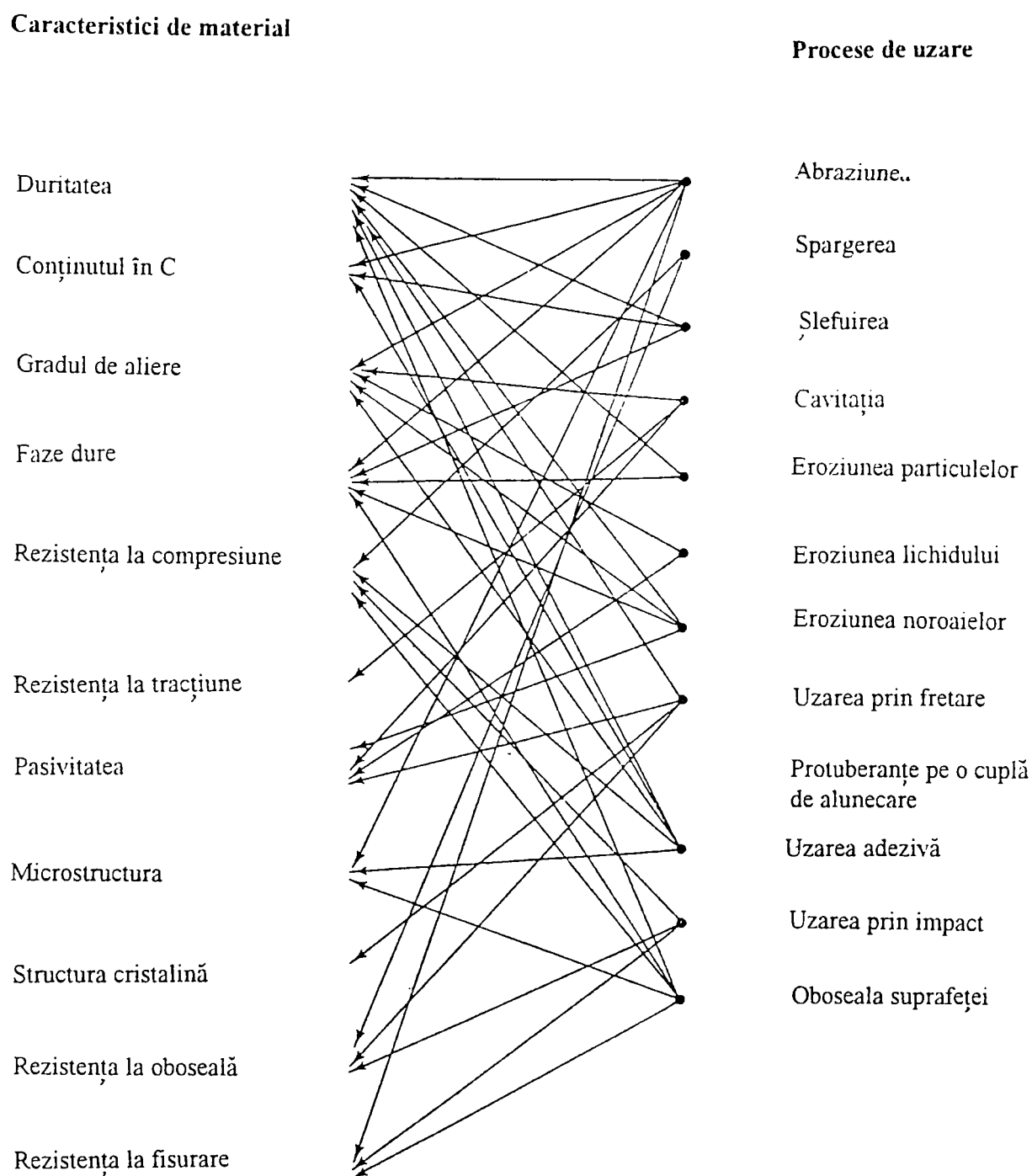


Fig. 1.15 Importanța unor caracteristici de material în soluționarea problemelor de uzare

Această prezentare arată că de obicei uzarea depinde de o combinație de caracteristici de material. De exemplu, duritatea luată individual nu controlează acest proces. Diamantele folosite pentru tăierea plăcilor de sticlă utilizate în tehnica fotografică se uzează relativ rapid, chiar dacă ele reprezintă cele mai dure materiale cunoscute; diamantul este îndepărtat de pe muchiile tăietoare ale sculei prin adepziunea unor cantități microscopice de material la piesele debitate. La cealaltă extremă, placările cu aur moale sunt foarte eficiente în prevenirea deteriorării prin fretare chiar în cazul unor tensiuni de contact care depășesc semnificativ rezistența la compresiune a aurului; aurul joacă rol de lubrifiant iar natura sa nobilă previne formarea oxizilor care se știe că accelerează deteriorarea prin fretare. Astfel, multe caracteristici de material afectează uzarea și numeroase sisteme de aliaje pentru durificare au fost dezvoltate pentru a obține o combinație a câtorva caracteristici care se știe că influențează unele tipuri de uzare.

Fig.1.16 arată utilizarea relativă a materialelor ingineresti pentru scule și dispozitive care formează, deformează sau prelucrează alte materiale.

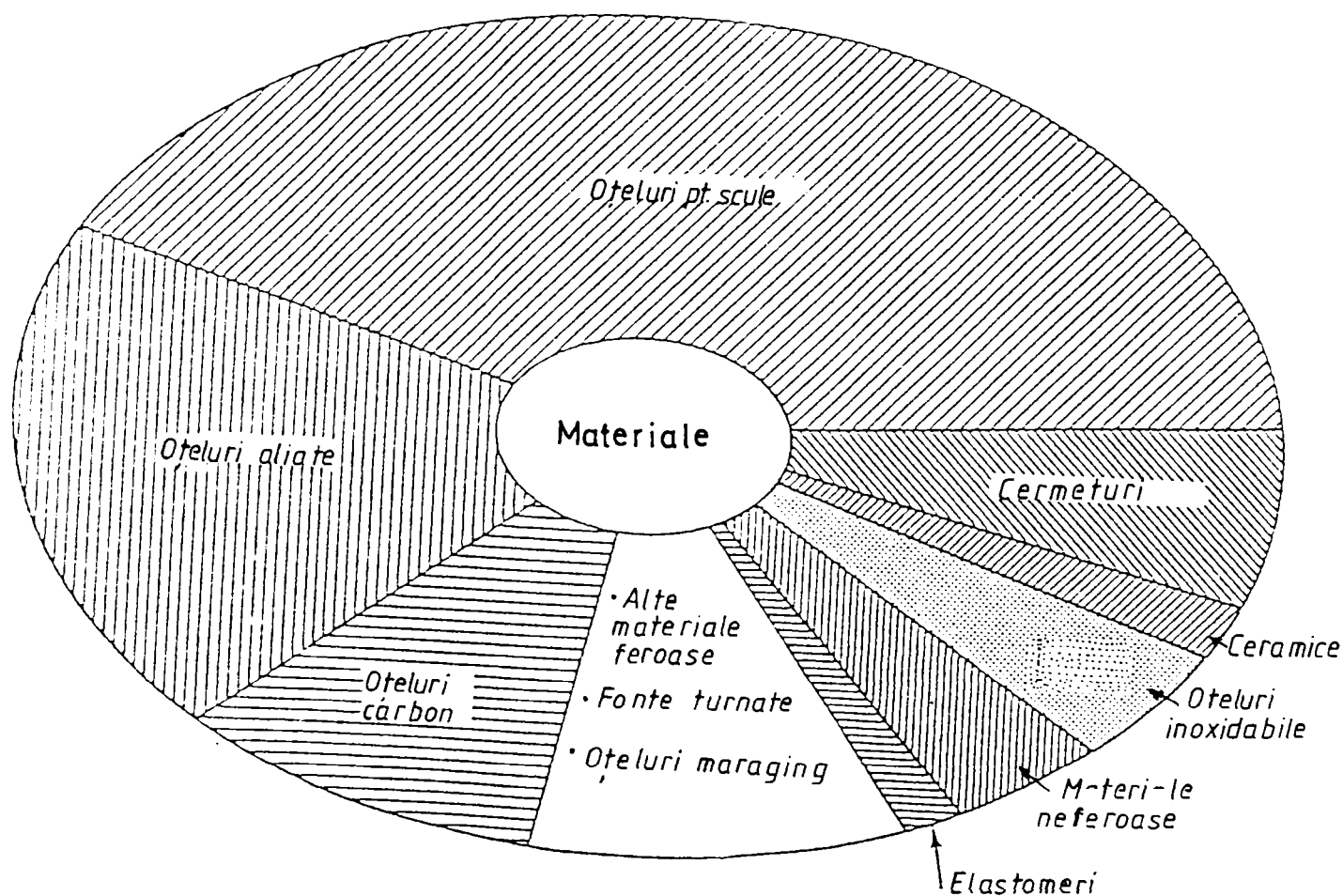


Fig.1.16 Frecvența de utilizare a materialelor pentru solicitări de uzare

Cele mai importante sunt oțelurile pentru scule urmate de oțelurile aliate, oțelurile carbon, carburile sinterizate, oțelurile inoxidabile, aliajele neferoase și materialele ceramice. Ele constituie baza sistemelor de durificare a suprafeței și în cele ce urmează vom face referință la oțelurile austenitice manganoase care prin particularitățile de comportament prezintă un interes ridicat în construcția elementelor active ale utilajelor pentru amenajări terasiere.

1.8 Microstructura și proprietățile oțelurilor austenitice manganoase convenționale

Oțelul austenitic manganos cu cca. 1,2%C și 12,5%Mn numit și oțel Hadfield a stat la baza dezvoltării diferitelor aliaje pentru depuneri de straturi dure și rezistente la uzare abrazivă.

Pentru studierea transformărilor intervenite în acest oțel se pornește de la diagrama de stare Fe-C pentru 13%Mn (fig.1.17). Aceasta pune în evidență domeniile de existență a fazelor apărute în funcție de concentrația în carbon și de temperatură. Liniile de transformare care marchează comportarea oțelului la răcire foarte lentă, arată că pentru un conținut de 1,2%C microstructura austenitică devine stabilă termodinamic numai la peste 950°C.

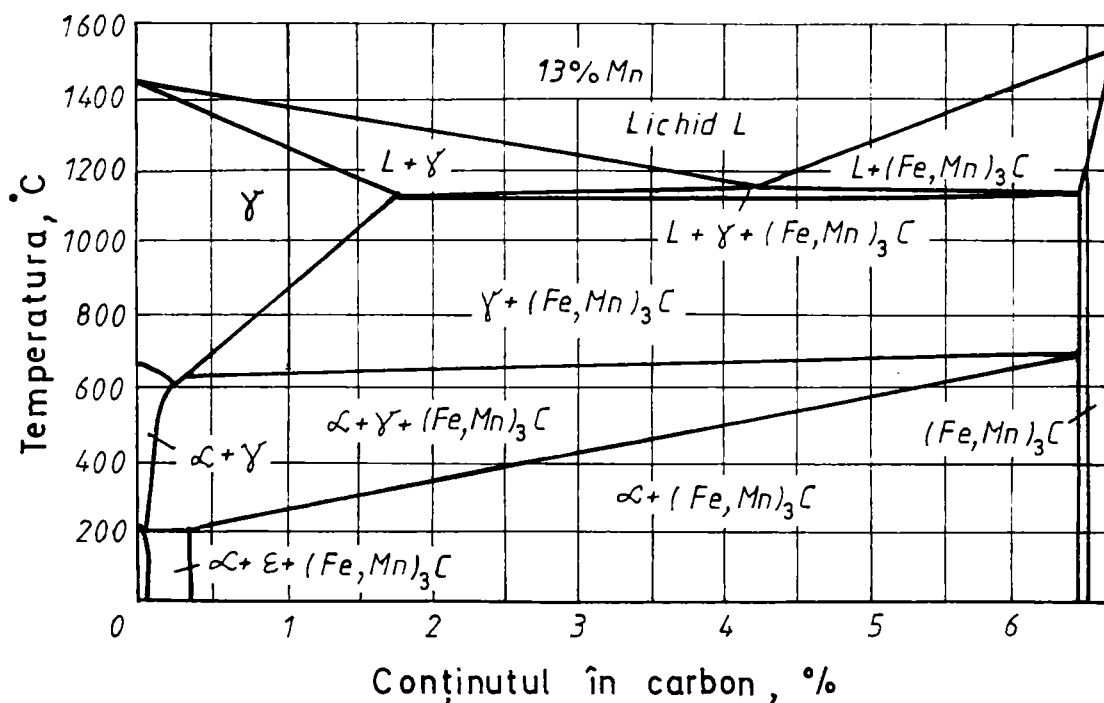


Fig. 1.17 Secțiune prin diagrama de stare Fe-C-Mn la 13% Mn [63]

Sub domeniul de stabilitate al austenitei, mai exact între 950 și 700°C precipită carburi, iar la temperaturi mai mici de 700°C apare domeniul trifazic format din austenită, carburi și ferită. La circa 400°C ar trebui ca transformarea austenitei în ferită să fie finalizată; totuși, datorită unei difuzii insuficiente acest proces rămâne incomplet. Prin răcire ulterioară, are loc o transformare parțială a austenitei sărăcite în carbon și mangan cu formare de martensită α și fază ϵ . Faza ϵ este structura cunoscută de la sistemul binar Fe-Mn pentru concentrații cuprinse între 12 și 30% Mn. Prin reveniri de durată sau prin deformare la rece, faza ϵ se va transforma în faza α . Rețeaua cristalină a fazei ϵ este hexagonală compactă, având un parametru care crește continuu cu conținutul în mangan. Ea este nemagnetică și se formează cu micșorare de volum. Din acest oțel se execută atât piese turnate cât și piese forjate. Tratamentul termic secundar conține o călire pentru punere în soluție de la temperaturi cuprinse între 1000 și 1050°C, cu răcire în apă. În faza de încălzire apare riscul decarburării suprafeței și ca urmare stabilitatea austenitei se micșorează, iar la temperatura camerei în stratul marginal al piesei se poate forma o structură martensitică, ce va înrăutăți prelucrabilitatea. Dacă fenomenul de decarburare este evitat, stabilitatea austenitei este așa de mare încât chiar prin răcire la -196°C nu se provoacă o transformare martensitică. Prin răcire lentă, de exemplu în aer, se favorizează precipitarea carburilor intergranulare și sub formă de plăci (fig. 1.18) care fragilizează materialul, respectiv diminuează caracteristicile de ductilitate și tenacitate [28].

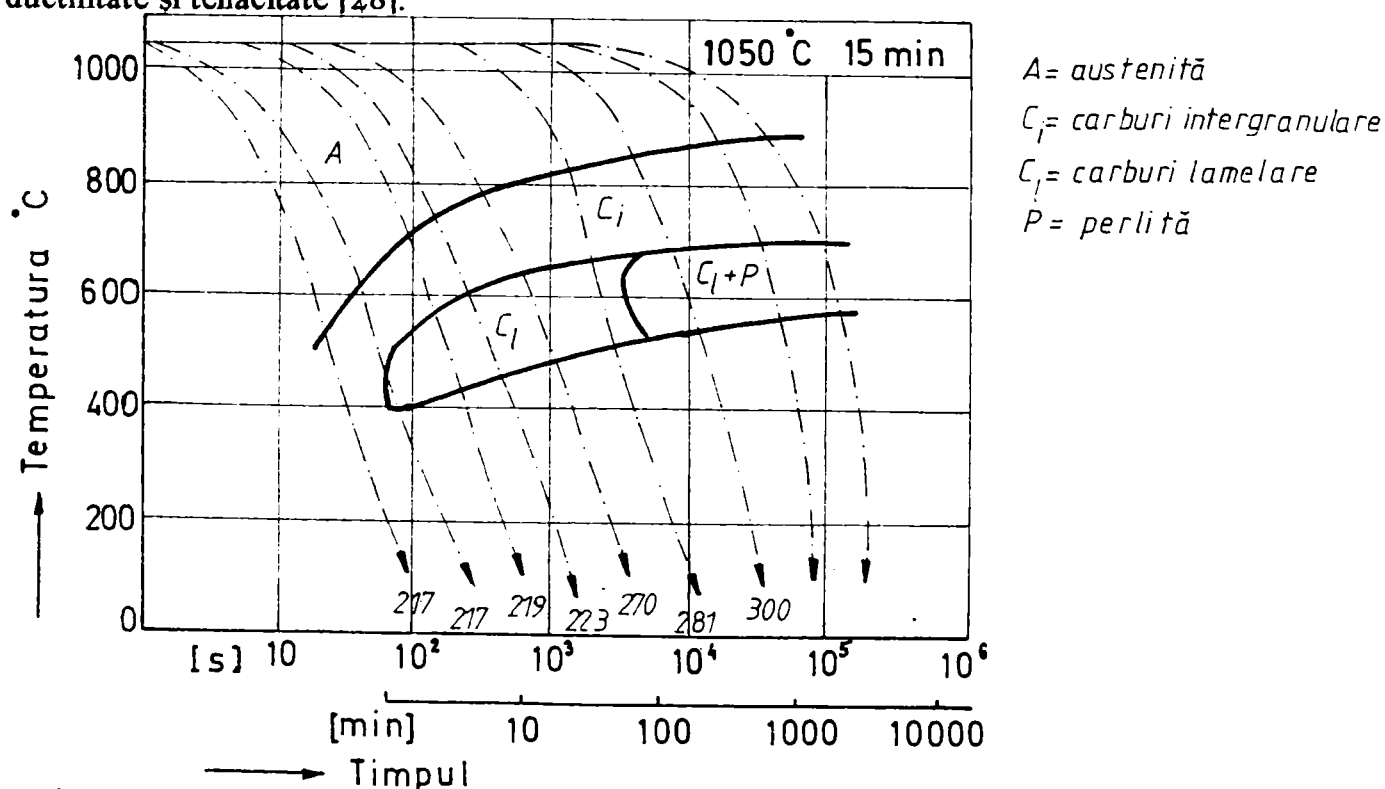


Fig. 1.18 Diagrama de transformare la răcire continuă a oțelului austenitic manganos cu 1,2%C și 12,5%Mn

Fig. 1.19 reliefează influența conținuturilor în carbon și mangan asupra naturii fazelor apărute într-un asemenea oțel, la două viteze diferite de răcire [84]. Se observă că domeniul austenitic se lărgeste o dată cu creșterea vitezei de răcire aplicate. Pentru stabilizarea acestui domeniu structural, alături de o viteză mare de răcire se necesită anumite concentrații în carbon și mangan.

În fig. 1.20 se exemplifică microstructura unui oțel austenitic manganos obținută în urma călirii în apă de la 1050°C (a), sau a răcirii în aer (b) de la aceeași temperatură. De aici se poate observa formarea unei microstructuri pur austenitice în urma călirii în apă, respectiv precipitarea carburilor pe limitele și în interiorul grăunților, la răcirea în aer.

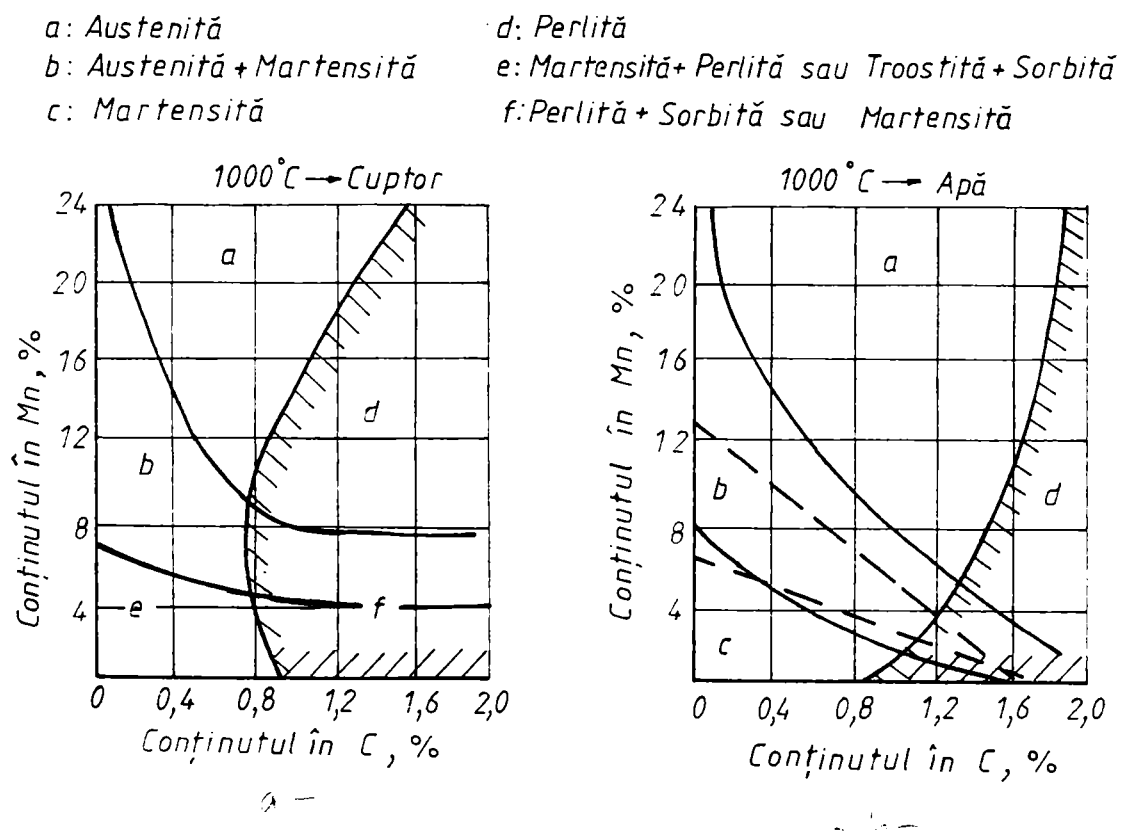


Fig. 1.19 Microstructura oțelului Hădfield în funcție de conținutul în C și Mn pentru diferite condiții de răcire

Caracteristicile de rezistență mecanică ale oțelului Hădfield depind esențial de conținutul în carbon și mangan. Conform fig. 1.21 cele mai mari valori ale rezistenței la rupere (830 N/mm²) și limitei de curgere (360 N/mm²) se ating la concentrații de peste 1%C [84].

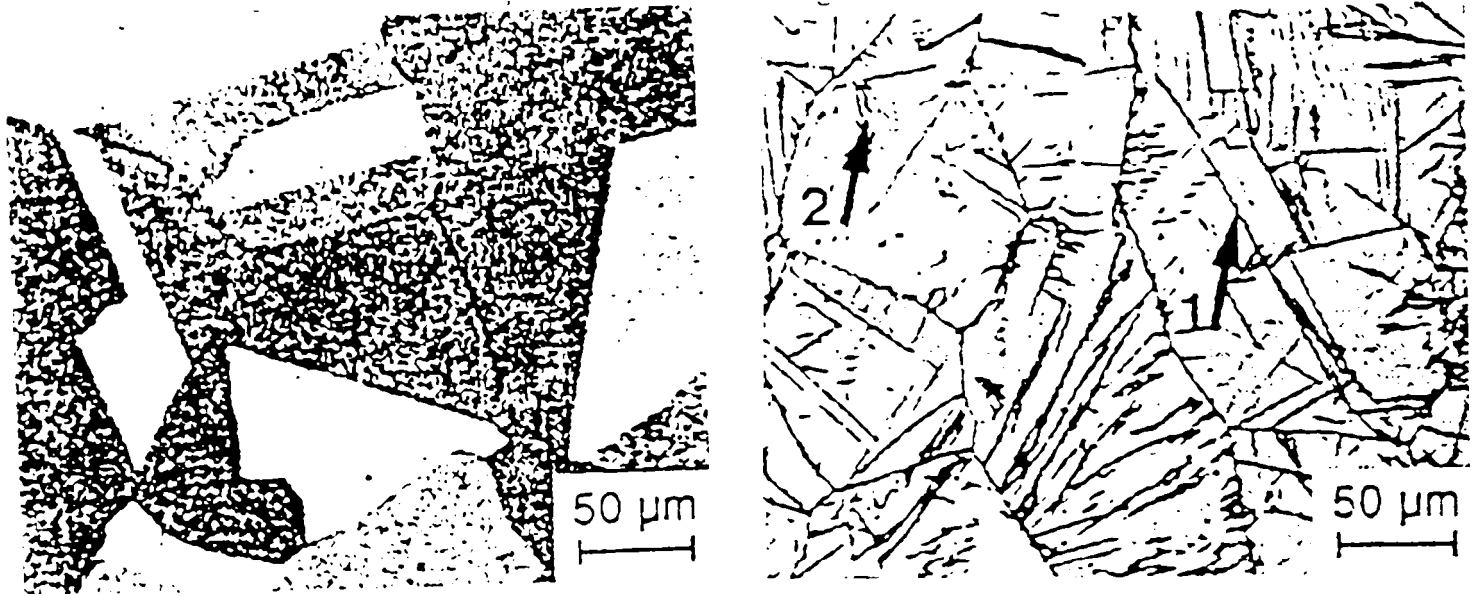


Fig 1.20 Microstructura oțelului Hadfield călit în apă (a), sau răcit în aer (b) [62]

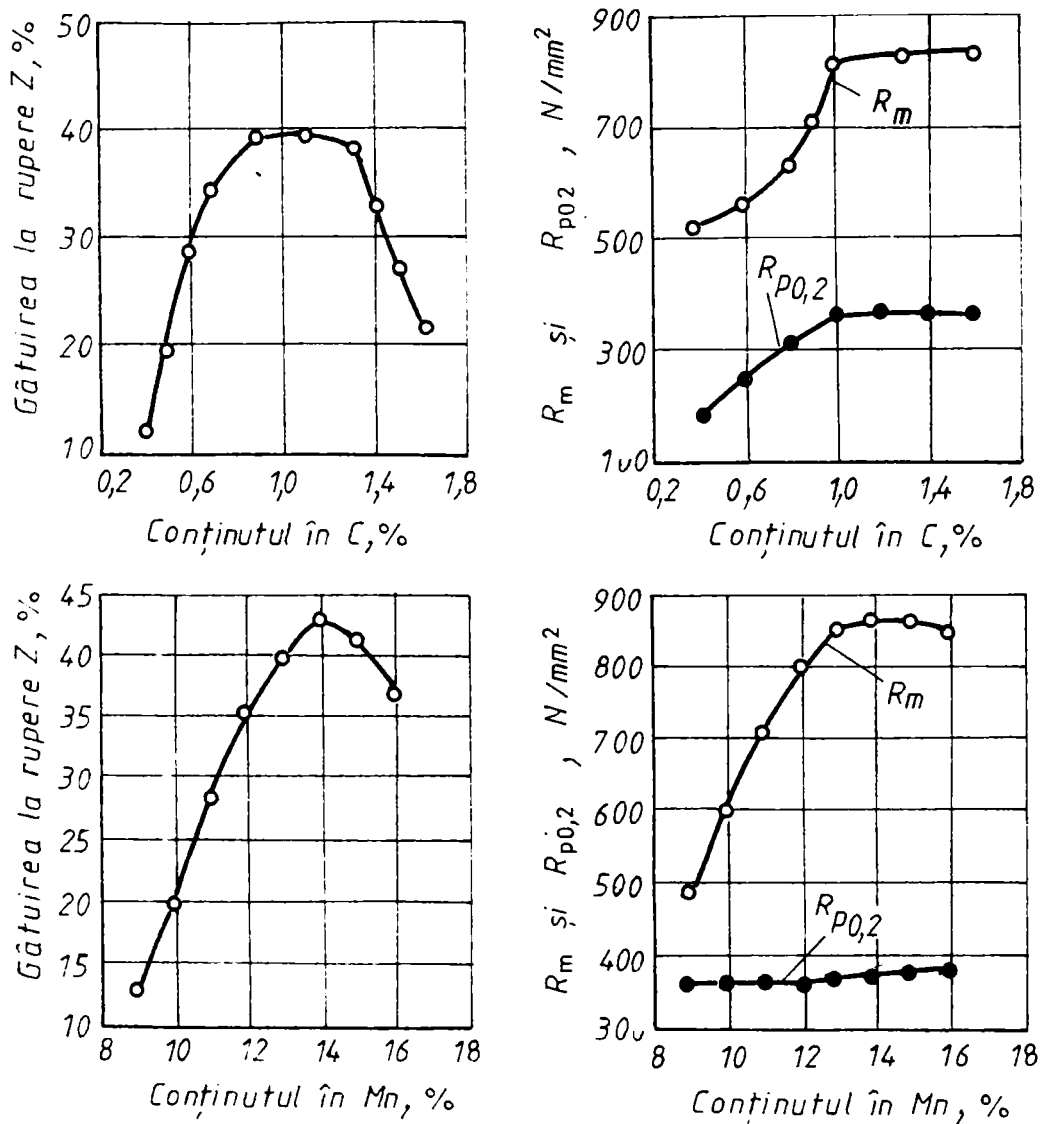


Fig 1.21 Influența conținutului în C și Mn asupra gătuirii la rupere și a caracteristicilor de rezistență mecanică

De asemenea, în timp ce limita de curgere este puțin influențată de conținutul în Mn, acest element provoacă o creștere semnificativă a rezistenței la rupere. La o concentrație de 14%Mn se atinge o rezistență la rupere de 840 N/mm². În domeniul concentrațiilor de 0,9-1,2%C valoarea găturii la rupere este de 40%.

Una dintre caracteristicile fundamentale ale acestui oțel este sensibilitatea la ecruisare mecanică a stratului de suprafață la solicitări dinamice prin lovire, contact și laminare. Cauza acestui fenomen nu este pe deplin lămurită, constituind încă subiecte de cercetare în domeniul Științei materialelor [1,13,57,60].

În lucrările lui Roberts [57] mecanismul de ecruisare se bazează pe acțiunea de schimb între dislocații și atomii de carbon dizolvați interstițial în soluția solidă. Ca urmare a coeficientului ridicat de difuzie a atomilor de carbon, în porțiunile distorsionate ale rețelei cristaline a austenitei, de exemplu în zonele cu o densitate mare de dislocații, se produce o blocare a mișcării libere a acestora, respectiv o mărire a tensiunilor necesare eliberării lor.

Adler, Olson și Owen [1] au stabilit cu ajutorul difracției razelor X că la deformarea plastică a acestui oțel nu se formează nici martensită α nici martensită ϵ . În schimb, ei au observat că procedeul de deformare conduce la apariția maculelor în microstructură și că numărul acestora depinde puternic de gradul de deformare aplicat, iar temperaturile testate (între 100°C și 250°C) joacă un rol secundar. De asemenea, au arătat că starea de tensiuni are o influență scăzută asupra capacității de ecruisare, iar între solicitările de întindere și cele de compresiune nu apare o diferență semnificativă în privința numărului de macule.

Cercetările efectuate de Raghavan [56] au evidențiat apariția defectelor de împachetare în primele stadii ale deformării plastice. Prin continuarea deformării iau naștere lamele de macule ca urmare a acoperirii coordonate a defectelor de împachetare la mișcarea lor în direcție transversală peste planele de alunecare cu densitate maximă (111) ale rețelei austenitei.

La grade mai mari de deformare lamelele de macule formează o barieră în calea deplasării dislocațiilor. Dacă deformarea plastică continuă, vor lua naștere noi dislocații pe limitele maculelor. Datorită energiei necesare pentru formarea acestora, are loc o creștere a rezistenței la deformare și deci a capacității de durificare. Cu cât este mai fină distribuția lamelilor de macule în masa de bază austenitică, cu atât va fi mai mare densitatea noilor dislocații și deci va crește tensiunea necesară deplasării acestora.

Mai departe, s-a stabilit că sensibilitatea la ecrusare mecanică diferă pregnant la cele două tipuri de solicitări, tracțiune și compresiune.

Această comportare a fost justificată prin apariția unei texturi care în cazul solicitărilor de tracțiune are doar o mică contribuție, iar la cele de compresiune o mare pondere [11].

Dastur și Leslie [23] au arătat că formarea maclelor mecanice nu reprezintă cauza ecrusării mecanice. Ei au sesizat numeroase macle formate la -50°C , cu toate că intensitatea fenomenului de durificare a fost scăzută. În plus, la o temperatură superioară valorii de 225°C , deși durificarea a fost intensă nu s-au remarcat macle în microstructură. În concordanță cu cercetările lui Adler [1] la compoziția standard a acestui oțel nu s-a pus în evidență nici o transformare indusă prin deformare a fazei γ în martensită α sau ϵ .

1.9 Materiale de adaos din oțeluri austenitice manganoase

Așa cum s-a descris anterior, oțelul austenitic manganos prezintă o mare rezistență la uzare abrazivă pentru solicitări bazate pe lovire și rostogolire tocmai datorită ecrusării mecanice a stratului de suprafață. În cazul unor solicitări perpendiculare și reduse ca valoare, ca de exemplu la benzile transportoare, dacă suprafața se durifică insuficient, rezistența la uzare va fi scăzută.

Pe plan mondial au fost dezvoltate o serie de materiale consumabile din oțeluri austenitice manganoase, compoziția lor chimică garantată pentru metalul depus fiind prezentată în tabelul 1.1.

Literatura de specialitate nu oferă date privind compatibilitatea acestora cu metalele de bază din oțeluri slab sau mediu aliate.

În plus, prezența anumitor elemente de aliere, altele decât manganul, modifică semnificativ tendința la fragilizare a metalului depus, nivelul atins de limita de curgere, sensibilitatea la ecrusare mecanică și rezistența la uzare abrazivă.

Cercetările întreprinse în cadrul lucrării de față vor fi limitate la două sorturi de materiale de adaos din acest oțel, livrate sub formă de electrozi înveliți (Citomangan – firma Oerlikon) și de sârmă tubulară cu autoprotecție (CARBO F-240, firma CARBO WELD Germania).

Materialul de bază a fost oțelul slab aliat 26 MnSi14.

Depunerea prin sudare s-a făcut prin procedeul de sudare manuală SE și prin procedeul de sudare cu sârmă tubulară ST.

Tabelul 1 Prescripții de compoziție chimică, duritate și tipul curentului la diferite materiale de adaos

Nr. crt.	Firma	Simbol	Procedeu	φ, mm	Compoziția chimică, %										Duritate		Tipul curentului	Tipul materialului de adaos
					C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Mo	HB	HRC				
1	Oerlikon	Citomangan	SE	2,5 3,25 4,0 5,0	0,6- 0,7	11-14	-	-	3,0								AC DC ⁺	Electrod înveliș bazic
2	Oerlikon	Soudokay AP-0	MIG- MAG	1,6 - 2,0 2,4 - 2,8	0,5	16,5	0,3	13	-									Sărmă tubulară
3	Oerlikon	Soudokay 218-0	MIG- MAG	2,4 2,8	0,95	14,0	-	3,5	0,4									Sărmă tubulară
4	ESAB	OK 86.08	SE	3,2 4,0 5,0	1,1	13	0,8	-	-								AC DC ⁺	Electrod înveliș bazic
5	ESAB	OK 86.20	SE	3,2 4,0 5,0 6,0	0,8	13	0,4	4,5	3,5								AC DC ⁺	Electrod înveliș rutil bazic
6	ESAB	OK 86.28	SE	3,2 4,0 5,0 6,0	0,8	14	0,2	-	3,5								AC DC ⁺	Electrod înveliș zircon bazic
7	ESAB	OK Tubrodur 15.60	ST	1,6	0,9	13	0,4	-	3,0								DC ⁺	Sărmă tubulară cu miez rutilic
8	Ductil L'Air Liquide	DUR - CM	ST	2,4 2,6	0,5- 0,7	14-17	0,3	10-12	-	0,0 7	0,025						DC ⁺	Sărmă tubulară cu autoprotecție
9	Lincoln	Mangrad	SE	3,2 4,0 5,0	1,0	13	-	-	2,0								AC DC ⁺	Electrod înveliș bazic
10	Lincoln	Lincore M	ST	1,2 1,6 2,0 - 2,8	0,6	13	0,4	4,9	0,5								DC ⁺	Sărmă tubulară cu autoprotecție
11	Lincoln	Mang jet	SE	4,0 4,8 6,4	0,65	14,5	0,1 4	-	-	0,01							AC DC ⁺	Electrod înveliș bazic
12	Böhler Thyssen	UTP AF BM	ST	2,4 2,8	1,0	14,5	0,7	3,5	1,0								DC ⁺	Sărmă tubulară cu autoprotecție

Principalele obiective avute în vedere sunt:

- a) Optimizarea procesului de încărcare prin sudare pentru ca pe de o parte să se asigure o bună legătură la nivel atomic între strat și substrat, iar pe de altă parte, valoarea gradului de diluție să fie minimă. Gradul de amestecare (diluție) a materialului de adaos cu materialul de bază are o importanță deosebită, deoarece o dată cu creșterea acestuia apare o înrăutățire a proprietăților stratului depus.
- b) Aprofundarea mecanismului de durificare a metalului depus prin deformare plastică la rece. Având în vedere particularitățile ciclurilor termice de sudare sunt de așteptat o serie de schimbări în privința stabilității austenitei subrăcite prezentă în stratul depus și a tendinței acesteia la ecruisare mecanică.
- c) Sensibilitatea la fragilizare a metalului depus, ca urmare a precipitării unor faze dure. În timpul răcirii metalului depus de la temperatura de vârf atinsă la sudare, se pot manifesta fenomene de precipitare a unor faze secundare cu efect fragilizant, ce pot da naștere unor fisuri.
- d) Corelația dintre structura microscopică și rezistența la uzare abrazivă a depunerilor din oțel austenitic manganos. Până în momentul de față nu s-au efectuat modificări sistematice privind influența particulelor de fază dură (formă, dimensiuni, cantitate, dispunere) asupra uzării abrazive în condițiile unor deformări plastice neregulate ale straturilor de suprafață.

Capitolul 2

CERCETĂRI ASUPRA PROCESULUI DE DEPUNERE PRIN SUDARE MANUALĂ CU ELECTROD ÎNVELIT

2.1 Introducere

În cadrul proceselor de optimizare a rezistenței la uzare, încărcarea prin sudare deține o poziție importantă, determinată pe de o parte de simplitatea conducerii acestei operații, iar pe de altă parte, de nivelul mai puțin ridicat al investițiilor.

În esență, are loc o acoperire a pieselor cu un strat puternic aderent depus prin sudare folosind un material de adaos, adus de cele mai multe ori în fază lichidă.

Multitudinea de variante tehnologice posibile de aplicat este limitată de tehnicile de obținere și de prelucrare a materialelor de adaos.

Pentru solicitări intense de uzare, pe plan mondial se selectează și utilizează materiale de adaos cu bază de Fe, de Ni și de Co.

Acțiunea de micșorare a uzurii la depunerea prin sudare a acestor aliaje este explicată în principal de prezența carburilor primare, eutectice și secundare (sau alte faze intermetalice) care sunt înglobate într-o matrice metalică.

Aceste faze dure cvasiceramice dispuse în matricea metalică reprezintă practic un material compus metal – ceramică, ale cărui proprietăți vor fi determinate de cele ale fazelor dure (duritate, natură, formă, cantitate, stabilitate chimică) și de cele ale suprafețelor de separare dintre faza dură și matrice.

Cercetările efectuate în cadrul acestui capitol au vizat optimizarea procesului de depunere a unor straturi din aliaje austenitice manganoase folosind procedeul de sudare manuală cu electrozi înveliți (S.E.) și aprofundarea mecanismului de durificare prin ecrusare mecanică. Acest proces tehnologic permite, atât operații de recondiționare cât și realizarea de subansamble (piese noi), el dovedindu-se fezabil din punctul de vedere al scopului urmărit, al productivității și al posibilităților de aplicare la cât mai mulți beneficiari.

Analiza tehnologiei propuse de încărcare prin sudare, pe baza materialului de bază folosit respectiv a materialului de adaos utilizat, arată clar că avem de-a face cu două aspecte distincte și anume:

- Sudarea primului strat de încărcare pe metalul de bază, care poate fi asimilată cu tehnologia de sudare a unui oțel tratat termic QT;
- Sudarea straturilor de încărcare 2, respectiv 3 care poate fi asimilată cu tehnologia de sudare a unui oțel austenitic manganos (Hädfeld).

Prin urmare, la stabilirea procesului de depunere a straturilor trebuie respectate recomandările tehnologice specifice celor două situații, prin analizarea comportării la sudare a oțelului QT, respectiv a oțelului austenitic manganos, analiză ce va fi prezentată succint în cele ce urmează pentru fiecare caz în parte.

2.2 Previzuni asupra comportării la sudare a oțelului QT

Oțelurile QT fac parte din grupa oțelurilor slab aliate, ale căror proprietăți mecanice ridicate au fost obținute printr-un tratament termic de călire și revenire .

Granulația lor este medie spre fină, corespunzând punctajului $N=6...9$ conform STAS 5490-80.

Ca urmare a vitezei mari de încălzire la sudare, transformările cu difuzie ($F+P \rightarrow A$) se desfășoară mai greu și totodată are loc o deplasare a temperaturilor critice A_{c1} și A_{c3} spre valori mai ridicate. La oțelurile aliate cu elemente care formează carburi (Cr, Mo, Ti, etc.) acest efect este și mai pronunțat. Explicația este dată de viteza de difuzie mai redusă a elementelor de aliere comparativ cu cea a carbonului și de frânare de către acestea a difuziei carbonului.

Viteza ridicată de încălzire până la temperatura de vârf atinsă în cursul procesului de sudare și durata scurtă de menținere peste punctul critic A_{c3} , provoacă obținerea unei austenite neomogene ca conținut în carbon și în elemente de aliere.

În porțiunea din zona influențată termic (ZIT) aflată în vecinătatea metalului depus granulația austenitei crește, fapt care conduce la mărirea stabilității la transformare și deci la ridicarea probabilității de formare a structurii martensitice.

Ca rezultat, pot apărea creșteri de duritate în ZIT, o scădere a tenacității și o ridicare a temperaturii de tranziție ductil – fragil.

La sudare se pot întâlni două situații distincte:

- elementele structurii sunt executate dintr-un oțel de înaltă rezistență netratat termic, tratamentul termic complet se efectuează după asamblarea și sudarea structurii;
- elementele structurii sunt executate dintr-un oțel de înaltă rezistență tratat termic.

La sudarea acestor oțeluri trebuie utilizată o tehnologie deosebită de cea utilizată pentru sudarea oțelurilor carbon .

2.2.1 Regimul tehnologic de sudare

Deoarece fragilizarea acestor oțeluri crește odată cu marea energiei liniare de sudare, se recomandă sudarea cu energii cât mai reduse ($2 \dots 2,5 \cdot 10^4$ J/cm). Este necesar ca procedeul de sudare și parametrii regimului de sudare (I_s , U_s , v_s) să fie astfel aleși încât să rezulte o zonă influențată termic îngustă. Când acest lucru nu este posibil, structura sudată trebuie tratată termic în vederea refacerii structurii inițiale.

La unele oțeluri se aplică preîncălzirea. Pentru a obține o zonă de influență termică cât mai îngustă, nu se recomandă depășirea temperaturii între straturi, de 250°C .

Sudura se realizează în straturi multiple fără pendularea electrodului.

Dacă în procesul de execuție este necesară o încălzire, în vederea executării unor operații mecanice (de exemplu, îndoire, ambutisare, etc.) structura QT se degradează. După terminarea acestor operații este necesară refacerea structurii prin repetarea tratamentului termic inițial.

2.2.2 Materiale de adaos

Se recomandă ca sudarea acestor oțeluri să se realizeze cu materiale de adaos având caracteristici de rezistență mecanică (R_m , R_e , HV) mai scăzute decât ale metalului de bază, dar superioare din punctul de vedere al ductilității la temperaturi joase.

În cazul în care ansamblul sudat se supune unui tratament termic complet, sau doar unui tratament termic de revenire, se utilizează materiale de adaos cu o compoziție chimică apropiată de cea a metalului de bază. În alte cazuri, se utilizează materiale de adaos austenitice.

Utilizarea materialelor de adaos austenitice cu caracter bazic elimină necesitatea tratamentului termic de detensionare și asigură structuri metalografice ductile, care pot prelua tensiunile apărute în procesul de sudare. De exemplu, materialele de tipul 18Cr8NiMn6 având o structură predominant austenitică, în urma diluției cu metalul de bază păstrează o rezervă suficientă de plasticitate reducând riscul de fisurare.

Materialele de adaos de tipul 25Cr20Ni deși au o microstructură austenitică, prezintă un risc mai mare de fisurare. Pot fi utilizate și materiale de adaos de tipul 25Cr12Ni, dar nu se recomandă pentru grosimi mai mari de 15mm, deoarece există riscul formării fazei σ în timpul încălzirilor repetate.

2.2.3 Tratamente termice

Pentru structurile sudate cu materiale de adaos, având o compoziție chimică apropiată de a metalului de bază, se recomandă aplicarea unui tratament termic de revenire. Revenirea îmbinărilor sudate contribuie la reducerea tensiunilor remanente, la îmbunătățirea structurii metalografice și a proprietăților mecanice, la reducerea durității zonelor călite și înlătură tendința spre formare a fisurilor. Pentru a nu degrada structura metalului neafectat termic este necesar ca temperatura de revenire să fie cu minimum 50°C mai joasă decât temperatura de revenire aplicată inițial metalului de bază.

Uneori, răcirea îmbinărilor sudate până la temperatura camerei, fără o revenire prealabilă, determină descompunerea austenitei cu obținerea martensitei nerevenite, cu conținut ridicat de carbon, fragilă și cu tendință spre formarea fisurilor încetinite sub influența tensiunilor remanente. Din această cauză, pentru unele îmbinări sudate există riscul de formare a fisurilor înainte de aplicarea tratamentului termic.

Perioada de la terminarea operației de sudare până la apariția primelor fisuri variază, în funcție de calitatea metalului, de la 30 min până la câteva ore. Când nu este posibil să se aplice un tratament termic imediat după operația de sudare, se recomandă aplicarea unui tratament termic intermediar la temperaturi de 250-300°C.

Atunci când se sudează oțeluri netratate termic, problemele ridicate la sudare sunt mai simple, dar este necesar ca întreaga structură sudată să fie supusă unui tratament termic complet. În mod obișnuit, aplicarea unui tratament termic complet, pentru întreaga structură sudată, este dificilă, uneori chiar imposibilă.

2.2.4 Proprietăți mecanice

Rezistența îmbinării sudate, netratate termic, depinde de natura transformărilor structurale în zona influențată termic și de proprietățile metalului cusăturii. În subzona de revenire înaltă, se produce o scădere a rezistenței, iar în subzona de supraîncălzire se produce o zonă de rezistență mai mare, dar cu o plasticitate mai scăzută. În mod deosebit, în ZIT este afectată reziliența îmbinării. Cu cât ZIT este mai îngustă, cu atât rezistența îmbinării este afectată mai puțin.

2.3 Previziuni asupra comportării la sudare a oțelului austenitic manganos

Aceste oțeluri cunoscute și sub denumirea de oțeluri Hadfield au raportul Mn/C aproximativ egal cu 10. Ele sunt plastice, nemagnetice și au o rezistență la uzare excelentă, având proprietatea de a se ecruisa prin șocuri mecanice.

Deoarece prezintă o deosebită rezistență la uzare, pot fi utilizate la fabricarea pieselor intens solicitate cum sunt: lame de buldozer, fălci de excavator, șenile, etc.

Manganul este un element austenitizant, influența sa fiind de două ori mai puternică decât a nichelului.

El prezintă mai multe forme polimorfe $Mn\alpha \leftrightarrow Mn\beta \leftrightarrow Mn\gamma \leftrightarrow Mn\delta$ cu solubilități diferite în fazele oțelului și formează carburi de tipul Mn_3C , $Mn_{23}C_6$. Proprietățile mecanice ale acestor oțeluri depind de forma, cantitatea și modul de repartizare a carburilor. Prin aplicarea tratamentului termic de călire, se dizolvă carburile și se obține structura austenitică.

Oțelurile austenitice manganoase aflate în stare călită, prezintă proprietăți fizice deosebite: conductibilitatea termică este de 3,5 ori mai mică decât a oțelurilor carbon; iar coeficientul de dilatare liniară, de 2 ori mai mare.

Caracteristica principală a oțelurilor manganoase o constituie rezistența la uzare în condiții de solicitare prin șoc a pieselor.

Datorită acestor solicitări duritatea crește de la 180-220 HB la valori ridicate 450-550 HB, oțelul fiind în același timp ductil și tenace.

Sudabilitatea oțelului austenitic manganos convențional (0,9-1,4% C, 10-15% Mn), este condiționată de sensibilitatea ridicată la fisurare favorizată de:

- fragilizarea materialului prin precipitări de carburi și creșterea tendinței la fisurare;
- tensiunile interne generate de coeficientul mare de dilatare liniară.

Măsurile prin care se evită fisurarea cusăturii și ZIT, constau în: răcirea cu viteze mari a îmbinării, pentru a se evita precipitarea carburilor în intervalul de temperaturi 800-400°C; utilizarea de energii liniare prin care să se realizeze o încălzire cât mai redusă a materialului.

La sudare se va asigura o diluție cât mai mică a metalului de bază cu metalul depus. Se va avea în vedere că datorită coeficientului de dilatare mare al oțelului, la sudare se generează tensiuni interne relativ mari. O relaxare a tensiunilor poate fi efectuată prin ciocnirea îmbinării.

O situație deosebită apare când oțelul manganos este utilizat ca material de încărcare a suprafețelor supuse la uzare. În acest caz diferența dintre coeficienții de dilatare ai

materialului de bază (piesa) care este de obicei un oțel feritic, și cei ai materialului de adaos (oțelul manganos), stimulează apariția unor deformații plastice importante.

2.4 Tehnologia de încărcare prin sudare manuală cu electrod învelit

Stabilirea tehnologiei de sudare s-a făcut pornind în primul rând de la condiția ca încărcarea să se realizeze în două sau trei straturi cu respectarea recomandărilor tehnologice de sudare în cele două cazuri distincte și anume execuția primului strat, respectiv execuția celorlalte straturi (două sau trei), luându-se în considerare recomandările producătorului de electrozi și, nu în ultimul rând optimizarea tehnologiei din punct de vedere calitativ și al prețului de cost. Au rezultat astfel mai multe variante tehnologice de încărcare prin sudare cu electrod învelit. Însă, indiferent de varianta tehnologică de încărcare, există condiții de încercare (lucru) comune care vor fi prezentate în sinteză în cele ce urmează.

- **Metalul de bază:** oțel slab aliat călit și revenit QT, marca 26MnSi14;
- **Starea metalului de bază înainte de sudare:** tratat termic;
- **Grosimea metalului de bază:** 10 mm;
- **Dimensiunile probelor:** $L \times l \times s = 80 \times 50 \times 10$ mm;
- După tratamentul termic suprafața probei a fost polizată la luciu metalic;
- **Materialul de adaos:** electrod învelit marca **CITOMANGAN** (Firma OERLIKON);
- **Diametrul electrodului:** 3,25 mm;
- **Prezentarea electrodului (conform fișei tehnice a producătorului):**

Marca electrodului: CITOMANGAN (Firma OERLIKON)

Simbolizare: E 7 – 200 K – DIN 8555

E – Fe Mn A – AWS A 5.13

Destinație: încărcare prin sudare

Caracterizare: electrod de tip austenitic cu înveliș bazic destinat încărcării prin sudare a oțelurilor nealiate și slab aliate precum și a oțelurilor manganoase .

Aplicații. În general, electrodul Citomangan este recomandat pentru încărcarea oricărei suprafețe supuse solicitărilor de abraziune prin impact. De exemplu: părțile de săpare ale excavatoarelor, părțile mașinilor din mînerit supuse la abraziune, angrenajele utilajelor de transport cu paleți executate din oțel austenitic manganos ecruisat, conurile și fălcile ciocanelor de la morile de ciment, subansamble de pompe, berbeci pentru ciocănit, etc.

Pregătirea suprafeței: înainte de încărcare (sudare) suprafața se curăță de pete de ulei, praf, rugină și oxizi. De asemenea zonele uzate (obosite) trebuie îndepărtate înainte de sudare.

Recomandări tehnologice. Pentru oțelurile cu un conținut de 0,25 – 0,45% C se recomandă preîncălzirea la 100 – 200 °C, iar pentru oțeluri cu un conținut de carbon mai ridicat, preîncălzirea la 200- 400 °C. La oțelurile austenitice manganoase cu 12 – 14% Mn nu se face preîncălzire. În acest caz sudarea se face cu răcirea forțată a cusăturii.

La sudare se vor alege diametre mici de electrozi, curent de sudare cât mai redus, respectiv rânduri (depuneri) scurte.

Parametrii tehnologici de sudare:

Natura curentului	Curent continuu CC ⁺ sau curent alternativ CA			
	2,5	3,25	4,0	5,0
Diametrul electrodului	2,5	3,25	4,0	5,0
Curentul de sudare	70 – 85	100 – 130	140 – 180	200 - 250

Poziții de sudare: 1, 2, 3, 5, 6, 7

Înainte de sudare electrozii se calcinează obligatoriu la temperatura de 300 °C timp de 2 ore.

Compoziția chimică garantată a metalului depus:

Compoziția chimică (%)		
C	Mn	Ni
0,6 – 0,7	11 – 14	3

Proprietățile mecanice ale metalului depus:

Duritatea: 175 – 225 HB după sudare;

400 – 600 HB după durificare (ciocănire).

Proprietăți de prelucrare după sudare:

Prelucrare: prin forjare și polizare;

Tăiere: poate fi tăiat cu flacăra.

Avantaje:

- rezistență ridicată la uzare a straturilor de încărcare supuse la sollicitări prin impact
- creșterea durității stratului depus, prin forjare (ciocănire) ulterioară.

Livrare:

Dimensiuni d _e x L (mm)	2,5 x 350	3,25 x 350	4,0 x 450	5,0 x 450
Masa/electrod (gr.)	20,9	33,2	65,4	95,7
Nr. el./pachet	175	115	90	60

Nr. pachete/bacs	6	6	4	4
Nr. comenzii	1051510	1051516	1051524	1051532

Sârma echivalentă la sudare: marca **SOUDOKAY AP-O** (sârmă tubulară cu autoprotecție).

- Calcinarea: în etuvă la 300°C, timp de 2 ore în cantitatea necesară pentru o zi de lucru; păstrarea în trusă de termostatare la temperatura de 90 - 100°C până la folosire;
- **Sursa de sudare:** Inverter STICK 350 (Firma EWM Germania) – sursa de sudare cu inverter;

Date tehnice:

- curentul de sudare (reglabil continuu): 5 – 350 A cu afișare digitală;
- curentul maxim de sudare/ durata relativă de lucru DA la temperatura mediului ambiant de 40°C:

$$350A/DA=60\%;$$

$$70A/DA= 100\%;$$

- tensiunea de mers în gol: 106 V;
- tensiunea rețelei de alimentare/abateri admisiibile: 3x400 V/ +20%; - 25%;
- puterea max. absorbită de la rețea: 16,6 kVA;
- masa: 52 kg;
- realizat după normele: VDE 0544, EN 60974 – 1, Simbol S – CE;
- funcții specifice surselor cu inverter:
- **ANTISTICK (Antilipire):** împiedică lipirea și supraîncălzirea electrozului la amorsare;
- **ARC FORCING (Dinamica):** specifică pentru electrozi titanici, bazici, celulozici, împiedică stingerea arcului în timpul sudării, în faza de scurtcircuit a picăturii;
- **HOT START (Start cald):** ușurează amorsarea arcului la electrozii dificili (bazici), evită lipsa de topire în faza de început a sudării;
- Funcționare optimă la alimentarea de la un grup electrogen sau prin cabluri lungi de racordare de la rețea, datorită unor abateri admise neobișnuit de mari pentru tensiunea rețelei;

* **Opțional:** 5 variante de telecomenzi pentru reglarea curentului: 1 – fără cablu; 2 – cu cablu; 3 – cu două domenii pentru reglarea curentului; 4 – reglarea curentului și a funcției

Hot Start; 5 – reglarea curentului și afișarea digitală a acestuia; 6 – tip pedală de picior pentru reglarea curentului.

Tehnologia nr. 1.

Depunerea s-a efectuat în două straturi pentru proba 1, respectiv în trei straturi pentru proba 2, după cum urmează:

- stratul I prin depunerea a 6 rânduri de sudură;
- stratul II prin depunerea a 5 rânduri de sudură;
- stratul III prin depunerea a 4 rânduri de sudură.

Aceasta permite analiza influenței diluției asupra compoziției chimice și a structurii ultimului strat depus, cel care va prelua solicitările din exploatarea produsului.

Depunerea stratului I s-a făcut cu preîncălzirea metalului de bază (probei) la temperatura $T \approx 350^\circ\text{C}$, tabelul 2.1 conform recomandărilor producătorului de electrozi, respectiv pe baza carbonului echivalent C_e , calculat cu relația:

$$C_e = C + \text{Mn}/6 + \text{Ni}/15 + \text{Mo}/4 + \text{Cr}/5 + (\text{Cu}/13 + \text{Si}/4 + \text{P}/2 + \text{V}/5)$$

Tabelul 2.1 Determinarea temperaturii de preîncălzire

Nr.crt.	C_e (%)	Temperatura de preîncălzire ($^\circ\text{C}$)
1.	$< 0,45$	100
2.	$0,45 - 0,60$	100 – 250
3.	$\geq 0,60$	250 – 350

Înlocuind valorile elementelor de aliere în cazul metalului de bază se obține o valoare pentru $C_e \geq 1,0$ ceea ce corespunde unei temperaturi de preîncălzire cuprinse între 250 și 350 $^\circ\text{C}$, optându-se pentru valoarea de 350 $^\circ\text{C}$. Valoarea temperaturii între treceri s-a limitat la $< 380^\circ\text{C}$. Preîncălzirea s-a realizat cu ajutorul unei plăți rezistive alimentate de la un transformator de sudare la o tensiune de mers în gol $U_0 = 60\text{V}$. Pentru măsurarea temperaturii între treceri s-a folosit un instrument de măsură cu termocuplă de tip Cromel - Alumel (simbol K), de mare precizie, cu afișaj digital, marca Yokohama.

Depunerile s-au executat în rânduri paralele respectând recomandările producătorului de electrozi și anume rânduri filiforme, fără pendularea electrodului, cu o lungime de arc cât mai mică, cu o valoare minimă a curentului de sudare, după fiecare depunere piesa lăsându-se să se răcească între 350-380 $^\circ\text{C}$. Parametrii tehnologici de sudare pentru stratul I sunt prezentați în tabelul 2.2.

Elementele geometrice ale depunerii sunt:

- lungimea unui rând, $l = 70\text{ mm}$;

- lățimea unui rând, $b = 7 \text{ mm}$;
- lățimea depunerii, $B = 32 \text{ mm}$;
- înălțimea depunerii, $h \approx 2,8 \text{ mm}$;
- suprapunerea între treceri $\delta \approx 2 \text{ mm}$ (pentru evitarea creștăturilor marginale și obținerea unei suprafețe cât mai netede, fără concentratori).

După sudare proba a fost lăsată să se răcească în aer până la temperatura ambiantă de 20°C , după care s-a trecut la realizarea straturilor II, respectiv III.

Depunerea straturilor II, respectiv III s-a făcut cu respectarea recomandărilor tehnologice specifice sudării oțelului austenitic manganos, respectiv încălzirea cât mai redusă la sudare și răcirea forțată în apă. Schema de principiu a încărcării prin sudare cu material austenitic manganos cu o încălzire cât mai redusă a piesei este prezentată în figura 2.1. Parametrii tehnologici ai depunerilor pentru straturile II, respectiv III sunt prezentați în tabelul 2.2.

Tabelul 2.2 Valorile parametrilor tehnologici de încărcare

Nr. crt.	N-rul stratului	Diametrul electrodului	Curentul de sudare	Viteza de sudare	Temperatura de preîncălzire	Obs.
-	-	mm	A	cm/min	$^\circ\text{C}$	-
1.	I	3,25	100	21	350	Cu preîncălzire
2.	II			18	Temperatura între treceri $< 100^\circ\text{C}$	Fără preîncălzire
3.	III					

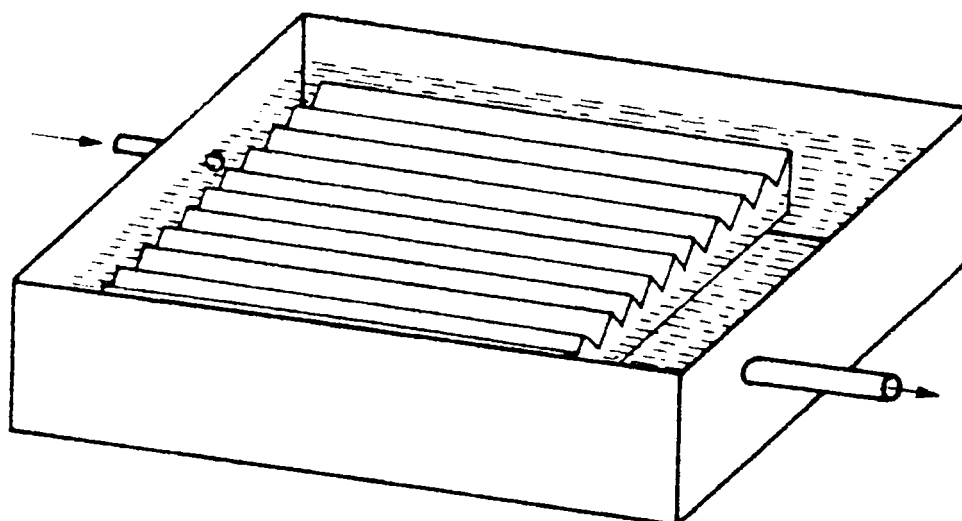


Fig. 2.1 Schema de principiu a încărcării cu răcire forțată cu apă

Se observă că proba se introduce pe o anumită porțiune din grosimea ei într-un vas cu apă, menținând suprafața pe care se efectuează depunerea deasupra apei. Pentru preluarea căldurii

introduse în probă în timpul sudării și menținerea constantă a temperaturii apei aceasta este reîmprospătată continuu printr-un sistem de curgere în circuit deschis. Aceasta asigură cea mai redusă încălzire a probei sudate, chiar în timpul efectuării depunerilor, ceea ce poate constitui un mare avantaj privind calitatea cerută (impusă) metalului austenitic manganos imediat după sudare.

În figura 2.2 se prezintă pregătirea locului de muncă în vederea sudării. Se disting: sursa de sudare, vasul cu apă și proba pregătită pentru sudare, fixată într-un dispozitiv introdus în apă, telecomanda cu afișarea digitală a curentului de sudare presetat la valoarea de 100A.

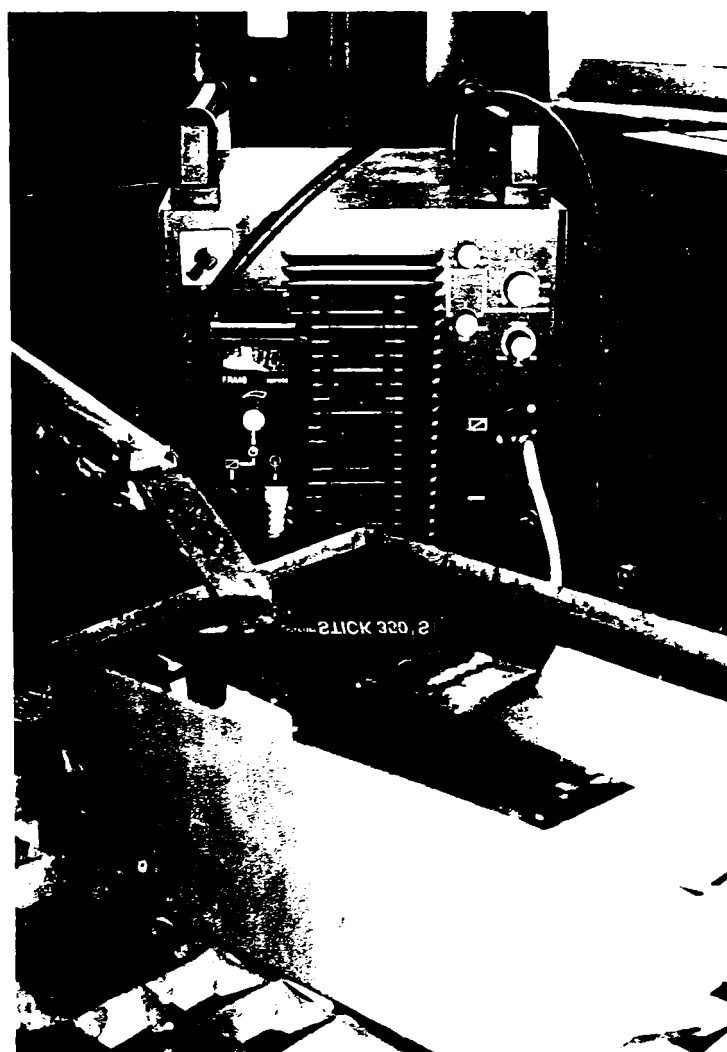


Fig. 2.2 Pregătirea pentru sudare

În figura 2.3 se prezintă un aspect din timpul depunerii trecerilor cu proba introdusă în apă pe o porțiune de 7-8 mm din grosime (2-3 mm deasupra suprafeței apei).

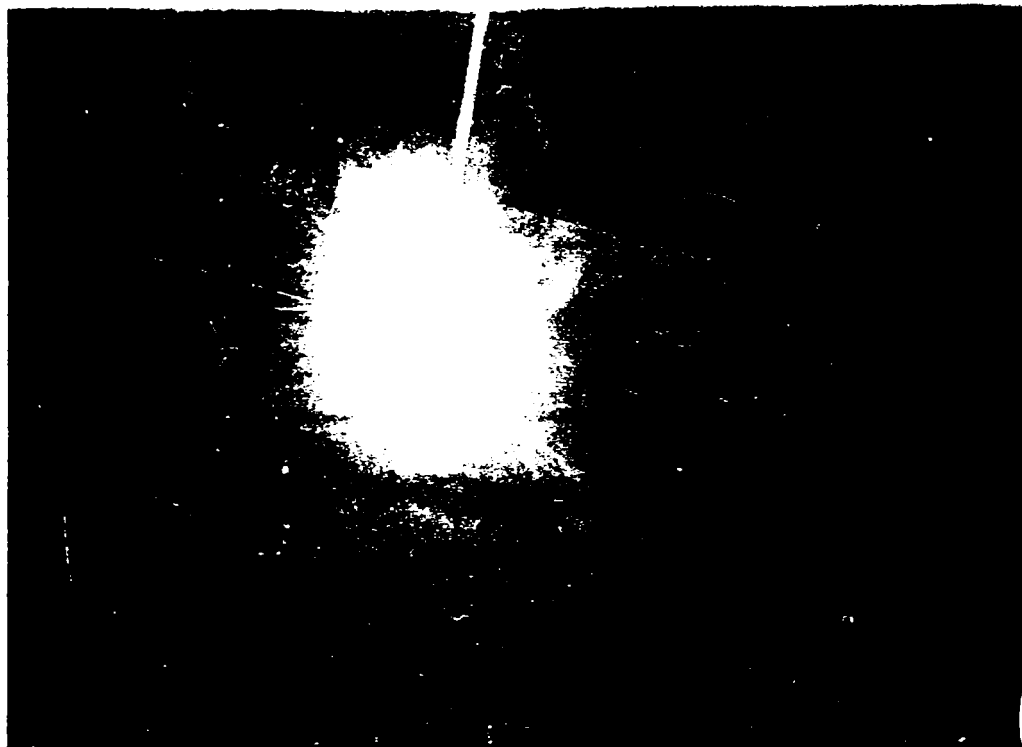


Fig. 2.3 Depunerea rândurilor prin sudare cu electrod învelit

În figura 2.4 se prezintă operația de măsurare a temperaturii probei între treceri cu ajutorul sondei cu temocupla de tip cromel – alumel folosind un instrument de măsurare cu afișare digitală marca Yokohama.



Fig. 2.4 Măsurarea temperaturii între treceri

Temperatura probei nu a depășit $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ la sfârșitul depunerii, respectiv s-a limitat la $50 - 60\text{ }^{\circ}\text{C}$ între trecerile succesive (răcirea s-a produs în timpul afectat curățirii zgurii de pe stratul depus și a suprafeței adiacente acestuia).

Aspectul exterior al depunerilor este estetic, fără creștături marginale, cu solzi fini și regulați, cu suprafață netedă, figura 2.5.



Fig. 2.5 Aspectul exterior al depunerilor

Topirea și umectarea bună a metalului de bază de către materialul de adaos arată buna compatibilitate a celor două materiale la sudare. Aceeași constatare se face și la depunerea straturilor II și III, nefiind necesară polizarea stratului depus anterior. Nu s-au depistat fisuri sau microfisuri pe suprafața straturilor probelor sudate ceea ce atestă o bună plasticitate a metalului depus capabilă să preia tensiunile interne de la sudare.

Tehnologia nr. 2.

Depunerea s-a realizat în două straturi fără preîncălzirea metalului de bază.

Această tehnologie de încărcare are la bază utilizarea materialelor de adaos austenitice la sudarea oțelurilor QT. În acest caz metalul depus prezintă o structură metalografică austenitică a cărei ductilitate poate prelua tensiunile interne apărute în procesul de sudare și prin urmare reduce riscul de fisurare. În consecință, sudarea se face fără preîncălzire respectiv fără necesitatea tratamentului termic post sudare de detensionare ceea ce constituie un mare avantaj din punct de vedere economic.

Pornind de la această premisă și având în vedere că metalul depus cu electrodul Citomangan are o structură austenitică tehnologia de sudare s-a realizat fără preîncălzirea metalului de bază la realizarea primului strat, sudarea desfășurându-se la temperatura camerei (20°C). Pentru cel de-al doilea strat s-a aplicat tehnologia de sudare specifică oțelului austenitic manganos adică fără preîncălzire, cu introducerea unei energii liniare minime, respectiv cu limitarea temperaturii între treceri la valori sub 100°C. În acest scop după efectuarea fiecărei

treceți proba s-a lăsat să se răcească liber până la valori ale temperaturii de 50 – 60°C, după care s-a realizat depunerea rândului următor, regulă valabilă și la temperatura între straturi. Parametrii tehnologici de sudare sunt prezentați în tabelul 2.3.

Tabelul 2.3 Valorile parametrilor tehnologici de încărcare

Nr. crt.	N-rul stratului	Diametrul electrodului	Curentul de sudare	Viteza de sudare	Numărul de treceri	Obs.
-	-	mm	A	cm/min	-	-
1.	I	3,25	100	17	5	Fără preîncălzire
2.	II			17	4	

Răcirea lentă a probei după fiecare trecere a lungit foarte mult timpul de sudare. Aceasta s-a datorat faptului că proba fiind de dimensiuni reduse s-a încălzit puternic, iar răcirea s-a făcut lent. Aspectul depunerilor este mai puțin estetic comparativ cu cel de la tehnologia nr. 1 cu denivelări mai mari între treceri, cu rânduri mai înguste și mai supraînălțate datorită unei umectări mai slabe a metalului de bază de către baia metalică. Depunerea trecerilor pentru stratul doi s-a realizat prin amplasarea acestora pe linia de legătură dintre două treceri succesive ale stratului I. Nu au fost semnalate fisuri pe suprafața depunerilor ceea ce confirmă capacitatea metalului depus de a prelua tensiunile interne introduse la sudare, respectiv posibilitatea sudării fără preîncălzire ceea ce constituie un mare avantaj economic respectiv simplifică mult tehnologia de încărcare.

Tehnologia nr. 3.

A urmărit analizarea influenței temperaturii de preîncălzire, a supraîncălzirii probei, respectiv a diluției asupra structurii metalului depus. În acest scop s-au realizat trei probe pe care s-au depus un strat, două straturi, respectiv trei straturi. Temperatura de preîncălzire a fost de 350°C, valoare menținută atât pentru depunerea primului strat cât și pentru straturile următoare. S-a realizat de asemenea o probă la care valoarea temperaturii de preîncălzire a fost mai redusă și anume de 150°C.

Parametrii tehnologici de încărcare sunt prezentați în tabelul 2.4.

Tabelul 2.4 Parametrii tehnologici de încărcare

Nr. crt.	Nr. de straturi	Diametrul electrodului	Curentul de sudare	Viteza de sudare	Temperatura de preîncălzire	Obs.
-	-	mm	A	cm/min	°C	
1.	I	3,25	100	20	350	Proba 1

2.	II				350	Proba 2
3.	III				350	Proba 3
4.	I			15	150	Proba 4

Nu s-au semnalat defecte pe suprafața depunerilor.

În toate cazurile analizate probele au prezentat deformații unghiulare importante determinate de coeficientul de dilatare diferit al celor două materiale și anume metal de bază, respectiv material depus. Este îndeobște știut că materialul de adaos austenitic manganos se caracterizează printr-un coeficient de dilatare superior materialului de bază. Prin urmare după operația de încărcare piesa trebuie îndreptată, operație care de cele mai multe ori se poate solda cu fisurarea stratului depus sub acțiunea tensiunilor exterioare dacă rezerva de plasticitate nu este suficientă. De aceea la sudare trebuie luate măsuri de reducere a deformațiilor post sudare. Tehnica cea mai uzitată în cazul încărcării pe suprafețe drepte este predeformarea piesei înainte de sudare în sens contrar acțiunii deformațiilor. În plus, dacă operația de îndreptare este necesară ea trebuie să se desfășoare în așa fel încât să inducă în metalul depus tensiuni de compresiune și nu tensiuni de tracțiune. În figura 2.6 sunt prezentate câteva exemple de aplicare corectă sau greșită a operației de îndreptare a unei probe după încărcarea prin sudare.

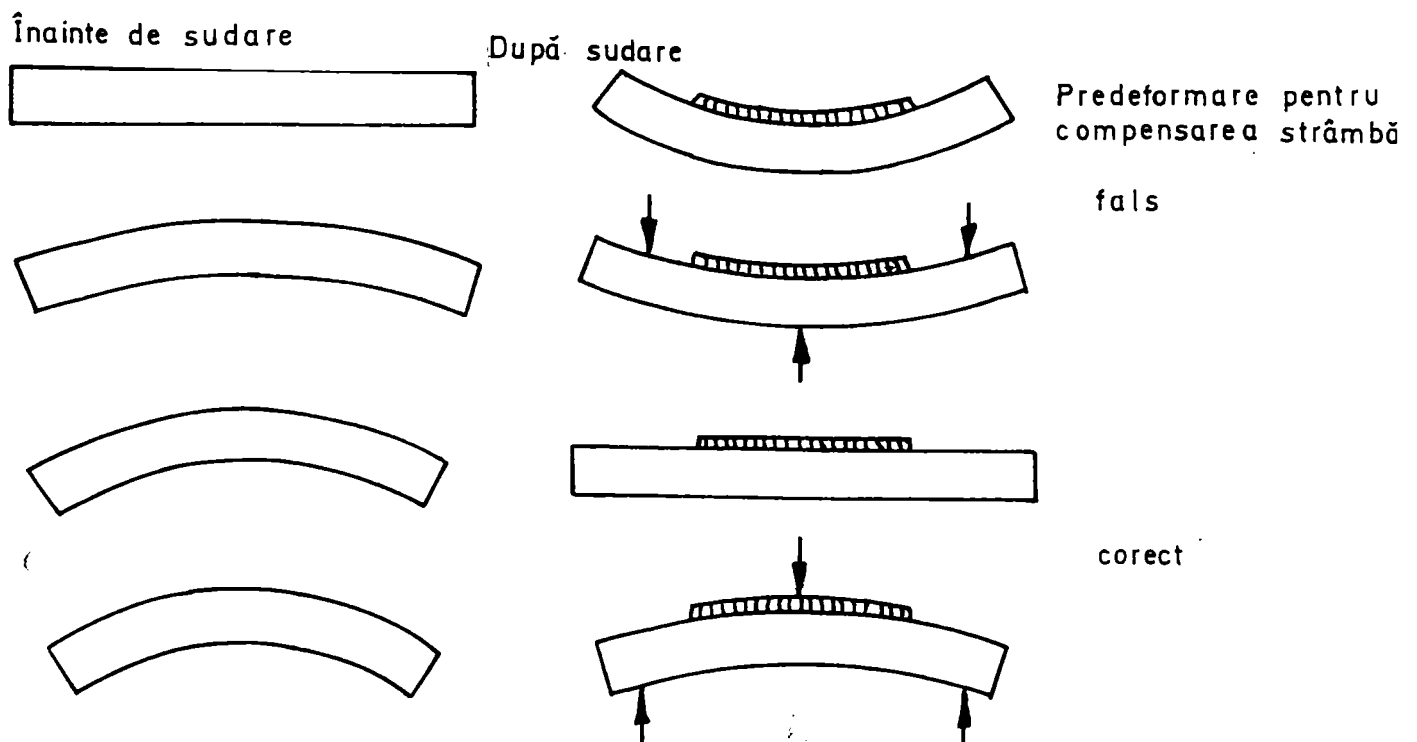


Fig. 2.6 Exemple de predeformare și îndreptare a probelor încărcate prin sudare

La încărcarea prin sudare a suprafețelor tăietoare, modul de pregătire a muchiilor (fig.2.7) are o influență decisivă. Atât muchiile ascuțite cât și colțurile reprezintă puncte în care pot fi amorstate fisurile datorate tensiunilor interne.

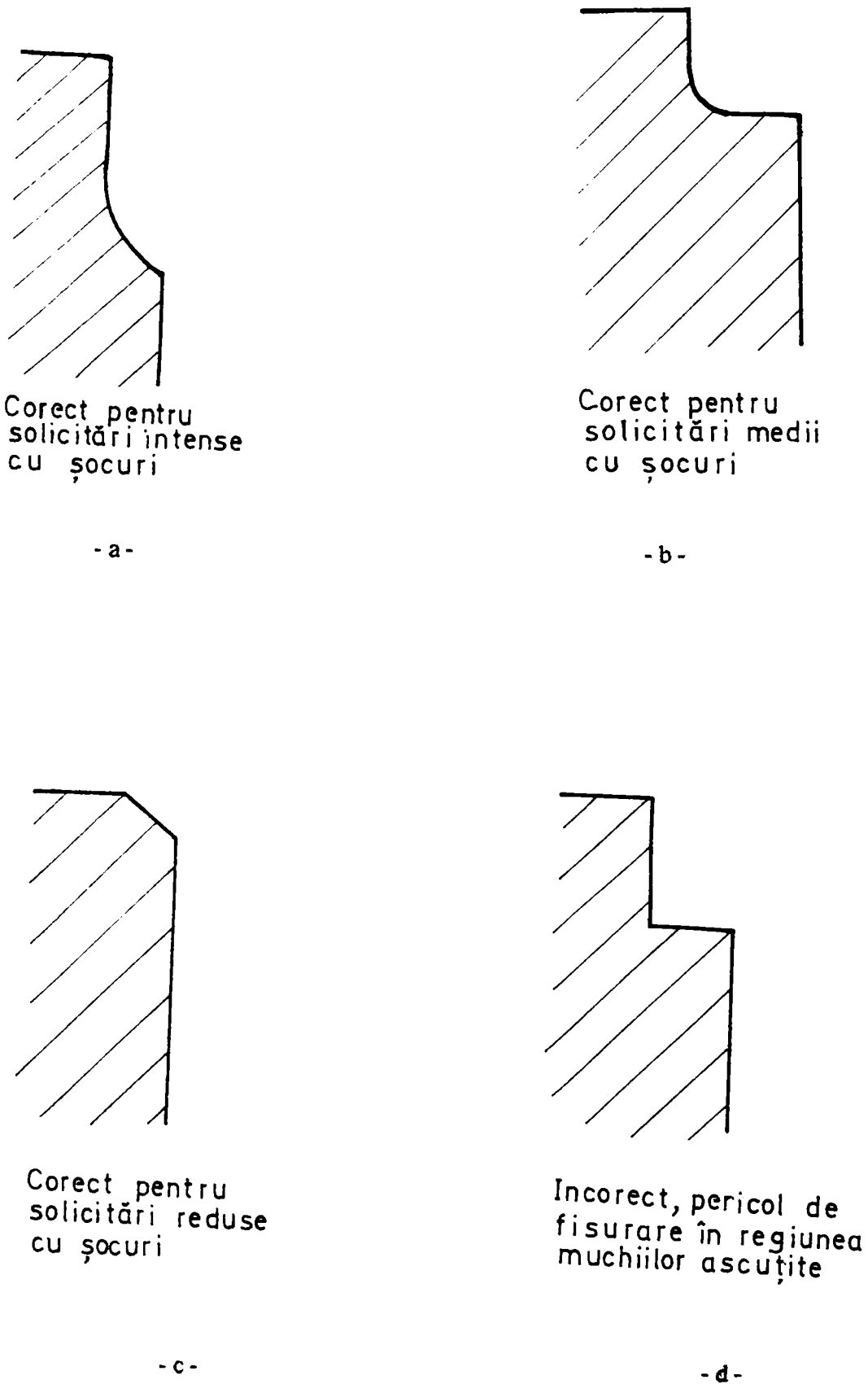


Fig.2.7 Modul de pregătire a suprafețelor active prevăzute cu muchii ascuțite

Suplimentar, se impune utilizarea de adaosuri din tablă de cupru pentru siguranța băii topite, lăsându-se o fantă de 1-2 mm pentru scurgerea zgurii (fig.2.8).

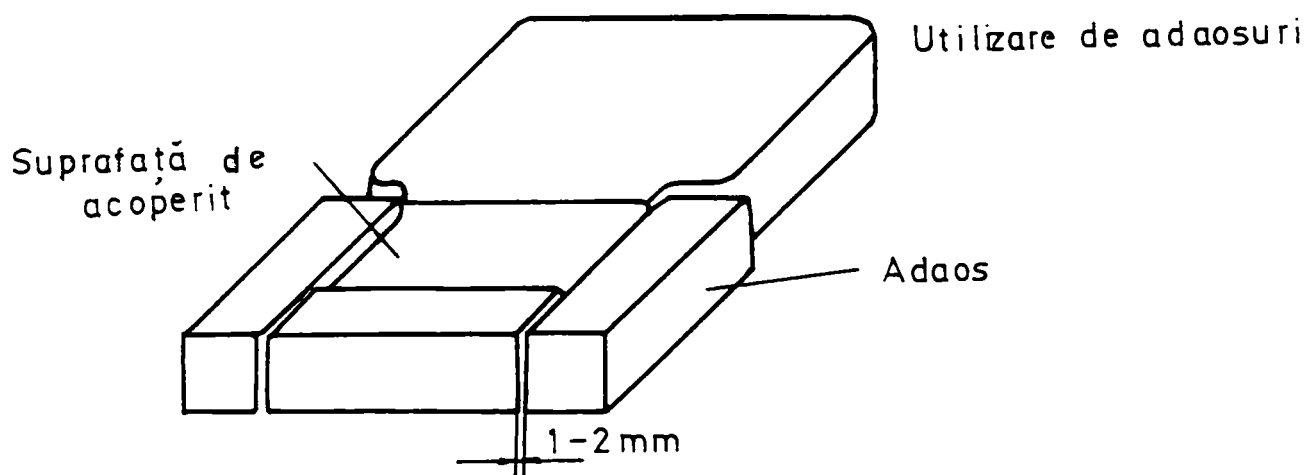


Fig.2.8 Modul de utilizare a adaosurilor

De asemenea, pentru reducerea sau evitarea pericolului de fisurare a suprafeței încărcate sub acțiunea tensiunilor interne este recomandată reducerea acestor tensiuni prin ciocănirea suprafeței. Sub acțiunea deformațiilor plastice locale ce au loc se produce relaxarea tensiunilor și prin urmare diminuarea acestora cu reducerea pericolului de fisurare.

Greșit

Corect

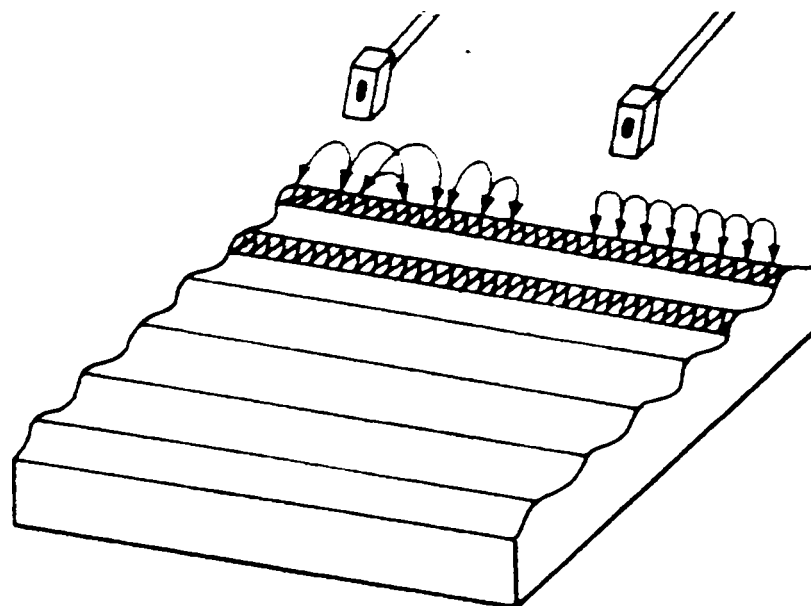


Fig. 2.9 Relaxarea tensiunilor interne prin ciocănire

În figura 2.9 se prezintă un exemplu de relaxare a tensiunilor interne prin ciocănire, aplicată în mod greșit în stânga și corect în dreapta.

Deci, este obligatorie realizarea unor lovituri cu amplitudini constante, de aceeași frecvență, precum și a unor parcurșuri constante și fără reveniri.

Tot o metodă de diminuare a pericolului de fisurare a stratului depus este inducerea unor tensiuni de compresiune în stratul depus prin sudare pe o suprafață pretensionată.

În figura 2.10 se prezintă schema de principiu a unei astfel de operații.

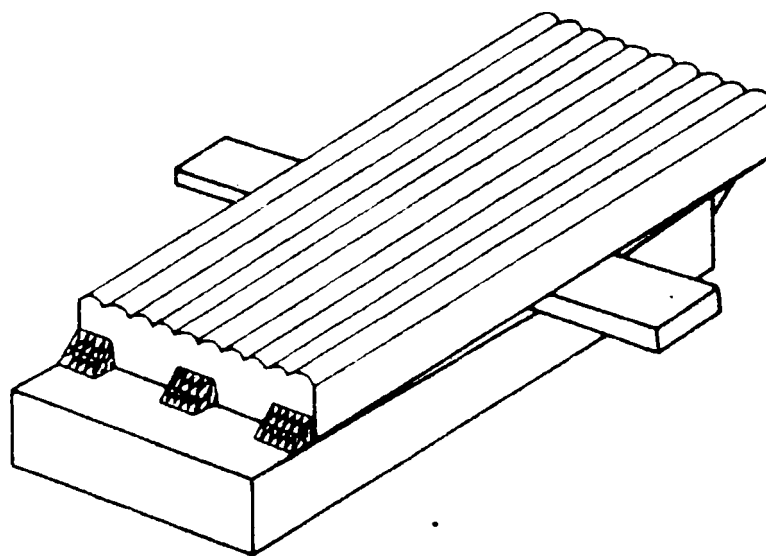


Fig. 2.10 Încărcarea pe o suprafață pretensionată

2.5 Examinări macrografice

Deși operația de încărcare prin sudare asigură continuitatea materialului, spațiul sudat nu prezintă o structură omogenă. Ca urmare a încălzirii, a topirii materialului de adaos și parțial a materialului de bază, precum și a răcirii ulterioare se provoacă diferite transformări structurale.

Examinările macrografice, de ansamblu, ale probelor încărcate în diverse condiții tehnologice au vizat eterogenitățile de structură și compoziție chimică, geometria depunerilor, extinderea ZIT și eventualele defecțe de tipul porozităților sau fisurilor.

Pentru efectuarea acestor investigații s-a recurs la prelevarea de probe orientate perpendicular față de axa longitudinală a depunerilor (probe cu fețe transversale).

După operația de șlefuire cu hârtie metalografică de granulație 6...4, probele au fost atacate chimic cu NIFAL 10% (acid azotic 10 cm³, alcool etilic 100 cm³).

În fig. 2.11...2.17 sunt exemplificate imaginile macrografice ale unor probe încărcate cu unul sau mai multe straturi, cu sau fără preîncălzire.



Fig. 2.11 Sudare fără preîncălzirea MB, număr de straturi n=1 (tehnologia nr.2)

Atacul metalografic pune în evidență următoarele zone principale:

- o zonă de material depus (MD) în care efectul termic maxim a permis atingerea momentană a stării lichide prin topirea materialului de adaos, iar la primul strat depus și a unei părți foarte mici din materialul de bază. Profilul definitiv al acestei zone se definește în urma solidificării și ea este constituită din grăunți cristalini orientați. În cazul încărcării prin sudare se impune ca materialul depus să se amestece cât mai puțin posibil cu materialul de bază (MB), respectiv gradul de diluție să fie minim;
- o zonă influențată termic (ZIT), adică o regiune tratată termic prin sudare, mai mult sau mai puțin vizibilă, în funcție de numărul straturilor depuse și de energia liniară



Fig. 2.14 Sudare cu preîncălzirea MB și MD la $T= 350^{\circ}\text{C}$, număr de straturi $n=3$ (tehnologia nr.3)



Fig. 2.15 Sudare cu preîncălzirea MB la $T= 350^{\circ}\text{C}$, număr de straturi $n=1$ (tehnologia nr.1)



Fig. 2.16 Sudare fără preîncălzire, număr de straturi $n=2$ (tehnologia nr.1)



Fig. 2.17 Sudare fără preîncălzire, număr de straturi $n=3$ (tehnologia nr.1)

Aceste imagini vin să confirme observațiile rezultate la încercările de optimizare a parametrilor de proces și care privesc o geometrie corespunzătoare a zonei de material depus, o extindere redusă a ZIT și lipsa defectelor de continuitate a materialului îndeosebi la aplicarea tehnologiei nr.1.

Întrucât oțelul austenitic nu prezintă transformări polimorfe, nu este posibilă o finisare a granulației în ZIT iar grăunții mari rezultați la fiecare trecere par a se împiedica în creștere unii pe alții.

2.6 Examinări micrografice

Acestea sunt investigații de detaliu care permit aprecierea calității straturilor depuse, respectiv oferă indicații privind optimizarea procesului de încărcare prin sudare.

Se știe că în oțeluri căldura dezvoltată la sudare poate conduce la formarea unei structuri martensitice în vecinătatea metalului depus. Încercările anterioare pentru stabilirea parametrilor tehnologici și a temperaturii de preîncălzire au vizat preîntâmpinarea unei durificări importante a ZIT. Dacă însă curentul de sudare și tensiunea arcului au valori prea mici poate apărea pericolul lipsei de aderență între metalul depus și cel de bază.

Totodată, o căldură de sudare prea mică se manifestă printr-o viteză mare de răcire în MD și în ZIT, respectiv prin formarea unei structuri în afară de echilibru însoțită de tensiuni interne mari care pot provoca deformații și chiar rupturi fragile.

În figura 2.18 a,b este redată imaginea micrografică a interfeței MD-MB la depunerea unui singur strat fără preîncălzirea metalului de bază.

Deși apare o bună legătură între cele două materiale iar defectele de tipul porilor și fisurilor sunt absente, observăm totuși o ușoară tendință către o structură bainito-martensitică în ZIT-ul materialului de bază.

În partea inferioară a materialului depus (către MB) apare o microstructură dendritică orientată puternic în direcția gradientului termic (fig.2.19 a, b), fenomen explicabil prin viteza ridicată de răcire de la temperatura de vârf atinsă la sudare.

Dacă încărcarea prin sudare SE s-a executat cu preîncălzirea MB la 350°C (fig.2.20 a,b) în zona interfeței se va observa o creștere a proporției de carburi precipitate, fenomen datorat tendinței de difuzie a carbonului din materialul depus către materialul de bază.

De asemenea, se constată o intensificare a fenomenelor de precipitare și în materialul depus, iar caracterul dendritic este mai puțin accentuat întrucât viteza de răcire a fost diminuată.

La depunerea a trei straturi prin sudare cu preîncălzire (tehnologia nr.3), pe interfața MD-MB se formează o cantitate relativ mare de carburi ca urmare a difuziei carbonului din stratul depus (fig.2.21 a, b); asemenea precipitări apar și în materialul depus.

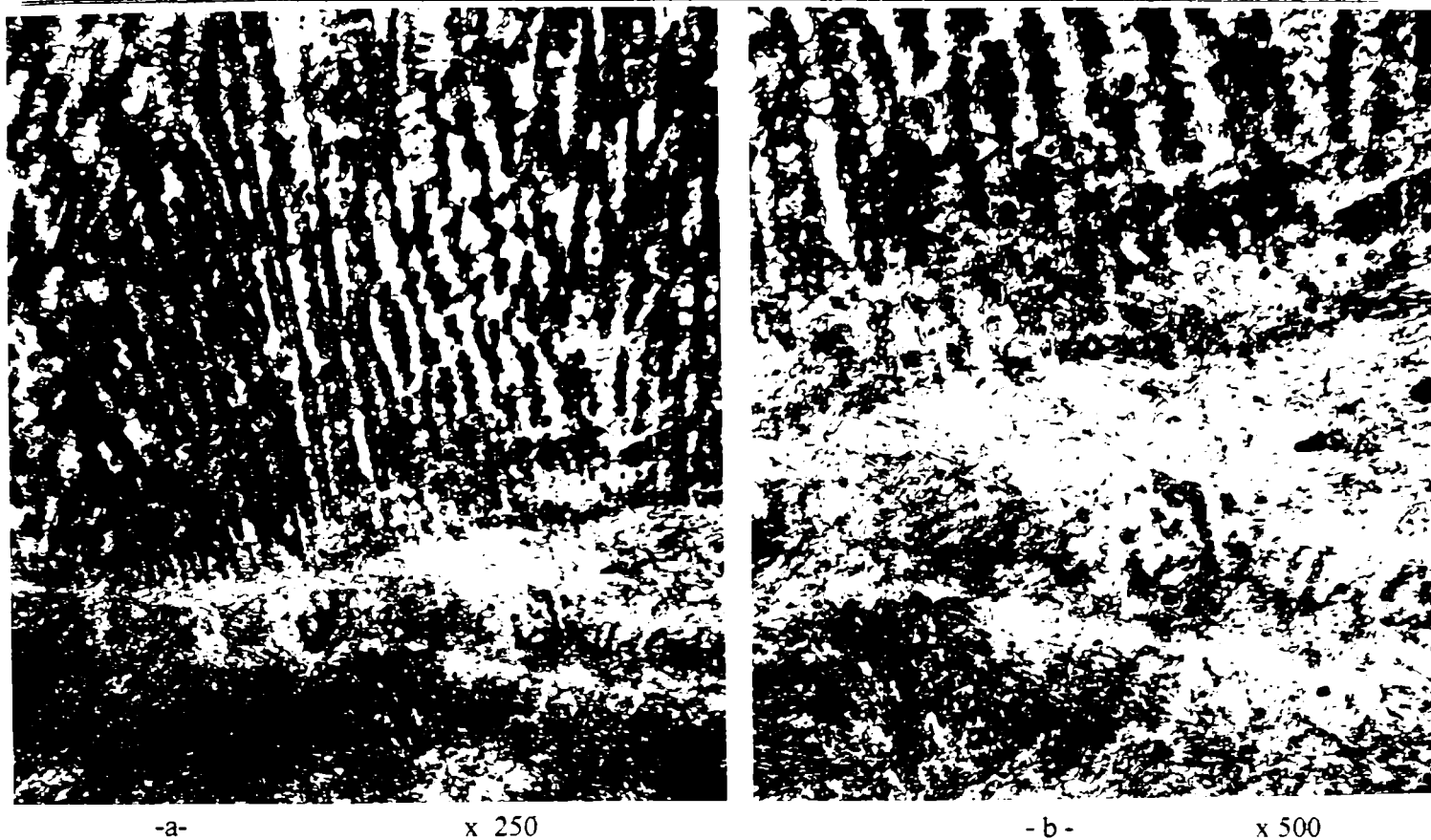


Fig. 2.18 Micrografia interfeței MD-MB la sudarea SE fără preîncălzire, $n=1$

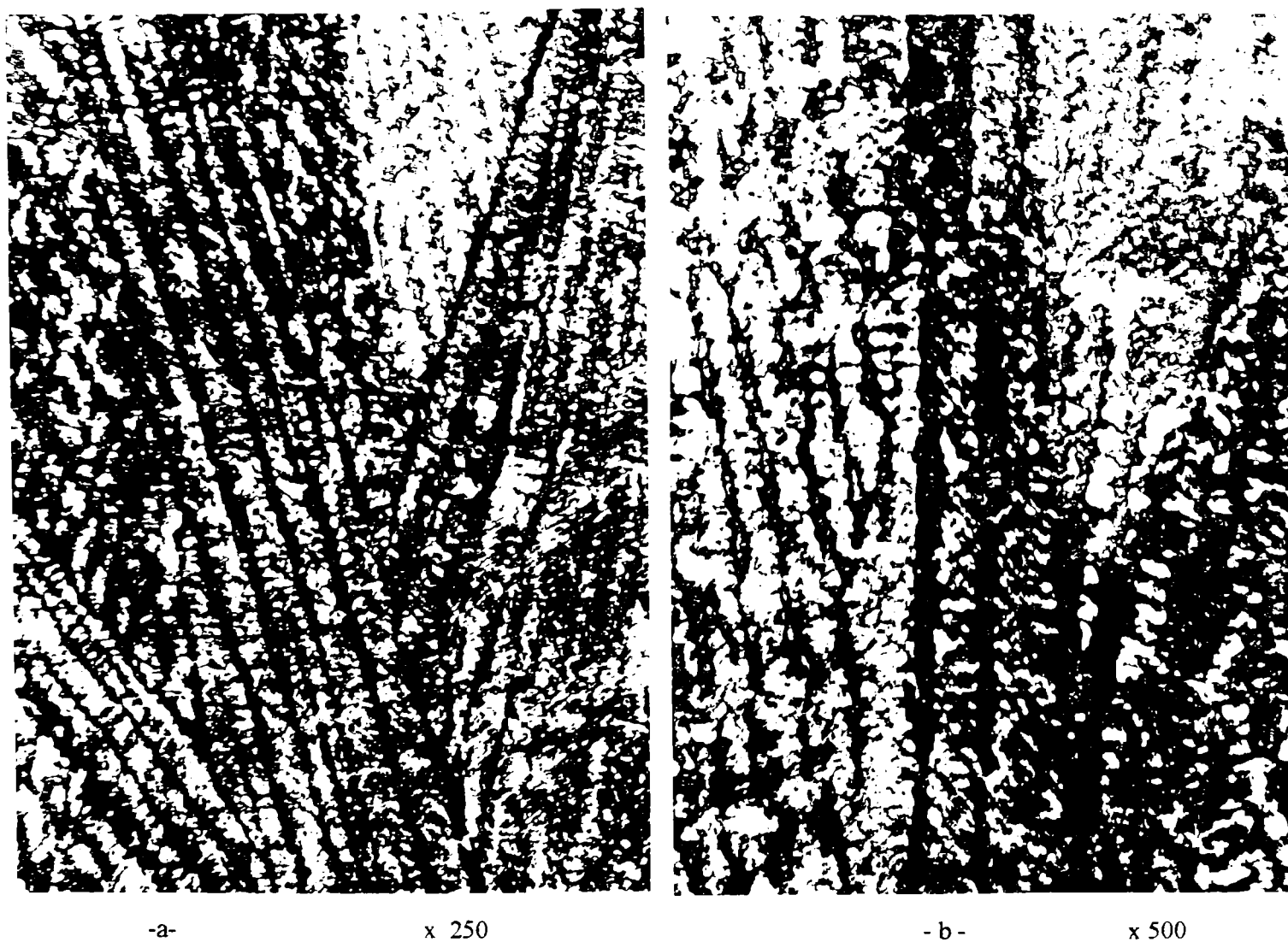


Fig. 2.19 Microstructura dendritică a MD (zona către MB) la sudare fără preîncălzire, $n=1$



-a- x 250



- b - x 500

Fig. 2.20 Micrografia interfeței MD-MB la sudarea SE cu preîncălzire la $T=350^{\circ}\text{C}$



-a- x 250



- b - x 500

Fig. 2.21 Micrografia interfeței MD-MB la sudarea SE în trei treceri cu preîncălzire la $T=350^{\circ}\text{C}$

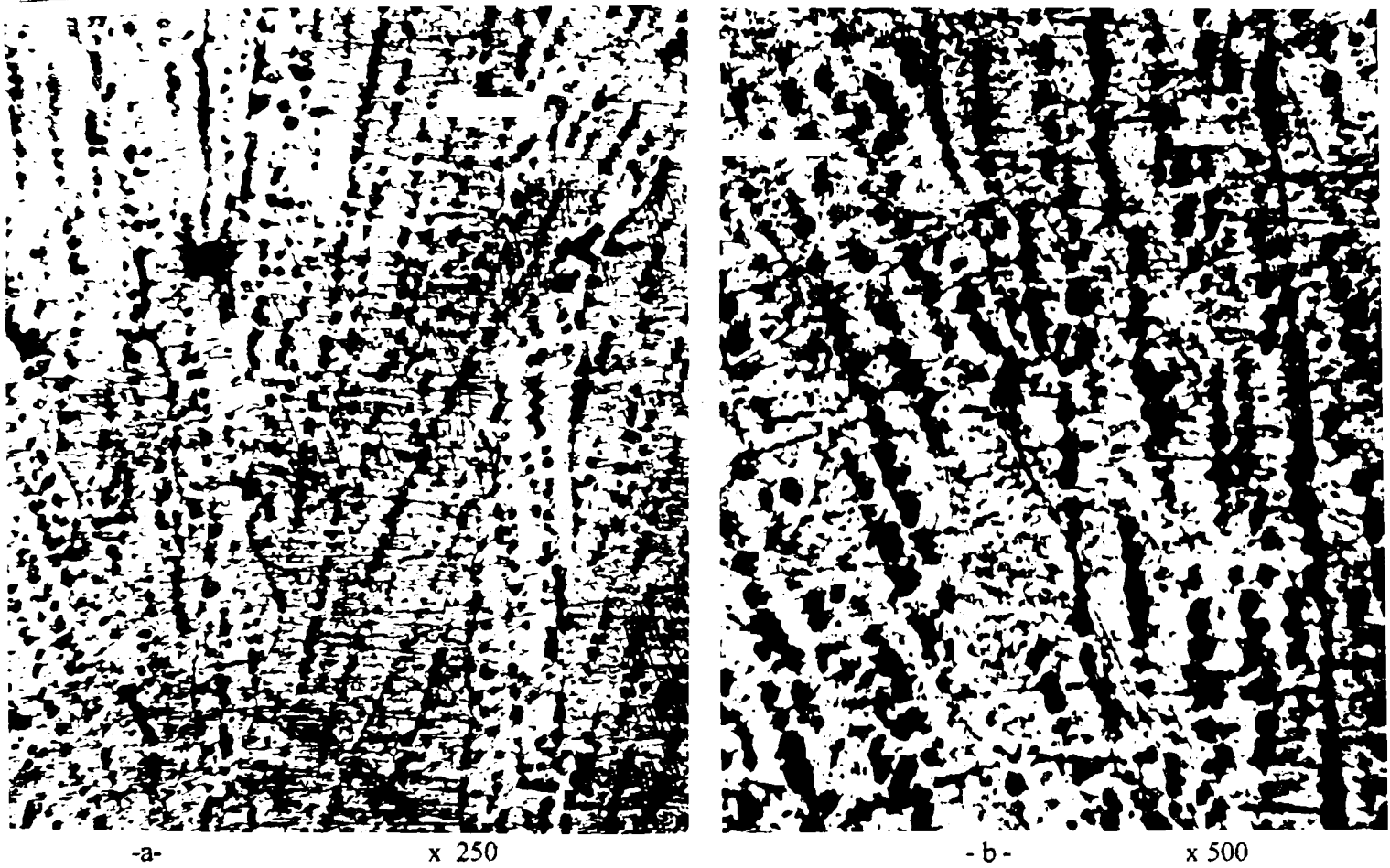


Fig. 2.22 Micrografia stratului intermediar depus prin sudare SE în trei treceri cu preîncălzire la $T=350^{\circ}\text{C}$

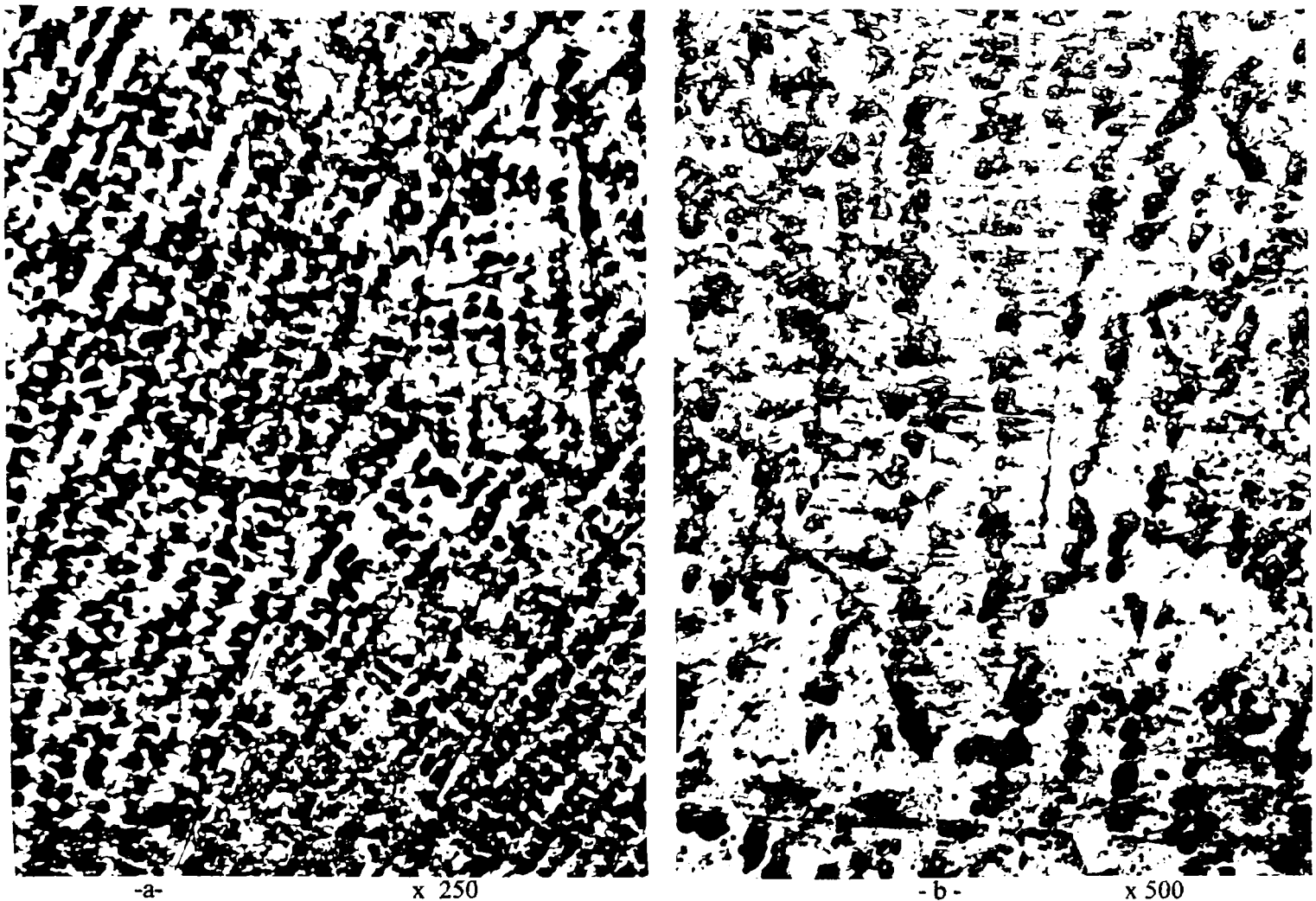


Fig. 2.23 Micrografia stratului exterior depus prin sudare SE în trei treceri cu preîncălzire la $T=350^{\circ}\text{C}$

Pentru aceleași condiții de sudare, în stratul intermediar (fig.2.22 a, b) și în cel exterior (fig.2.23 a, b) se păstrează totuși o microstructură dendritică cu segregatii importante deoarece durata procesului de solidificare va fi mărită.

Condițiile optime de conducere a procesului de sudare (tehnologia nr.1) conduc la aceiași constituenți structurali (fig.2.25, 2.26, 2.27) în straturile de metal depus și în ZIT. Apare însă particularitatea că fenomenele de precipitare a carburilor sunt mai puțin intense deoarece o bună parte din căldura dezvoltată la sudare este preluată de apa în care a fost plasată cea mai mare masă de metal de bază. Îndeosebi pe interfața MD-MB microstructura metalului depus are o orientare pronunțată în direcția evacuării căldurii.

Microstructurile prezentate caracterizează straturile de metal depus prin sudare fără o ciocănire ulterioară aplicată în vederea relaxării tensiunilor interne. Măsurătorile de duritate au arătat că metalul depus se încadrează în plaja de valori cuprinse între 175 și 245 HV, corespunzătoare unei microstructuri predominant austenitice.



-a-

x 250



- b -

x 500

Fig.2.24 Micrografia interfeței MD-MB la sudarea SE în trei treceri, cu răcire forțată în baie de apă



-a-

x 250



- b -

x 500

Fig.2.25 Micrografia stratului intermediar depus prin sudare SE în trei treceri, cu răcire forțată în baie de apă



-a-

x 250



- b -

x 500

Fig.2.26 Micrografia stratului intermediar depus prin sudare SE, în trei treceri, cu răcire forțată în baie de apă

S-a arătat anterior că principala caracteristică a metalului depus din acest oțel este sensibilitatea ridicată la ecrusare mecanică.

Dacă în urma depunerii fiecărui strat se realizează o ciocănire corectă a suprafeței (în conformitate cu indicațiile date în fig.2.9), vom constata creșteri semnificative ale durității, până la valori de 400-500HV și modificări importante ale structurii microscopice.

Figurile 2.27...2.29 vin să confirme tendința accentuată a metalului depus la durificare prin deformare plastică la rece.

Pe de o parte se observă o fărâmițare a structurii dendritice iar pe de altă parte, apariția fie a unor macle, fie probabil a unei martensite ϵ .

În plus, se intensifică fenomenele de precipitare a unor particule fine de carburi cu o distribuție uniformă în zona de MD din apropierea interfeței MD-MB și cu orientare pe direcția martensitei ϵ sau a maclelor, în celelalte porțiuni ale MD.

Prin cercetări ulterioare se vor elucida aspectele legate de particularitățile procesului de durificare prin deformare la rece (influența lucrului mecanic de deformare, a naturii solicitării și a morfologiei constituenților structurali) a straturilor depuse prin sudare.



-a-

x 250



- b -

x 500

Fig.2.27 Micrografia interfeței MD-MB în urma durificării prin deformare la rece



-a-

x 250



- b -

x 500

Fig. 2.28 Micrografia în urma durificării prin deformare la rece



-a-

x 250



- b -

x 500

Fig. 2.29 Micrografia stratului exterior în urma durificării prin deformare la rece

Concluzii

Parametrii optimi ai regimului de depunere prin sudare manuală cu arcul electric folosind electrod CITOMANGAN având diametrul de 3,25 mm sunt :

- curentul de sudare 100 A;
- viteza de sudare la depunerea primului strat, 21 cm/min.;
- temperatura de preîncălzire a metalului de bază, 250...350 °C ;
- viteza de sudare la depunerea straturilor următoare, 18 cm/min., operația desfășurându-se în absența tratamentului de preîncălzire și cu răcirea forțată a cusăturii;
- temperatura între două treceri succesive va fi mai mică de 100 °C .

Rezultatele examinărilor macrografice reliefează că depunerile realizate au un aspect plăcut, nu prezintă creștături marginale, iar solzii sunt fini și regulați, cu suprafață netedă.

În condițiile sudării SE cu preîncălzire, se constată totuși o ușoară tendință către apariția unei microstructuri bainito-martensitice în Z.I.T.-ul metalului de bază, urmare a călibilității relativ mari a acestuia.

Pe interfața M.B.-M.D. se amorsează fenomene de precipitare a carburilor, determinate de difuzia atomilor de carbon dinspre M.D. către M.B.

Stratul exterior de metal depus are o microstructură austenitică cu caracter dendritic și cu o proporție relativ mică de carburi precipitate, deoarece o mare parte din căldura dezvoltată la sudare este preluată de apa în care a fost plasată cea mai mare masă de material de bază.

Încercările preliminare atestă că stratul de metal depus în condițiile tehnologice stabilite, prezintă o mare capacitate de durificare prin deformare la rece.

Capitolul 3

CERCETĂRI AUPRA PROCESULUI DE DEPUNERE PRIN SUDARE CU SÂRMĂ TUBULARĂ ST

3.1 Bazele procesului de sudare cu sârmă tubulară - ST

Considerat la început ca o variantă a sudării MIG/MAG, din care a derivat, procedeul de sudare cu sârmă tubulară ST s-a impus ca unul bine definit, caracterizat de particularități specifice care-l individualizează și personalizează, motiv pentru care, în literatura de specialitate din ultimii ani, este tratat ca un procedeu aparte de sine stătător, în grupa procedeelor de sudare prin topire cu arcul electric.

În acest context, procedeul de sudare ST este întâlnit în două variante tratate, de asemenea, separat și anume sudarea cu sârmă tubulară cu autoprotecție sau protecție interioară (*Self-Shielded Flux-Cored Arc welding*), respectiv sudarea cu sârmă tubulară cu protecție de gaz sau protecție suplimentară (*Gas-Shielded Flux-Cored Arc Welding*).

3.1.1 Principiul procedurii ST

În fig.3.1 se prezintă schema de principiu a acestuia.

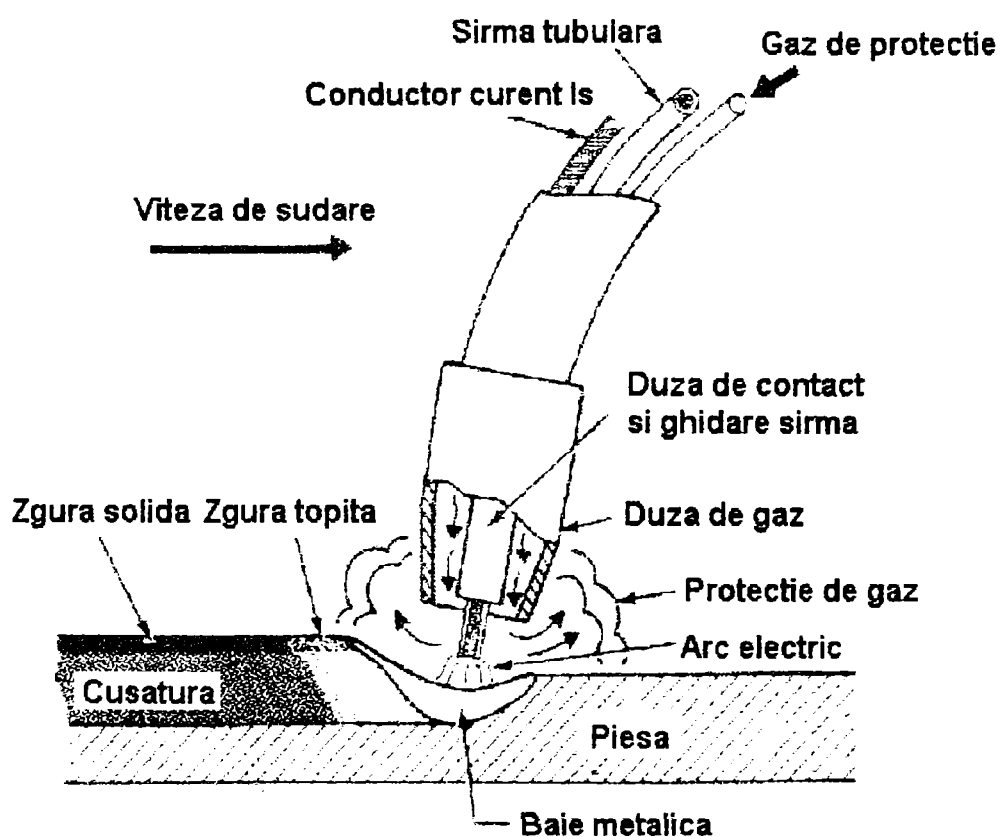


Fig.3.1 Principiul procedurii de sudare cu sârmă tubulară

Arcul electric arde între sârma electrod și piesă. Sârma electrod la rândul ei este formată dintr-o teacă (țeavă) metalică în interiorul căreia se introduce un miez pulverulent care conține elemente dezoxidante, gazeifiante, zgurifiante, de aliere, etc. asemeni cu substanțele din învelișul electrozilor utilizați la sudarea manuală. Din acest punct de vedere se poate spune că sudarea cu sârmă tubulară este o alternativă la sudarea manuală cu electrozi înveliși putând înlocui în foarte multe aplicații acest procedeu, cu rezultate tehnice similare sau superioare, dar cu productivitate ridicată datorită posibilităților de mecanizare, respectiv a utilizării unor densități mari de curent, $250-300\text{A}/\text{mm}^2$ comparativ cu $12-18\text{A}/\text{mm}^2$ la sudarea manuală. Sârma tubulară poate fi privită astfel "ca un electrod învelit cu învelișul în interior" ceea ce permite realizarea unui electrod continuu sub formă de sârmă care asigură pe de o parte realizarea unui contact electric alunecător, iar pe de altă parte posibilitatea bobinării sârmei electrod fără pericolul fisurării și desprinderii învelișului de pe electrod. Acest lucru permite antrenarea mecanizată a sârmei electrod în coloana arcului prin intermediul unui sistem de avans cu motoreductor și role de antrenare ceea ce creează premisele implementării unor procese de sudare semimecanizate sau mecanizate.

Topirea sârmei electrod și a piesei determină formarea băii metalice. Materialul de adaos pentru realizarea cusăturii se obține în general din topirea tecii metalice, dar și prin introducerea de pulberi metalice în miez sau prin introducerea de feroaliaje pentru alierea băii metalice. Protecția arcului electric, a picăturii de metal și a băii se realizează cu ajutorul gazelor și a zgurii topite rezultate din arderea miezului pulverulent, în cazul sârmelor tubulare cu autoprotecție, respectiv și prin introducerea unui gaz de protecție suplimentar, dioxid de carbon sau amestec de gaze, argon + CO_2 , adus din butelie în coloana arcului prin intermediul unui furtun de gaz respectiv a unei duze de gaz. Aducerea curentului electric la sârmă și contactul electric alunecător se realizează prin intermediul unei duze de contact din cupru. Prin deplasarea capului de sudare cu viteza v_s are loc solidificarea băii metalice și a zgurii topite rezultând cusătura sudată acoperită cu un strat subțire de zgură solidificată care poate acoperi total sau parțial cusătura.

Avantajele sudării cu sârmă tubulară :

- ✓ Creșterea productivității la sudare comparativ cu sudarea MAG cu sârmă plină ca efect al densității de curent superioare, $250-300\text{A}/\text{mm}^2$, față de $150\text{A}/\text{mm}^2$. Aceasta se concretizează prin creșterea ratei depunerii A_D cu 30-50% (și în unele cazuri chiar mai mult), creșterea pătrunderii la sudare, respectiv creșterea vitezei de sudare. Creșterea productivității la sudare se manifestă în special la sudarea în poziții dificile (verticală), ca efect al posibilității de

sudare folosind valori mari ale curentului și al transferului prin pulverizare în cazul sudării cu sârme tubulare rutilice.

- Calitate superioară a îmbinării sudate, cu reducerea pericolului de formare a porilor sau de apariție a defectelor de tipul lipsei de topire sau a lipsei de pătrundere.
- Caracteristici mecanice superioare ale îmbinării sudare, rafinare superioară a băii metalice.
- Reducerea conținutului de hidrogen difuzibil din îmbinarea sudată la valori mai mici de $5\text{cm}^3/100\text{g M.D.}$ și prin urmare reducerea pericolului de fisurare la rece sau a pericolului de formare a porilor.
- Geometrie superioară a cusăturii, cu pătrundere sigură.
- Stabilitate mai bună a arcului electric (vezi substanțele ionizatoare din miez).
- Reducerea stropirilor, desprinderea mai ușoară a stropilor și prin urmare reducerea timpului de curățire a piesei, respectiv al capului de sudare.
- Posibilitatea alierii suplimentare a metalului depus prin miez.
- Estetică mai bună a cusăturii sudate cu solzi fini, respectiv supraînălțare redusă.
- Posibilitatea sudării în spații deschise, pe șantier, asemănător sudării manuale cu electrod învelit, putând substitui cu succes acest procedeu;
- Îmbunătățirea calității îmbinărilor sudate executate pe table acoperite (grunduite) sau cu suprafețe murdare (rugină, grăsimi, ulei, vopsele).

Dezavantajele sudării cu sârmă tubulară :

- Prețul de cost mai ridicat al sârmei tubulare comparativ cu sârma plină, de 2 până la 3 ori. Acest dezavantaj este compensat însă prin reducerea costurilor totale ale execuției îmbinării sudate; timp, manoperă, energie.
- Necesitatea unei operații suplimentare de îndepărtare a zgurii de pe suprafața depunerilor, în special la sudarea multistrat;
- Probabilitatea apariției defectelor de tipul incluziunilor de zgură în cusătură.
- Emisie mai puternică de fum și gaze nocive, ceea ce implică ventilația forțată la locul de muncă; dificultăți în conducerea pistolului la sudarea semimecanizată datorită fumului.

Performanțele procedului:

- Curentul de sudare $I_s = 100-600\text{A}$;
- Tensiunea arcului $U_a = 20-35\text{V}$;
- Viteza de sudare $v_s = 20-150\text{cm/min}$;

- Diametrul electrodului $d_e = 1,0-2,4 (3,2)\text{mm}$;
- Densitatea de curent $j = 250-300\text{A/mm}^2$.

3.2 Materiale de sudare

Materialele utilizate la sudarea ST sunt sârma electrod în cazul sudării cu sârmă tubulară cu autoprotecție, respectiv sârma electrod și gazul de protecție la sudarea cu sârmă tubulară cu protecție suplimentară.

3.2.1 Sârma electrod

Se prezintă sub forma unei teći metalice umplute cu un miez pulverulent, în următoarea gamă de diametre: 1,0; 1,2; 1,4; 1,6; 1,8; 2,0; 2,4; 2,8, (3,2).

Învelișul metalic se execută în general dintr-un material nealiat caracterizat prin proprietăți bune de ductilitate pentru a permite laminarea și trefilarea ușoară a tecii, grosimea acesteia având valori sub 0,2 mm. Alierea cusăturii, când este cazul, se face în general prin miez.

Învelișul metalic (teaca) are următoarele roluri:

- asigură prin topire cantitatea de material de adaos pentru realizarea îmbinării sudate sau încărcarea prin sudare;
- asigură contactul electric și realizează închiderea circuitului electric de sudare între vârful sârmei și piesă;
- păstrează și protejează miezul de pulbere împotriva umidității;

Miezul este un amestec de substanțe similare învelișului electrozilor și fluxurilor de sudare. După rolul pe care îl au în procesul de sudare substanțele din miez se împart în:

- substanțe zgurifiante pentru protejarea metalului topit;
- substanțe gazeifiante pentru protecția spațiului arcului împotriva pătrunderii aerului;
- substanțe dezoxidante și de rafinare a băii metalice;
- substanțe ionizatoare pentru îmbunătățirea stabilității arcului;
- substanțe (elemente) de aliere pentru alierea în arc.

Indiferent de forma constructivă a sârmei tubulare, aceasta se caracterizează prin coeficientul de umplere K_u , care cuantifică ponderea miezului în construcția sârmei și care se definește prin relația:

$$K_u = \frac{m - m_i}{m} \cdot 100 \quad (\%)$$

unde:

m – masa epruvetei de sârmă tubulară, (g);

m_i – masa învelișului (tecii sau benzii de oțel), (g).

Valoarea lui K_u poate varia în limite foarte largi între 12 și 45%, în funcție de tipul constructiv al sârmei, modul de protecție, destinație, diametru, etc..

În funcție de tehnologia de fabricație, suprafața sârmei tubulare este cuprată sau necuprată. Prin cuprare cu un strat foarte subțire se evită sau se reduce pericolul de oxidare a suprafeței mărind astfel durata de păstrare a sârmei, respectiv se îmbunătățește contactul electric alunecător dintre sârmă și duza de contact. Suprafața sârmei trebuie să fie curată, fără urme de rugină, ulei, grăsimi, pentru evitarea impurificării băii metalice, respectiv pentru asigurarea stabilității arcului electric și reducerea stropirilor.

În ceea ce privește cuprarea, se menționează faptul că această operație se aplică numai la sârmele tubulare cu contur închis cu sau fără sudură. Sârmele tubulare cu contur deschis nu pot fi cuprate deoarece există pericolul contaminării miezului în timpul operației de decapare și cuprare a tecii metalice.

Sârma electrod se livrează sub formă de bobine cu masa de 5kg, 12kg sau 15kg, împachetată în pungi de polietilenă și cutii de carton, în care uneori se introduc mici pachetele cu silicagel pentru absorbția umidității. Sârma trebuie păstrată în stare ambalată până la utilizare, în încăperi uscate, cu temperatura de aprox. 18 °C și umiditatea relativă de max. 60%. Termenul de garanție al sârmei tubulare este de 6 luni de la data livrării, dar nu mai mult de 8 luni, cu obligația păstrării în condiții optime, în special protecție împotriva umidității, care poate fi absorbită de miezul pulverulent, care este în general higroscopic, în special la sârmele tubulare cu contur deschis.

Clasificarea sârmelor tubulare se poate face după mai multe criterii după cum urmează, (conform STAS 11587-83):

a. În funcție de modul de protecție a băii metalice:

- sârmă tubulară cu autoprotecție;
- sârmă tubulară pentru sudare în mediu de gaz protector (cu protecție suplimentară);
- sârmă tubulară pentru sudare sub strat de flux;
- sârmă tubulară pentru sudare în baie de zgură.

b. După destinație:

- sârmă tubulară pentru sudarea oțelurilor carbon și slab aliate, de uz general;
- sârmă tubulară pentru sudarea oțelurilor cu granulație fină și a oțelurilor utilizate la temperaturi scăzute;

- sârmă tubulară pentru sudarea oțelurilor termorezistente;
- sârmă tubulară pentru sudarea oțelurilor inoxidabile;
- sârmă tubulară pentru sudarea fontelor cenușii;
- sârmă tubulară pentru încărcarea cu straturi dure.

c. După tehnologia de fabricație:

- sârmă tubulară fabricată din benzi metalice prin profilare (fălțuire) și trefilare, procedeul Chemetron;
- sârmă tubulară fabricată din țevi metalice prin laminare și trefilare, procedeul Oerlikon).

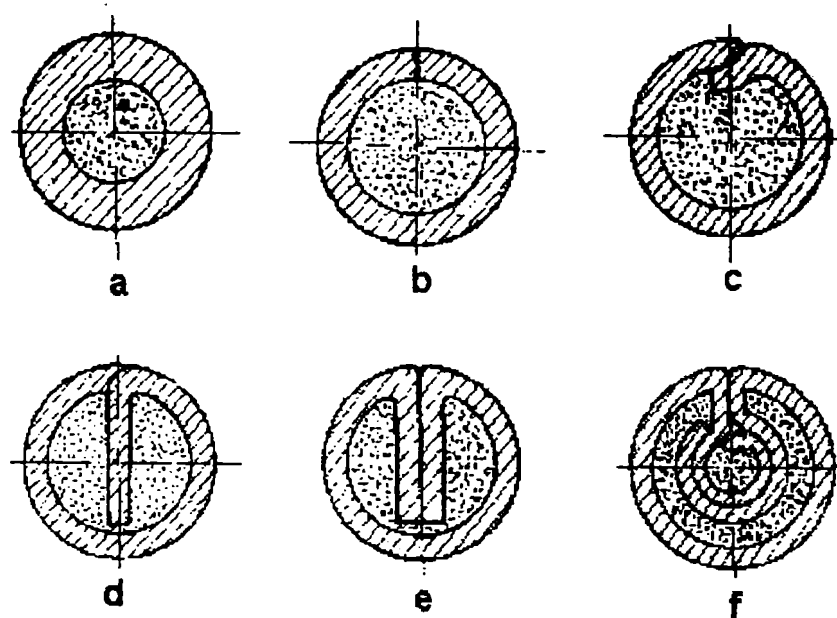


Fig. 3.2 Forme constructive de sârme tubulare

d. Din punct de vedere constructiv, conform figurii 3.2 există:

- sârmă tubulară cu profil de închidere simplu sudat, fig. 3.2a;
- sârmă tubulară cu profil de închidere simplu, cap la cap, fig. 3.2b;
- sârmă tubulară cu profil de închidere simplu cu margini suprapuse, fig. 3.2c;
- sârmă tubulară cu profil de închidere simplu cu îndoirea unei margini, fig. 3.2d;
- sârmă tubulară cu profil de închidere simplu cu îndoirea ambelor margini, fig. 3.2e;
- sârmă tubulară cu profil de închidere dublă, fig. 3.2f.

e. După închiderea conturului:

- cu contur închis nesudat (din țevă);
- cu contur închis sudat (din bandă metalică sudată);
- cu contur deschis (prin fălțuire și trefilare):

f. După tipul (caracterul) miezului:

- cu miez rutilic;
- cu miez bazic;
- cu pulbere metalică;
- alte tipuri.

3.2.2 Gazul de protecție

La sudarea cu sârmă tubulară protecția coloanei arcului electric, a picăturii și a băii metalice se face cu ajutorul zgurii și a gazelor rezultate din arderea substanțelor zgurifiante și gazeifiante din miezul pulverulent în cazul sudării ST cu autoprotecție, respectiv prin utilizarea unui gaz de protecție suplimentar protecției furnizate de miezul pulverulent în cazul sudării ST cu protecție de gaz.

Gazele de protecție cel mai frecvent utilizate sunt dioxidul de carbon CO_2 100%, respectiv amestecurile de gaze bogate în argon din grupa M21, $\text{Ar} + 5-25\%\text{CO}_2$. Se mai utilizează amestecul de $\text{Ar} + 1-5\%\text{O}_2$ sau amestecuri de $\text{Ar} + \text{CO}_2 + \text{O}_2$. Alegerea gazului de protecție se face în funcție de tipul sârmei și destinația acesteia (ținând seama de recomandările producătorului), respectiv în funcție de modul de transfer utilizat (curentul de sudare). În cazul sudării cu transfer prin pulverizare sau în curent pulsant se utilizează întotdeauna amestecuri de gaze bogate în Ar cu mai mult de 80% Ar în amestec. Excepție face cazul sudării cu sârme tubulare cu miez rutilic când se poate obține transfer prin pulverizare chiar și la utilizarea de CO_2 100% sau de amestecuri bogate în CO_2 . Utilizarea dioxidului de carbon reduce prețul de cost al îmbinării, respectiv asigură pătrunderea cea mai mare și mai sigură. Debitul gazului de protecție în acest caz este mai redus decât la sudarea MAG cu sârmă plină, luând valori între 8-20 l/min.

La alegerea gazelor de protecție se au în vedere și următoarele particularități ale acestora: CO_2 100%

Avantaje: cel mai ieftin gaz, radiație termică scăzută, pătrundere sigură, nivel redus de hidrogen în baia metalică, pericol scăzut de pori în cusătură;

Dezavantaje: nivel mai ridicat de stropiri cu stropi mari, domeniu îngust de reglare a tensiunii arcului.

Amestecul Ar/CO₂. Este cel mai frecvent amestec de gaz utilizat la sudarea oțelurilor nealiat și slab aliate, în combinația 80%Ar + 20%CO₂. Deși este mai scump de aprox. 3 ori decât CO₂ utilizarea lui este justificată de avantajele importante pe care le are: reducerea stropirilor datorită stabilității mai bune a arcului, generarea unei cantități mai reduse de fum, aspect mai estetic al cusăturii, domeniu larg de reglare a tensiunii arcului, viteză de sudare mai mare;

Dezavantaje: radiație termică mai ridicată, necesită răcirea cu apă a pistolului de sudare.

Amestecul Ar/O₂/He. Este utilizat în principal la sudarea oțelurilor inoxidabile. Prin acțiunea de reducere a tensiunii superficiale, oxigenul favorizează transferul picăturii, respectiv îmbunătățește umectarea băii metalice, iar heliul determină creșterea tensiunii arcului, mărinđ aportul de căldură al acestuia acționând asupra geometriei cusăturii, respectiv a creșterii vitezei de sudare. Amestecul 80%Ar + 15%CO₂ + 5%O₂ produce o foarte bună umectare și reduce mărimea picăturilor și tensiunea superficială la nivelul băii. În cazul sudării oțelurilor slab aliate trebuie avută în vedere însă și acțiunea nocivă a oxigenului, de oxidare și ardere a elementelor de aliere la transferul prin arc, cu efecte asupra reducerii caracteristicilor metalului depus.

Prezența oxigenului în coloana arcului, rezultat din disocierea dioxidului de carbon, impune la ambele variante de sudare ST prezența în miezul sârmei a substanțelor dezoxidante cu aviditate mai mare față de O₂ decât fierul, pentru evitarea formării oxizilor de fier sau a monoxidului de carbon CO în baia metalică.

Din punct de vedere al nivelului de protecție, se precizează faptul că protecția băii și a picăturii în cazul sudării ST cu autoprotecție este mai slabă, ceea ce limitează domeniul de utilizare la sudarea oțelurilor nealiat sau slab aliate. În schimb, pistolul de sudare este mai simplu, fără duză și furtun de gaz, respectiv nu mai apar problemele aferente aprovizionării cu gaze de protecție, butelii, transport, depozitare, etc.

3.3 Aspecte și recomandări tehnologice la sudarea ST

Transferul picăturii metalice se poate face ca și în cazul sudării MIG/MAG cu sârmă plină prin scurtcircuit, prin pulverizare, globular, intermediar sau în curent pulsant. Modul de transfer depinde de varianta de sudare, de tipul și caracterul miezului, de curentul de sudare, respectiv de gazul de protecție.

Modul de formare și de transfer al picăturii diferă radical de cel cunoscut la sudarea cu sârmă plină.

În cazul transferului prin scurtcircuit sau globular, picătura de metal de dimensiuni mari se formează la marginea sârmei tubulare, excentric față de axa sârmei, fiind orientată în direcție opusă sensului de sudare și efectuând mișcări de pendulare față de direcția de sudare.

Modul de topire a sârmei și formare a picăturii, respectiv transferul acesteia în baia metalică în acest caz este prezentat în figura 3.3. Datorită picăturilor mari stropirile sunt mai intense și pierderile de material mai ridicate.

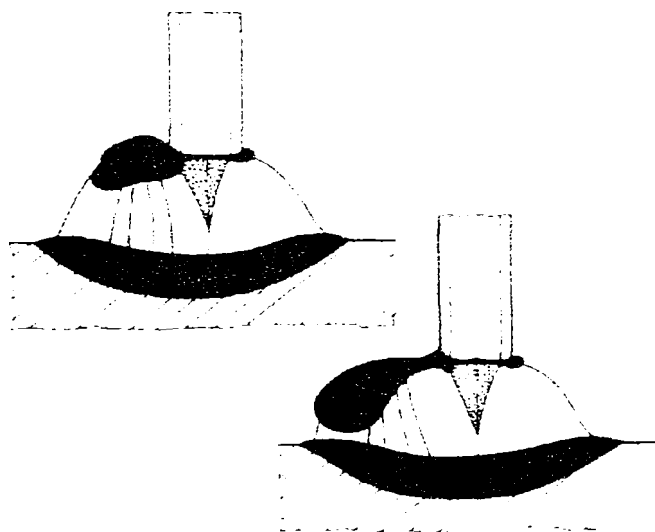


Fig. 3.3 Transferul globular al picăturii la sudarea ST

În cazul transferului prin pulverizare diferențele dintre sârma plină și sârma tubulară sunt prezentate în figura 3.4. În cazul sârmei pline transferul axial al picăturii determină oscilația băii metalice și pătrunderea îngustă și adâncă în formă de deget a cusăturii. În cazul sârmei tubulare transferul metalului topit are loc sub forma unui jet de picături sau spray, desprinse de pe circumferința tecii metalice. Baia metalică este calmă, fără oscilații, iar pătrunderea devine mai lată (circulară) și mai sigură.

La sudarea ST cu autoprotecție ca urmare a diametrelor mai mari, respectiv a parametrilor tehnologici de sudare utilizați, predomină transferul globular. Transferul prin pulverizare nu se poate obține datorită absenței gazului de protecție suplimentar.

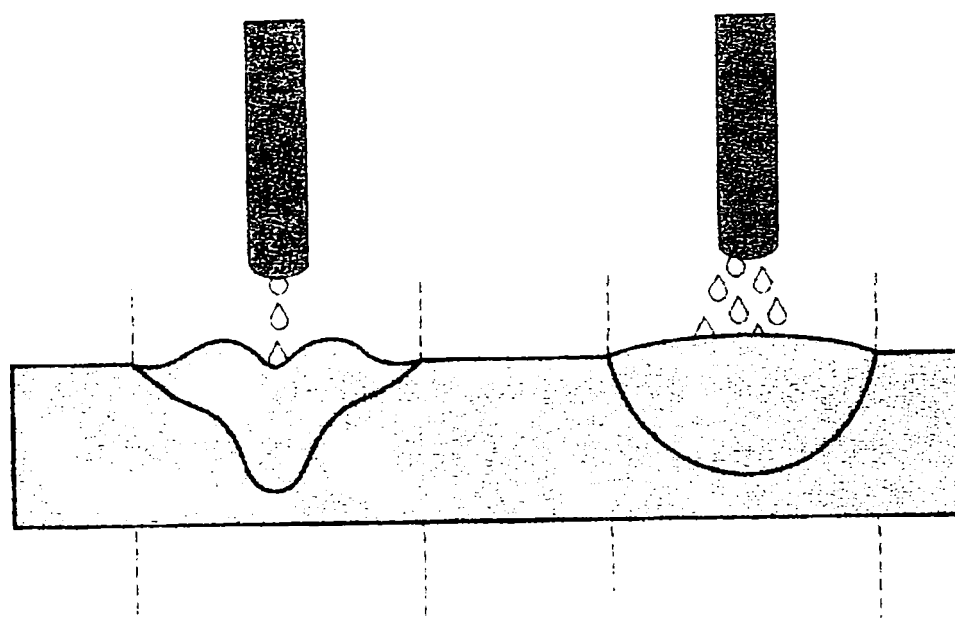


Fig. 3.4 Transferul prin pulverizare la sârme pline și sârme tubulare

La sudarea ST cu protecție suplimentară de gaz, în funcție de condițiile concrete de lucru este posibilă obținerea oricărui tip de transfer în funcție de curentul de sudare și gazul de protecție utilizat. În tabelul 3.1 se prezintă cu caracter informativ, domeniile de transfer a picăturii de metal la sudarea cu sârmă tubulară în funcție de tipul miezului. Se remarcă faptul că transferul prin pulverizare are loc pentru toate tipurile de miez la valori mai coborâte ale curentului de sudare decât în cazul sudării cu sârmă plină, ceea ce constituie un avantaj tehnologic și economic.

Tabelul 3.1 Domenii de transfer a picăturii de metal la sudarea ST

Tipul miezului	Diăme- trul sârmei	Gazul de protecție	Curentul de sudare (A)		
			Arc scurt	Arc intermediar	Arc spray (Arc lung)
Sârmă tubulară cu pulbere metalică	1,2	82%Ar + 18%CO ₂	60 – 180	180 – 240	240 – 400
	1,6	82%Ar + 18%CO ₂	110 – 195	195 – 270	270 – 400
Sârmă tubulară rutilică	1,2	82%Ar + 18%CO ₂	-	90 – 150	150 – 380
	1,6	82%Ar + 18%CO ₂	-	135 – 220	220 – 400

Sârmă tubulară bazică	1,2	82%Ar + 18%CO ₂	100 – 140	140 – 230	230 - 400
	1,6	82%Ar + 18%CO ₂	-	150 – 280	280 – 400
Sârmă tubulară întalt aliată Cr - Ni	1,2	82%Ar + 18%CO ₂	-	105 – 170	170 – 330
	1,6	82%Ar + 18%CO ₂	-	135 – 265	265 – 400

3.3.1 Caracterizarea sârmelor tubulare în funcție de caracterul miezului

Sârmele tubulare cu miez rutilic produc o zgură subțire cu viteză mare de solidificare care acoperă bine cusătura, ceea ce permite și recomandă utilizarea lor la sudare în poziție (verticală, peste cap), evitând pericolul scurgerii băii metalice sub efectul gravitației și asigurând formarea unei cusături estetice cu solzi fini, supraînălțare mică și cu pătrundere sigură. Se caracterizează printr-o comportare foarte bună la sudare, obținându-se un transfer prin pulverizare în picături foarte fine de la valori scăzute ale curentului de sudare, peste 150A (tabelul 3.1). Domeniul transferului prin scurtcircuit practic lipsește, iar domeniul arcului intermediar este îngust. Se poate aprecia că sârma rutilică asigură un transfer prin pulverizare în tot domeniul de lucru. Prin urmare, folosind sârma tubulară rutilică este posibilă sudarea verticală cu transfer prin pulverizare și la valori ridicate ale curentului de sudare de până la 240A, ceea ce la sudarea cu sârmă plină nu este posibil. Aceasta conduce la creșterea productivității la sudarea verticală de până la 400% comparativ cu sudarea cu sârmă plină (cea mai mare rată), la pătrundere mare și sigură (în special la suduri de colț nepătrunse), aspect estetic al cusăturii, diminuarea stropirilor și ușurarea operației de curățire a pieselor și a duzei de gaz, reducerea pericolului de obturare a duzei de gaz, etc.. Practic, sârma tubulară rutilică este ideală pentru sudarea în poziție. În plus și conținutul de hidrogen difuzibil este redus, sub 5 cm³/100gr metal depus. Caracteristicile de tenacitate însă sunt mai reduse decât la sârma tubulară bazică, ceea ce limitează utilizarea ei la temperaturi scăzute.

Sârmele tubulare cu miez bazic se remarcă prin caracteristici înalte de rezistență și tenacitate, prin conținut foarte scăzut de hidrogen difuzibil, sub 1,5 cm³/100gr metal depus, prin tendință redusă de fisurare, de formare a porilor, respectiv de apariție a defectelor de tipul lipsei de topire. Sunt recomandate la execuția îmbinărilor de mare rezistență și/sau exploatate la temperaturi negative. Au o comportare mai dificilă la sudare în special în domeniile de curenți mici (transfer prin scurtcircuit) datorită stropilor mari și stropirilor intense cu toate dezavantajele aferente, respectiv produc o cantitate mai mare de fum îngreunând vizibilitatea și impunând luarea unor măsuri de protecție suplimentare a personalului prin ventilație forțată. Din acest motiv se va evita

sudarea cu transfer prin scurtcircuit sau intermediar, iar în poziție verticală această tehnică este imposibilă datorită căderii picăturilor în duza de gaz cu pericolul obturării premature a duzei, respectiv a producerii unor punți de metal (scurtcircuite) între duza de gaz și duza de contact. Rezolvarea problemei în acest caz se face prin sudarea în curent pulsant. Ori de câte ori este posibil, se va utiliza însă transferul prin pulverizare care elimină toate dezavantajele prezentate mai sus.

Sârmele tubulare cu pulbere metalică fără adaosuri zgurifiante reprezintă cea mai recentă dezvoltare. Cu toate că nu produc zgură, ele păstrează caracteristicile favorabile ale sârmelor tubulare privind calitatea și aspectul îmbinării sudate. Se caracterizează prin productivitate ridicată. Absența zgurii, tendința redusă de stropire și stropii fini, amorsarea ușoară și stabilitatea foarte bună a arcului electric recomandă utilizarea acestor sârme în special la sudarea robotizată sau la sudarea în straturi multiple.

3.3.2 Alegerea parametrilor tehnologici la sudarea ST

Natura și polaritatea curentului. Spre deosebire de sudarea MIG/MAG cu sârmă plină unde se folosește exclusiv sudarea în curent continuu polaritate inversă CC^+ , la sudarea ST polaritatea curentului poate să difere de la un tip de sârmă (tip de miez) la altul, respectiv de la un producător la altul. De exemplu, în cazul miezului rutilic se recomandă polaritatea CC^+ , deoarece la sudarea CC^- are loc reducerea caracteristicilor îmbinării și pericolul apariției porilor. Unele sârme tubulare cu pulbere metalică pot opera atât cu polaritate inversă CC^+ cât și cu polaritate directă CC^- în funcție de aplicația dată. În general, se preferă polaritatea inversă CC^+ . La sârmele tubulare cu miez bazic se recomandă utilizarea polarității directe CC^- care îmbunătățește stabilitatea arcului, aspectul îmbinării, cu reducerea stropirilor.

Obs. Recomandările de mai sus privind alegerea polarității sunt date de firma ESAB și reprezintă o noutate în această privință.

Utilizarea polarității directe ar putea fi justificată de următoarele particularități: creșterea ratei depunerii cu 50%, respectiv reducerea pătrunderii la sudare.

Alți producători de materiale recomandă în marea majoritate a cazurilor folosirea în exclusivitate la sudare ST a polarității inverse CC^+ . Din acest motiv este foarte importantă cunoașterea recomandărilor producătorului de sârmă prin consultarea catalogului de materiale de sudare.

Se reține însă faptul, că la utilizarea polarității directe trebuie modificată întotdeauna tensiunea arcului pentru asigurarea stabilității acestuia și optimizarea transferului de metal, prin reducerea tensiunii față de valoarea prescrisă de sursă.

Tensiunea arcului. Tensiunea arcului acționează direct asupra lungimii arcului prin care se controlează geometria cusăturii, pătrunderea, modul de transfer, respectiv nivelul stropirilor. Dacă tensiunea este redusă pătrunderea crește, lățimea cusăturii scade, suprainălțarea crește. Prin creșterea tensiunii se mărește lungimea arcului și prin urmare se amplifică pericolul de defecte în îmbinare de tipul porilor și a creștăturilor marginale.

Curentul de sudare. Curentul de sudare este o funcție de viteza de avans a sârmei electrod, fiind direct proporțional cu aceasta, creșterea vitezei de avans conducând la mărirea curentului de sudare și invers.

Din punct de vedere al stabilității arcului, al condițiilor de transfer, respectiv al stropirilor este recomandată, de către producător, utilizarea ori de câte ori este posibil a valorilor de curent situate în a doua jumătate a domeniului specificat pentru un anumit diametru de sârmă. Excepție face cazul sudării cu transfer prin scurtcircuit când mărirea curentului de sudare se limitează la valori mai mici de 200A.

În tabelul 3.2 se prezintă domeniul de variație a parametrilor I_s - U_a în funcție de tipul miezului pentru unele mărci de sârmă tubulară produse de firma ESAB.

Tabelul 3.2. Domeniul de valori pentru parametrii tehnologici I_s - U_a

Marca sârmei	d_s (mm)	I_s (A)	U_a (V)
OK Tubrod 14.00 (sârmă tubulară cu pulbere metalică)	1,0	80-250	14-30
	1,2	100-320	16-32
	1,4	120-380	16-34
	1,6	140-450	18-36
	2,4	350-500	30-38
OK Tubrod 15.00 (sârmă tubulară cu miez bazic)	1,0	100-230	14-30
	1,2	120-300	16-32
	1,4	130-350	16-32
	1,6	140-400	18-34
	2,0	200-450	24-34
	2,4	300-500	26-36

OK Tubrod 15.10 (sârmă tubulară cu miez rutilic)	1,2	180-320	24-34
	1,4	200-350	26-36
	1,6	250-400	26-38
	2,0	300-450	27-38
	2,4	350-550	28-40
Ok Tubrod 14.17 (sârmă tubulară cu autoprotecție)	1,2	100-280	24-26
	1,6	110-350	22-28

Viteza de sudare. Are o influență importantă asupra pătrunderii la sudare. Domeniul optim se situează în intervalul 30-60 cm/min. Dacă viteza de sudare este mai mare, pătrunderea scade ca efect al reducerii energiei liniare în componente. O reducere a pătrunderii apare și dacă viteza de sudare scade sub 30 cm/min., de această dată ca efect al curgerii băii de metal și de zgură pe componente în fața arcului, ceea ce poate duce la apariția defectelor de tipul lipsei de topire. Viteza mică de sudare trebuie evitată deoarece conduce la creșterea temperaturii de tranziție, respectiv la scăderea tenacității metalului depus. Prin viteza de sudare se controlează cel mai ușor energia liniară introdusă în componente. În cazul oțelurilor slab aliate se recomandă ca aceasta să fie în domeniul 10-20kJ/cm, pentru obținerea unor caracteristici superioare de tenacitate.

Prin urmare, se recomandă tehnica de sudare în număr mare de treceri, cu viteze de sudare mari, fără pendularea electrodului. Se vor evita trecerile groase și late care conduc la o structură dendritică, grosolană cu caracteristici scăzute de rezistență mecanică și de tenacitate.

Lungimea capătului liber al sârmei electrod. Este definită ca distanța dintre duza de contact și componentele de sudat. Modificarea lungimii capătului liber determină modificarea valorii curentului de sudare. Reducerea lungimii capătului liber determină creșterea curentului de sudare, respectiv reducerea ei determină scăderea curentului. Aceste modificări acționează asupra pătrunderii ca efect al modificării căldurii introduse în componente, respectiv a temperaturii băii metalice. Acțiunea lungimii capătului liber este cu atât mai puternică cu cât diametrul sârmei electrod este mai mic.

Lungimea capătului liber depinde de diametrul sârmei, varianta de sudare cu sau fără protecție de gaz, de modul de transfer. În cazul sudării ST cu autoprotecție ea poate varia într-un domeniu foarte larg, de la 20 la 80 mm, în funcție de aplicația dată. În cazul sudării ST cu protecție suplimentară de gaz, pentru asigurarea protecției necesare lungimea capătului liber este mai

redușă, cu valori de 10-12 mm la transferul prin scurtcircuit, respectiv are valori de 20-30 mm la transferul prin pulverizare. Interdependența dintre curentul de sudare și viteza de avans a sârmei conduce la concluzia că prin modificarea lungimii capătului liber se poate acționa asupra ratei depunerii la sudare. Acțiunea capătului liber asupra curentului de sudare, respectiv asupra ratei depunerii se prezintă în tabelul 3.3.

Creșterea lungimii capătului liber acționează și asupra conținutului de hidrogen difuzibil din metalul depus, în sensul diminuării acestuia.

Tabelul 3.3 Corelația dintre lungimea capătului liber și rata depunerii (curent)

Lungimea capătului liber l_d (mm)	12	18	25	25
Viteza de avans a sârmei v_{as} (m/min)	5,8	5,8	5,8	8,4
Curentul de sudare I_s (A)	350	320	280	350
Rata depunerii A_D (kg/oră)	4,7	4,7	4,7	6,5

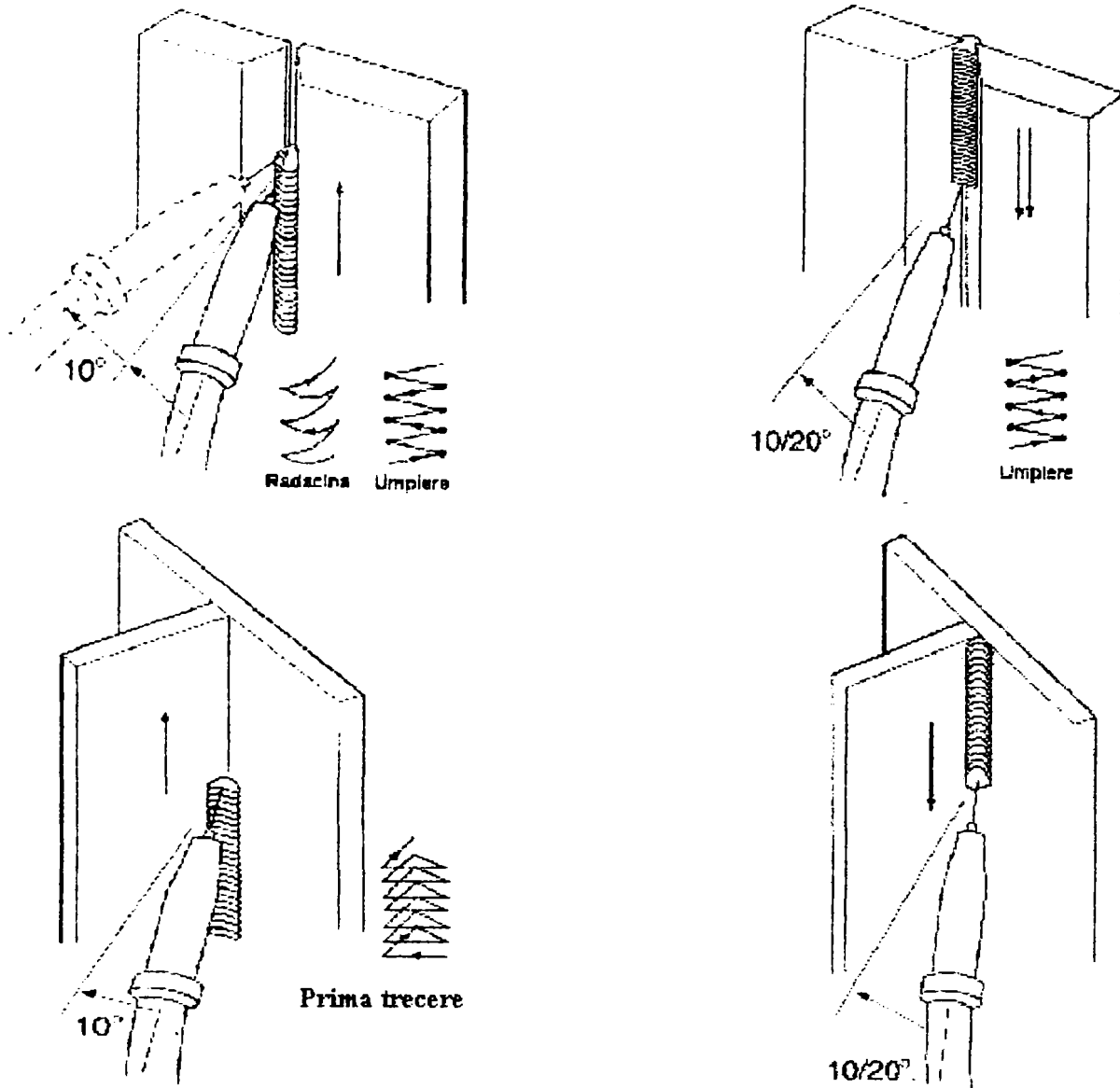
Obs. Valorile din tabel sunt valabile pentru $d_s = 1,2$ mm

Înclinarea pistolului de sudare. Unghiul de înclinare a electrodului are o influență importantă asupra geometriei cusăturii (depuerii) și asupra controlului băii metalice și a zgurii topite. Se recomandă tehnica de sudare spre dreapta sau prin "tragerea cusăturii", figura 3.5.

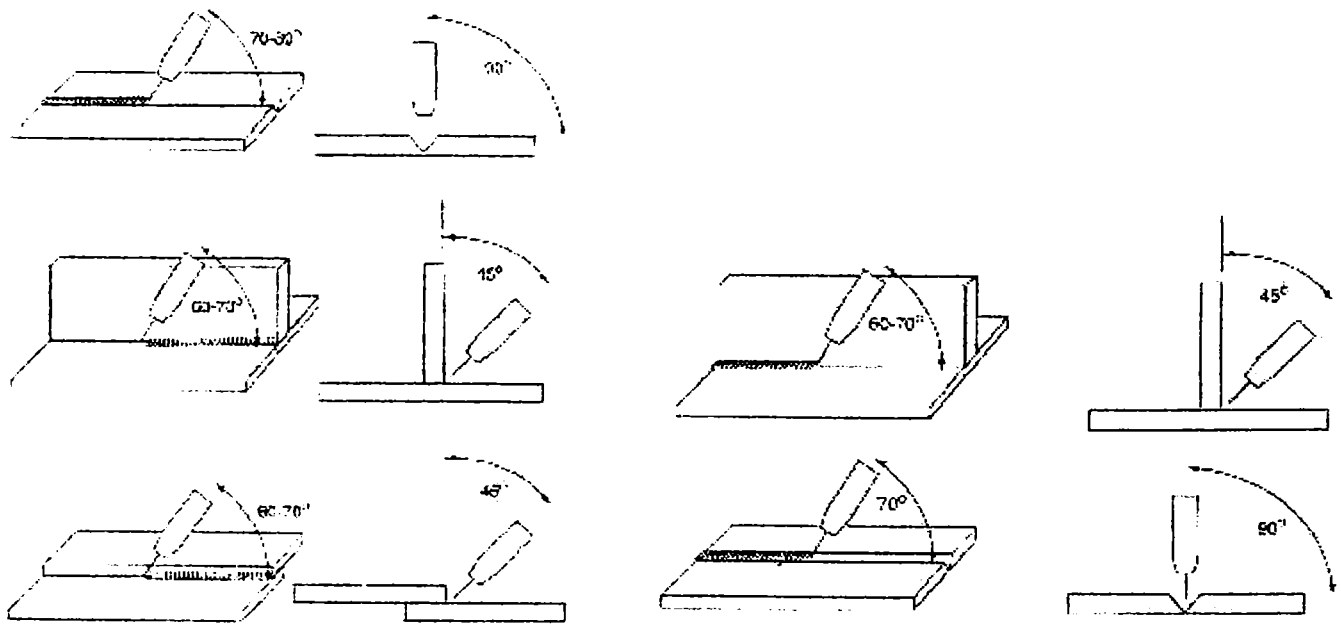
În cazul sârmelor tubulare cu miez se recomandă o înclinare a capului de sudare cu un unghi de 60° - 70° . Forța de refulare a arcului împiedică curgerea băii metalice și a zgurii în fața arcului reducând riscul de incluziuni de zgură în cusătură, iar pătrunderea cusăturii crește, respectiv la suduri de colț nepătrunse este mai sigură. La sudurile de colț nepătrunse în poziție orizontală se recomandă poziționarea vârfului sârmei pe componenta orizontală la aprox. 3 mm față de axa rostului, respectiv cu o înclinare a pistolului de 45° față de componenta verticală.

Tehnica de sudare spre dreapta sau prin "împingerea cusăturii" este de asemenea posibilă în cazul sudurilor de mai mică importanță ca de exemplu în cazul sudurilor de colț nepătrunse cu grosime mică la care pătrunderea nu este foarte importantă, cu avantajul obținerii unei cusături mai estetice cu convexitate mai redusă (supraînălțare mai mică).

În cazul sârmelor tubulare cu pulbere metalică, pentru obținerea pătrunderii maxime se recomandă tehnica de sudare spre dreapta la un unghi al pistolului de 70° - 80° , care asigură și o protecție optimă a cusăturii la îmbinări cap la cap cu treceri multiple. Pentru îmbinări de colț nepătrunse sau prin suprapunere se recomandă tehnica de sudare spre stânga utilizând un unghi al pistolului de 60° - 70° care asigură un aspect deosebit al cusăturii, dar și o reducere a pătrunderii.



a. Sudarea verticală: ascendentă și descendentă



b. Sârmă tubulară cu pulbere metalică

c. Sârmă tubulară cu miez

Fig. 3.5 Poziționarea capului de sudare și modul operator la sudarea ST

3.4 Efectul parametrilor de proces asupra calității depunerilor

3.4.1 Motivație

Încercările experimentale au urmărit efectuarea unor cercetări privind încărcarea prin sudare ST cu material de adaos austenitic manganos a unor organe active din componența echipamentelor terasiere și miniere care sunt supuse în exploatare unui proces intens de uzare abrazivă, în prezența unor șocuri puternice.

Se menționează că un studiu asemănător a fost întreprins în capitolul anterior, pentru cazul sudării manuale cu electrod învelit.

Prin urmare, cercetarea urmărește substituirea procedului de sudare manuală cu electrod învelit, caracterizat prin productivitate mai mică, cu un procedeu de sudare de mare productivitate și care se pretează la mecanizare, menținând caracteristicile de tenacitate, de rezistență la uzare și cerințele de calitate la un nivel ridicat, comparabil cu cele specifice sudării manuale cu electrod învelit.

3.4.2 Materiale de sudare

Materialele de sudare utilizate la sudarea cu sârmă tubulară ST sunt sârma electrod și gazul de protecție.

3.4.2.1 Sârma electrod. Pentru realizarea încărcării prin sudare cu material de adaos austenitic manganos s-a folosit o sârmă tubulară cu miez bazic, marca CARBO F-240, produsă de firma CARBOWELD din Germania.

Principalele caracteristici de întrebuințare ale sârmei, respectiv recomandările tehnologice privind sudarea sunt prezentate în continuare, conform fișei tehnice a sârmei, furnizată de firma producătoare.

Caracterizarea sârmei tubulare CARBO F-240:

Producător: Firma CARBO WELD

Tipul sârmei: sârmă tubulară cu autoprotecție (self-shielded flux cored tubular wire)

Simbolizare: MF7-GF-200-KNP (conf. DIN 8555)

Caracterizare: sârmă tubulară austenitică pentru încărcări prin sudare a componentelor supuse cu preponderență solicitărilor de uzură prin lovire și ciocănire (șocuri mecanice)

Utilizare: ciocane, valțuri tăietoare (de rupere), lame de buldozer, etc.. Dacă se sudează oțel austenitic manganos operația trebuie condusă la rece întrucât la temperaturi de peste 400°C apare

o creștere a granulației și deci o tendință de fragilizare. Metalul depus va fi durificat prin deformare la rece la o duritate de 400-550 HB (tab.3.4)

Tabelul 3.4 Caracteristicile mecanice ale metalului depus

Duritatea HB, daN/mm ²	
După sudare	După ecruisare mecanică
cca. 200	min. 420

Tabelul 3.5 Analiza chimică a metalului depus

Compoziția chimică, (%)				
C	Si	Mn	Cr	Ni
1,0	0,4	14,0	4,0	0,6

Gazul de protecție (conf. EN 439): cu autoprotecție

Natura și polaritatea curentului: Curent continuu polaritate inversă CC⁺

Tabelul 3.6 Recomandări pentru parametri tehnologici de sudare

Diametrul sârmei (mm)	Curentul de sudare (A)	Tensiunea arcului (V)
1,6	160-260	20-26
2,0	240-280	22-27
2,4	280-340	24-28
2,8	320-400	25-29

Livrare: bobine B/BS 300 = 15Kg; B 450 = 30 Kg;

pe tamburi (Marathon Pac.) = 150/300Kg.

3.4.2.2 Gazul de protecție

Din analiza fișei sârmei electrod rezultă că este vorba de o sârmă tubulară cu autoprotecție, care nu necesită utilizarea unui gaz suplimentar. În acest caz protecția arcului electric și a băii metalice este asigurată de gazele și zgura rezultate în procesul de topire a miezului.

3.5 Instalația (echipamentul) de sudare

În vederea obținerii unor rezultate deosebite atât din punct de vedere tehnologic cât și a geometriei încărcării, depunerile au fost realizate cu o instalație de sudare mecanizată, cu toate că aplicația practică la beneficiar urmărește, în primă fază, sudarea manuală (semimecanizată). De

acest aspect s-a ținut cont însă în cazul stabilirii parametrilor tehnologici de sudare (în special viteza de sudare), privind posibilitatea aplicării manuale a tehnologiei de sudare.

Această abordare a permis optimizarea tehnologiei de sudare și eliminarea factorului uman în stabilirea tehnologiei de sudare. Desigur, următoarea etapă constă în instruirea operatorului sudor și însușirea deprinderilor practice pentru reproducerea cât mai fidelă a tehnologiei elaborate anterior.

Instalația de sudare se compune din următoarele subansamble principale:

- Sursa de sudare, ARISTO 500 (firma ESAB) ;
- Tractorul universal de tăiere și sudare TUT (firma Electrotîmîș).

3.5.1 Instalatia LUC 500 ARISTO (ESAB).

Instalația de sudare ARISTO 500 (fig.6) este construită în sistem modular, programabilă, cu microprocesor Siemens, cu posibilitatea conectării la PC.

Se poate suda prin următoarele procedee:

- sudare manuală cu electrozi înveliți;
- MIG/MAG;
- WIG;
- crăițuirea arc-aer.

Părți componente:

- sursa de alimentare;
- consola de comandă și programare;
- instalația de răcire în circuit închis;
- dispozitiv de avans a sârmei tip MED 44 ARISTO;
- pistol de sudare MIG/MAG;
- pistol de sudare WIG;
- două telecomenzi de la distanță:
 - pentru sudare a 5 programe;
 - pentru sudare a 31 programe

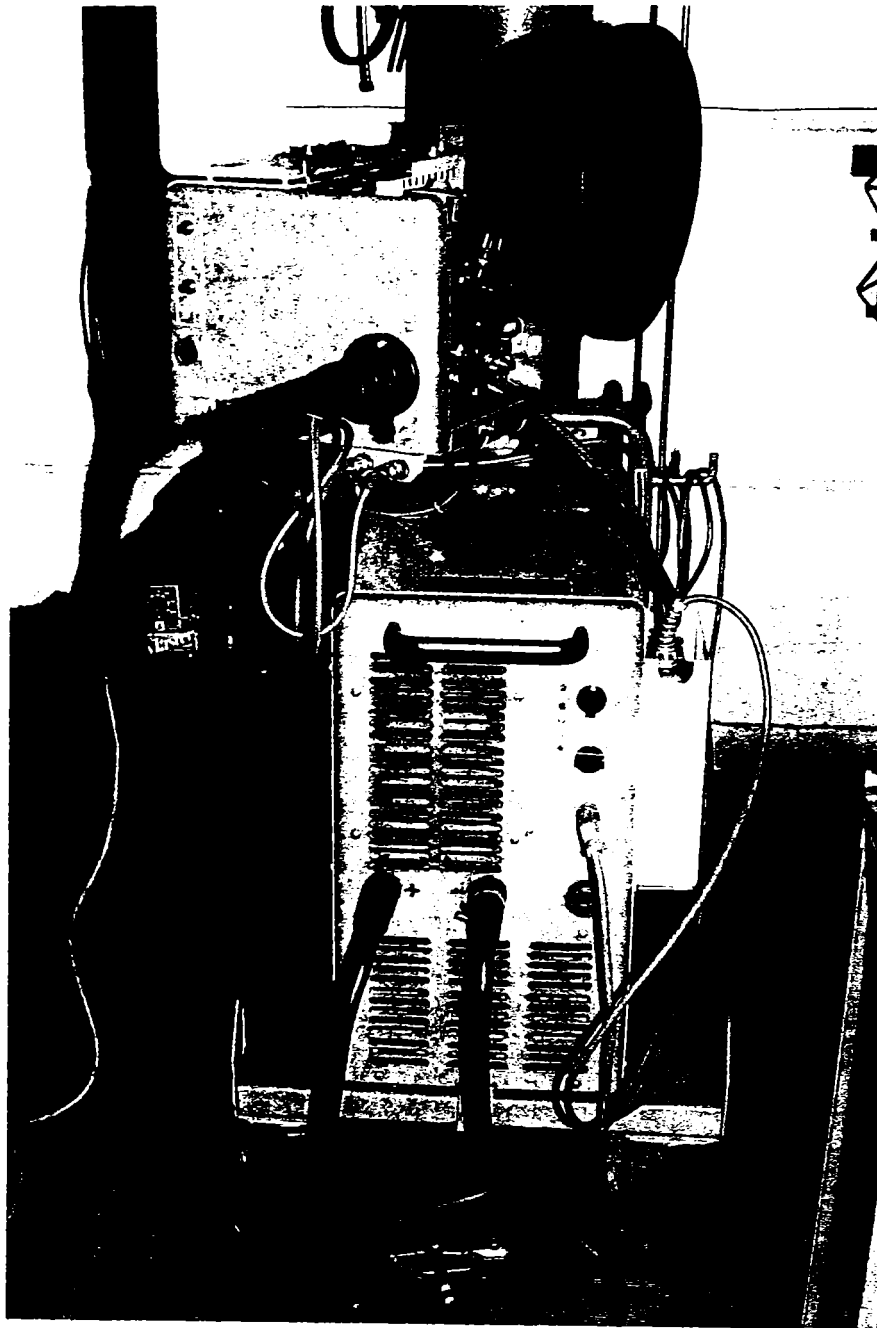


Fig. 3.6 Imaginea de ansamblu a sursei LUC 500 ARISTO

Caracteristici tehnice:

- $U_{alim.} = 3 \times 380 \text{ V}; 50 \text{ Hz};$
- $I_{sn} = 500 \text{ A}, DA = 60\%;$
- $U_{so} = 65 \text{ V};$
- $\cos \varphi = 0.96;$
- $\eta = 0.83;$
- $masa = 72 \text{ kg}.$

Părțile componente ale D.A.S. MED 44 ARISTO (fig.3.7):

- 2 motoare de curent continuu cu magneți permanenți;
- 2 role motoare cu roți dințate cilindrice;
- electrosupapă de gaz;
- rola de sârmă cu sistem de frânare;
- cuplaj rapid de reglare a pistolului.

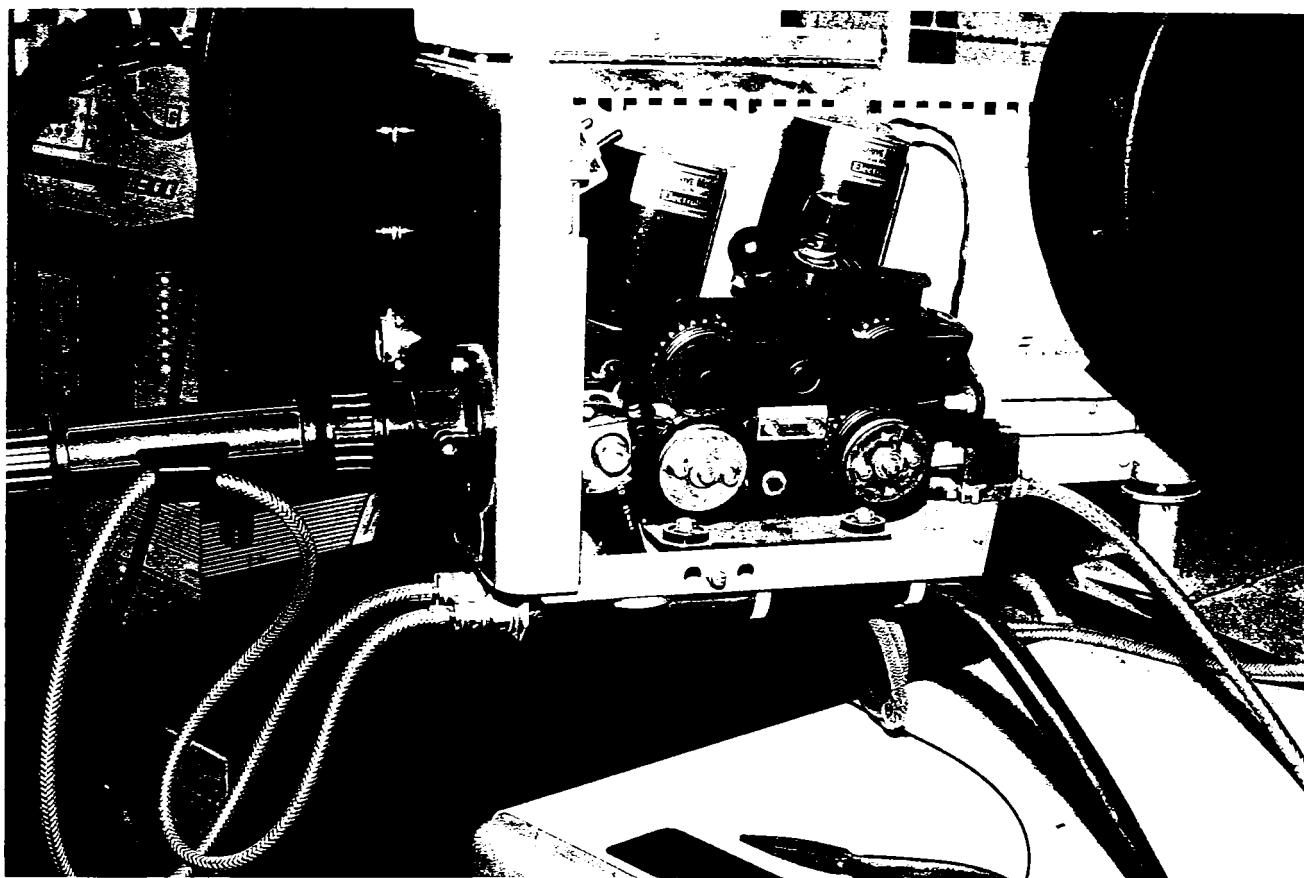


Fig.3.7 Detaliu al dispozitivului de avans sârmă

Turația celor două motoare se reglează cu o schemă statică cu tiristor, iar frânarea rapidă a motorului la oprire se face cu un tranzistor + tiristoare legate în paralel. Cele două motoare au rotoarele înseriate pentru a echilibra vitezele periferice ale perechilor de role. Unul dintre motoare este cuplat cu un tahogenerator ce furnizează un număr de impulsuri pe tură strict proporțional cu turația. Astfel se asigură prin reacția corespunzătoare, precizia vitezei prescrise și constanța ei la fluctuațiile tensiunii rețelei sau ale cuplului mecanic rezistent la arbore.

Pe panoul din spate al D.A.S. sunt două potențioetre cu care se poate regla timpul de pregaz și timpul de postgaz în intervalul 0...5 s. În interiorul D.A.S. există un al treilea potențioetru cu care se reglează timpul de burn-back. În spațiul interior din spatele panoului frontal se găsesc două întrerupătoare:

-primul, cu două poziții, pentru:

-start normal; -start zgâriat;

-al doilea pentru:

-sârma înapoi fără cuplarea sursei; -două tacte; -patru tacte.

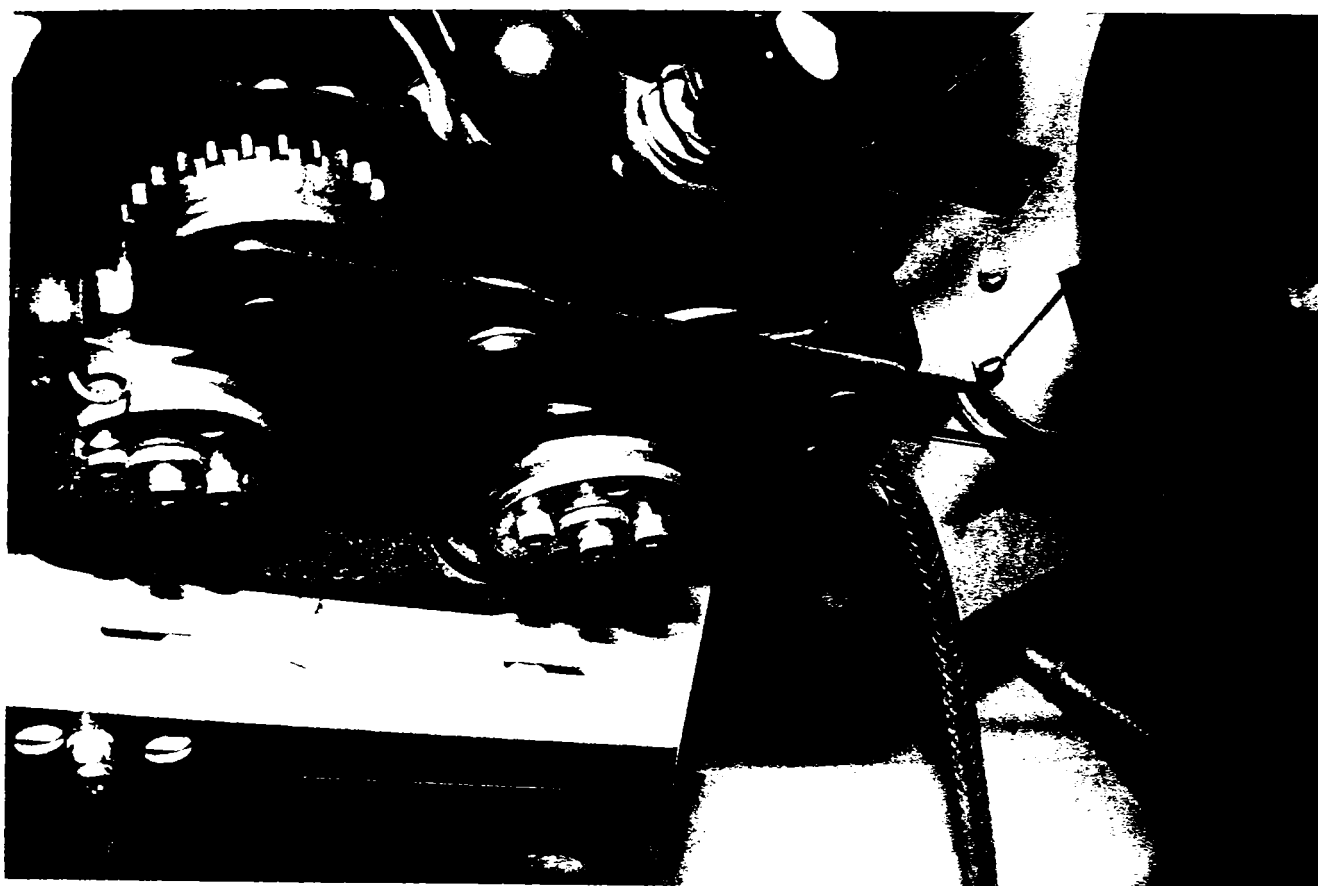


Fig.3.8 Seturile de role cu caneluri

Pe panoul din față se găsesc două butoane, unul pentru control gaz, iar celălalt pentru avans sârmă fără conectarea sursei.

Sistemul de avans al sârmei cuprinde patru seturi de role cu caneluri corespunzătoare diametrului sârmei (fig.3.8).

Instalația este prevăzută cu două bucle de reglare automată prin care se compensează principalul factor perturbator la sudare MIG/MAG: variația distanței dintre pistolul de sudare și piesă. Aceste bucle reglează automat frecvența pulsurilor și curentul de bază astfel încât să aibă valoarea prescrisă cu o toleranță de maximum $\pm 1 V$.

În figura 3.9 se prezintă ciclograma de lucru în cazul sudării MIG/MAG.

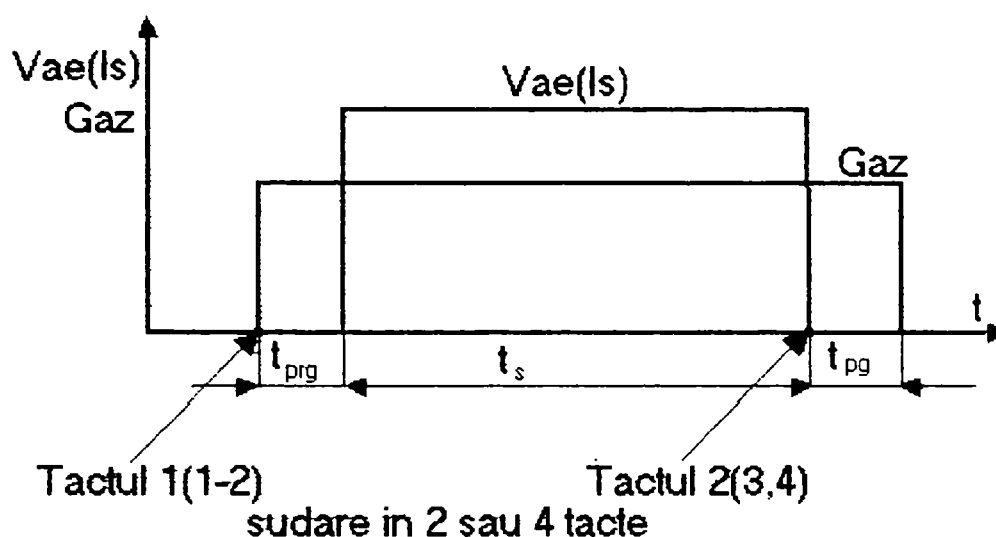


Fig. 3.9 Ciclograma de lucru a instalației de sudare LUC 500 ARIȘTO

3.5.2 Tractorul universal de tăiere și sudare TUT

Tractorul pentru tăiere TUT este destinat conducerii arzătorului oxigaz în vederea tăierii rectilinii a tablelor și profilelor din oțel carbon cu maxim 0,25% C. Se poate utiliza de asemenea pentru conducerea capetelor de sudare WIG, MIG/MAG sau micropasmă.

Tractorul TUT are posibilitatea reglării poziției arzătorului sau generatorului de plasmă.

Tractorul poate rula direct pe piesa de tăiat sau pe o cale de rulare independentă.

Condiții de funcționare:

Tractorul TUT trebuie să funcționeze în următoarele condiții:

- umiditate relativă maximă a mediului înconjurător 80% la +20° C;
- temperatura mediului ambiant între -10°...+30° C;
- altitudinea maximă 1.000 m;
- spații deschise protejate contra intemperiilor sau spații închise prevăzute cu sistem de ventilație;
- medii lipsite de agenți corozivi și pericol de incendiu sau explozie;

Părți componente ale tractorului TUT :

- cărucior cu roți de rulare;
- cutie cu aparataj;
- suport arzător;

- micropupitru mobil.

Parametrii și dimensiuni principale:

- tensiunea rețelei de alimentare 220 V/ 50 Hz;
- tensiunea de alimentare a motorului 42 V în c.c.;
- puterea motorului electric 100 W;
- turația motorului electric 600 rot./min.;
- tensiunea circuitelor de comandă 40 V/ 50 Hz;
- viteza de avans a tractorului 100 m/h;
- reglarea vitezei de avans a tractorului continuă;
- deplasarea verticală a suportului 50 ± 2 mm;
- deplasarea orizontală a suportului 300 mm;
- ecartamentul căruciorului 210 ± 1 mm;
- diametrul flanșelor tăiate 150...3000 mm;
- dimensiuni de gabarit ale căruciorului complet echipat 450x 550x 540 mm
- dimensiuni de gabarit ale cutiei de aparataj 305x 315x 255 mm;
- masa netă a caruciorului 22 kg;
- masa netă a cutiei de aparataj 25 kg.

3.6 Stabilirea parametrilor tehnologici de sudare

Optimizarea parametrilor tehnologici de sudare s-a făcut prin realizarea unor depuneri pe tablă de oțel. Metalul de bază al tablei a fost tot oțelul slab aliat QT, marca 26MnSi14, cu grosimea de 8 mm.

La stabilirea parametrilor tehnologici s-a pornit de la recomandările producătorului, din fișa sârmei electrod, urmărind realizarea unor depuneri cu o geometrie favorabilă și cu aspect estetic.

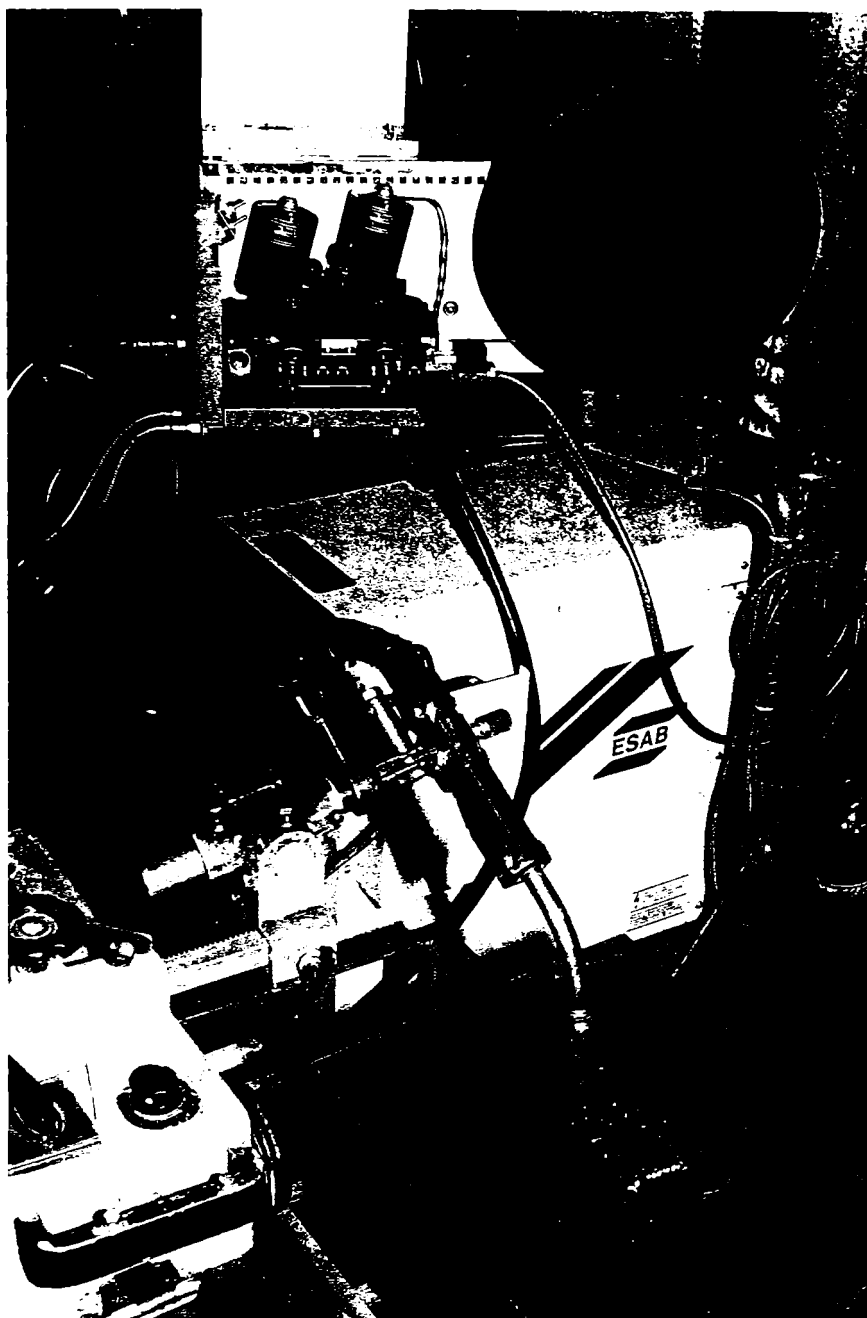


Fig.3.10 Sistemul de fixare și poziționare a pistolului pe tractorul de sudare

Încercările au constat în efectuarea a 3 probe după cum urmează:

- depunerea unui strat;
- depunerea a două straturi;
- depunerea a trei straturi.

În toate cazurile depunerea primului strat s-a făcut în aer cu menținerea temperaturii probei în intervalul de 250-300 °C, având în vedere comportarea la sudare a metalului de bază (fig.3.10).

În cazul probelor cu două, respectiv trei straturi, straturile 2, respectiv 3 s-au depus prin introducerea probelor în apă, având în vedere comportarea la sudare a oțelului austenitic manganos și recomandările de sudare ale acestuia (fig.3.11).

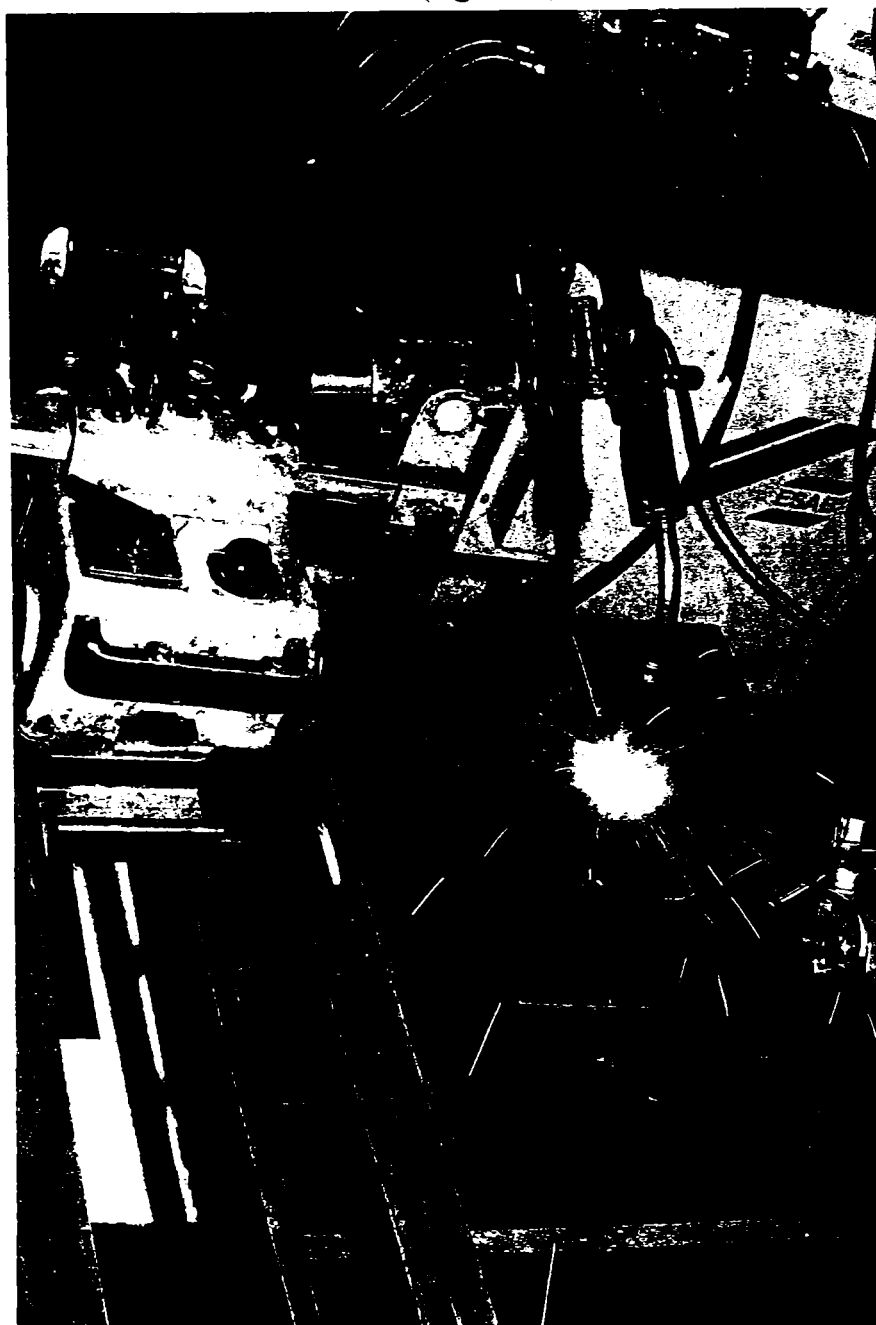


Fig.3.11 Realizarea straturilor 2 și 3 cu introducerea piesei în apă

Valorile parametrilor tehnologici de sudare utilizați la efectuarea depunerilor sunt prezentați în tabelul 3.7.

Tabelul 3.7 Valorile parametrilor tehnologici

Proba	Strat	Rând	I_s, A	U_a, V	$v_{ae}, m/min.$	$v_s, cm/min.$	t_{cl}, mm	$\Delta U, V$	$T, ^\circ C$
1	1	1	280-296	26-25,8	2,7	35-37	28-30	-3	20
		2	280-296	26-25,8	2,7	35-37	28-30	-3	200
		3	272-288	26-25,8	2,7	35-37	28-30	-3	250

		4	272-280	26-25,8	2,7	35-37	28-30	-3	300
		5	268-280	26-25,8	2,7	35-37	28-30	-3	300
		6	268-276	26-26	2,7	35-37	28-30	-3	300
		7	272-280	26-25,8	2,7	35-37	28-30	-3	300
		8	272-280	26,3-26	2,7	35-37	28-30	-3	300
	2	1	284-296	26-25,8	2,8	36-37	28	-3	25
		2	292-296	25,8-25,8	2,8	36-37	27,5	-3	50
		3	284-300	26-25,5	2,8	36-37	28	-3	70
		4	284-296	26-25,8	2,8	36-37	28	-3	70
		5	284-296	26-25,8	2,8	36-37	28	-3	60
		6	280-296	26-25,8	2,8	36-37	28	-3	70
	3	1	284-300	26-25,5	2,8	36-37	28	-3	30
		2	284-296	26-25,8	2,8	36-37	28	-3	60
		3	280-296	26-25,8	2,8	36-37	28	-3	60
		4	276-288	26,3-25,8	2,8	36-37	28	-3	60
		5	276-296	26,3-25,8	2,8	36-37	28	-3	50
2	1	1	268-272	26,3-26	2,7	35-36	28	-3	25
		2	276-280	26,3-26	2,8	35-36	28	-3	200
		3	272-280	26,3-28	2,8	35-36	28	-3	250
		4	270-288	26,5-26	2,8	35-36	28	-3	300
		5	268-288	26,5-26,3	2,8	35-36	28	-3	300
		6	280-288	26,3-26	2,8	35-36	28	-3	300
		7	276-280	26,3-26	2,8	35-36	28	-3	300
		8	276-288	26,3-25,8	2,8	35-36	28	-3	300
	2	1	284-300	26-25,5	2,8	36-37	28	-3	25
		2	284-296	26-25,8	2,8	36-37	28	-3	60
		3	284-296	26-25,8	2,8	36-37	28	-3	50
		4	280-292	26-25,8	2,8	36-37	28	-3	60
		5	280-296	26-25,8	2,8	36-37	28	-3	60
		6	284-296	26-25,8	2,8	36-37	28	-3	60
3	1	1	284-292	26-25,8	2,8	35-36	28	-3	20
		2	284-300	26-25,5	2,8	35-36	28	-3	200
		3	284-292	26-25,8	2,8	35-36	28	-3	250
		4	284-296	26-25,8	2,8	35-36	28	-3	300
		5	284-296	26-25,8	2,8	35-36	28	-3	300
		6	284-296	26-25,8	2,8	35-36	28	-3	300

7	284-296	26-25,8	2,8	35-36	28	-3	300
8	280-296	26-25,8	2,8	35-36	28	-3	300

3.7 Analize macro- și micrografice

Asemenea investigații permit obținerea unor informații legate de reacția materialului de bază la aplicarea șocului termic, de geometria depunerii și de apariția unor defecte specifice procesului de sudare.

În fig. 3.12 a,b,c, se arată o imagine de ansamblu a depunerilor de 1, 2, sau 3 straturi, remarcându-se un grad corespunzător de uniformitate și absența fisurilor sau crăpăturilor în zona exterioară a materialului solidificat și ulterior răcit până la temperatura camerei.

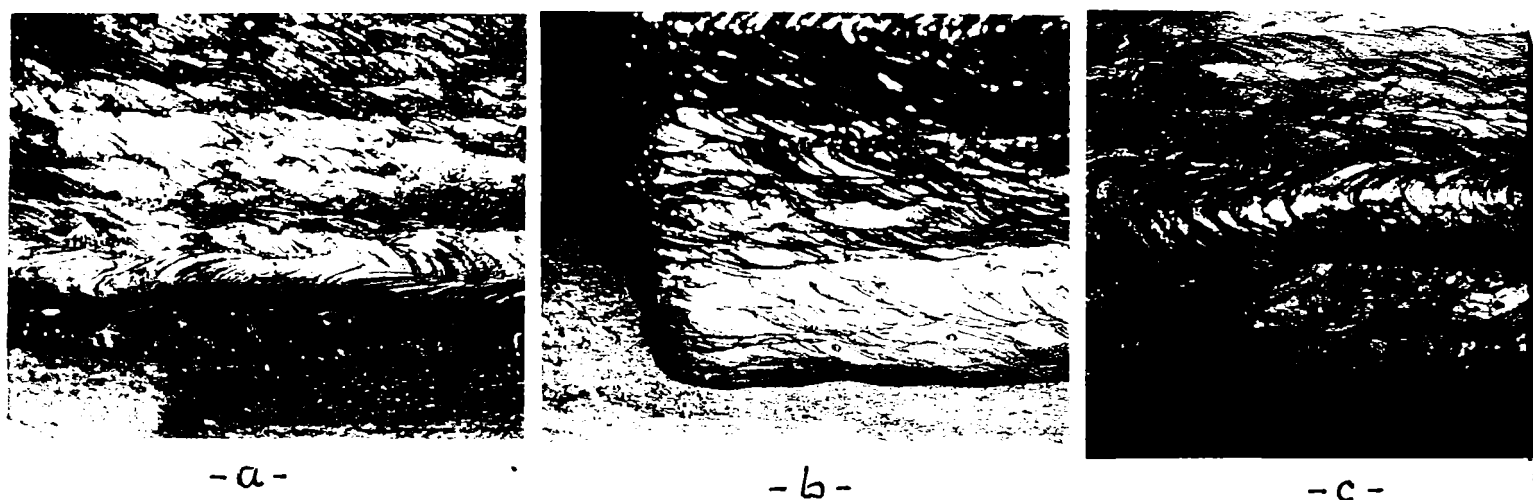
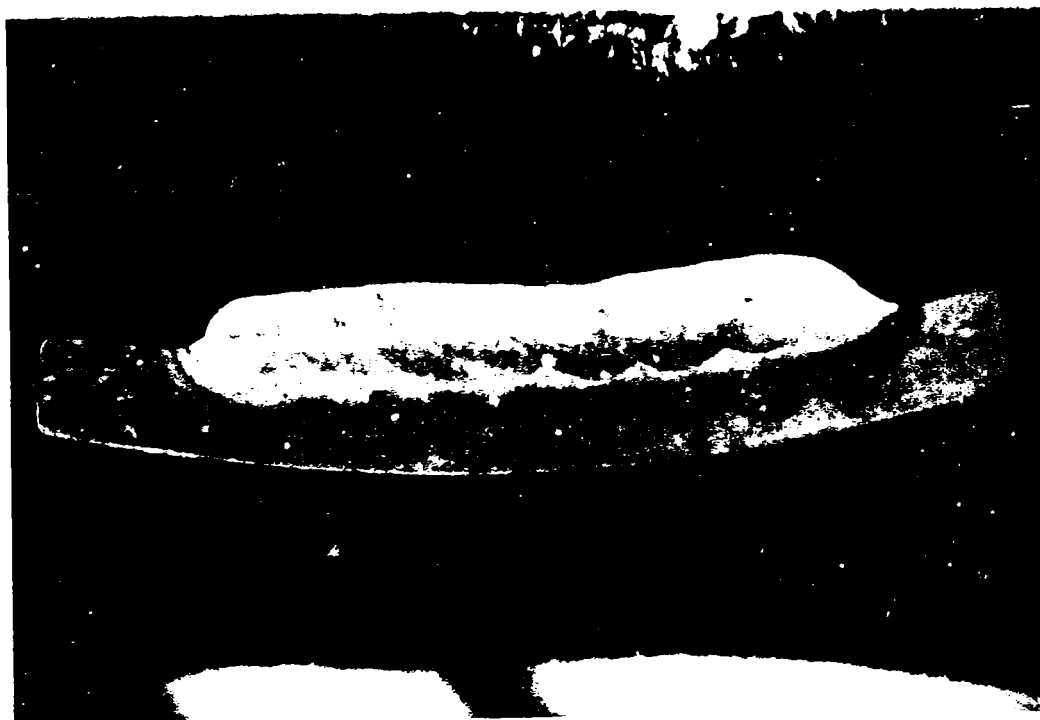


Fig. 3.12 Imaginea depunerilor realizate : n=1strat (a); n=2straturi (b); n=3straturi (c)

Figura 3.13 a,b,c, ilustrează eterogenitățile de structură și compoziție chimică ale probelor prelevate perpendicular pe axa longitudinală a depunerilor. Se poate observa că datorită densității mari de curent folosite, este asigurată o bună legătură metalurgică cu metalul de bază, iar datorită protecției băii de metal topit este redus pericolul de formare a porilor și de fisurare în prezența hidrogenului. De asemenea, nu au fost semnalate defecte de tipul incluziunilor de zgură, lipsei de topire, etc. Ca dezavantaj, se constată apariția unor deformări în metalul de bază, pentru prevenirea cărora se vor lua măsurile stabilite anterior.



- a -



- b -

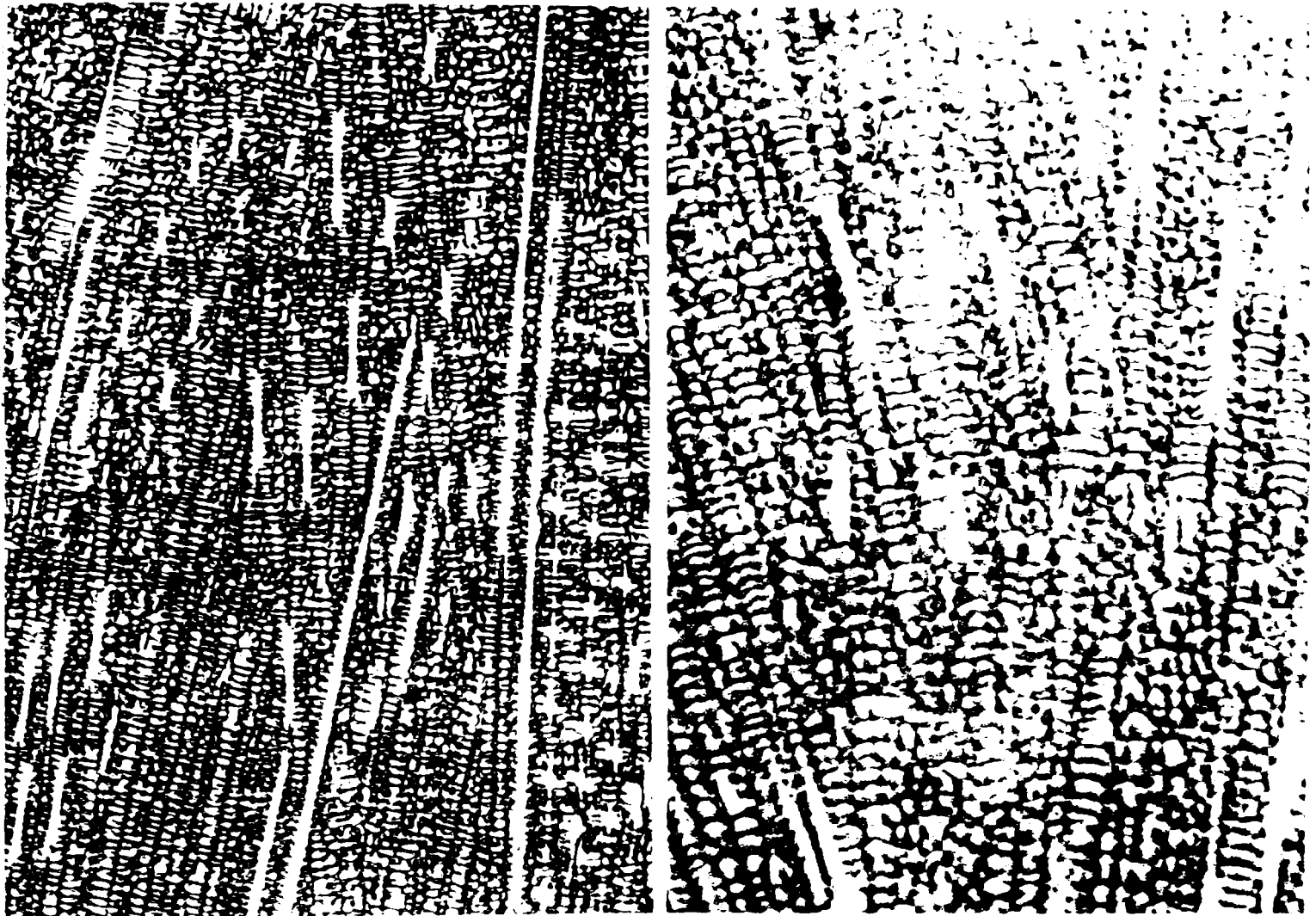


- c -

Fig. 3.13 Imaginea macrografică a depunerilor cu sârmă tubulară ST : n=1strat (a);
n=2straturi (b); n=3straturi (c) .

Se știe că procesul de cristalizare primară se amorsează pe pereții cristalelor materialului de bază rămase în stare solidă și evoluează în direcția gradientului termic maxim, respectiv perpendicular pe izoterma de solidificare. Așa cum se poate observa din fig.3.14, creșterea grăunților este epitaxială, adică împachetarea atomilor se orientează de-a lungul vechilor grăunți care se prelungesc în structura de solidificare. O dată cu mărirea vitezei de solidificare, condițiile unei creșteri dendritice sunt îndeplinite, antrenând ca consecință o competitivitate în creștere.

Microstructura de solidificare are un aspect stratificat mai mult sau mai puțin periodic, determinat de variația compoziției chimice a zonei topite atât pe direcție longitudinală cât și transversală. În urma răcirii la temperatura camerei, funcție de particularitățile ciclului termic, se pot declanșa o serie de transformări în stare solidă.



x 126

x 250

Fig.3.14 Microstructura zonei exterioare a metalului depus

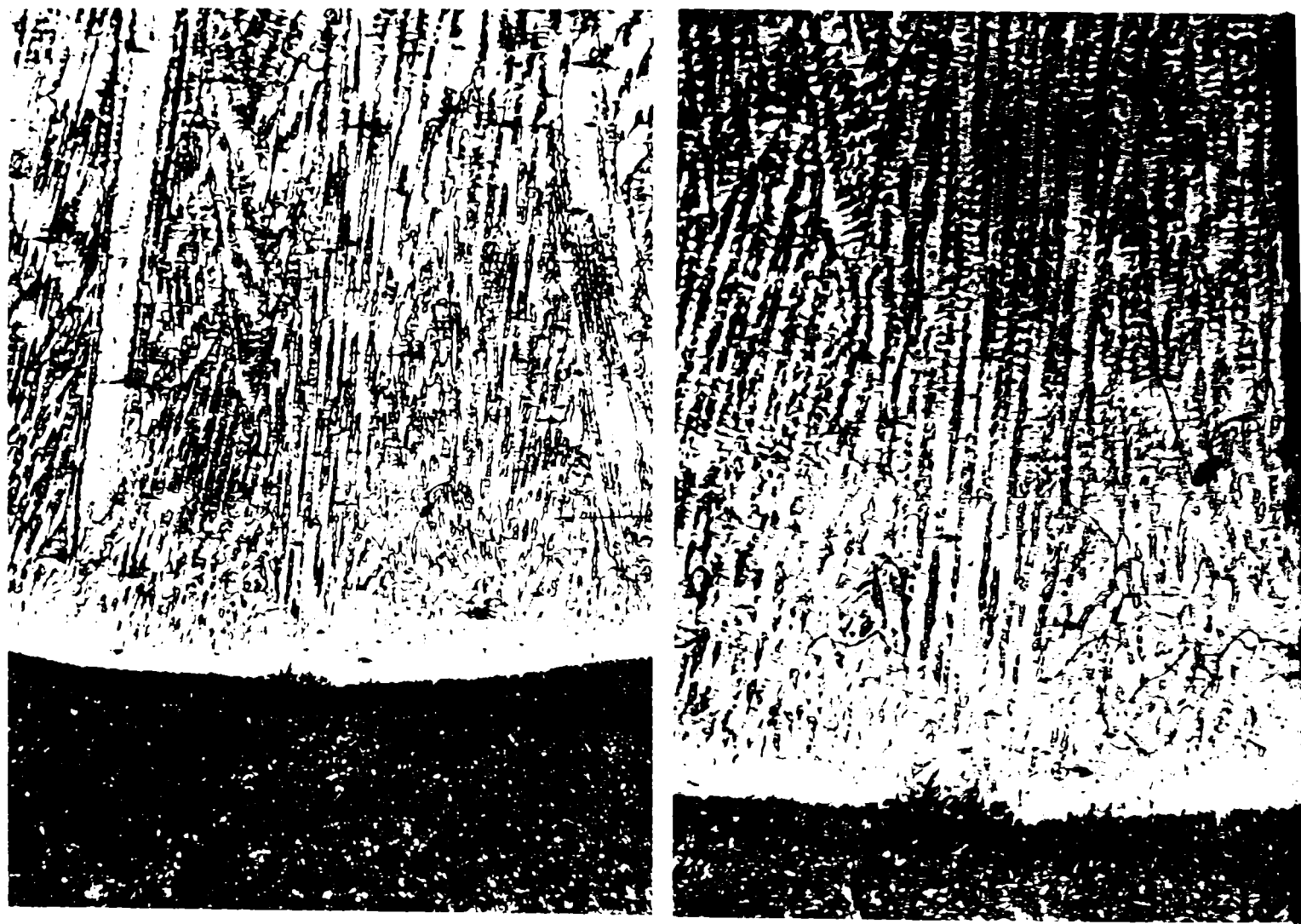
În figurile 3.15 ... 3.17 sunt exemplificate microstructurile caracteristice interfeței metal de bază – strat nr.1, respectiv interfeței dintre stratul nr.1 – stratul nr.2 și stratul nr.2 – stratul nr.3.

Explicația eterogenităților de microstructură și de compoziție chimică a zonei de metal depus are la bază conceptele de solidificare a aliajelor metalice. Aceste concepte includ teoria subrăcirii constituționale, morfologia interfeței lichid-solid și ca rezultat va fi structura de solidificare și microsegregațiile.

Din aceste figuri se poate observa formarea unei microstructuri cu caracter celular pe interfața lichid-solid, respectiv în zona de legătură metal de bază-strat depus și între două straturi depuse succesiv. Grosimea acestei porțiuni este foarte mică.

Microstructura metalului depus este columnară, fiind vizibil caracterul orientat al creșterii dendritice. Aspectul stratificat mai mult sau mai puțin periodic al microstructurii, se justifică prin variația compoziției chimice a zonei topite atât în direcție longitudinală cât și transversală.

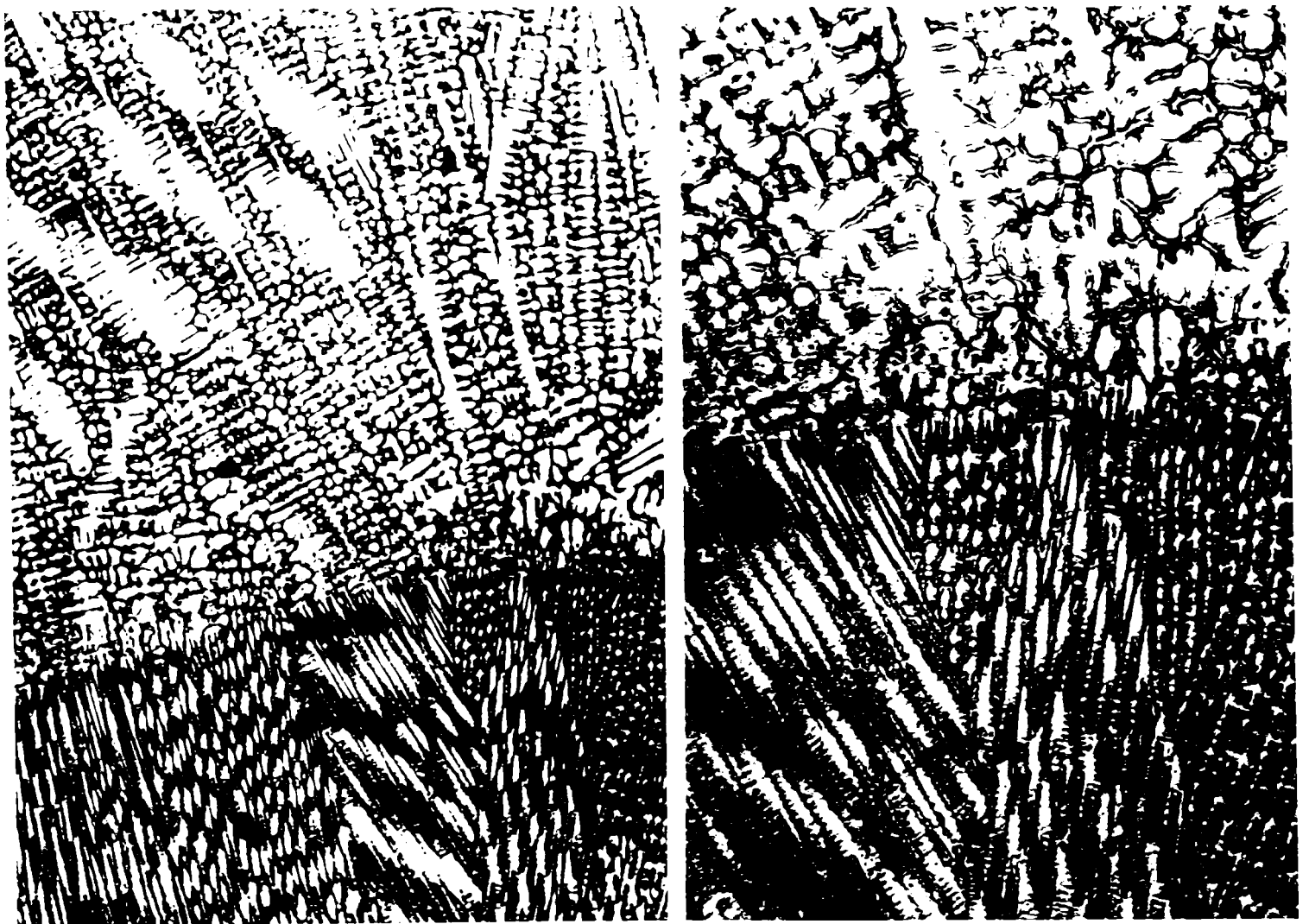
Inexistența defectelor microscopice de tipul fisurilor și suflurilor demonstrează că procesul de depunere prin sudare a fost condus corect.



x 126

x 250

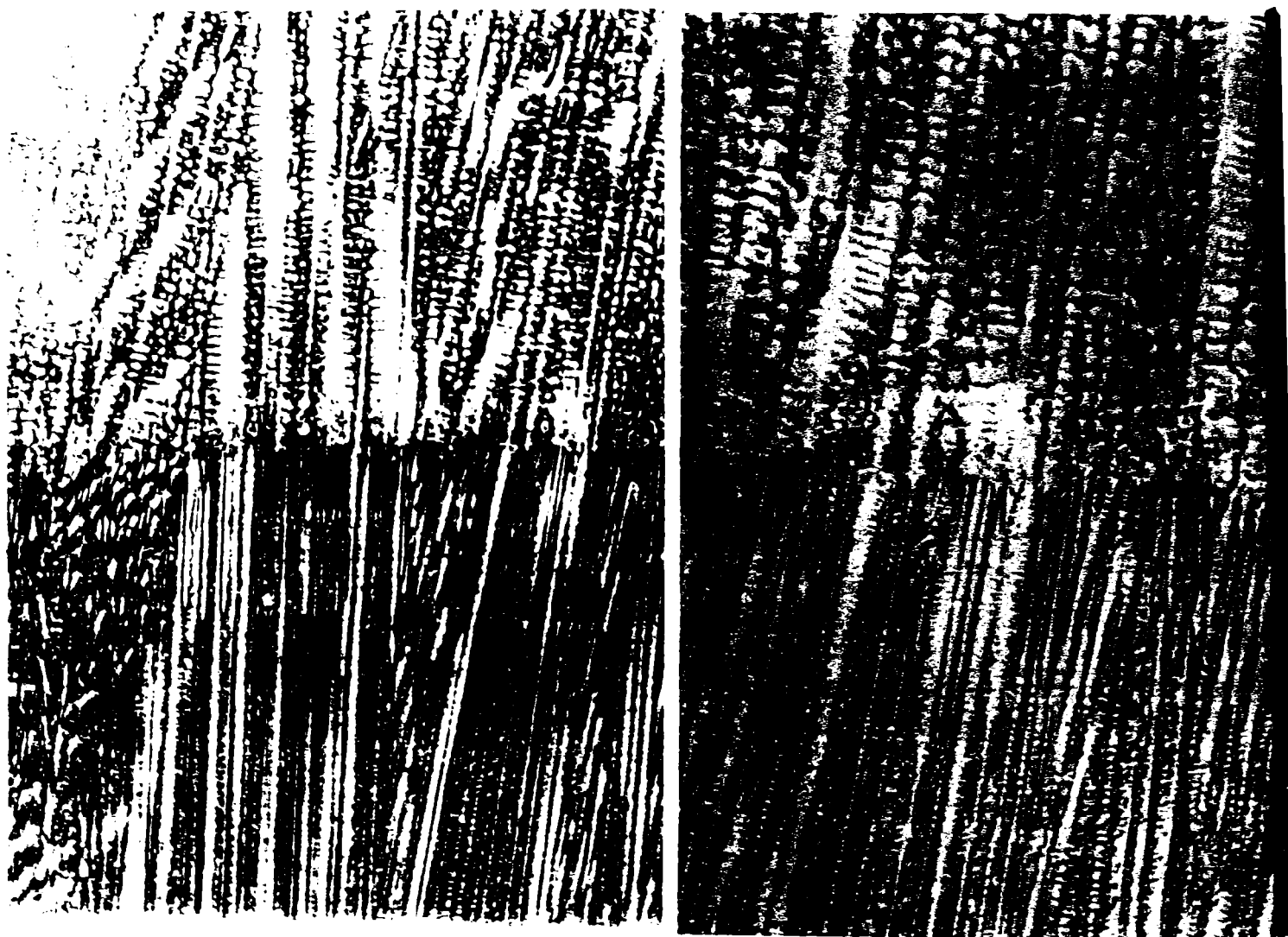
Fig. 3.15 Microstructura interfeței metal de bază - metal depus



x 126

x 250

Fig. 3.16 Microstructura interfeței dintre stratul depus nr. 1 și stratul depus nr. 2



x 126

x 250

Fig.3.17 Microstructura interfeței dintre stratul depus nr.2 și stratul depus nr.3

Concluzii

Parametrii tehnologici optimi ai procesului de depunere prin sudare cu sârmă tubulară cu autoprotecție marca CARBO F – 240, diametrul $\Phi 2,4\text{mm}$, au următoarele valori :

- curentul de sudare, 270 – 290 A;
- tensiunea arcului, 26 V;
- viteza de avans a sârmei, 2,7 – 2,8 m/min;
- viteza de sudare, 35 – 37 cm/min;
- tratament de preîncălzire la depunerea primului strat și sudarea fără preîncălzire la următorul strat, când se recurge la răcirea forțată a cusăturii.

Examinările macro- și micrografice ale probelor de metal depus atestă existența unei bune legături metalurgice între strat și substrat, urmare unei densități mari de curent folosite, iar absența porozităților și a fisurilor cauzate de hidrogen demonstrează că protecția băii de metal topit a fost corespunzătoare.

Vitezele relativ mari de sudare se manifestă prin mărirea gradului de subrăcire la solidificarea băii de material topit, respectiv printr-o creștere epitaxială a grăunților de austenită.

Pe interfața strat – substrat, precum și între două straturi depuse succesiv, se remarcă o bandă subțire îmbogățită în carbon, iar caracterul microstructurii este celular.

Microstructura stratului de metal depus este columnară, cu aspect stratificat, fenomen datorat modificării compoziției chimice a zonei topite atât în direcție longitudinală cât și transversală.

SENSIBILITATEA LA ECRUISARE MECANICĂ A METALULUI DEPUȘ DIN OȚEL AUSTENITIC MANGANOS

4.1 Cercetări privind sensibilitatea la ecruisare mecanică prin solicitări statice

Principalele cerințe de performanță ale straturilor depuse din oțel austenitic manganos pot fi rezumate astfel:

- o mare capacitate de deformare plastică;
- o sensibilitate ridicată la ecruisare mecanică;
- bune caracteristici de tenacitate;
- o bună rezistență la uzare abrazivă.

Se știe că una din proprietățile caracteristice oțelurilor austenitice manganoase este durificarea pronunțată prin deformare plastică la rece. De aceea și straturile depuse din acest oțel care sunt supuse uzării abrazive în condițiile unor solicitări statice sau dinamice cu viteze diferite, trebuie să posede o mare aptitudine la ecruisare mecanică și o bună tenacitate.

Dacă de exemplu, tenacitatea materialului este prea scăzută, la orice alungire a stratului de suprafață indusă prin tensiuni de întindere va apare pericolul declanșării fenomenelor de fisurare.

În consecință, metodele de testare a comportării la ecruisare mecanică și a tenacității trebuie să asigure pe de o parte, valori diferite ale vitezelor de deformare în materialul stratului depus, iar pe de altă parte, să ia în considerare atât solicitări de întindere cât și de compresiune.

4.1.1 Metoda amprentei sferice

O deformare la rece poate fi realizată prin solicitări de tracțiune sau compresiune având un caracter static sau dinamic. În cele ce urmează se va analiza sensibilitatea la ecruisare mecanică a stratului depus în condițiile unor solicitări de compresiune statică.

Pentru experimentări a fost folosită o bilă cu diametrul de 11 mm provenită de la un rulment radial. Duritatea ei a fost de 62 HRC. Prin intermediul unei mașini universale de încercare la compresiune statică au fost realizate amprente în stratul de metal depus prin sudare manuală cu arc electric sau prin sudare cu sârmă tubulară. Ulterior, probele de metal depus au fost secționare prin mijlocul amprentei lăsate de sferă și supuse pregătirii în vederea examinărilor sclerometrice și investigațiilor metalografice.

În fig. 4.1 se arată modul de obținere a unei calote sferice și amplasarea urmelor de duritate.

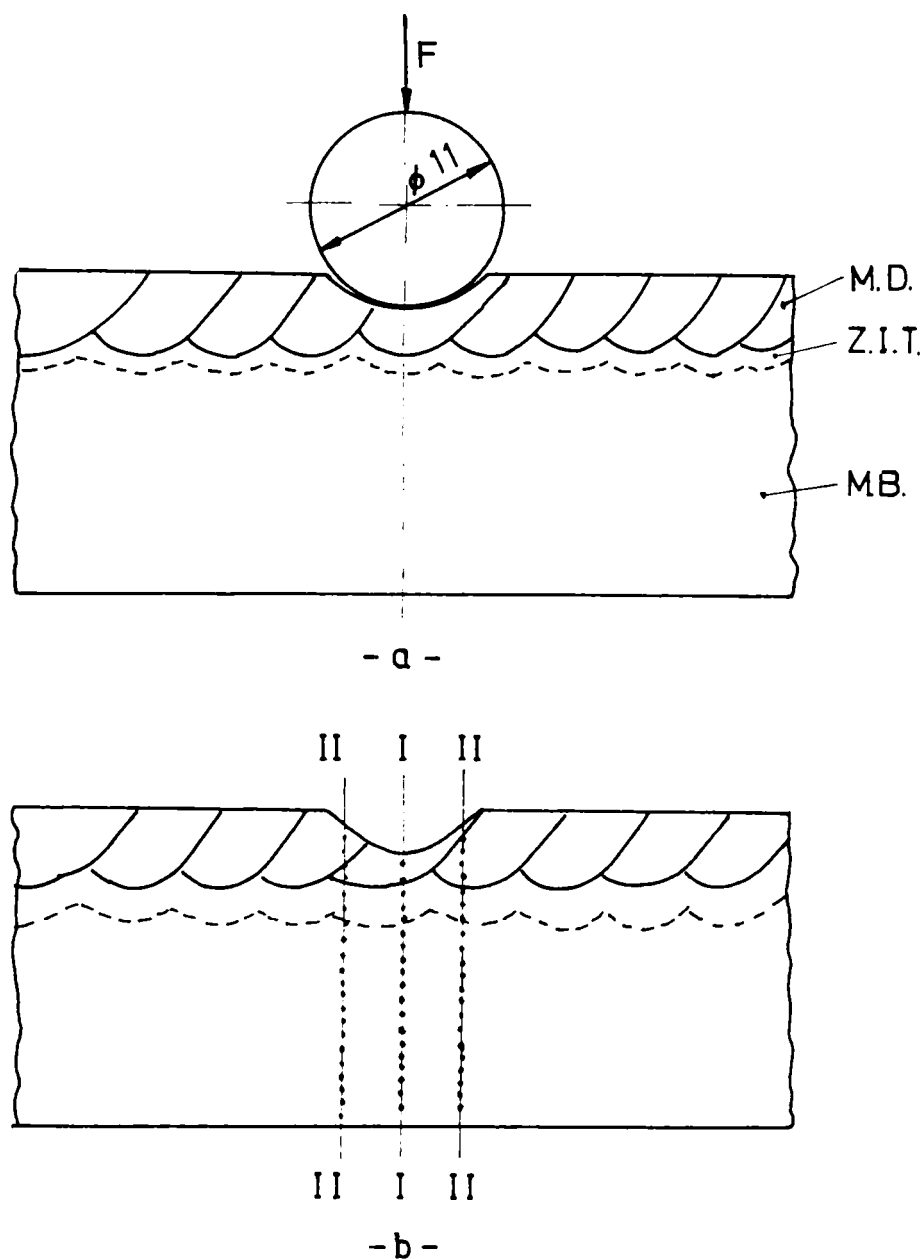


Fig.4.1 Realizarea unei calote sferice prin solicitări statice (a) și direcțiile de măsurare a durității (b)

Programul de lucru a vizat punerea în evidență a influenței următorilor factori asupra sensibilității la durificare prin deformare plastică la rece:

- mărimea sarcinii aplicate;
- viteza de solicitare la încărcări statice;
- durata de acțiune a sarcinii.

4.1.1.1 Influența mărimii sarcinii aplicate

Curbele de variație a durității în funcție de distanța de la calota sferică, pentru două valori ale sarcinii de încărcare și la viteză și durată constantă de deformare sunt prezentate în figurile 4.2 și 4.3.

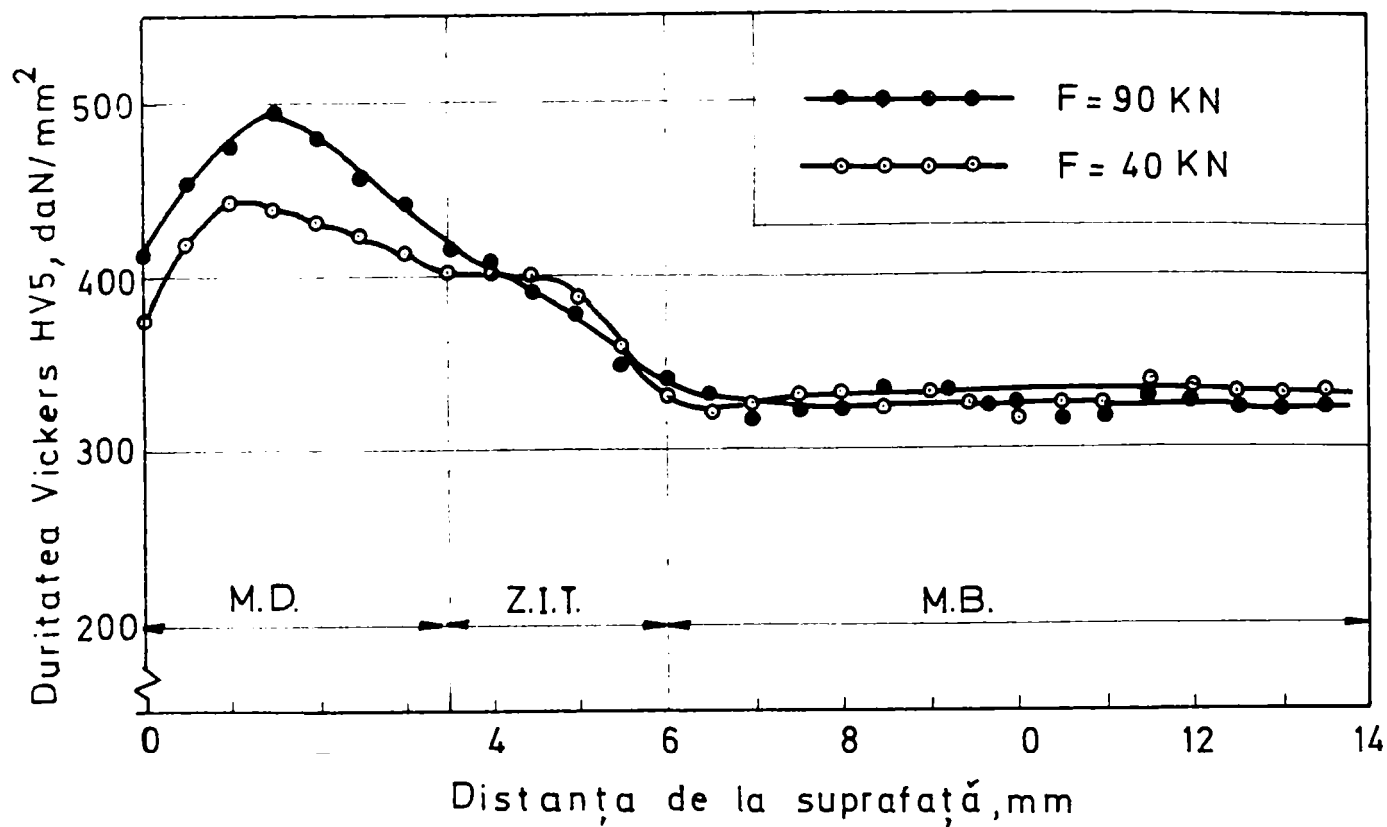


Fig. 4.2 Curbele gradient de duritate în zona centrală a calotei sferice (direcția I-I)

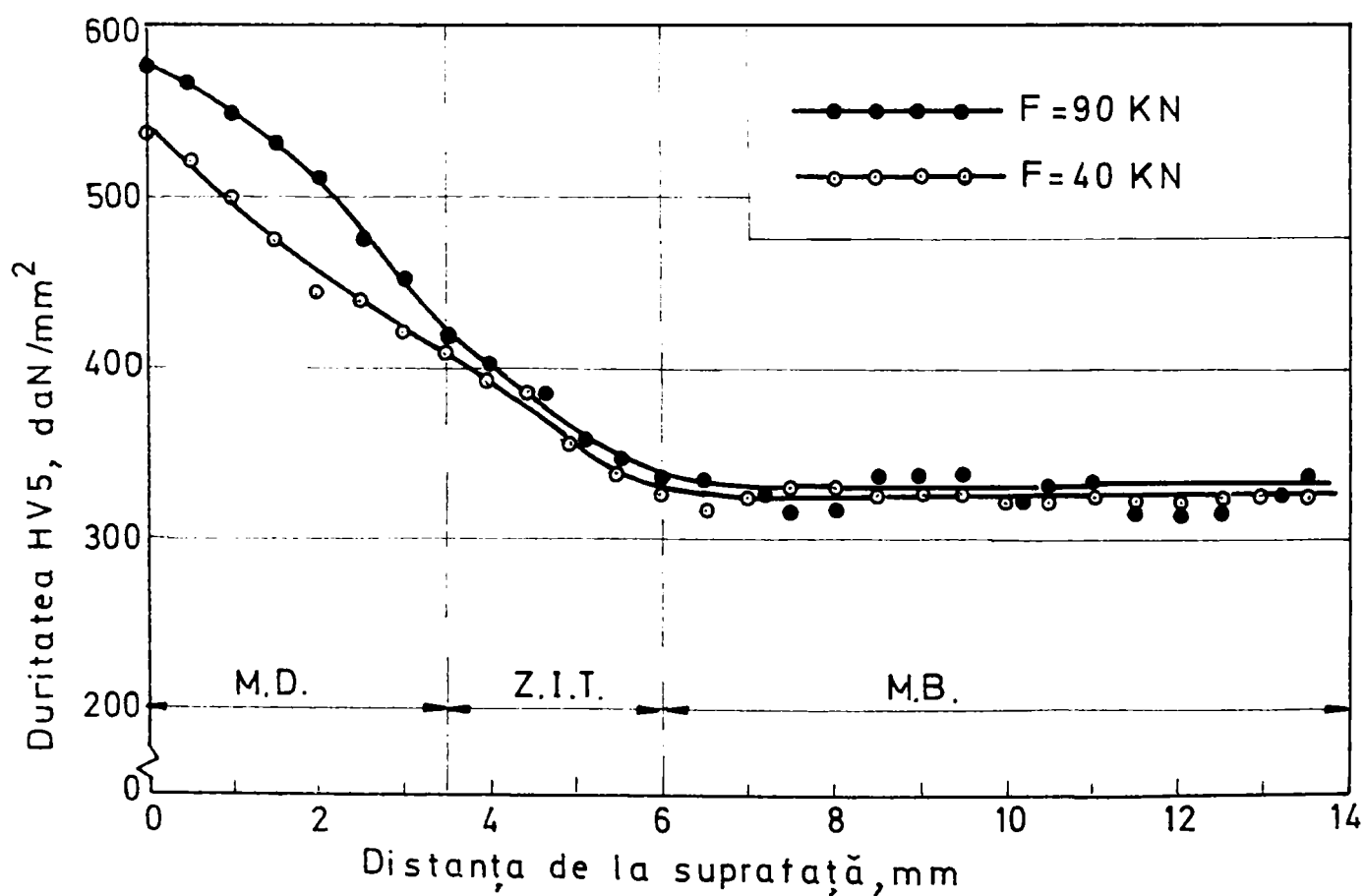


Fig. 4.3 Curbele gradient de duritate în zona exterioară a calotei sferice (direcția II-II)

Măsurătorile de duritate în zona centrală a calotei (fig.4.2) arată că cele mai mari valori se situează la o anumită distanță de punctul de suprafață. Mai mult decât atât, aceste curbe demonstrează că vârful de durificare se deplasează o dată cu creșterea sarcinii la distanțe tot mai mari față de punctul central de la suprafața amprentei; astfel, dacă la o forță de 40 KN duritatea maximă se află la cca. 1 mm sub mijlocul calotei, la o forță de 90 KN, aceasta se deplasează la 1,5 mm de punctul de suprafață. Reprezentând grafic variația durității aceluiași punct din mijlocul calotei sferice și a durității maxime obținute în funcție de sarcina aplicată se obțin curbele din fig.4.4.

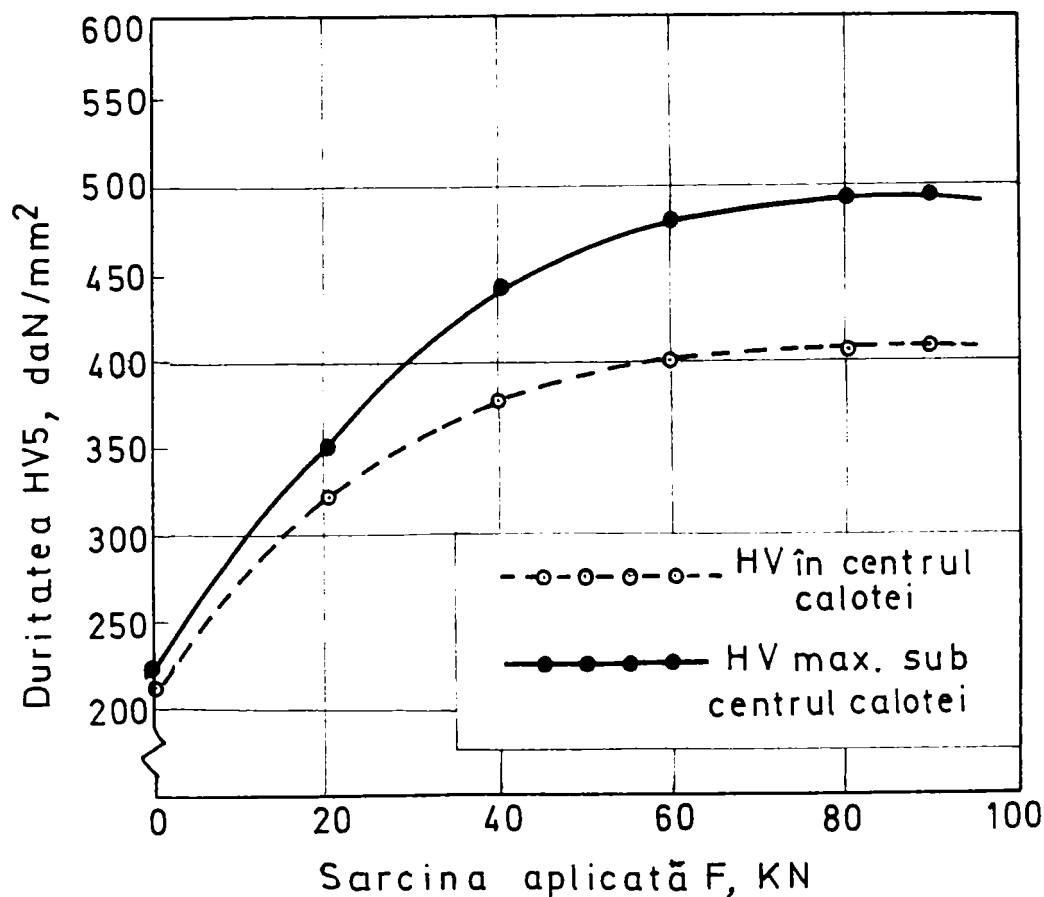


Fig 4.4 Evoluția durității aceluiași punct din mijlocul calotei sferice cu mărimea sarcinii statice. Se poate observa că la sarcini mai mari de 60 KN duritatea suprafeței rămâne practic constantă crescând în schimb adâncimea stratului durificat.

Curbele redată în fig.4.3 arată că în zonele marginale ale calotelor apar domenii cu deformații accentuate, care se extind tot mai mult în material o dată cu creșterea sarcinii aplicate.

Întreaga zonă care se află sub amprenta lăsată de sferă este supusă în timpul încărcării unei stări de tensiuni după mai multe axe. Aici se produce o deformare orientată în principal perpendicular pe linia de acțiune a forței exterioare de compresiune. Investigațiile microstructurale arată că în porțiunea de material în care apar cele mai mari valori de duritate se poate observa o creștere a densității liniilor de alunecare (fig.4.5).

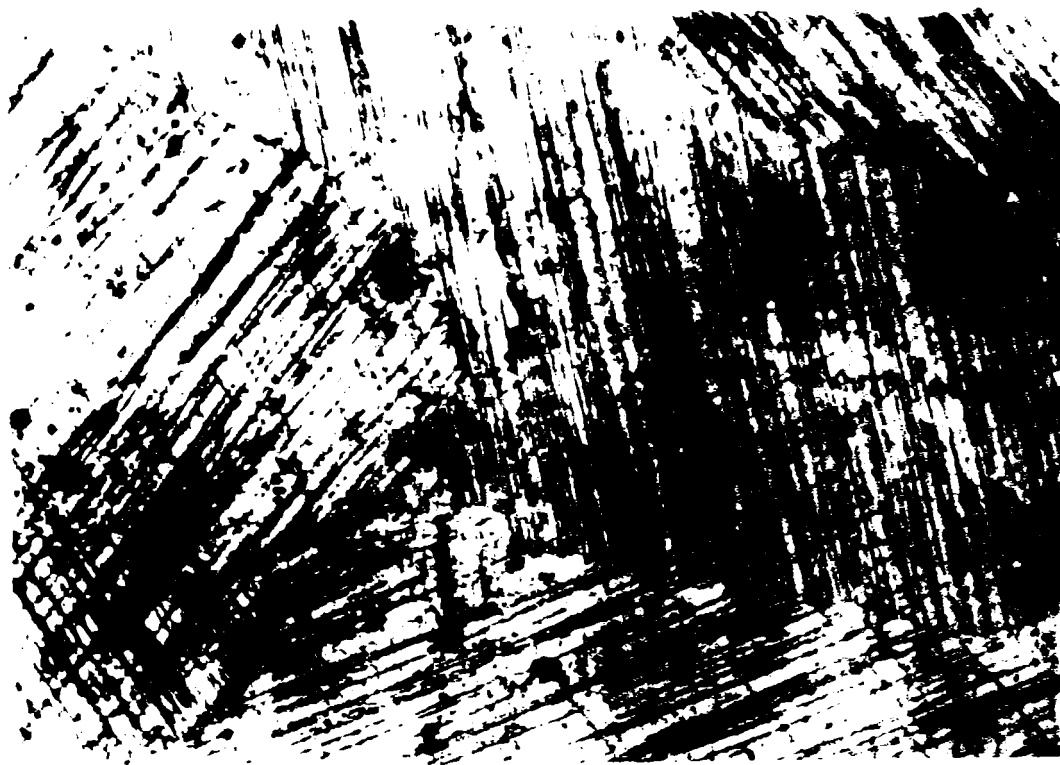
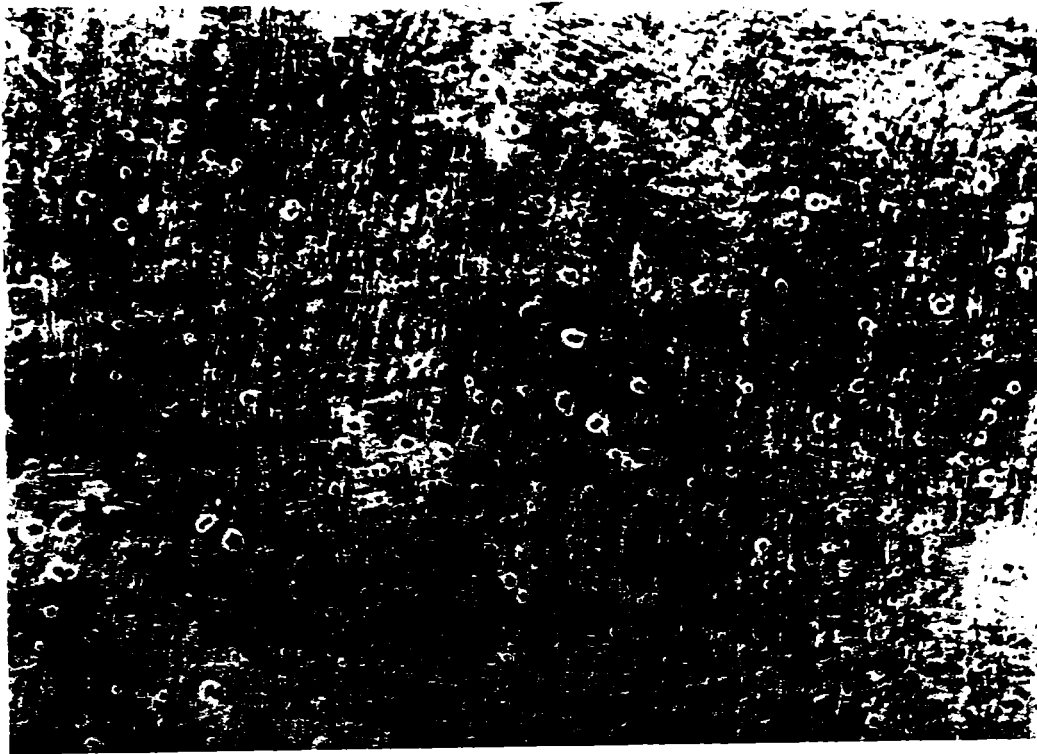


Fig.4.5 M.O. 500: 1. Imaginea micrografică a domeniilor cu deformații accentuate

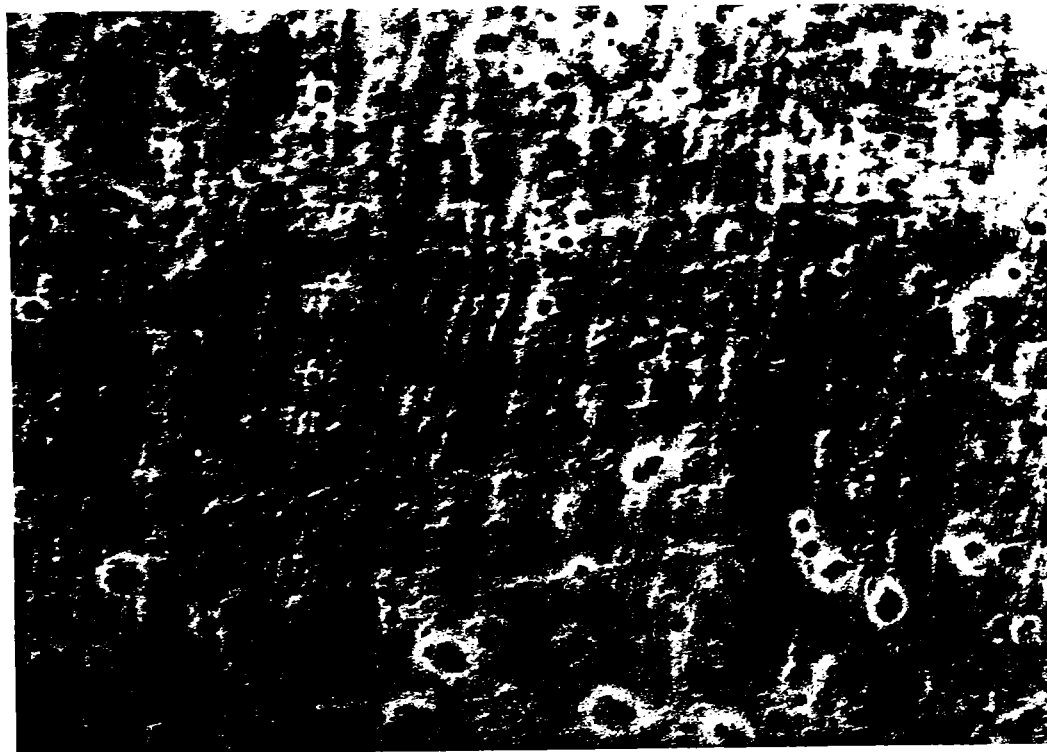
Pe măsura depărtării de calota sferică se constată o micșorare lentă a numărului de linii de alunecare. O parte a grăunților deformați posedă două sisteme de linii de alunecare, care în condițiile unei observări bidimensionale și a orientării diferite a grăunților cristalini se intersectează sub diferite unghiuri.

Microstructura zonelor de material depus care nu au fost influențate de deformarea plastică este constituită din austenită și o cantitate mică de carburi precipitate. De asemenea, în toată zona deformată care se află sub calota sferică s-a putut observa o neuniformitate în comportarea la curgere a materialului. Aceasta se explică probabil printr-o împiedicare locală a fenomenelor de alunecare de către carburile precipitate intergranular și prin neuniformitățile chimice și structurale (segregații de carbon) care au condus la formarea așa-numitelor “pachete de curgere”.

O consecință a gradelor mari de deformare plastică este și forma îndoită sau ondulată a unei mari părți a liniilor de alunecare, evidențiată prin microscopie electronică cu baleiaj (fig.4.6).



- a -



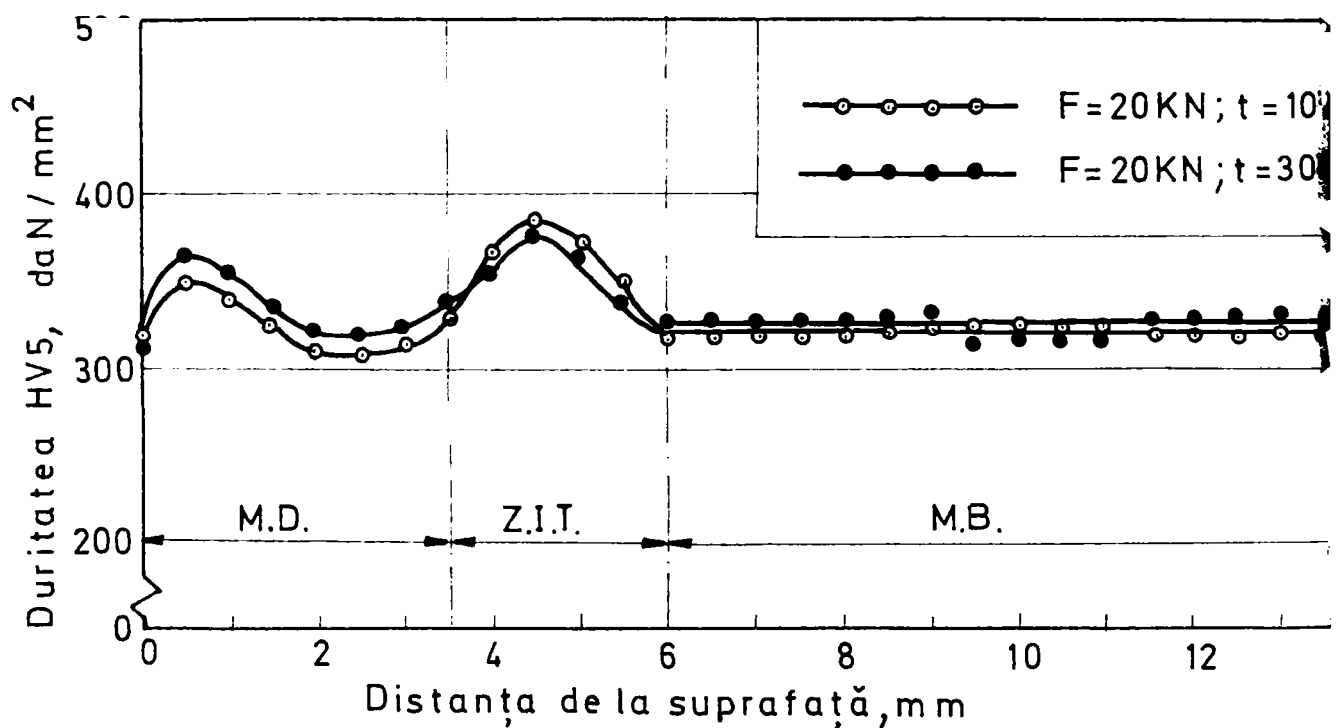
- b -

Fig. 4.6 Microscopie electronică cu baleiaj – forma ondulată a unor linii de alunecare: a- 1000:1; b- 3000: 1

4.1.1.2 Influența duratei de solicitare

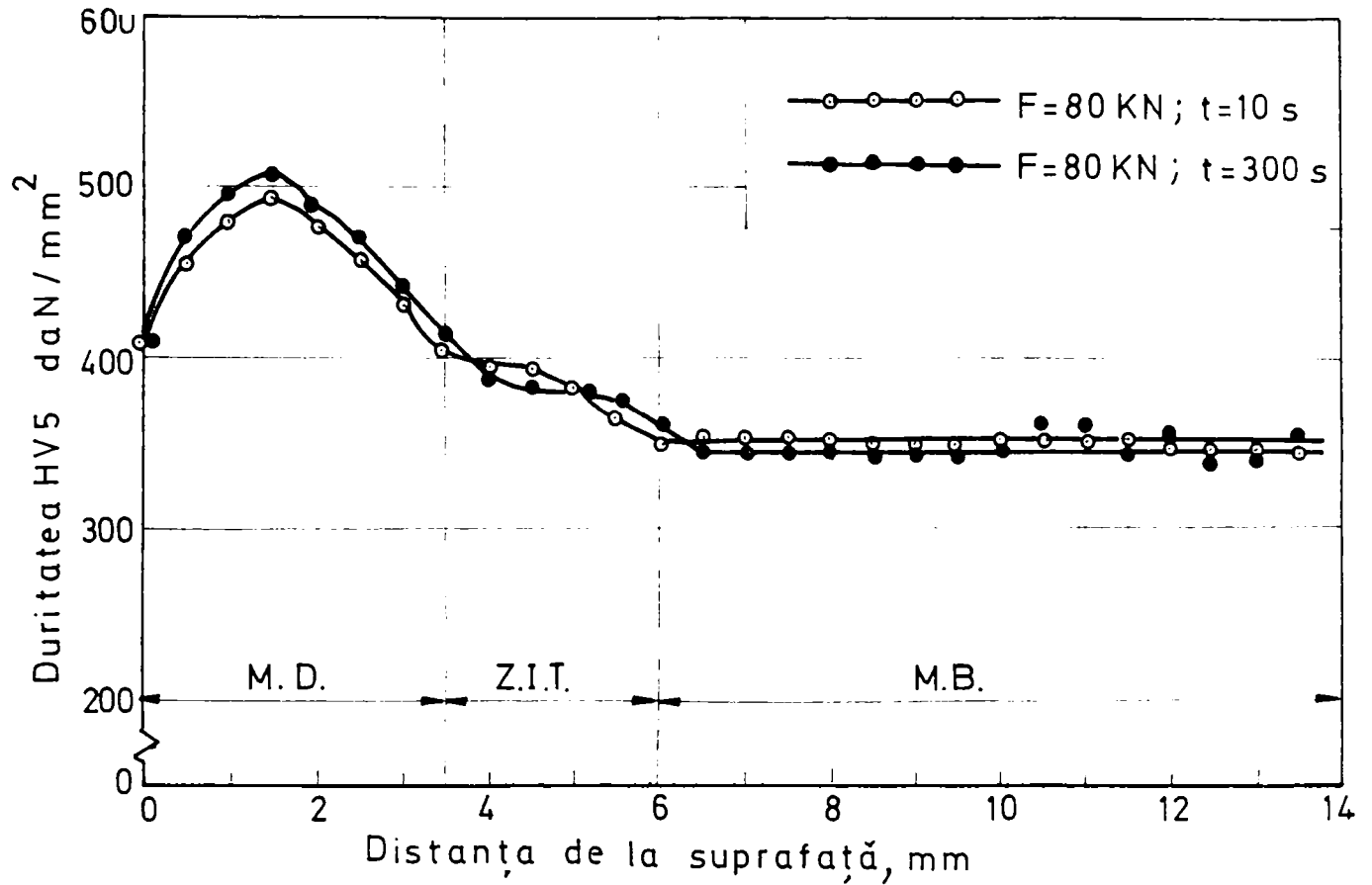
În condițiile unor durate mai lungi de acțiune a sarcinii statice asupra metalului depus, este de presupus o evoluție suplimentară a proceselor de curgere. Testarea efectului duratei de solicitare s-a făcut prin măsurători ale durezzații Vickers sub mijlocul calotei sferice și prin examinări metalografice. Pentru acest șir de încercări au fost selectate două trepte de încărcare ($F_1 = 20 \text{ KN}$; $F_2 = 80 \text{ KN}$), o viteză constantă de deformare și patru niveluri ale timpului de acțiune a sarcinii : 10s, 60s, 120s, 300s.

Curbele de variație a durezzații pe secțiunea transversală a materialului depus pentru cele două valori ale sarcinii de încărcare și valorile extreme ale timpului de menținere sub sarcină sunt prezentate în figurile 4.7a și 4.7b.



- a -

- a -



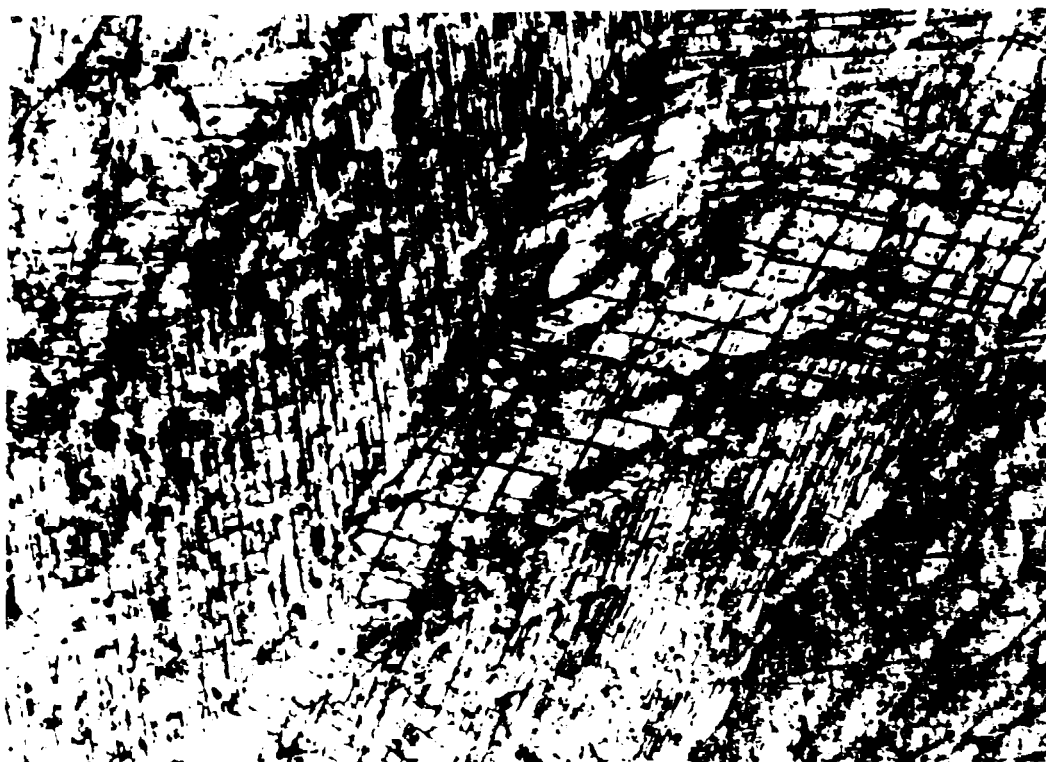
- b -

Fig. 4.7 Efectul duratei de solicitare statică asupra capacității de ecrusare mecanică : a-sarcina F=20 KN; b-sarcina F=80 KN

Microstructura formată în urma deformării la rece cu durate mari de aplicare a sarcinii este arătată în fig.4.8a și 4.8b.



- a -



- b -

Fig.4.8 M.O. 500: 1. Imaginea micrografică a stratului ecrusat mecanic timp de 300 s :
a - $F=20$ KN; b - $F=80$ KN

Aceste rezultate atestă că nu apar modificări semnificative în privința durității, microstructurii și grosimii stratului ecrusat mecanic la durate de solicitare mai mari de 10 s.

4.1.1.3 Influența vitezei de solicitare

Alături de durata de acțiune a sarcinii statice s-a pus problema studierii efectului vitezei de solicitare asupra sensibilității la ecrusare mecanică. Viteza de solicitare a fost definită prin avansul bilei fixate în matrița preseii pe unitatea de timp în care s-a realizat amprenta sferică. Încercările anterioare au fost conduse la o viteză de solicitare de 15mm/min. Mașina universală de încercare mecanică avută la dispoziție permite o viteză maximă de solicitare de 80mm/min. Sarcina folosită pentru aceste experimente a fost de 60 KN.

În fig.4.9 sunt redată curbele care descriu variația durității în zona de mijloc sub calota sferică, pentru aceeași încărcare și același timp de acțiune a sarcinii, dar la viteze extreme de solicitare.

Analiza comparativă a acestora demonstrează că ridicarea vitezei de solicitare provoacă o creștere ușoară a durității maxime atinse și o păstrare neschimbată a adâncimii de strat ecrusat mecanic.

Investigațiile metalografice au reliefat inexistența unor diferențe în microstructura probelor solicitate cu diferite viteze.

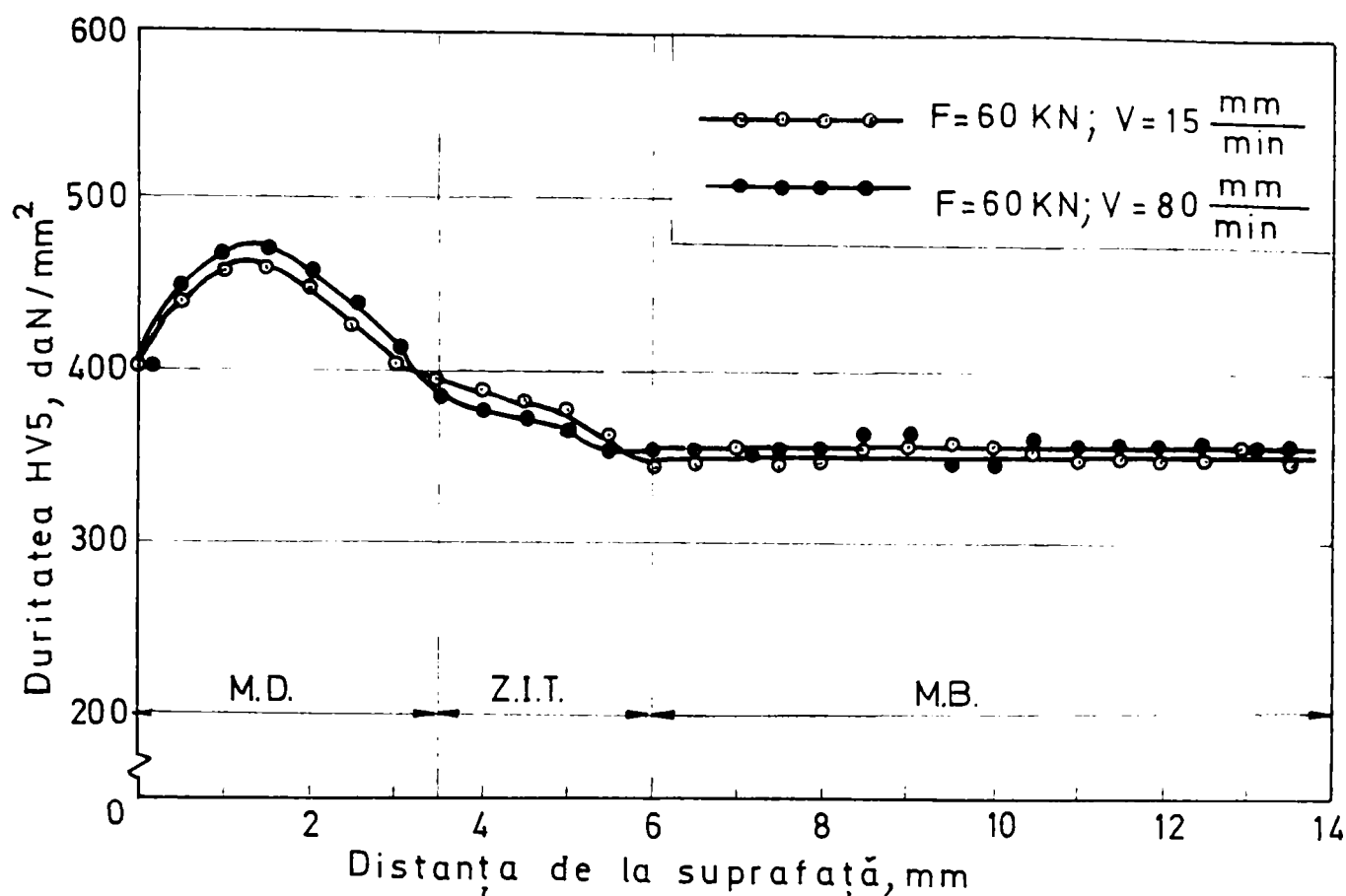


Fig. 4.9 Efectul vitezei de solicitare statică asupra capacității de ecrusare mecanică

4.1.1.4 Distribuția durității pe suprafața amprentei sferice

Alături de măsurătorile de duritate sub calota sferică, au mai fost efectuate determinări ale distribuției durității pe suprafața calotei. În fig. 4.10 se arată variația durității pe suprafața unei calote obținute pe o probă de metal depus supusă unei sarcini statice de 40 kN.

Cercetările experimentale au arătat că indiferent de viteza de solicitare statică sau dinamică și de mărimea sarcinii aplicate, în punctul de mijloc al calotei se obține o valoare minimă a durității. Pornind de la punctul central se constată o creștere a durității până la o valoare maximă atinsă către marginea calotei. O dată cu creșterea sarcinii aplicate are loc o mărire a durității atât în punctul central cât și în apropierea marginii calotei.

Pe baza acestor rezultate se poate conchide că în timpul solicitării materialului depus, pe întreaga suprafață a calotei se dezvoltă o stare de tensiuni după mai multe axe, care nu provoacă doar deformații pe o direcție paralelă la linia de acțiune a forței de compresiune. Creșterea de duritate de la o valoare minimă situată în punctul central al calotei la o valoare maximă aflată în apropierea marginii acesteia vine să demonstreze că cele mai mari deformații se produc în interiorul suprafeței amprentei. Așa cum a rezultat și din curbele de distribuție a durității, în punctul central al calotei se tinde către o stare de tensiuni de compresiune multilaterale de aceleași valori, care dau naștere unei zone de deformații împiedicate.

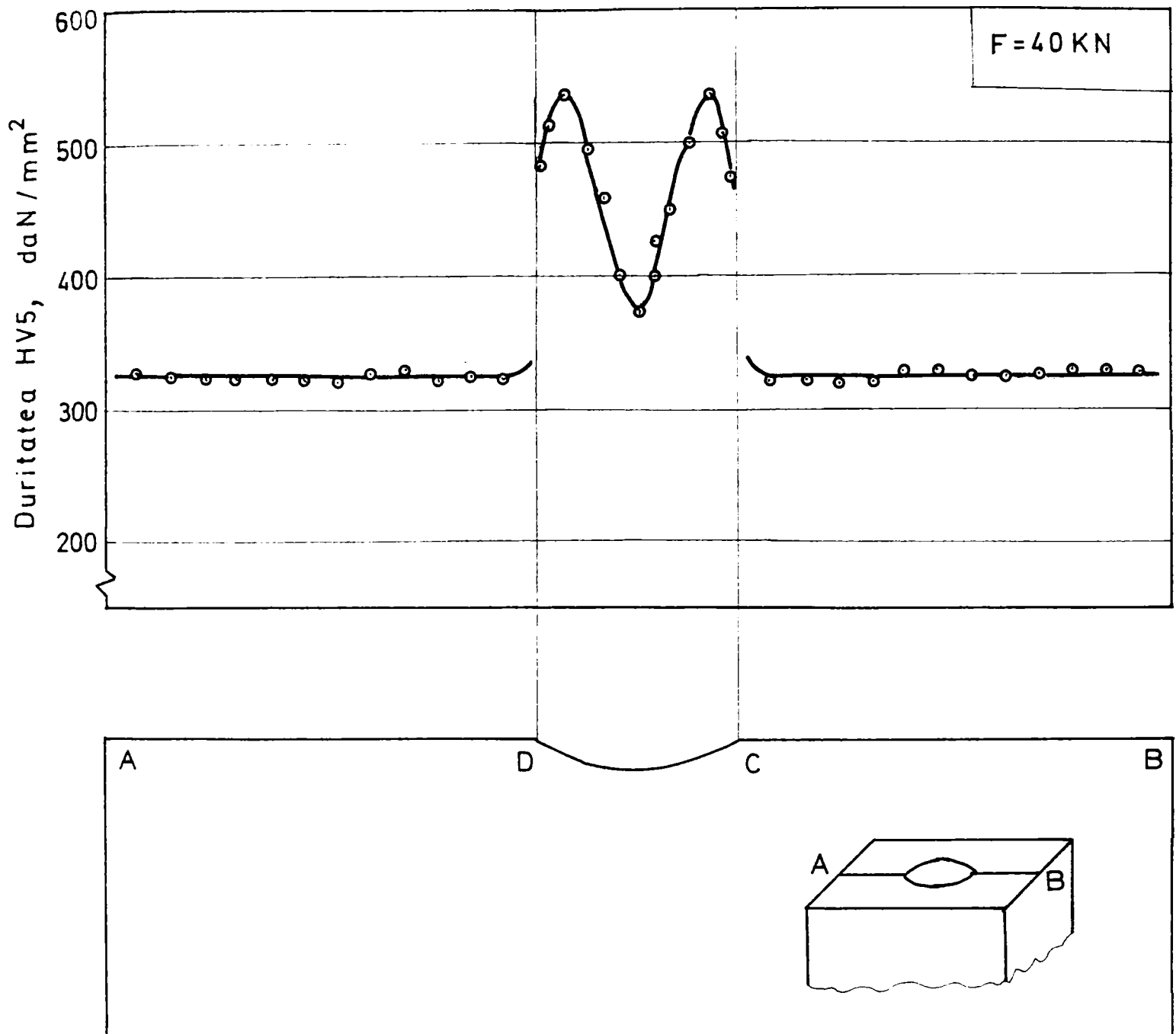


Fig. 4.10 Distribuția durității Vickers în calota sferică

4.2 Cercetări privind sensibilitatea la ecrusare mecanică prin solicitări dinamice

4.2.1 Metodica de lucru

Experimentele au fost conduse pe probe de metal depus supuse unor șocuri mecanice prin lovire cu amplitudini constante, de aceeași frecvență și aceleași parcursuri. Singurul parametru variabil a fost durata de lovire care a avut valori cuprinse între 1,5 și 12 min. Aceste teste au fost conduse pe o instalație existentă în dotarea Intreprinderii Mecanice Timișoara, prevăzută cu o sculă de tip daltă care a fost acționată pneumatic, figura 4.11.

Din celelalte table cu depuneri de 1 ... 3 straturi, care nu au fost ecrusate mecanic, s-au executat probe cu fețe transversale care au servit pentru analize comparative.

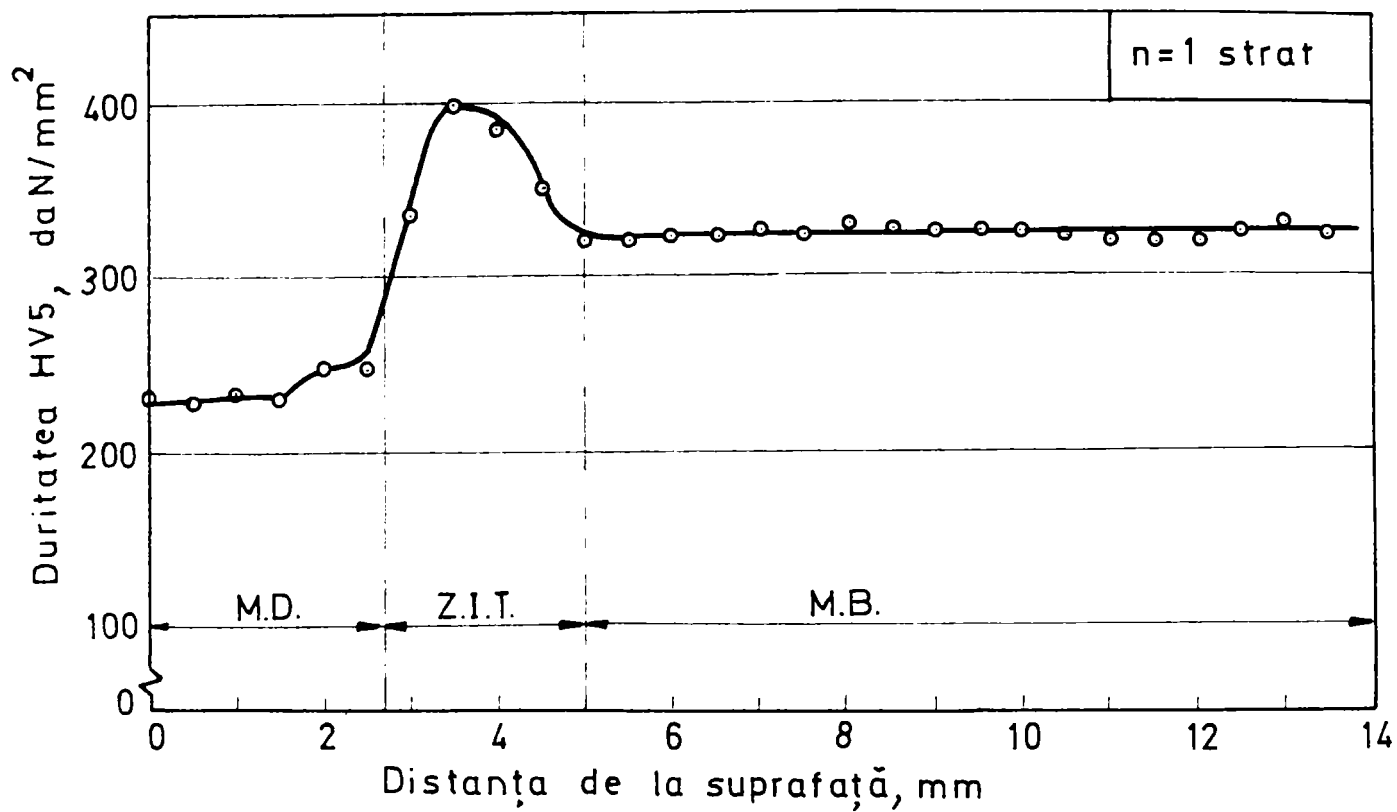


Fig. 4.11 Imaginea sculei de lovire (a) și a instalației de durificare a suprafeței prin deformare la rece (b).

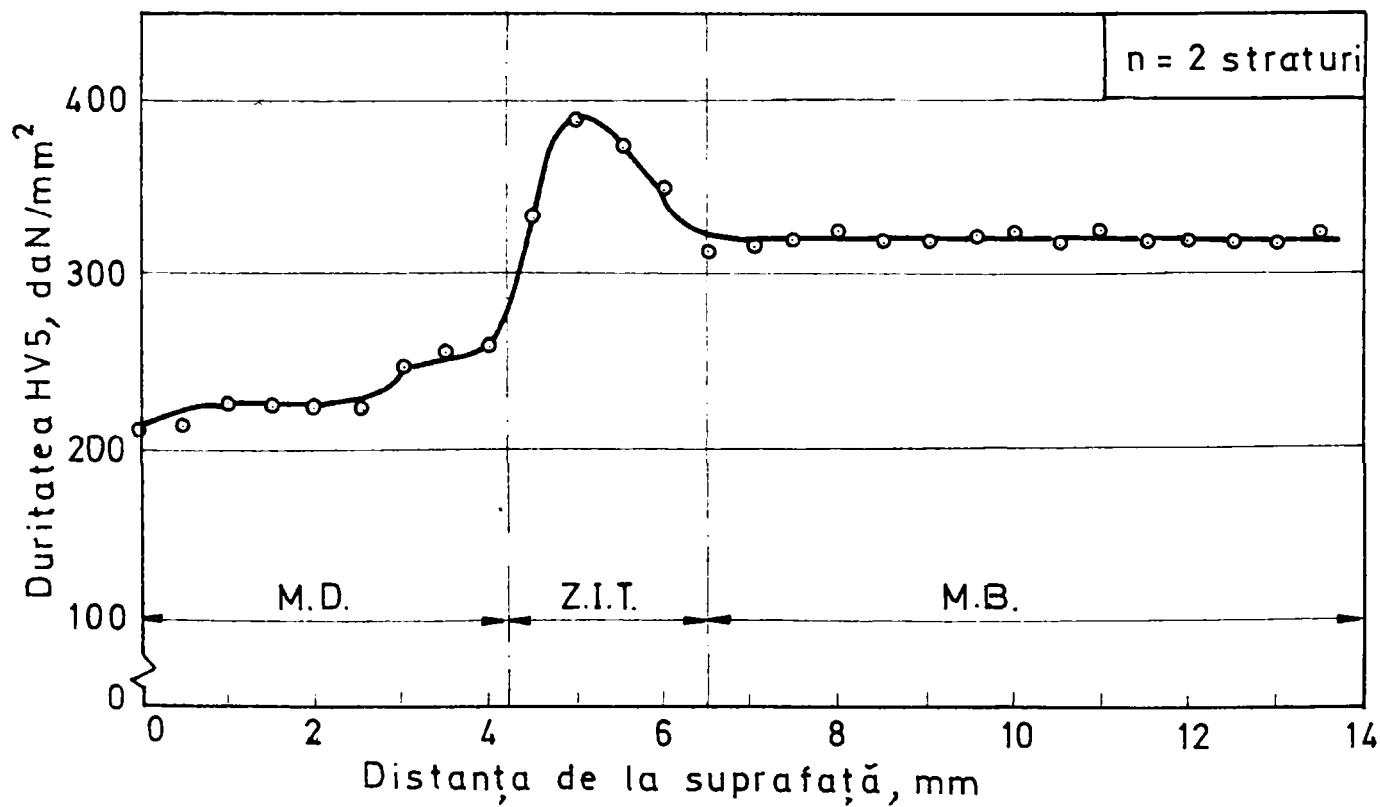
4.2.2 Evaluarea rezultatelor experimentale

În figura 4.12a...4.12c sunt prezentate curbele gradient de duritate pe secțiunea transversală metal depus – substrat pentru 1 până la 3 straturi depuse.

Rezultatele obținute atestă că procesul de depunere a fost condus corect, duritatea materialului depus, indiferent de numărul de straturi, varînd în limitele 220 ... 250 HV5. Valorile mai reduse ale acesteia se situează în porțiunea exterioară a metalului depus, acestea fiind caracteristice unei microstructuri austenitice, iar valorile mai mari apar în zona de legătură strat-substrat și se justifică printr-o anumită diluție a metalului de bază cu cel de adaos.



- a -



- b -

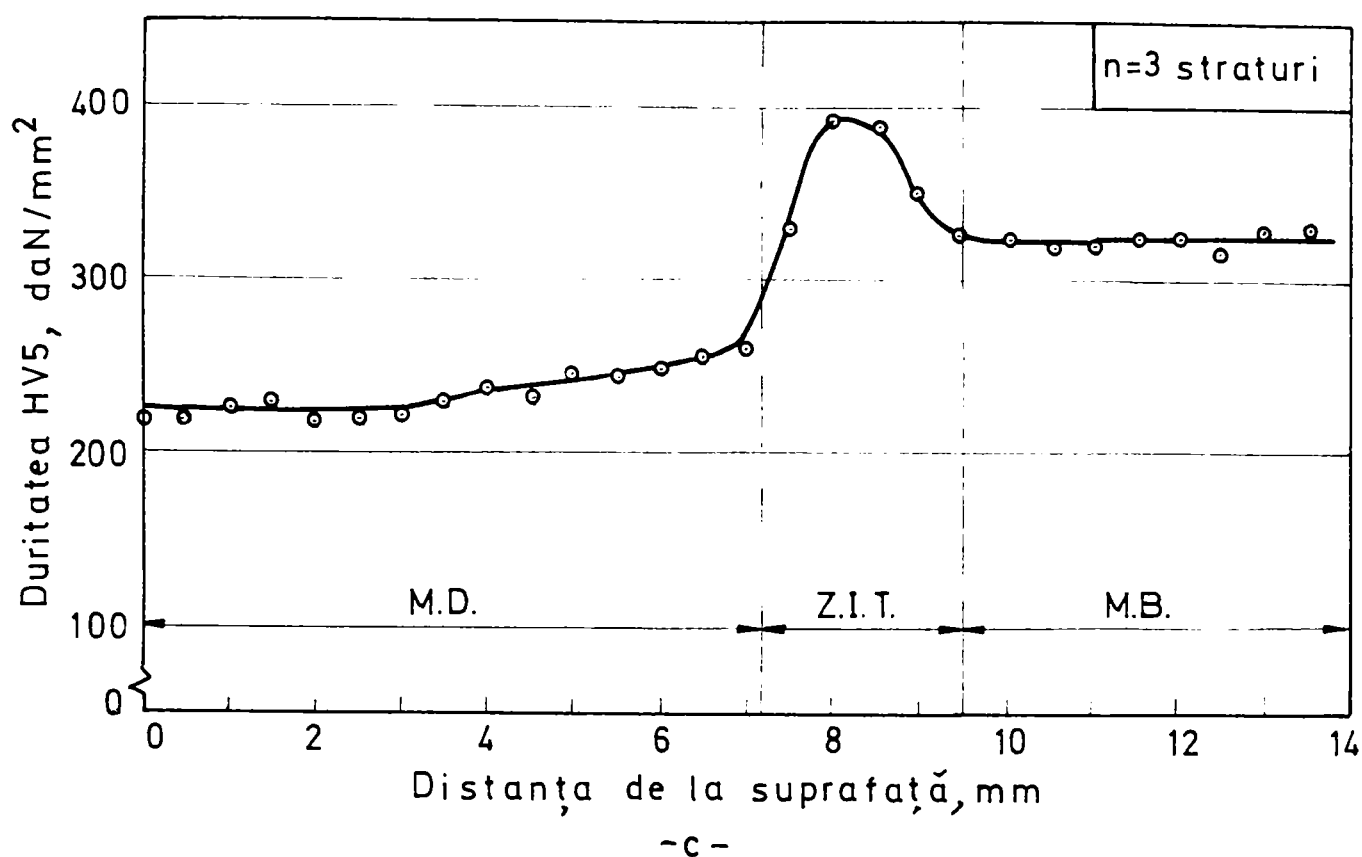


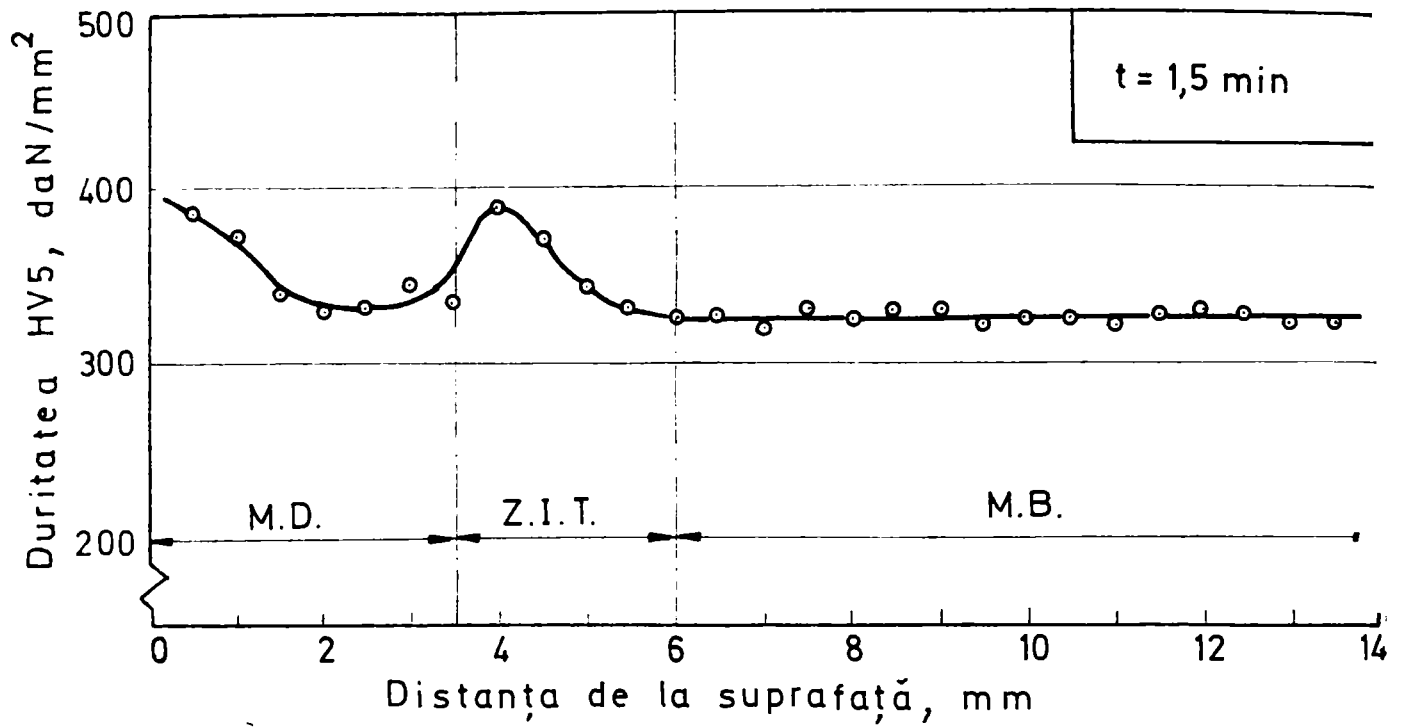
Fig. 4.12 Variația durității pe secțiunea transversală a materialului compus strat – substrat pentru unul (a), două (b) sau trei (c) straturi depuse

Zona influențată termic se extinde pe o lățime de cca. 2,5 mm și atinge valori maxime de duritate de 380–400 HV5. Această durificare a ZIT-ului este o consecință a călibilității relativ mari a oțelului 26SiMn14, respectiv a valorii relativ scăzute a vitezei sale critice de călire. Materialul de bază prezintă valori de duritate de 320–330 HV5 specifice tratamentului termic de îmbunătățire aplicat înainte de sudare.

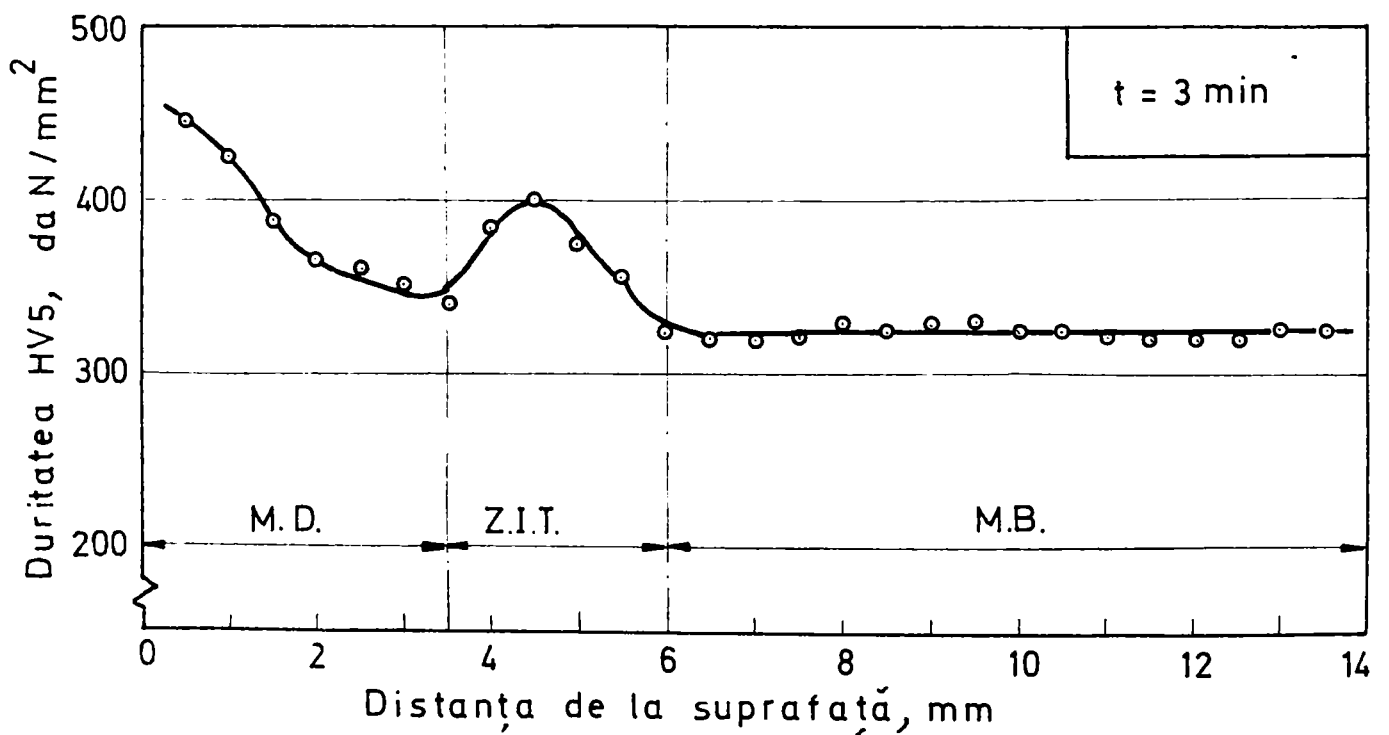
Curbele de durificare a suprafeței la diferite durate de solicitare dinamică pentru probele cu două straturi depuse sunt redată în figurile 4.13a...4.13d.

Ele demonstrează că metalul depus are o sensibilitate ridicată la durificare prin deformare la rece. Chiar la durate scurte de exercitare a unor presiuni specifice ridicate pe suprafața probelor cu lungime constantă a celor două straturi depuse (80mm) se poate observa o creștere a durității de la 220 HV5 la cca. 380 HV5. Până la durate de solicitare dinamică de 3 min. în zona de metal depus din apropierea liniei de fuziune valorile de duritate sunt mai mici decât cele maxime atinse în ZIT, fapt care arată că durificarea se produce pe o mică grosime a stratului de suprafață.

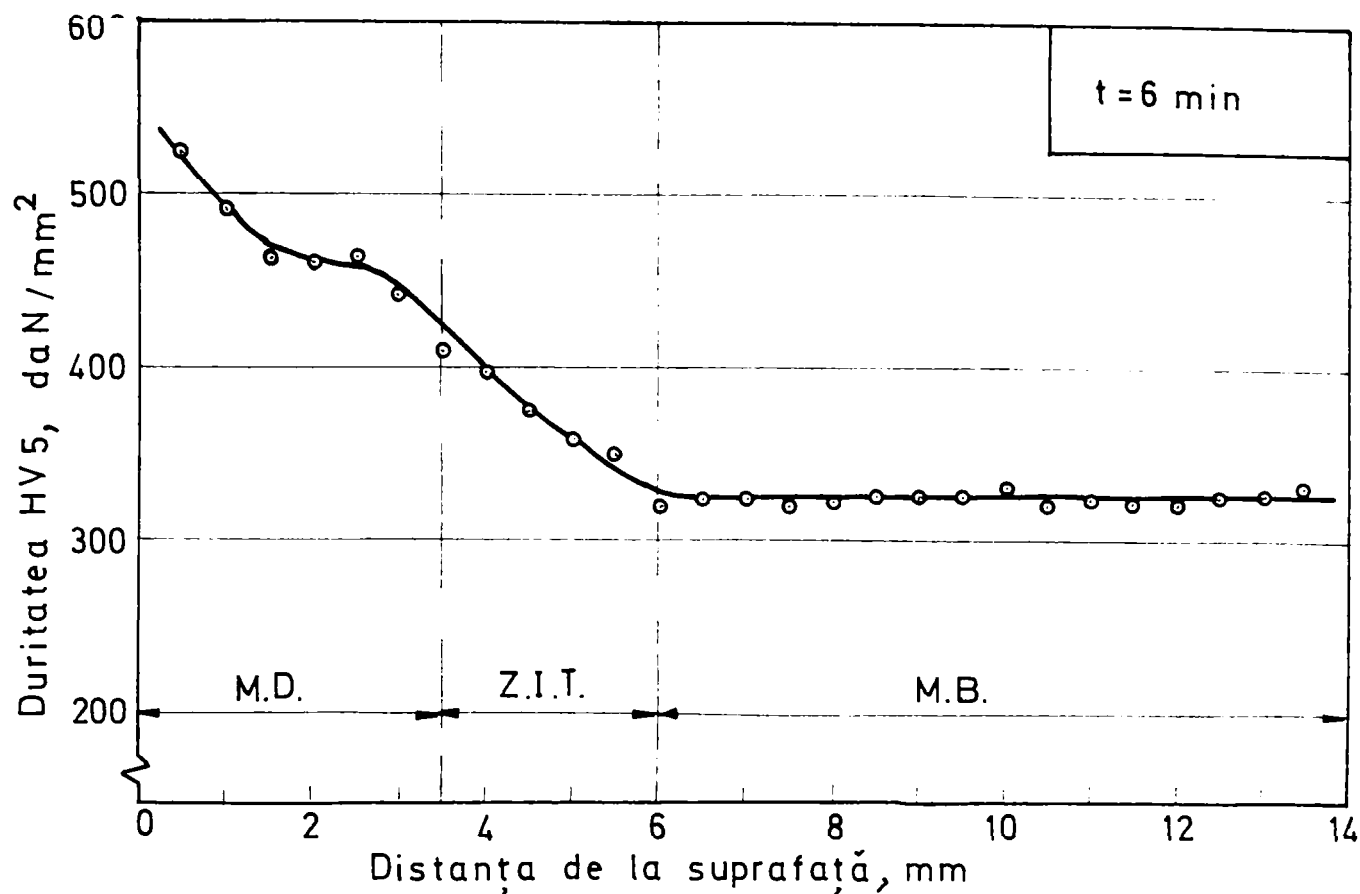
Mărirea duratei de solicitare dinamică la cca. 12 min. antrenează o creștere atât a grosimii stratului ecrusat mecanic cât și a durității maxime atinse la suprafață.



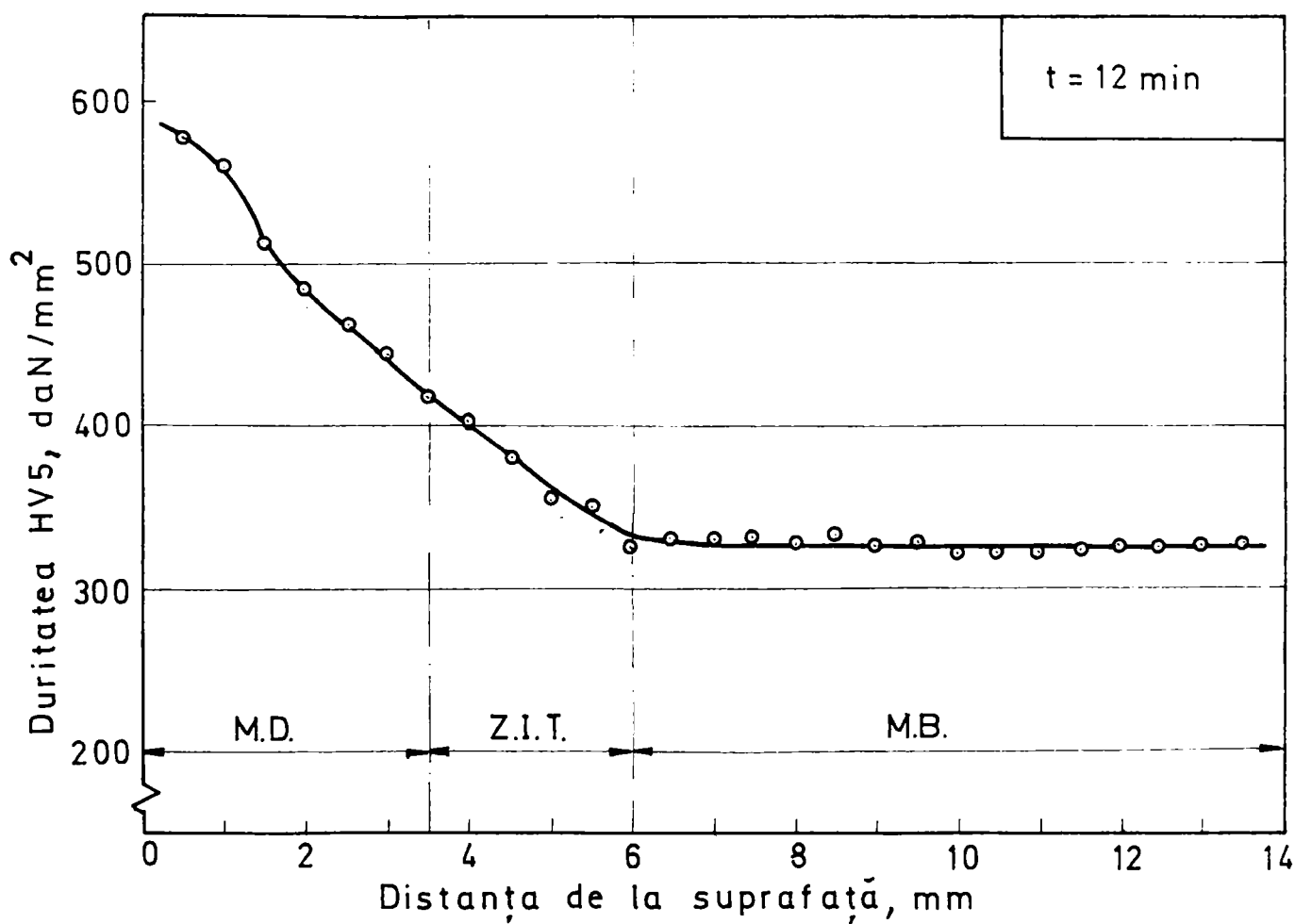
- a -



- b -



- c -



- d -

Fig. 4.13 Variația durtății pe secțiunea transversală a probelor cu două straturi depuse, la diferite durate de solicitare dinamică

În figura 4.14 s-a reprezentat variația durtății suprafeței metalului depus în funcție de durata de solicitare, observându-se că aceasta se mărește aproape de trei ori comparativ cu starea necruisată, atingând valori maxime de 580 HV.

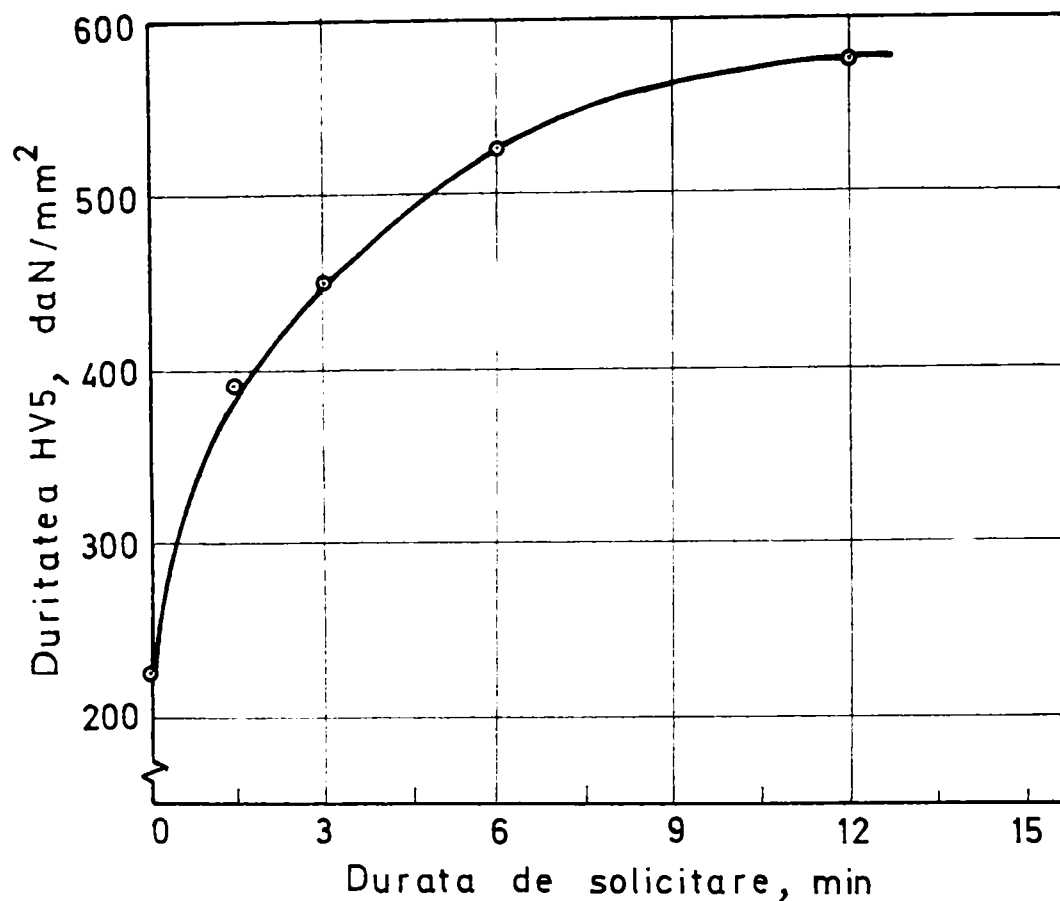
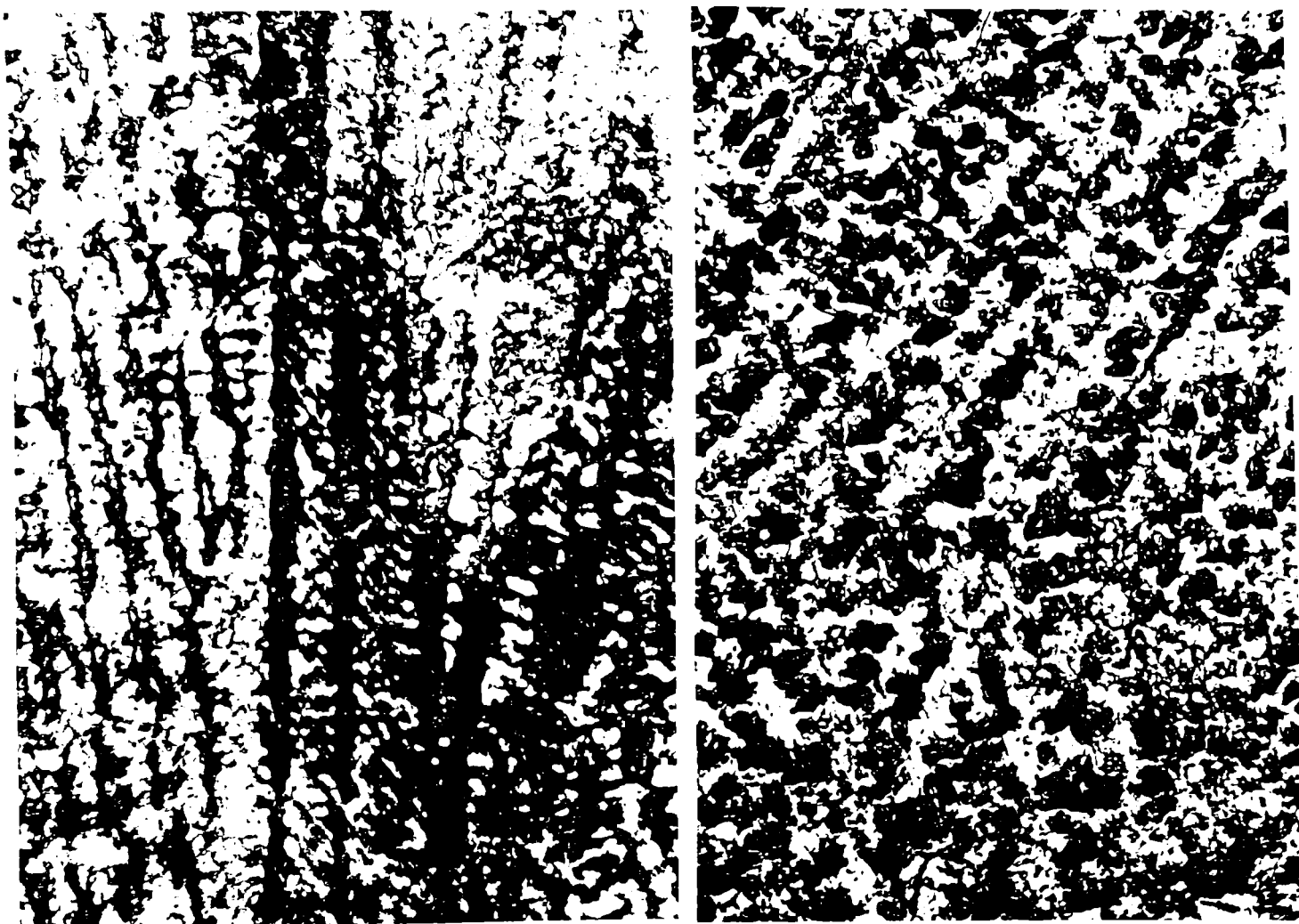


Fig. 4.14 Variația durtății suprafeței în funcție de durata de solicitare mecanică

În stare sudată și necruisată microstructura primului strat de metal depus este constituită din dendrite de austenită orientate perpendicular pe substrat, figura 4.15 a. Fenomenul se explică prin valorile mari ale vitezei de răcire a băii de metal topit aflată în contact cu metalul de bază. Porțiunea exterioară a metalului depus necruisat (al doilea strat) este alcătuită dintr-o austenită cu formă celulară, figura 4.15 b, în care se găsesc particule fine de carburi precipitate. Această modificare a morfologiei microstructurii este o consecință a scăderii vitezei de răcire în ultima porțiune de material solidificat.

Durificarea prin deformare la rece se manifestă prin apariția în zona de suprafață a unei densități mari de linii de alunecare. Cu creșterea timpului de lovire se constată o mărire a numărului acestor linii în zona exterioară acolo unde deformațiile sunt cele mai pronunțate, figura 4.16. În schimb pe măsură ce ne deplasăm spre interiorul metalului depus deformațiile sunt mai reduse și deci numărul liniilor de alunecare va scădea lent.



- a - 500:1

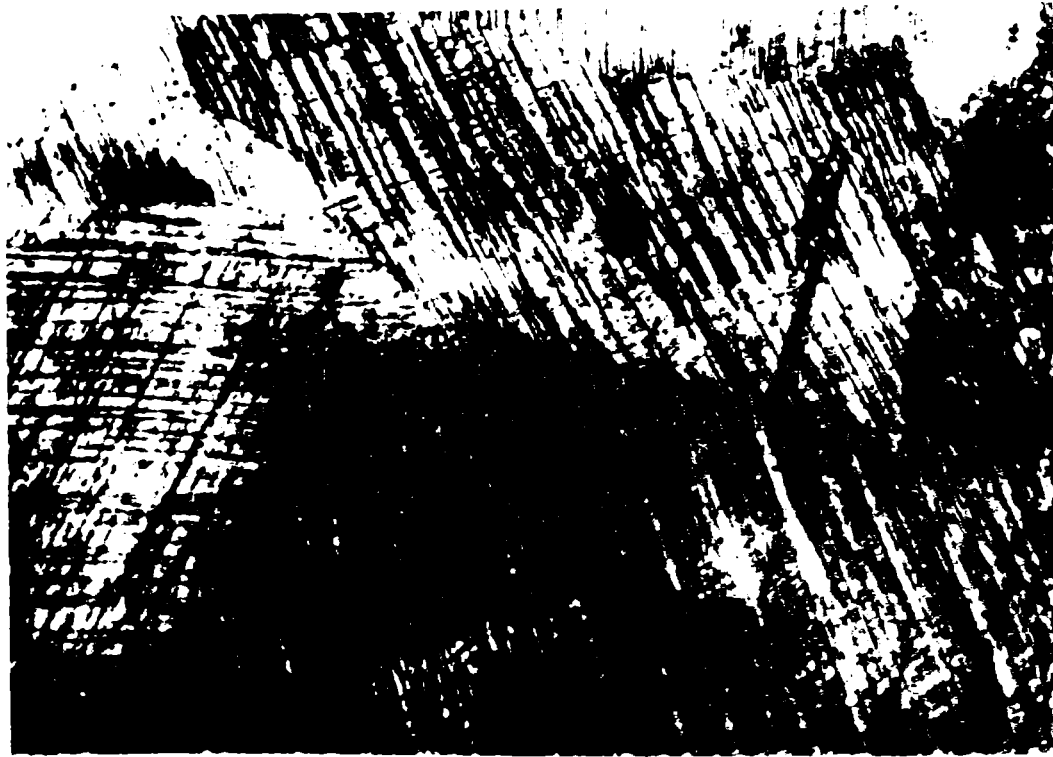
- b - 500:1

Fig. 4.15 Microstructura stratului interior (a) și exterior (b) de metal depus



- a -

500:1



- b -

500:1

Fig. 4.16 Densitatea liniilor de alunecare la timpuri diferite de lovire, 3min. (a), 12 min. (b)

Concluzii :

Cercetarea distribuției durității sub calota sferică realizată la solicitări statice arată că valoarea maximă a acesteia se află la o anumită distanță de punctul central al calotei.

Maximul de duritate se deplasează la distanțe tot mai mari de acest punct de pe suprafața calotei o dată cu creșterea sarcinii aplicate și atinge valori din ce în ce mai ridicate.

Investigațiile metalografice optice și electronice evidențiază o mărire a densității liniilor de alunecare în zonele de material cu deformații pronunțate, o neuniformitate în comportarea la curgere a materialului și o îndoire sau o ondulare a unei părți din liniile de alunecare.

Viteza de solicitare și durata de acțiune a sarcinii statice nu provoacă schimbări semnificative ale durității și microstructurii stratului ecrusat mecanic.

Metalul depus din oțel austenitic manganos posedă o duritate de cca. 220HV în stare necrușată și o microstructură austenitică cu eventuale precipitări fine de carburi.

Aplicarea unui tratament mecanic prin șocuri dinamice după fiecare strat de metal depus provoacă declanșarea unui proces de recristalizare în cursul depunerii unui nou strat cu consecințe favorabile privind dimensiunile mult mai fine ale particulelor de carburi precipitate.

În urma ecrusării mecanice prin solicitări dinamice apare o creștere a durității suprafeței până la valori de cca. 580 HV, iar microstructura stratului de suprafață va conține o densitate mare de linii de alunecare.

Capitolul 5

STRUCTURA FINĂ ȘI MICROSCOPICĂ A SISTEMULUI STRAT – SUBSTRAT LA DEPUNEREA PRIN SUDARE

5.1 Sistemul strat – substrat la depunerea prin sudare

Partea funcțională a oricărei piese care a fost realizată prin tehnica depunerii de straturi prin sudare conține trei zone distincte: o zonă de aliere, o zonă influențată termic și materialul de bază. Alături de parametrii procesului de depunere, decisivă pentru caracteristicile de întrebuințare ale stratului de suprafață este compatibilitatea dintre materialul de bază și cel de adaos.

La baza selecției cuplului celor două materiale se află în principal profilul de cerințe impuse stratului funcțional.

Înțelegerea sistemică a factorilor legați de material constituie premiza esențială pentru dezvoltarea ulterioară a tehnicii de depunere.

Utilizarea potențialului oferit de tehnica depunerii prin sudare cu electrod învelit sau cu sârmă tubulară a unor straturi din oțel austenitic manganos [10 , 35] permite înlăturarea deficiențelor semnalate la acest material, legate în principal de rezistența mică la uzare abrazivă în stare necruisată mecanic și de prelucrabilitatea scăzută prin așchiere. Avantajul tehnic al acestei soluții constă în primul rând în posibilitatea obținerii unor caracteristici ale oțelului manganos exclusiv în zona de funcționare a piesei, iar materialul suport (substratul) va fi un oțel de calitate mai slabă dar cu o prelucrabilitate mai bună prin așchiere.

În tabelul 5.1 sunt centralizate mărimile de intrare și de ieșire care interacționează și influențează fundamental procesul de depunere a unui asemenea material.

Tabelul 5.1. Definierea mărimilor de intrare și de ieșire ale sistemului

Mărimi de intrare	Mărimi de ieșire	
	Parametrii geometrici ai stratului	Caracteristicile structurale și proprietățile stratului
- Diametrul sârmei (electrodului); - Energia liniară; - Viteza de sudare; - Temperatura de preîncălzire.	- Adâncimea maximă și minimă; - Lățimea; - Aria secțiunii transversale; - Extinderea zonei influențate termic.	- Distribuția uniformă a elementelor de aliere; - Microstructura austenitică; - Lipsa porozităților și a fisurilor; - Sensibilitatea înaltă la ecrusare mecanică; - Tenacitatea ridicată; - Rezistența mare la uzare abrazivă; - Amestecarea omogenă și minimă cu substratul; - Legătura puternică cu materialul de bază.

5.2 Morfologia structurii și distribuția elementelor de aliere

Se știe că fenomenele care intervin în timpul operației de sudare sunt extrem de complexe; ele se caracterizează printr-o evoluție asimetrică a proceselor însoțitoare de natură metalurgică și termomecanică.

Compoziția chimică a zonei topite variază în funcție de procedeul utilizat și de regimul tehnologic adoptat. Această evoluție este atât continuă cât și discontinuă.

Cauzele unei evoluții continue sunt :

- procese fizice: volatilizarea Mn, Ni, Cr, Al, etc;
- reacții între elemente cu formare de gaze în interiorul metalului topit (CO = efervescent, CH₄, etc.);
- reacții între metalul topit și mediul înconjurător (gazul de protecție, zgura);
- variația regimului termic;
- fluctuația vitezei de solidificare;
- diluția – o anumită proporție din materialul de bază intră în compoziția băii topite. Diluția variază în limite largi în funcție de procedeul de sudare; astfel, participarea materialului de bază la formarea zonei topite este totală la sudarea cu fascicul de electroni și este redusă la sudarea cu arc electric cu electrod învelit.

Cauzele unei evoluții discontinue sunt:

- subrăcirea constituțională, segregatia dendritică;
- poluarea;
- protecția neregulată a gazelor;
- umiditatea absorbită de piese, de învelișul electrodului, de sârmă, sau prezentă în gazul de protecție;
- de o manieră generală, orice factor intern sau extern susceptibil de a provoca fluctuația cauzelor unei evoluții continue de compoziție chimică.

Evoluția discontinuă a compoziției chimice a zonei topite conduce la formarea unei microstructuri de solidificare cu un aspect stratificat mai mult sau mai puțin periodic. Neregularitățile care apar în creșterea dendritică a grăunților cristalini se manifestă prin striuri care jalonează pozițiile succesive ale interfeței lichid – solid.

Pentru efectuarea de analize calitative și cantitative ale structurii fine și compoziției chimice în microvolum de material s-a folosit microsonda electronică.

Conceptul de bază al acestui mijloc modern de investigație este relativ simplu: un fascicul de electroni având un diametru de cca. $0,5 \mu\text{m}$ este proiectat pe suprafața obiectului de examinat și în urma interacțiunii cu atomii materialului se produc raze X.

Prin măsurarea lungimii de undă și a intensității razelor X generate, sunt posibile determinări ale naturii și concentrației elementelor care intră în microvolumul de material analizat.

Aria pe care se produc raze X poate fi considerabil mai mare decât cea a fasciculului incident deoarece electronii pot străbate o distanță relativ mare înainte de a se ciocni cu un atom al materialului și de a produce radiații.

Pentru analize cantitative, suprafața cercetată este adusă sub fasciculul de electroni și intensitatea razelor X, pentru un anumit element chimic, se măsoară prin numărul de impulsuri care ajung la detector într-un timp dat. Profilele compoziționale pot fi măsurate mișcând progresiv proba sub fasciculul de electroni.

Indicații utile asupra compoziției chimice a unui microvolum de material pot fi obținute și prin baleierea fasciculului de electroni pe suprafața obiectului de examinat (imagini Scanning).

Trebuie menționat faptul că o parte din electronii care iradiază suprafața probei sunt retrodifuzați și nu mai produc raze X.

5.3 Tehnica spectroscopiei prin difracție cu raze X (WDX – wave dispersive X – Ray analysis)

Experimentările au fost conduse pe o microsondă electronică prevăzută cu șase spectrometre. Fiecare spectrometru a fost poziționat pe lungimea de undă a câte unui element important din compoziția chimică a stratului și substratului.

În figurile 5.1 a și 5.1 b sunt prezentate la două ordine de mărire imaginile de raze X ale repartiției Mn, Ni, Cr și C într-o porțiune de material care cuprinde interfața dintre materialul depus prin sudare manuală și zona influențată termic a materialului de bază.

Pentru obținerea acestor imagini s-a recurs la baleierea porțiunii respective din probă , spectrometrele fiind puse pe liniile spectrale ale elementelor chimice care se analizează.

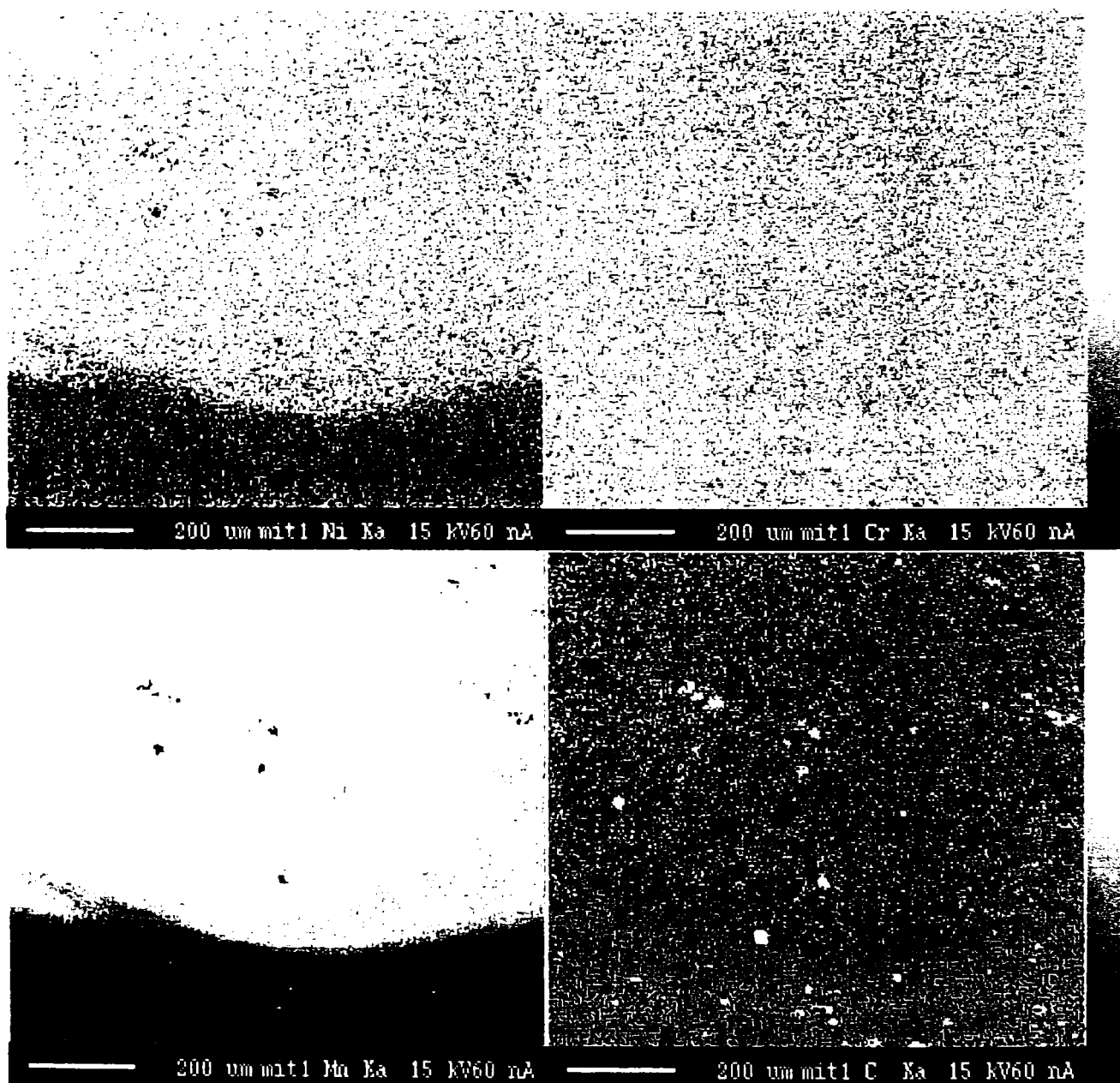
Analiza acestora oferă următoarele observații:

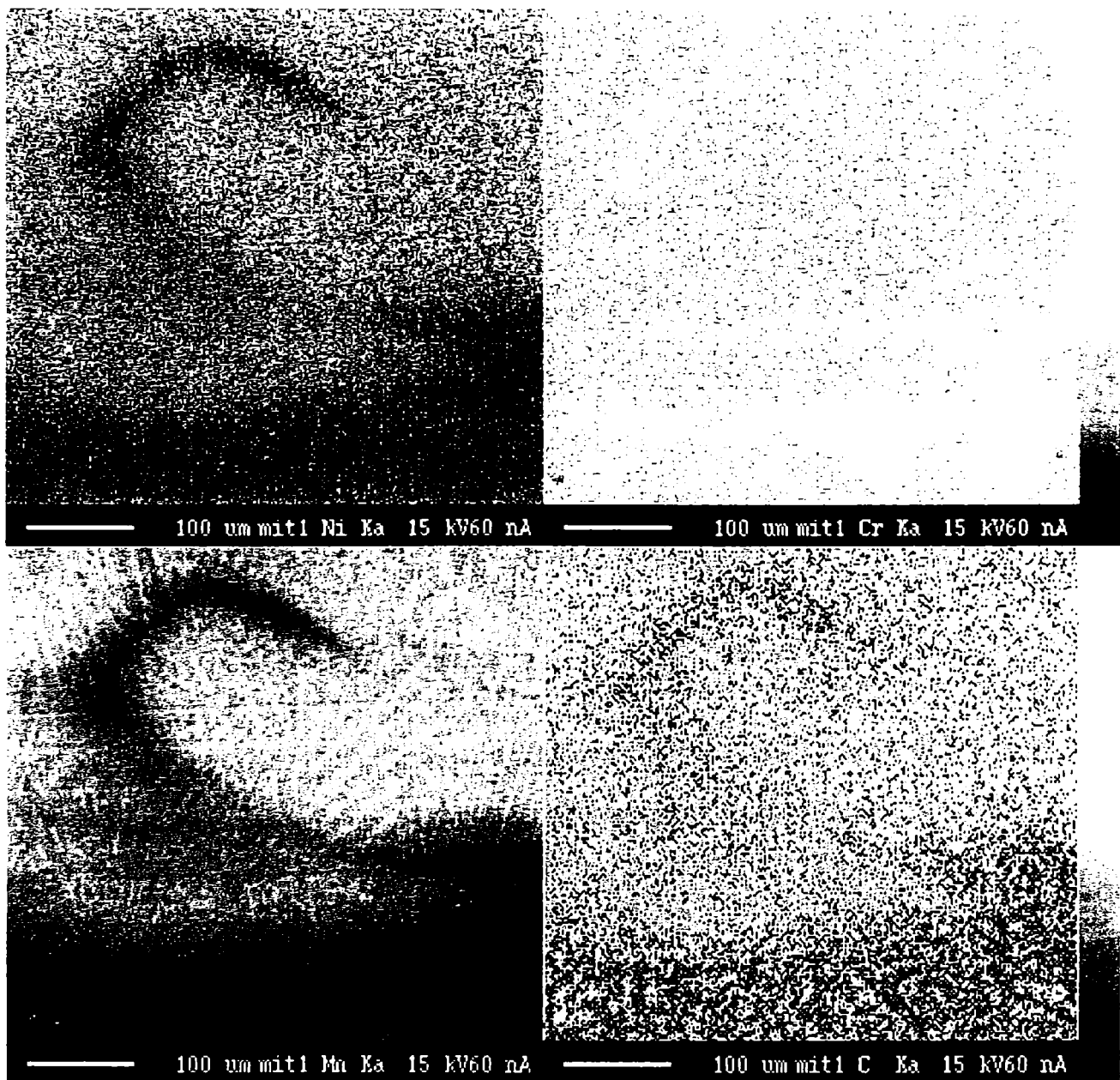
- existența unor striuri în dezvoltarea structurii dendritice, cu o repartiție neuniformă îndeosebi a manganului și nichelului în metalul depus;
- apariția unor microzone cu concentrații reduse în mangan și nichel, care vin să confirme variația continuă și discontinuă a compoziției chimice a băii de metal topit;

- prezența unei microzone de difuzie a principalelor elemente de aliere, vizibilă la mărimi mai mari (fig. 5.1 b), a cărei lățime în zona interfeței este de ordinul a câtorva micrometri;
- un grad redus de diluție (de amestecare a materialului de bază cu cel de adaos) asigurat de procesul de sudare.

Pentru determinarea compoziției chimice a materialului depus și a zonei de legătură cu materialul de bază, au fost efectuate măsurători cu pas constant pe adâncimea stratului depus. Distanța dintre două puncte de măsurare a fost de 30 μm , iar diametrul fascicului defocalizat de electroni a fost de 20 μm . Pe o probă cu fețe transversale pregătită metalografic corespunzător, a fost trasată o linie verticală pe întreaga adâncime a stratului depus și pe o mică porțiune din substratul afectat termic.

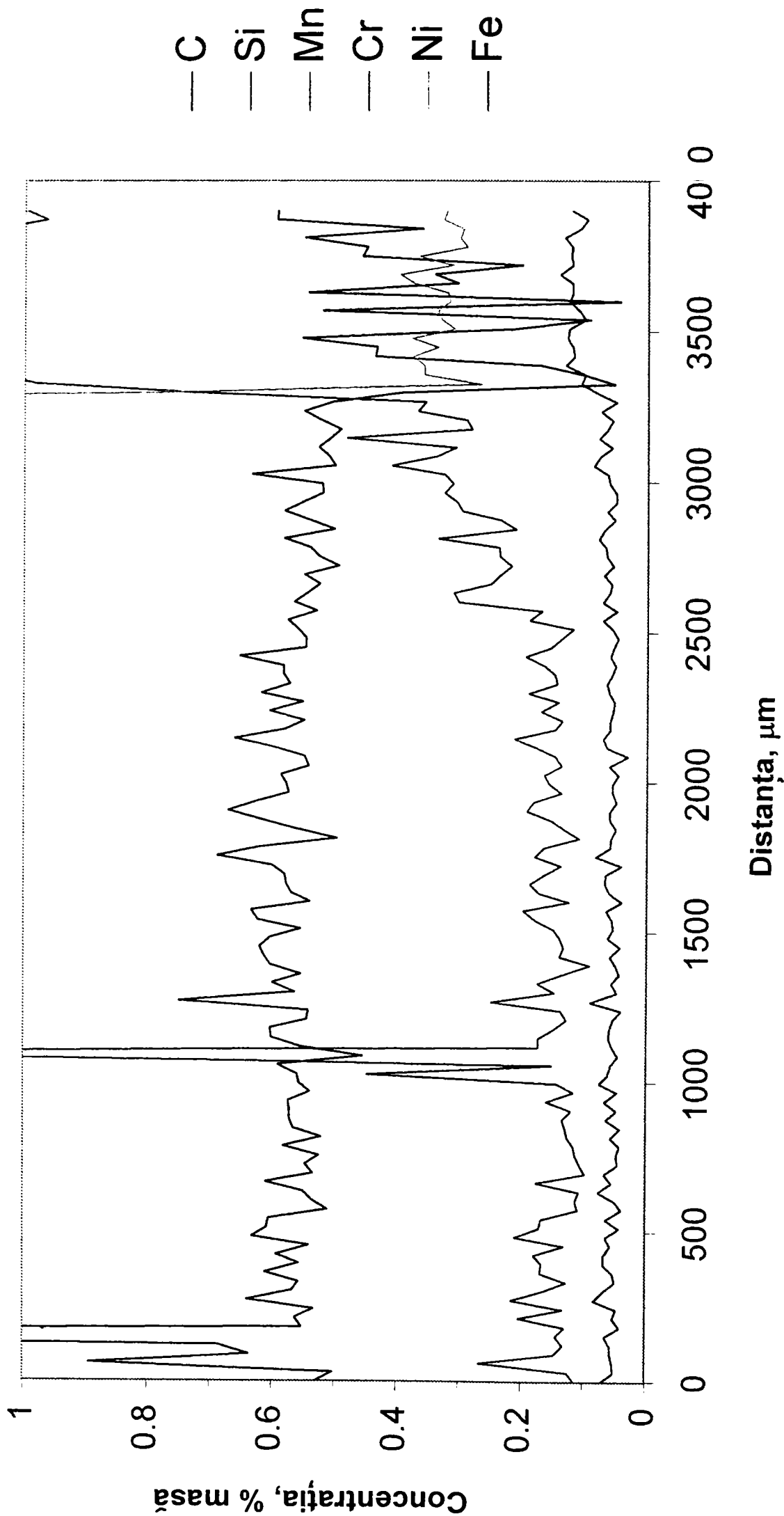
Graficele din fig. 5.2 a ... 5.2 d și 5.3 a , 5.3 b arată variația concentrației masice și atomice a principalelor elemente prezente în compoziția chimică.



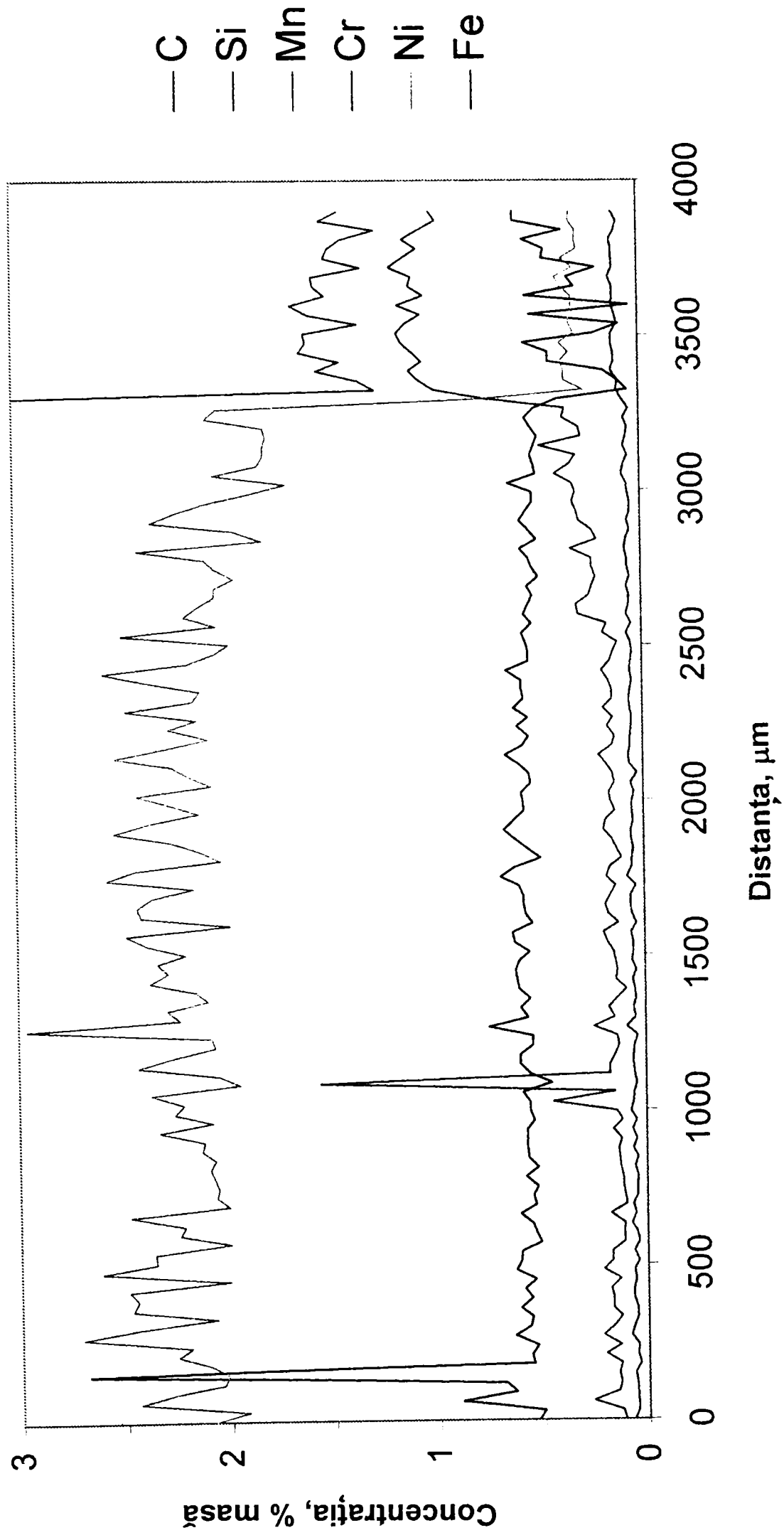


- b -

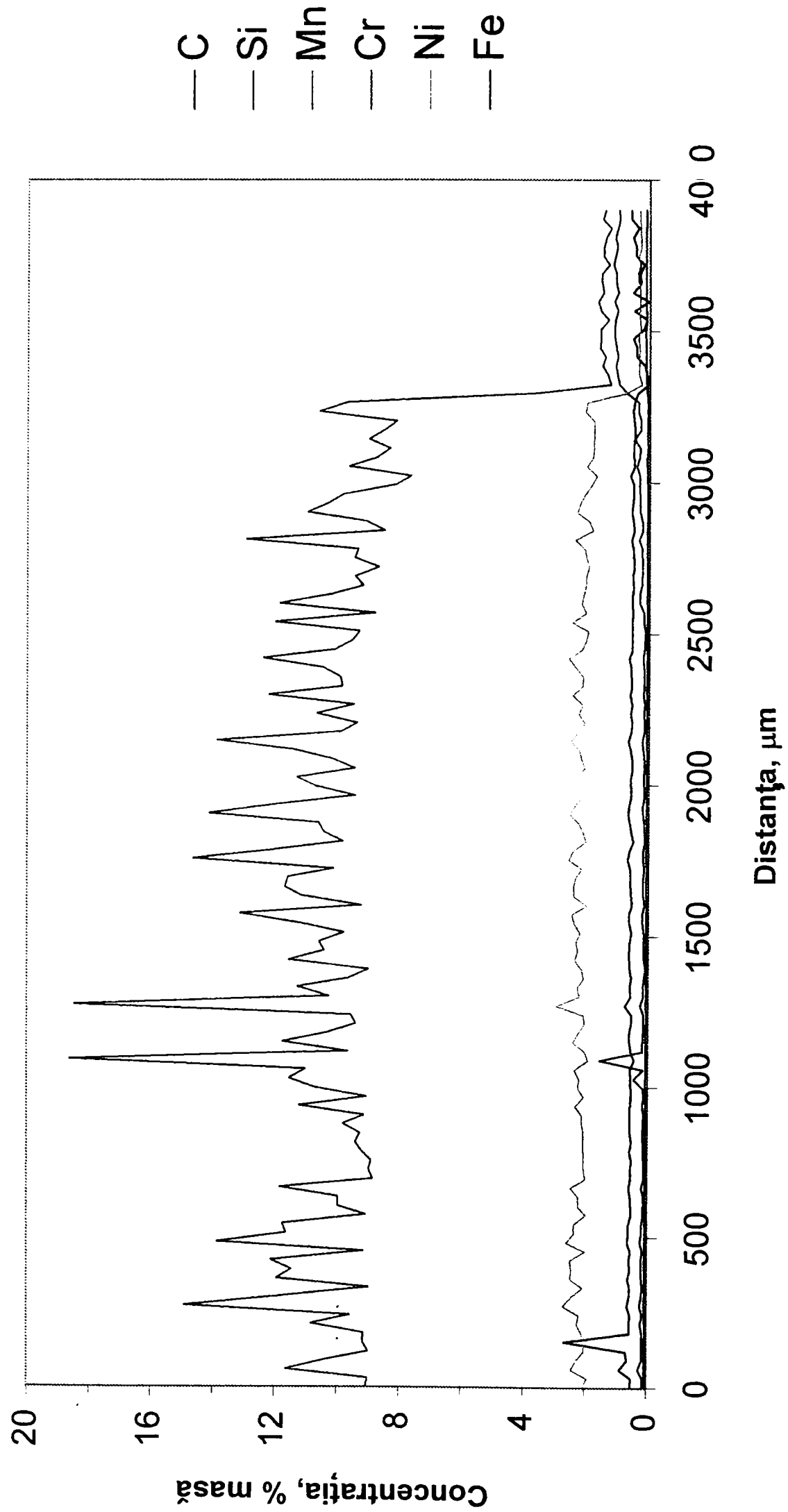
Fig. 5.1 Imaginile de raze X ale repartiției Mn, Ni, Cr și C din probele examinate



- a -



- b -



- c -

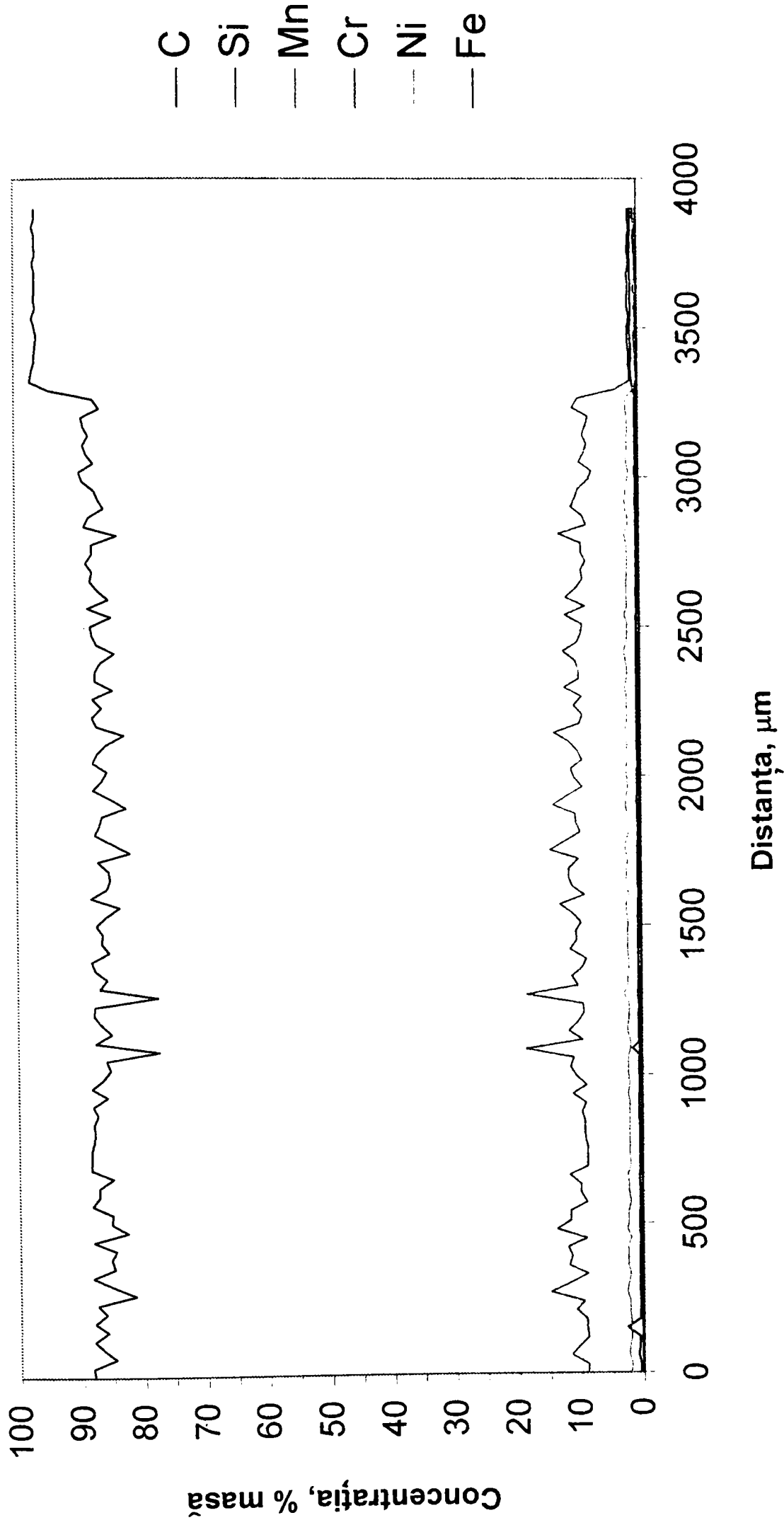
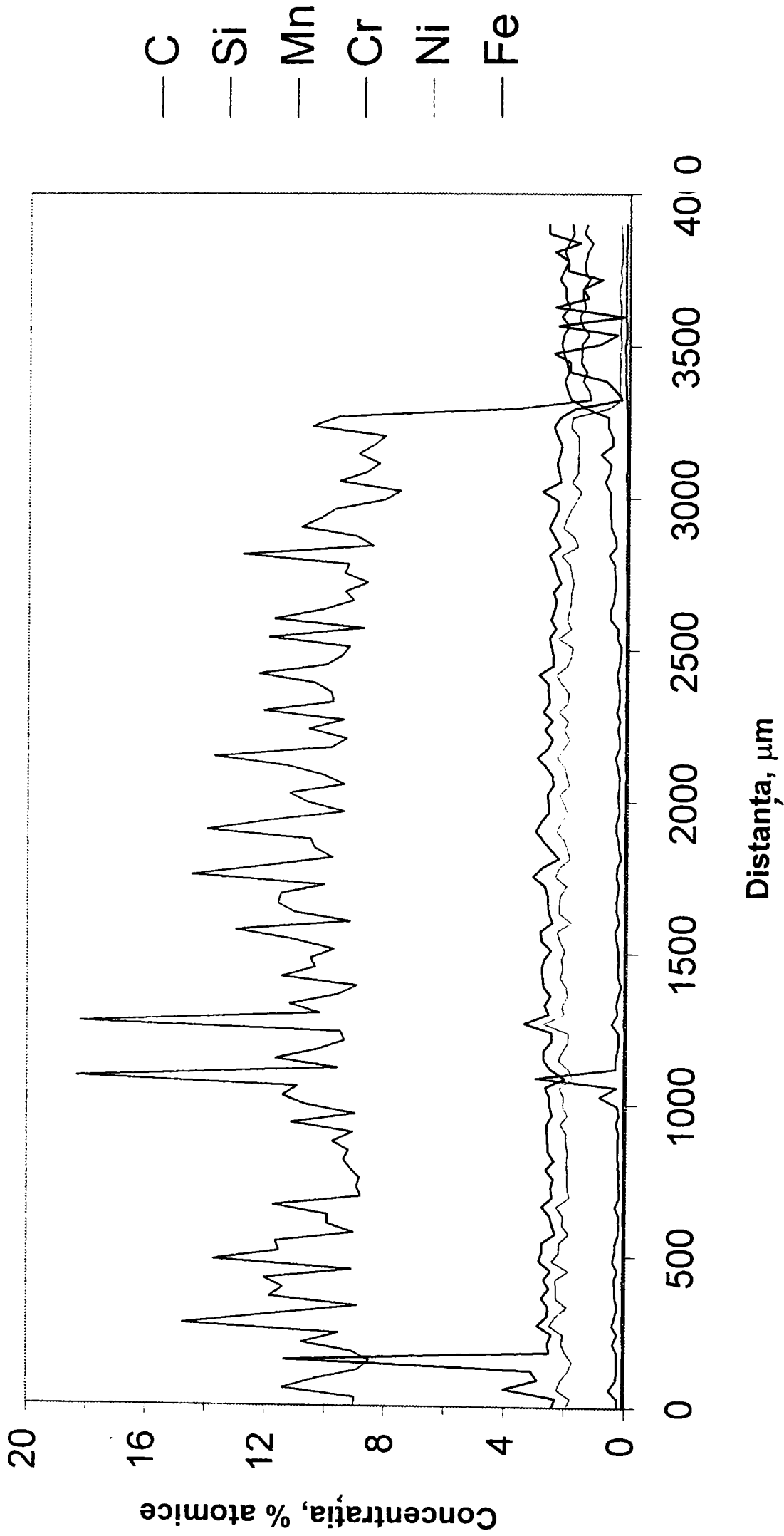
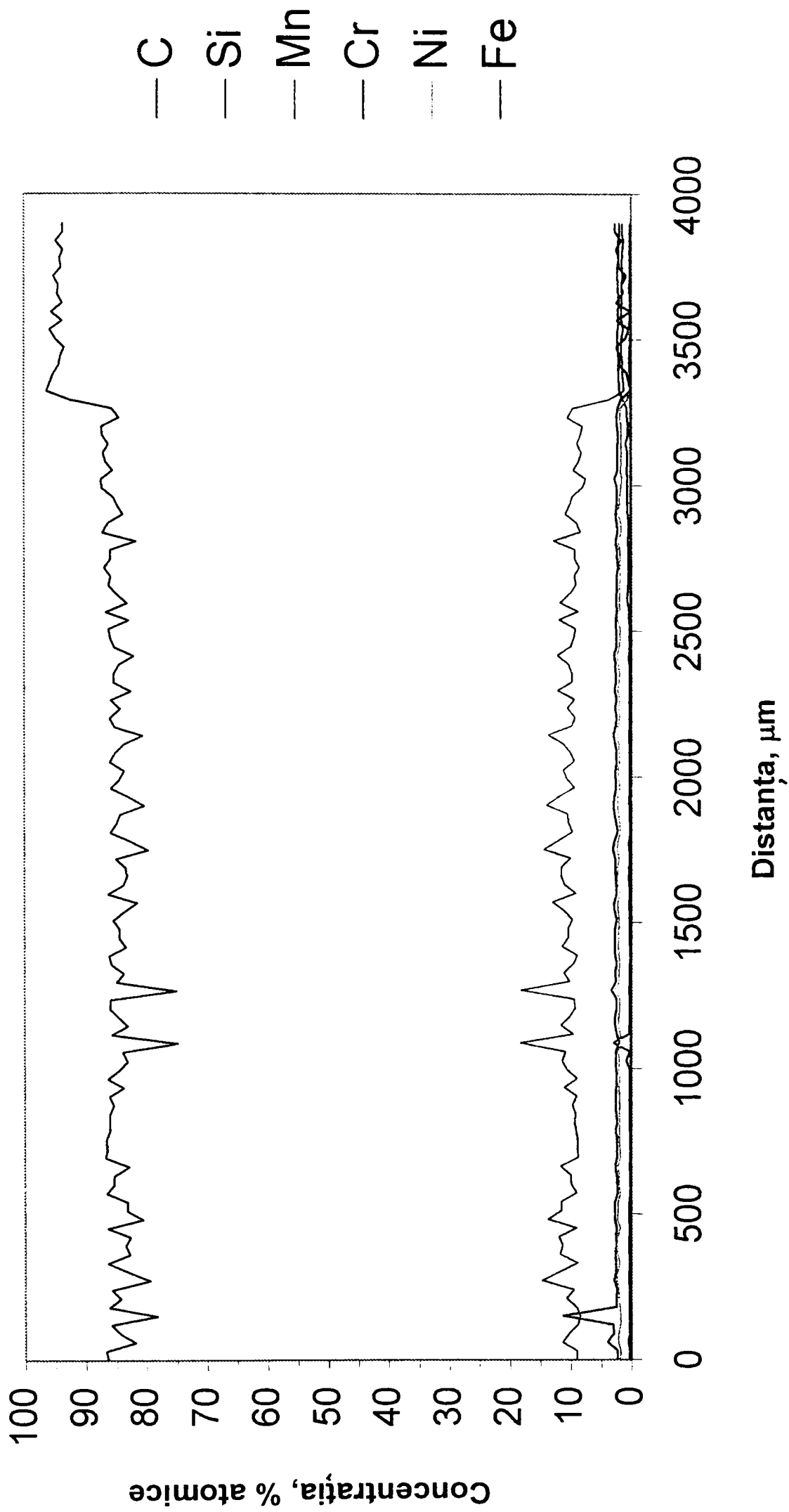


Fig. 5.2 Variația concentrației masice pe direcția adâncimii de strat depus



- a -



- b -

Fig. 5.3 Variația concentrației atomice pe direcția adâncimii de strat depus

Interpretarea acestor măsurători evidențiază particularitățile procesului de depunere prin sudare și anume :

- oscilații mari ale elementelor principale de aliere din metalul depus , mangan și nichel, determinate de curenții diferiți de convecție care se formează local și de dezvoltarea sub formă de arce a fronturilor de solidificare;
- apariția firească în zona de tranziție dintre strat și substrat a unor salturi mari de concentrație pentru mangan, nichel, siliciu și carbon;
- difuzia siliciului în zona interfeței strat – substrat pe o grosime de cca. 700 μm , a manganului pe cca. 100 μm , a nichelului pe cca. 60 μm și a carbonului pe cca. 50 μm ;
- gradul de amestecare a materialului de bază cu cel de adaos este foarte redus, fapt care constituie un avantaj deosebit pentru proprietățile de întrebuințare ale stratului de suprafață.

5.4 Tehnica dispersiei în energie a razelor X (EDX – energy dispersive X – Ray analysis)

Aceste experimentări au fost conduse în patru zone distincte ale materialului depus (fig. 5.4 a și 5.4 b).

Elementele chimice care au fost luate în considerare la întocmirea imaginilor de repartiție sunt manganul, nichelul, cromul și carbonul. Fasciculul de electroni a fost baleiat pe o suprafață de 60 x 60 μm^2 și în același timp au fost detectate liniile Röntgen specifice celor patru elemente și anume : MnK_α , NiK_α , CrK_α și CK_α . La fiecare imagine de repartiție a unui element (fig. 5.5, 5.7, 5.9, 5.11) există și câte o imagine de electroni dispersați înapoi, care evidențiază prezența unor particule fine de faze secundare în metalul depus (fig. 5.6, 5.8, 5.10, 5.12).

Pe probele atacate metalografic au fost obținute imagini de microscopie optică și de electroni secundari în alte patru zone diferite (fig. 5.13 ... 5.24 și tab. 5.2 ... 5.10). Totodată, analizele EDX au vizat determinarea în aceste zone a variației cantitative a compoziției chimice pe interfața dintre strat și substrat.

Asemenea investigații ale structurii fine vin să confirme rezultatele obținute în urma încercărilor anterioare. Astfel, pe interfața strat – substrat se constată existența unor importante segregatii chimice ale celor trei elemente importante, respectiv manganul, carbonul și nichelul (fig.5.4 și 5.5). Ele se justifică prin răcirea cu viteză mare a primului jet de metal topit la contactul cu materialul de bază. Ca urmare, difuzia acestor elemente este în

mare măsură frânată și deci solidificarea se încheie fără o egalizare a compoziției chimice a cristalelor.

În zona interioară a metalului depus (la prima trecere) se mențin segregatii importante ale manganului în timp ce segregatiile de nichel sunt mai puțin pregnante (fig.5.4 și 5.7). Legat de repartiția carbonului și cromului se face precizarea că aceasta este practic uniformă.

Zona centrală a materialului depus se caracterizează printr-o repartiție uniformă a nichelului, carbonului și cromului, în timp ce manganul prezintă segregatii dendritice mai reduse (fig.5.4 și 5.9), fenomen datorat micșorării vitezei de răcire la solidificarea băii de metal topit și deci a împiedicării în mai mică măsură a fenomenelor de difuzie. Imaginea de raze X a repartiției acestor elemente în porțiunea exterioară a materialului depus evidențiază segregatii mai mici de mangan și prezența unor particule fine cu conținut ridicat în mangan (puncte albe în fig.5.4 și 5.11), care reprezintă carburi de mangan uniform dispersate în masa de bază austenitică; evident , precipitarea acestor particule a fost posibilă datorită răcirii cu viteze ceva mai mici a acestei porțiuni exterioare din materialul depus.

Imaginile de electroni retrodifuzati marchează formarea macelilor de alunecare și fenomenele de precipitare a fazelor secundare de tipul carburii de mangan, Mn_3C (fig. 5.6, 5.8, 5.10, 5.12).

Investigațiile micrografice în lumină polarizată (fig.5.13 și 5.14) conduse pe interfața strat – substrat și în zona exterioară a materialului depus demonstrează o bună compatibilitate între materialul de adaos și materialul de bază precum și formarea unei microstructuri celulare în zona de suprafață a materialului depus cu o cantitate relativ mică de carburi precipitate.

Spectrele de dispersie în energie a razelor X (fig. 5.15 ... 5.19 și fig. 5.21, 5.22, 5.25) alături de rezultatele analizelor chimice cantitative (tab. 5.2 ... 5.10) demonstrează încă o dată că pe secțiunea transversală a materialului depus apar variații în limite normale ale concentrațiilor în mangan, nichel și carbon determinate esențial de particularitățile procesului de solidificare a băii de material topit. În apropierea liniei de legătură cu materialul de bază, ca rezultat al diluției dintre materialul de adaos și materialul de bază se observă o micșorare a concentrației în mangan până la cca.6,30% și în nichel la cca. 1,6 % (tab.5.7 și 5.8). Analizele efectuate într-o porțiune din zona influențată termic adiacentă liniei de fuziune, scot la iveală o creștere a concentrației în mangan a materialului de bază de la 1,61% la 2,96%, iar nichelul care este absent în materialul de bază neafectat de procesul de sudare atinge o concentrație de 0,61% (tab.5.9 și 5.10). Acest fenomen este extrem de favorabil în asigurarea unei legături puternice între strat și substrat.

Micrografiile din fig. 5.23 și 5.24 reliefează existența unei structuri ferito-bainitice în zona influențată termic și a unei structuri de ferită + carburi în materialul de bază tratat termic prin

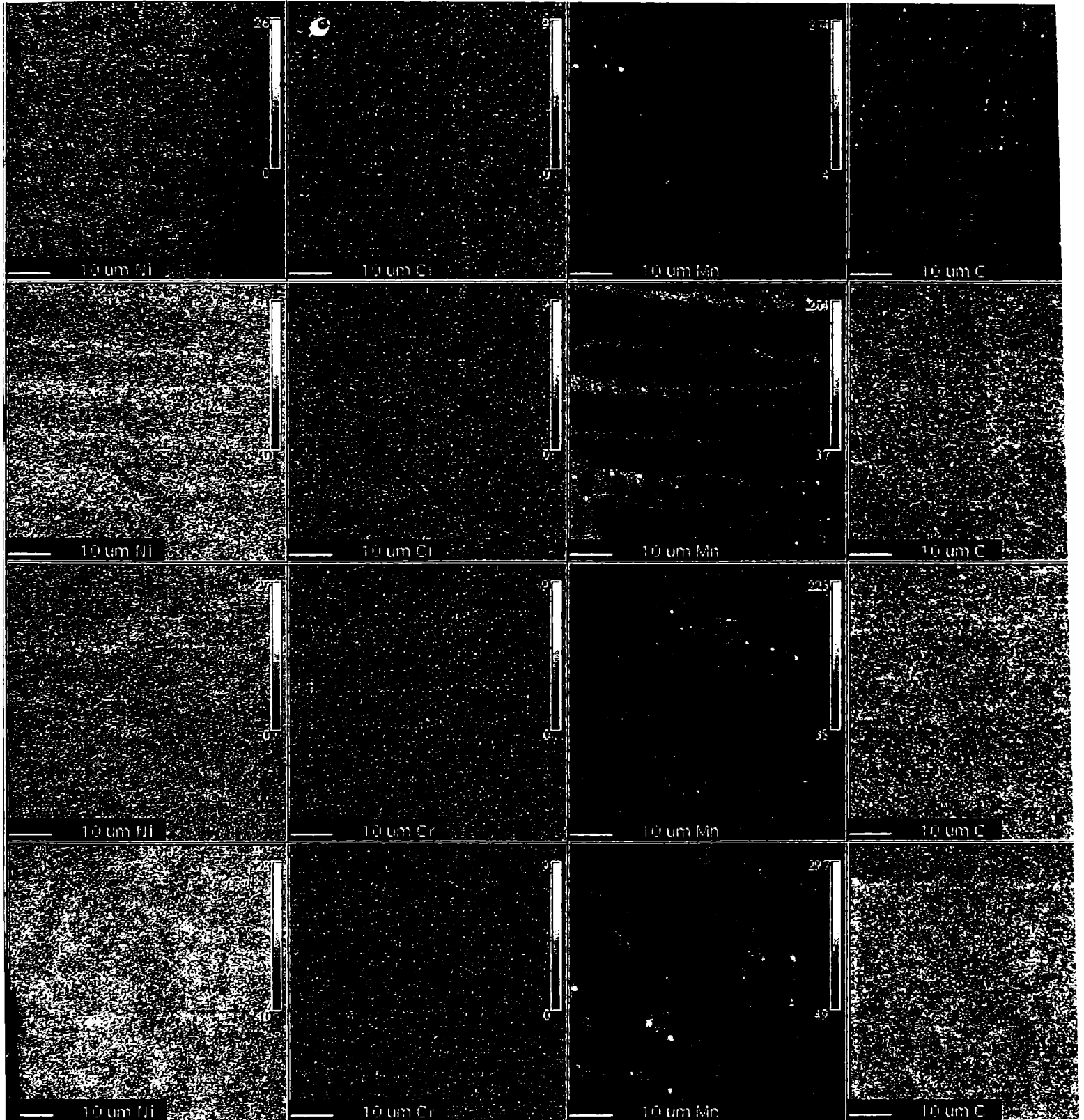
îmbunătățire. În zona de legătură strat – substrat (fig.5.20) nu apar defecte de continuitate metalică, iar microstructura conține o cantitate mică de bainită aciculară. Banda îngustă de culoare închisă din fig.5.20 c, d, e marchează difuzia ușoară a carbonului dinspre materialul de bază către materialul depus, fenomen care se declanșează în cursul procesului de sudare.

Concluzii :

- imaginile de electroni secundari reliefează prezența liniilor de alunecare și a unor particule de carburi de tipul Mn_3C ;
- investigațiile micrografice ale interfeței strat-substrat atestă o bună compatibilitate între materialul de adaos și cel de bază;
- în porțiunea metalului depus din apropierea liniei de legătură cu materialul de bază apare o micșorare a concentrației în Mn până la cca.6,30% și în Ni la cca.1,6%;
- în zona influențată termic a materialului de bază din imediata vecinătate a liniei de legătură cu materialul depus se produce o creștere a conținutului în Mn de la 1,61% la 2,96%, iar Ni, care este absent în materialul de bază, atinge 0,61%.



- a -



- b -

Fig. 5.4 Amplasarea zonelor examinate în stratul dens (a) și imaginile de repartiție

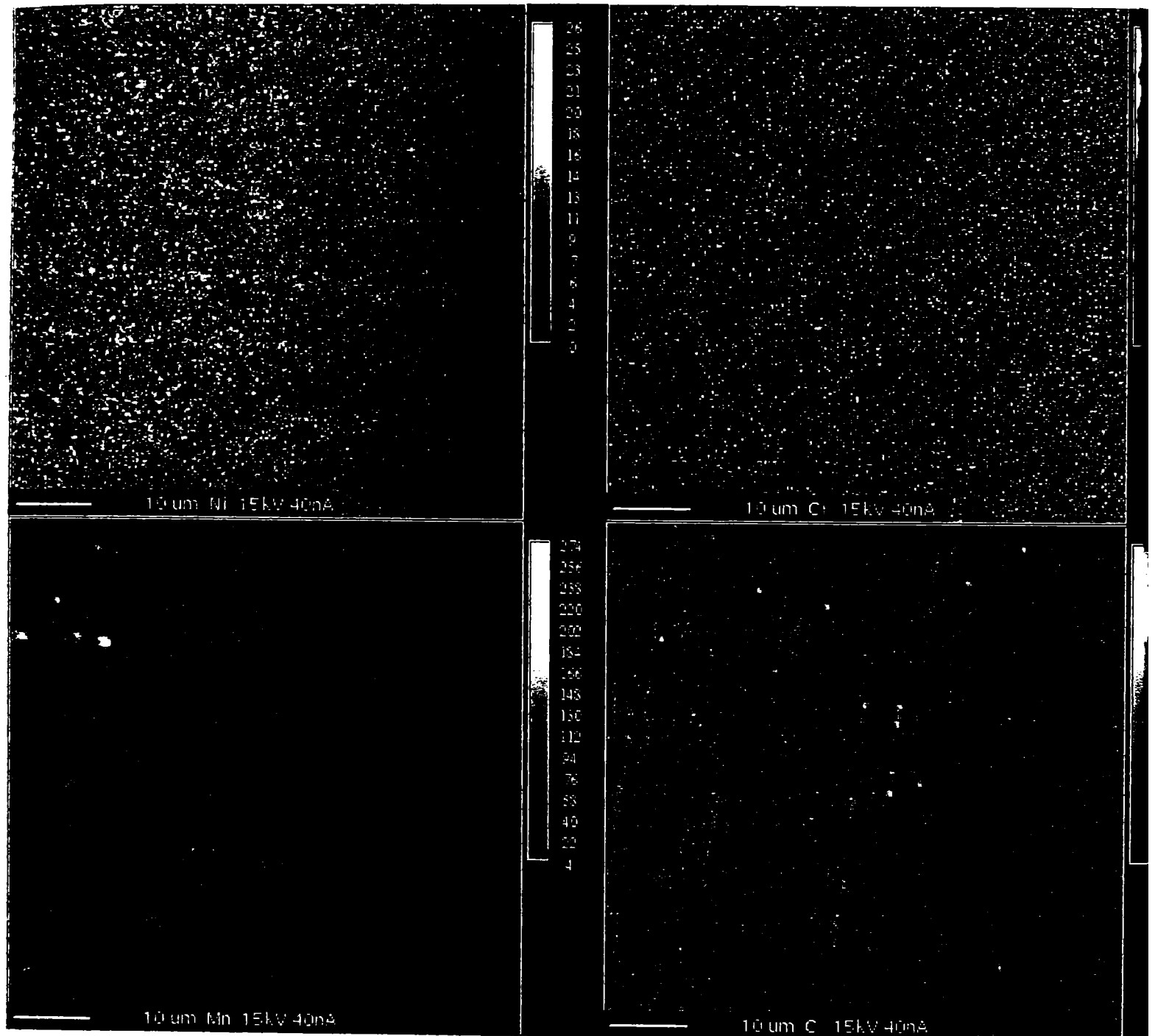


Fig. 5.5 Imaginea de raze X a repartiției Mn, Ni, Cr și C pe interfața strat – substrat (zona 1 din fig.5.4 a)

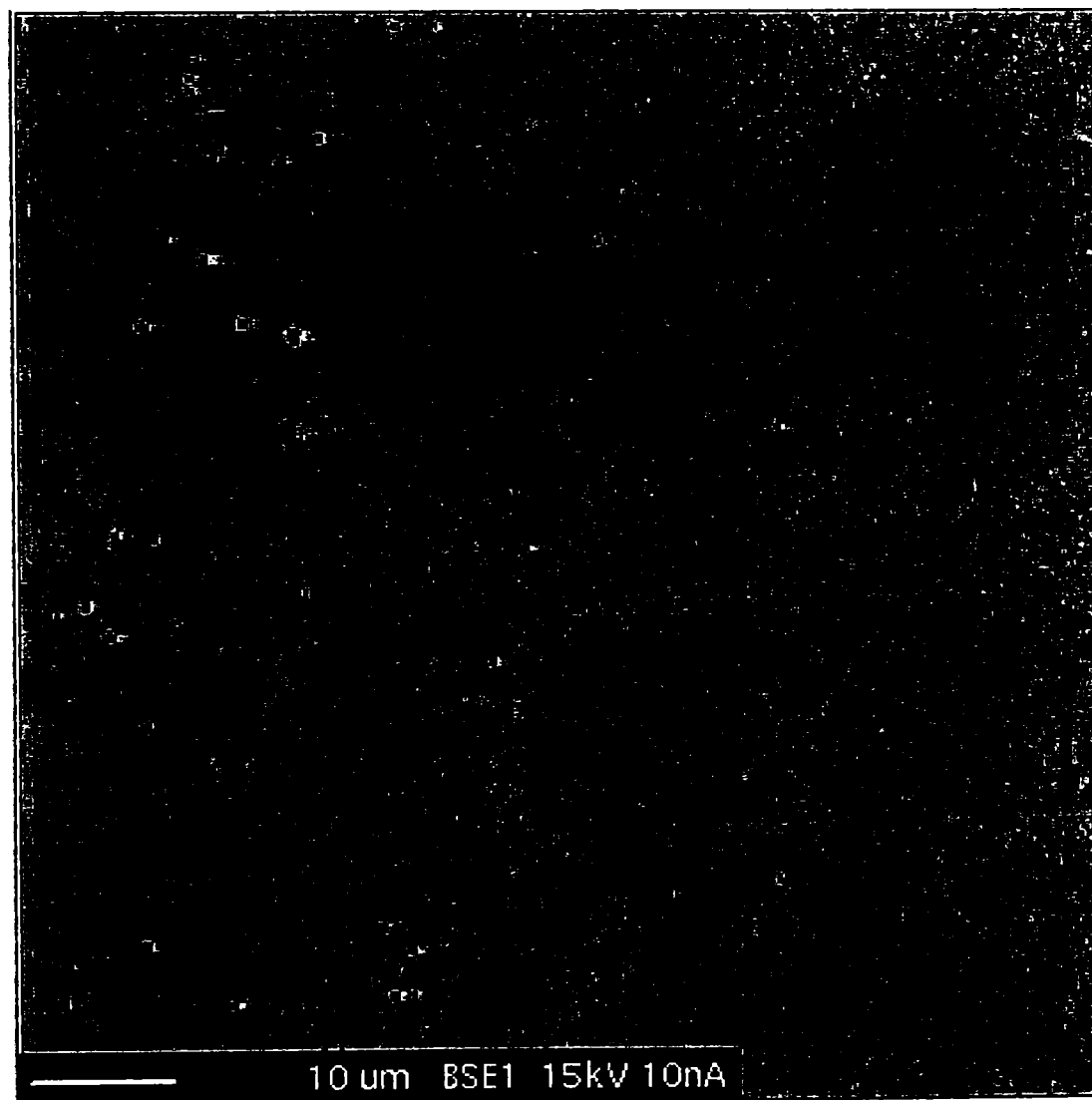


Fig. 5.6 Imaginea de electroni retrodifuzati pe interfața strat – substrat (zona 1 din fig. 5.4 a)

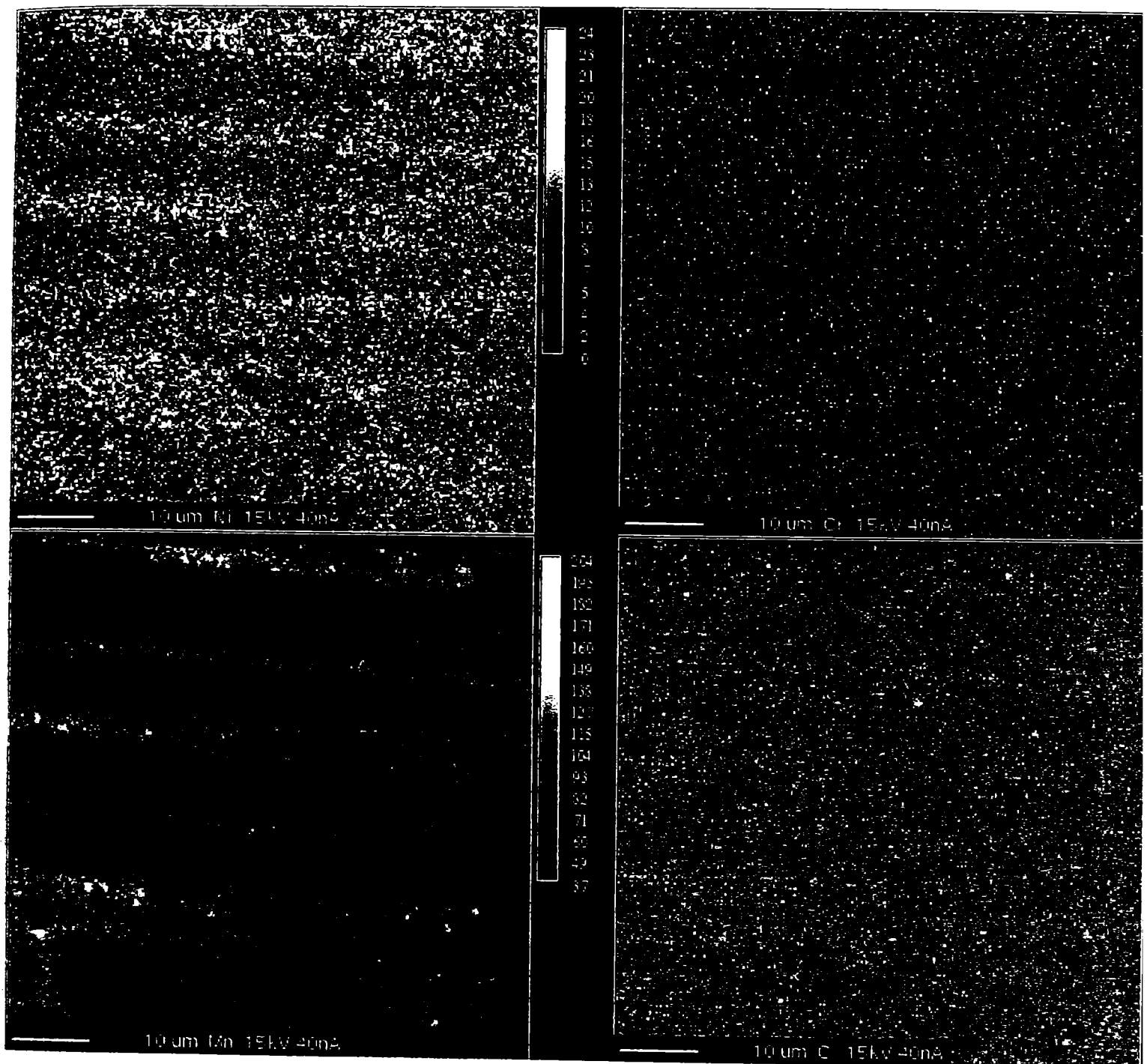


Fig. 5.7 Imaginea de raze X a repartiției Mn, Ni, Cr și C în interiorul stratului depus (zona 2 din fig. 5.4 a)

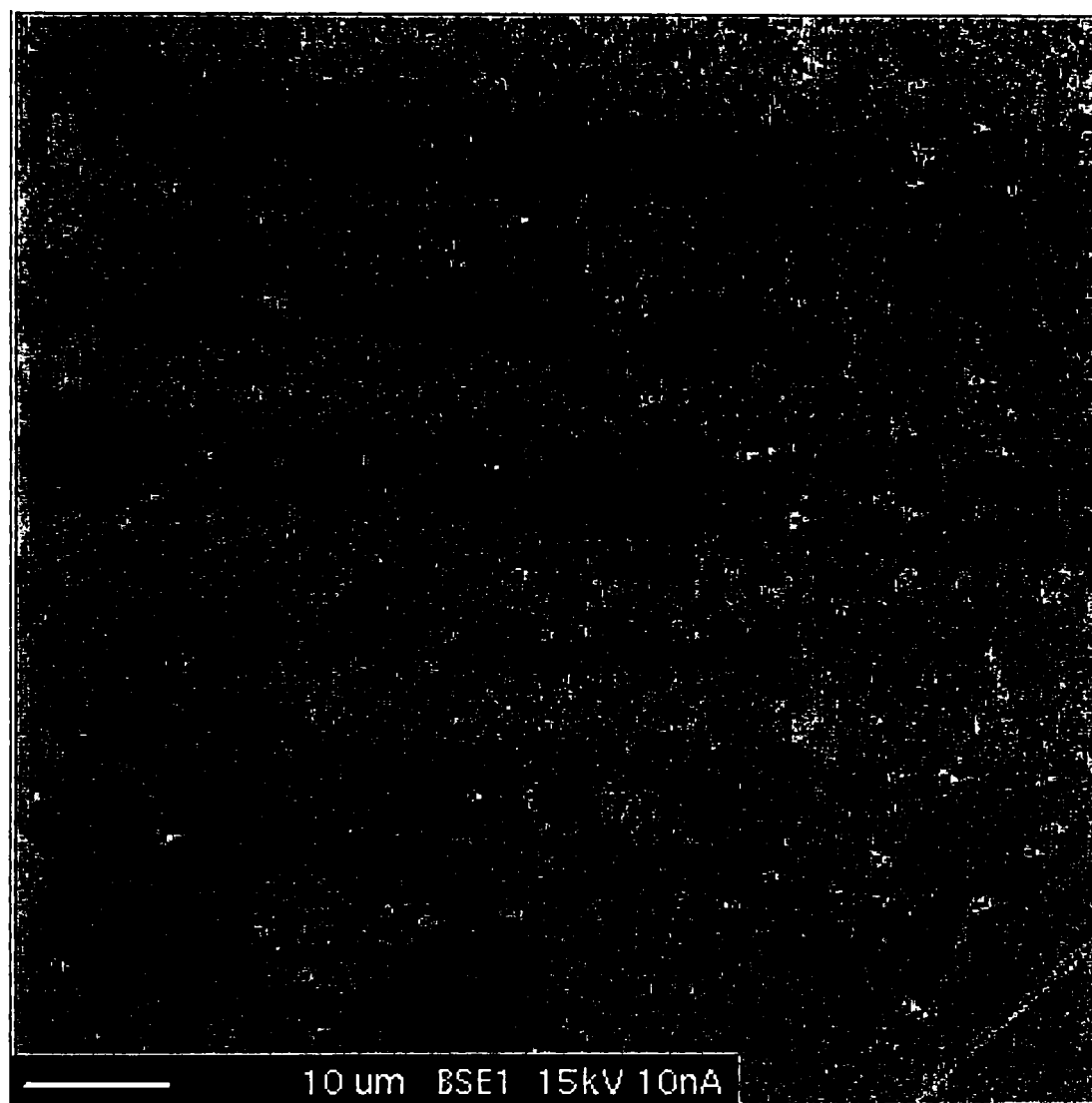


Fig. 5.8 Imaginea de electroni retrodifuzati în interiorul stratului depus (zona 2 din fig 5.4 a)

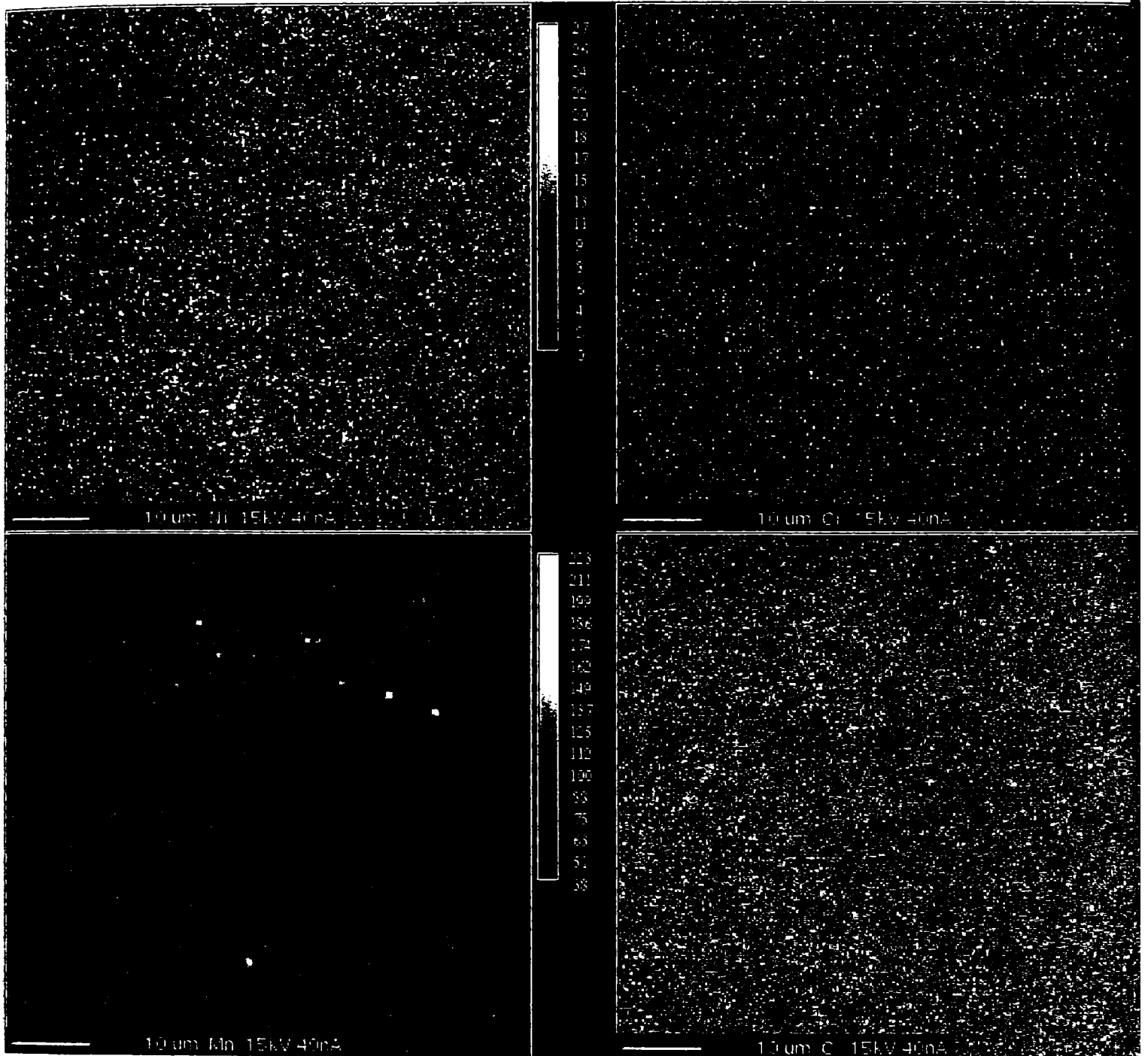


Fig. 5.9 Imaginea de raze X a repartiției Mn, Ni, Cr și C în porțiunea centrală a stratului depus (zona 3 din fig.5.4 a)

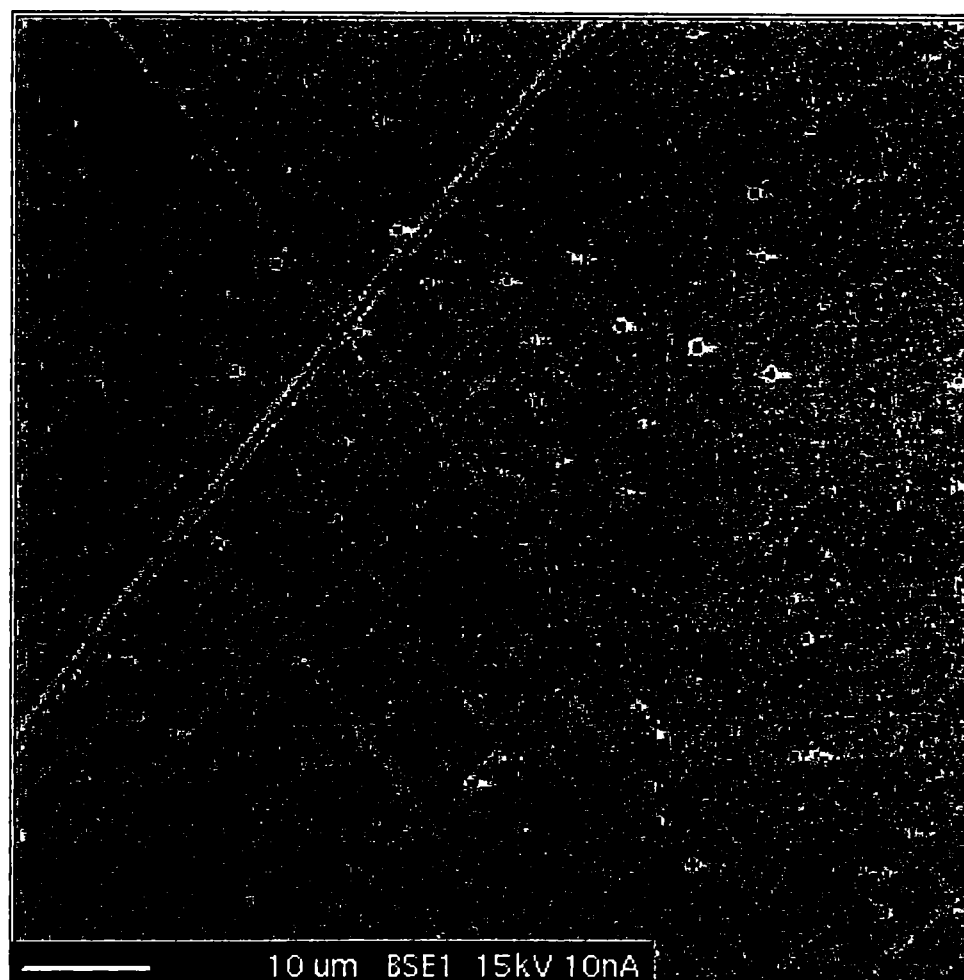


Fig. 5.10 Imaginea de electroni retrodifuzati în porțiunea centrală a stratului depus (zona 3 din fig.5.4 a)

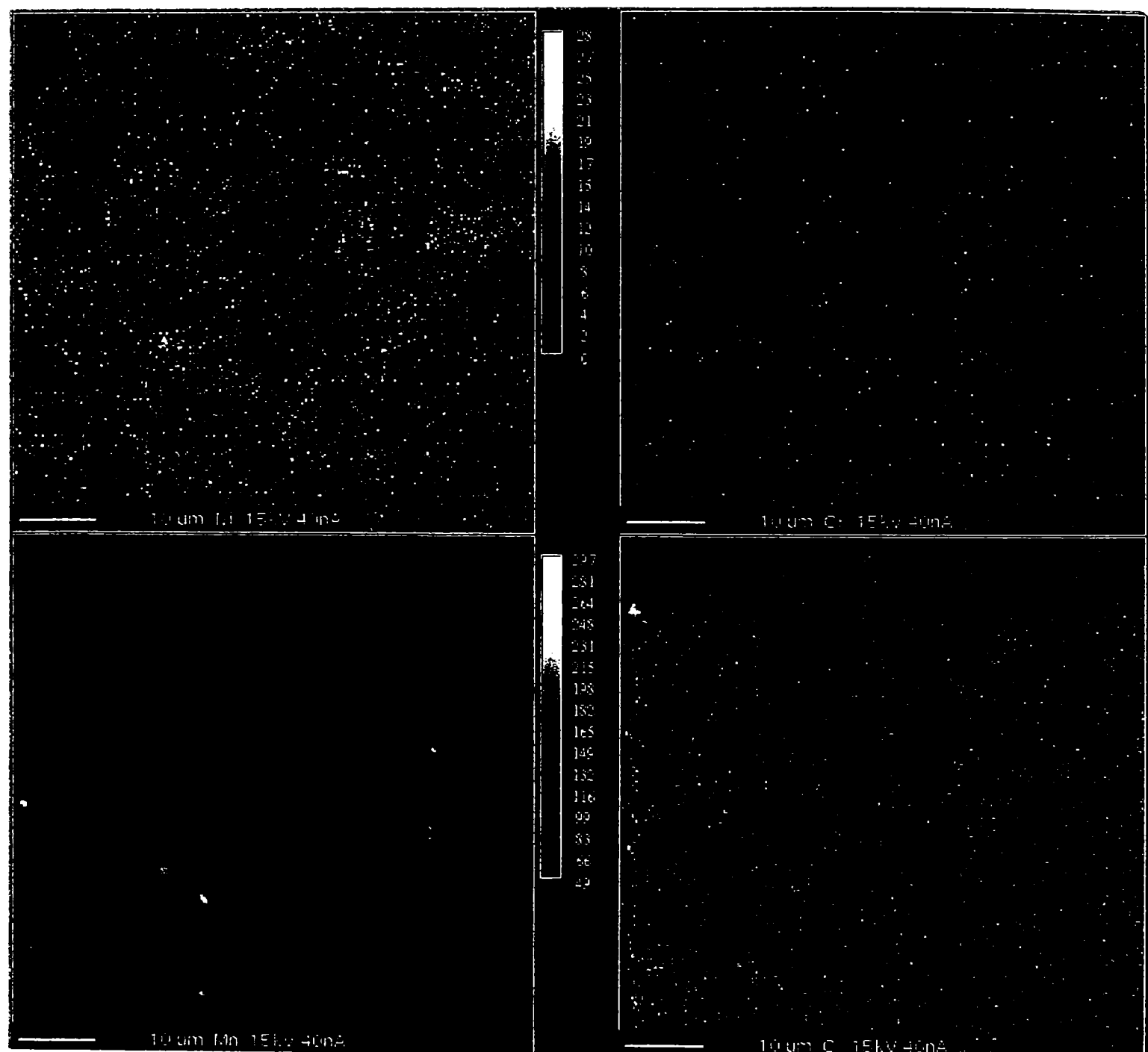


Fig. 5.11 Imaginea de raze X a repartiției Mn, Ni, Cr și C în porțiunea exterioară a stratului depus (zona 4 din fig. 5.4 a)

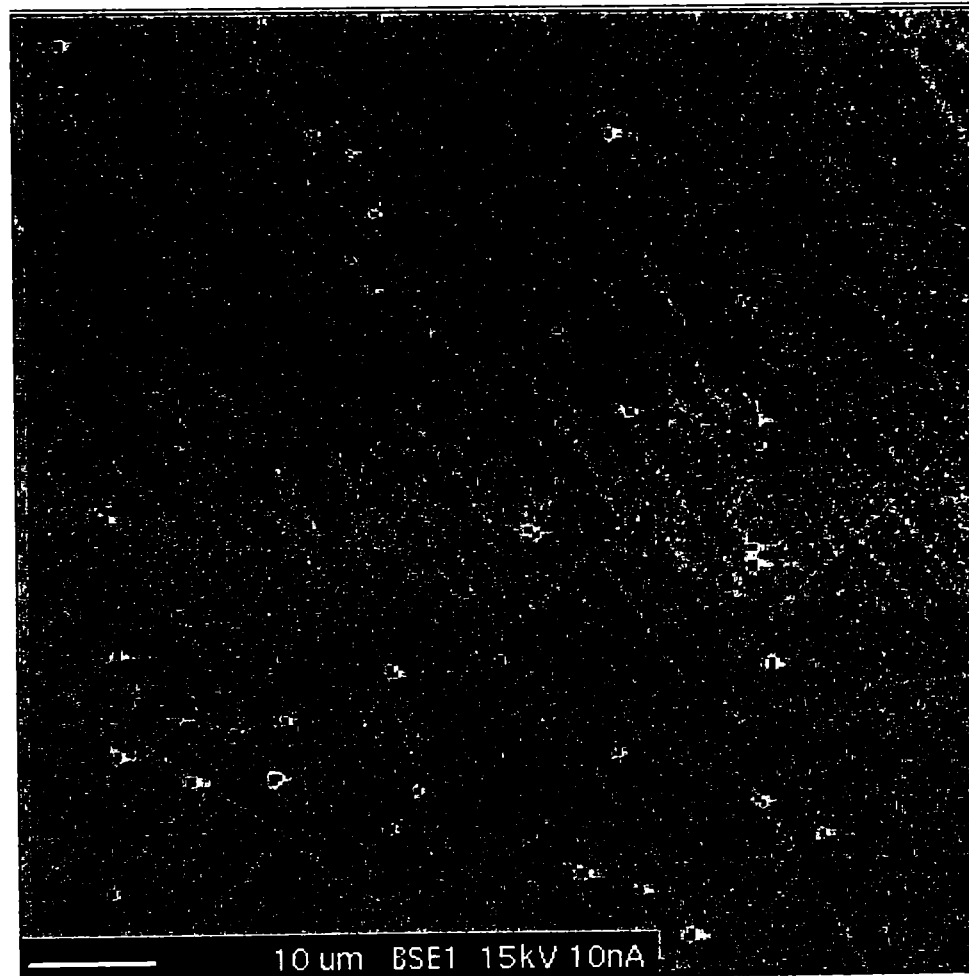
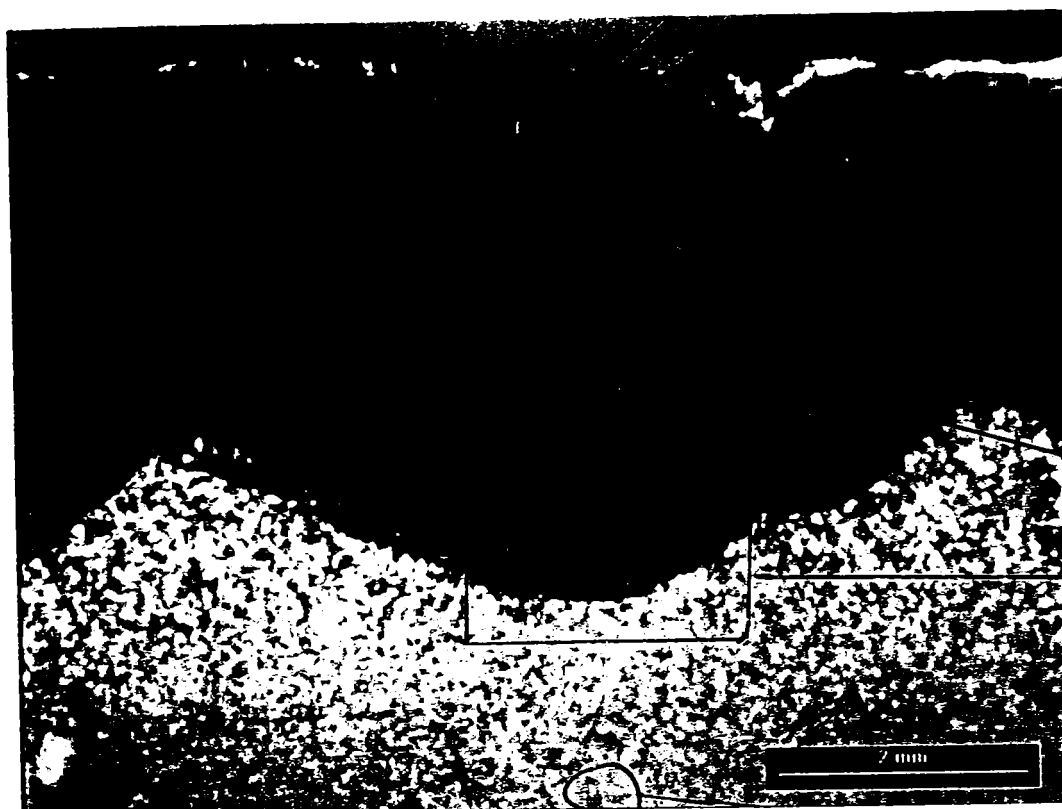


Fig. 5.12 Imaginea de electroni retrodifuzati în porțiunea exterioară a stratului depus (zona 4 din fig. 5.4 a)

MD – zona exterioară



MD – zona centr

zona de legatură

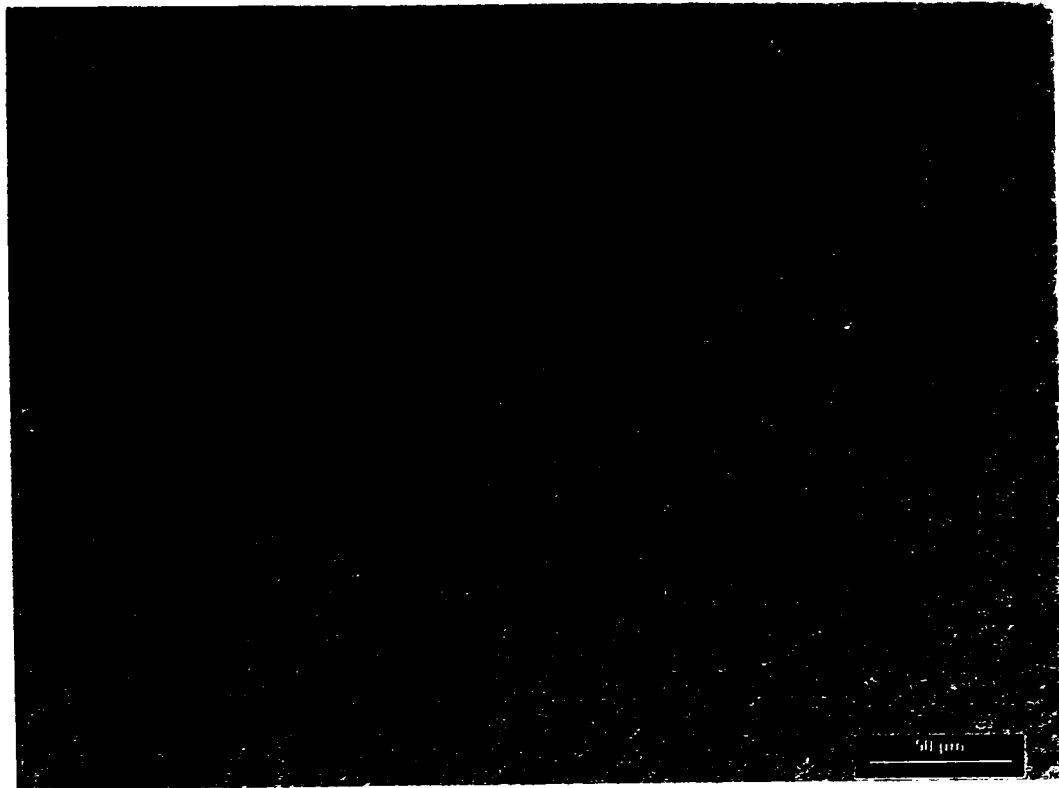
MD - MB

a- 16 : 1



b- 16 : 1

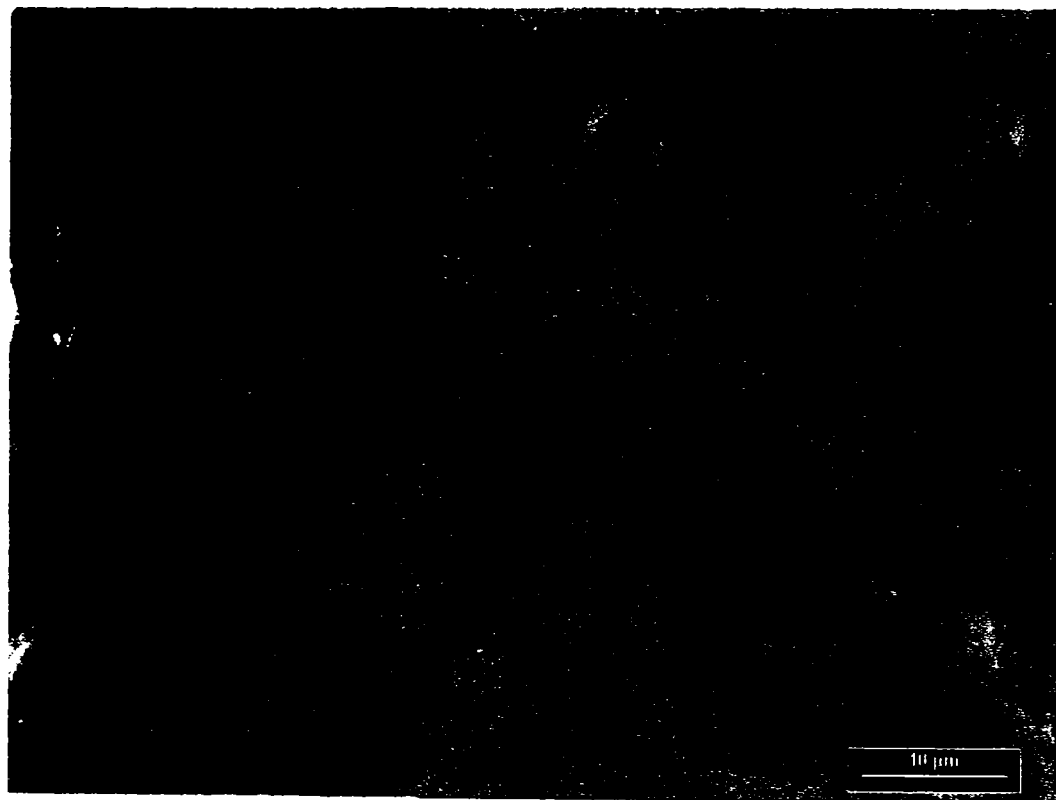
Fig. 5.13 Două imagini micrografice în lumină polarizată ale unei secțiuni strat – substrat cu poziționarea microzonelor de analiză a compoziției chimice



a- 200 : 1



b- 500 : 1



c- 1000 : 1

Fig. 5.14 Imaginea micrografică în lumină polarizată a zonei exterioare a stratului depus: a-200:1; b-500:1; c-1000:1

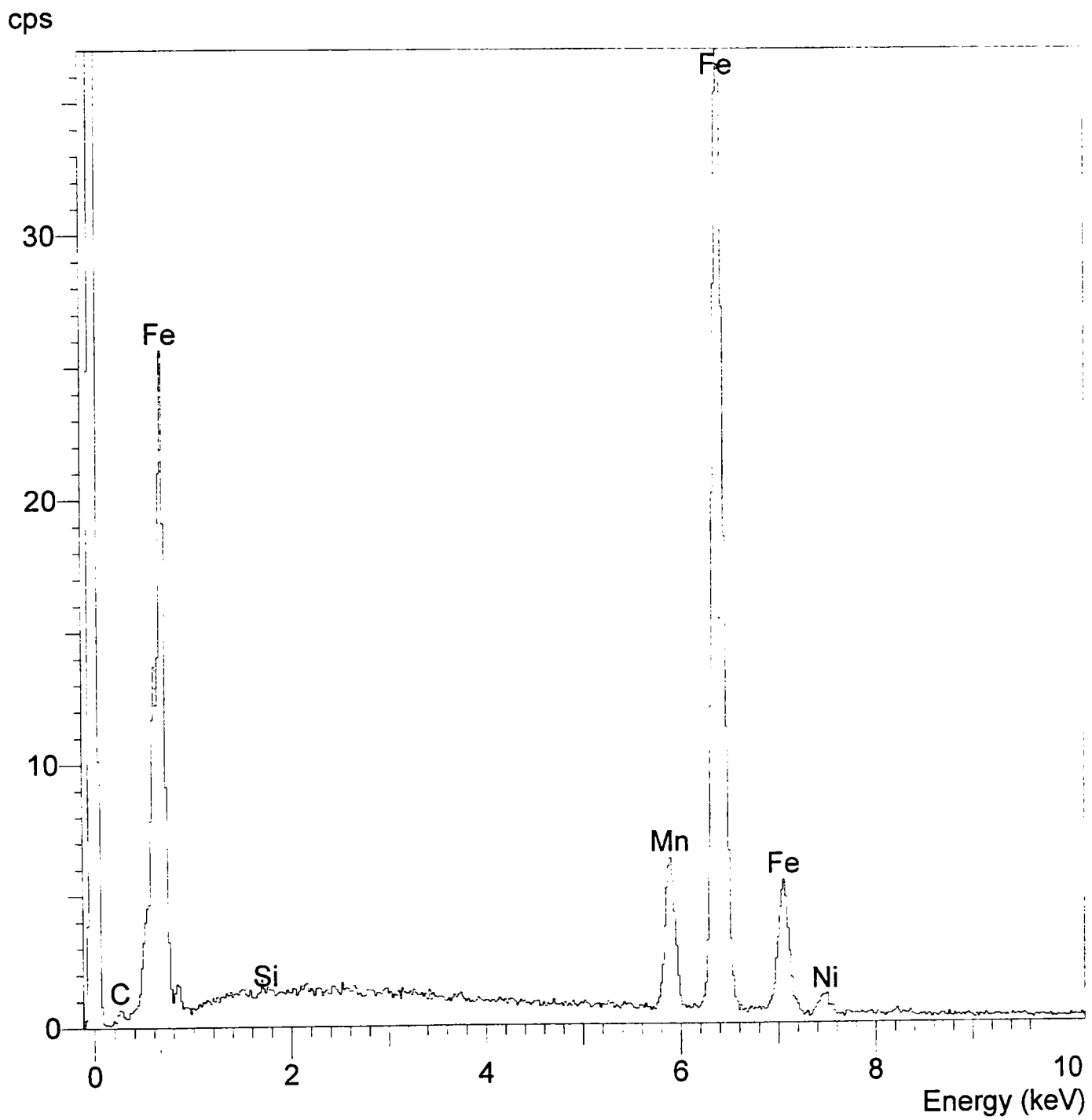


Fig. 5.15 Spectrul dispersiei în energie a razelor X la analiza unei microsufete
din zona exterioară a metalului depus

**Tabelul 5.2 Rezultatele analizei chimice a unei microsuprafețe
din zona exterioară a metalului depus**

System resolution = 62 eV

Quantitative method: Phi-Rho-Z (2 iterations).
Analysed all elements and normalised results.

Standards :

Si K	Quartz 15/02/94
Cr K	Cr 15/02/94
Mn K	Mn 15/02/94
Fe K	Fe 15/02/94
Ni K	Ni 15/02/94

Elmt	Spect. Type	Element %	Atomic %
Si K	ED	0.18	0.36
Cr K	ED	0.00*	0.01*
Mn K	ED	10.72	10.88
Fe K	ED	85.75	85.59
Ni K	ED	3.34	3.17
Total		100.00	100.00

* = <2 Sigma

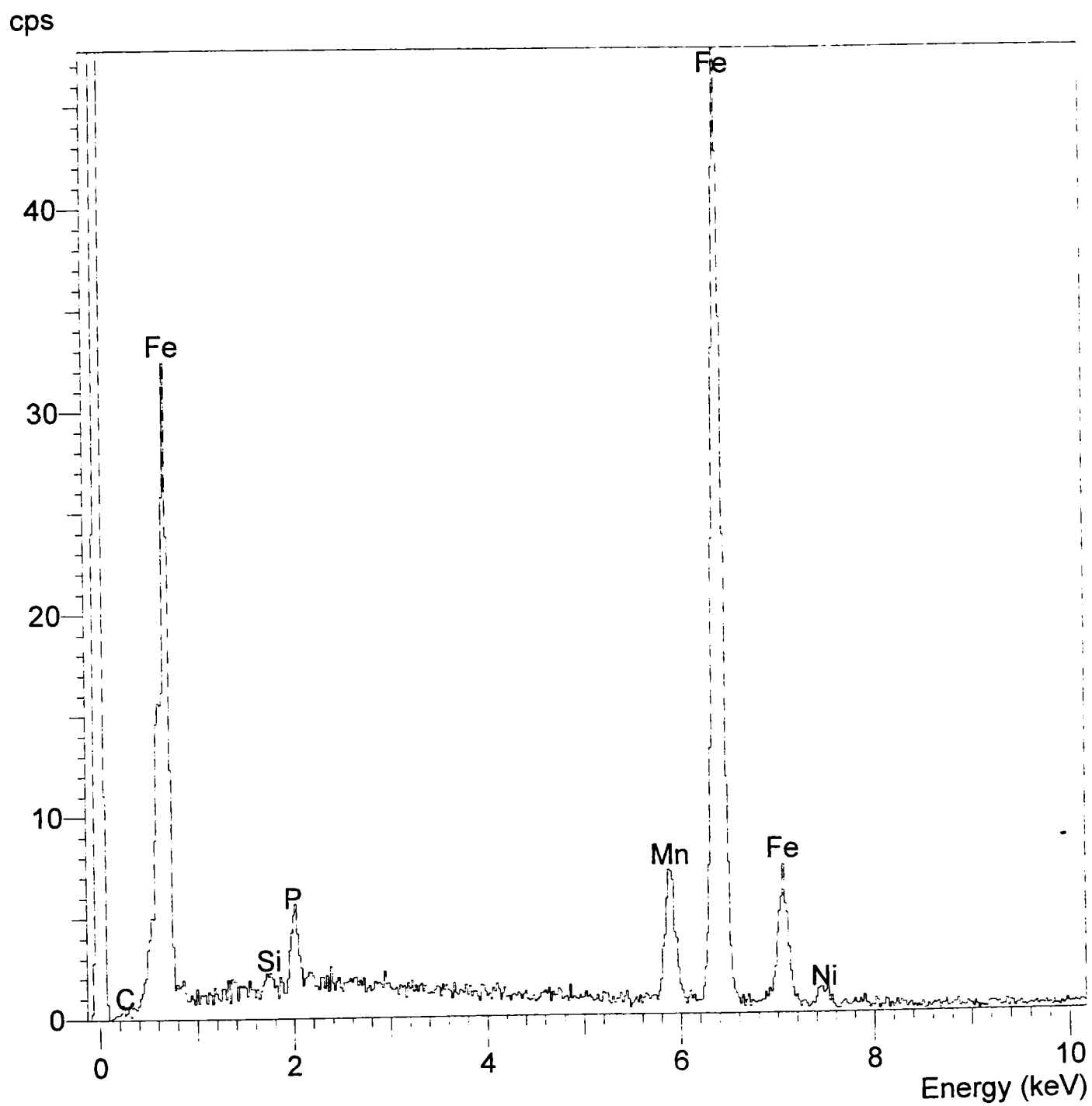


Fig. 5.16 Spectrul dispersiei în energie a razelor X la analiza unui cristal de soluție solidă din zona exterioară a metalului depus

**Tabelul 5.3 Rezultatele analizei chimice a unui cristal de soluție solidă
din zona exterioară a metalului depus**

System resolution = 62 eV

Quantitative method: Phi-Rho-Z (2 iterations).
Analysed all elements and normalised results.

Standards :

Si K	Quartz	15/02/94
P K	GaP	15/02/94
Cr K	Cr	15/02/94
Mn K	Mn	15/02/94
Fe K	Fe	15/02/94
Ni K	Ni	15/02/94

Elmt	Spect. Type	Element %	Atomic %
Si K	ED	0.40	0.78
P K	ED	1.36	2.41
Cr K	ED	0.19*	0.20*
Mn K	ED	9.56	9.58
Fe K	ED	85.17	83.91
Ni K	ED	3.32	3.11
Total		100.00	100.00

* = <2 Sigma

**Tabelul 5.4 Rezultatele analizei chimice a unui alt cristal de soluție solidă
din zona exterioară a metalului depus**

System resolution = 62 eV

Quantitative method: Phi-Rho-Z (2 iterations).
Analysed all elements and normalised results.

Standards :

Si K	Quartz 15/02/94
P K	GaP 15/02/94
Cr K	Cr 15/02/94
Mn K	Mn 15/02/94
Fe K	Fe 15/02/94
Ni K	Ni 15/02/94

Elmt	Spect. Type	Element %	Atomic %
Si K	ED	0.20	0.39
P K	ED	3.61	6.30
Cr K	ED	0.14*	0.15*
Mn K	ED	13.55	13.35
Fe K	ED	79.20	76.77
Ni K	ED	3.29	3.04
Total		100.00	100.00

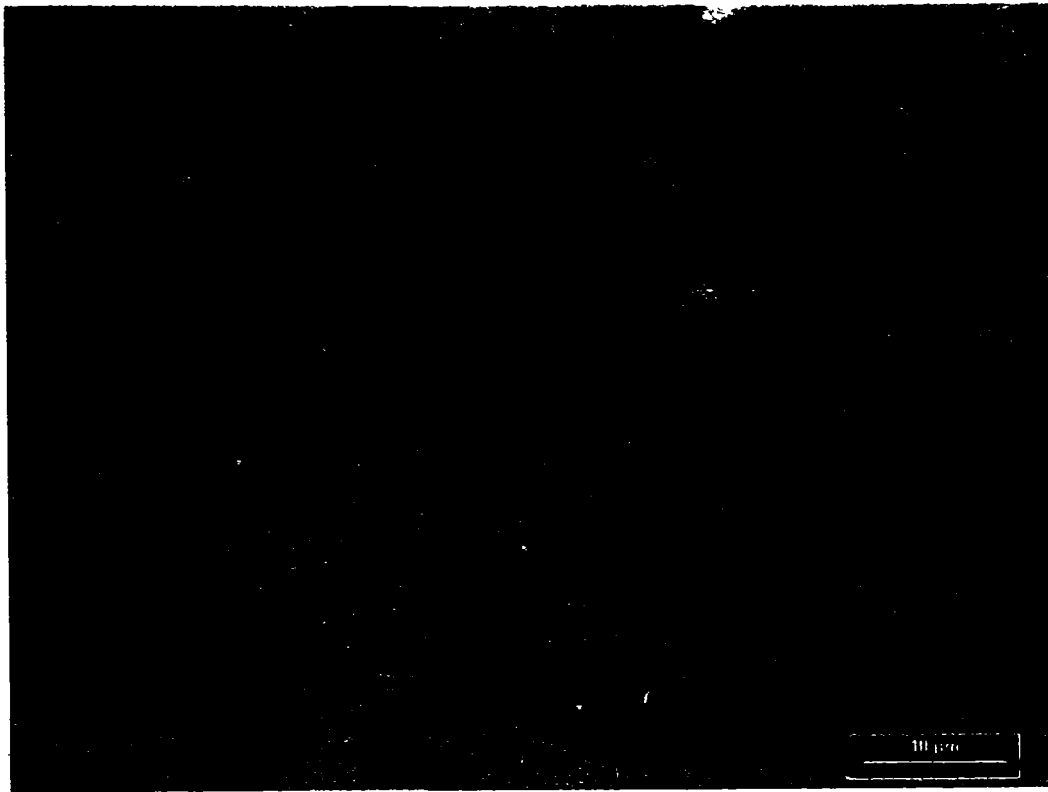
* = <2 Sigma



a- 200 : 1



b- 500 : 1



c- 1000 : 1

Fig. 5.17 Imaginea micrografică în lumină polarizată a zonei centrale a stratului depus: a-200:1; b-500:1; c-1000:1

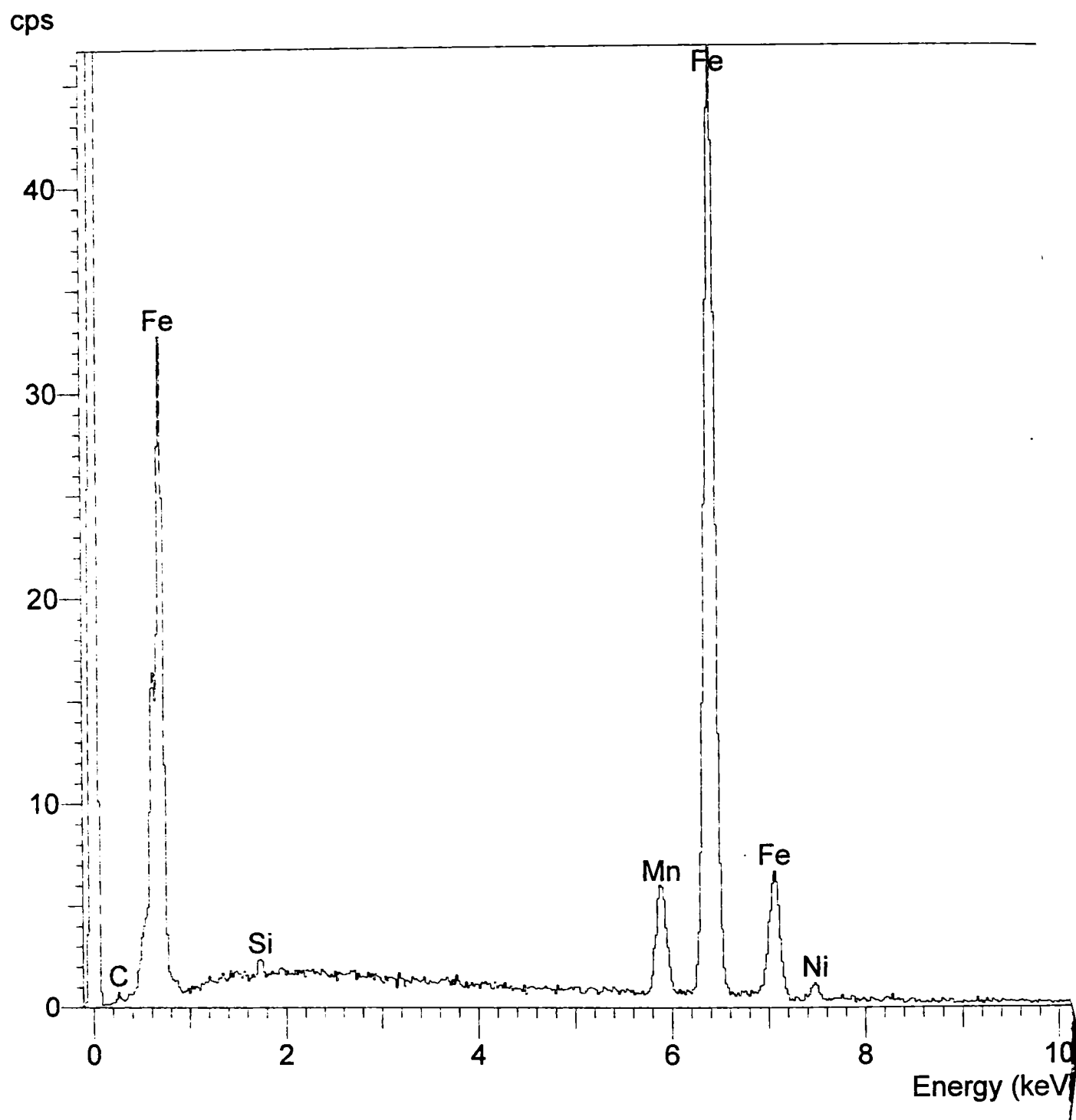


Fig. 5.18 Spectrul dispersiei în energie a razelor X la analiza unei microsuprafețe din zona centrală a metalului depus

**Tabelul 5.5 Rezultatele analizei chimice a unei microsuprafețe
din zona centrală a metalului depus**

System resolution = 62 eV

Quantitative method: Phi-Rho-Z (2 iterations).
Analysed all elements and normalised results.

Standards :

Si K	Quartz	15/02/94
Cr K	Cr	15/02/94
Mn K	Mn	15/02/94
Fe K	Fe	15/02/94
Ni K	Ni	15/02/94

Elmt	Spect. Type	Element %	Atomic %
Si K	ED	0.30	0.59
Cr K	ED	0.02*	0.03*
Mn K	ED	8.45	8.56
Fe K	ED	88.55	88.28
Ni K	ED	2.68	2.54
Total		100.00	100.00

* = <2 Sigma

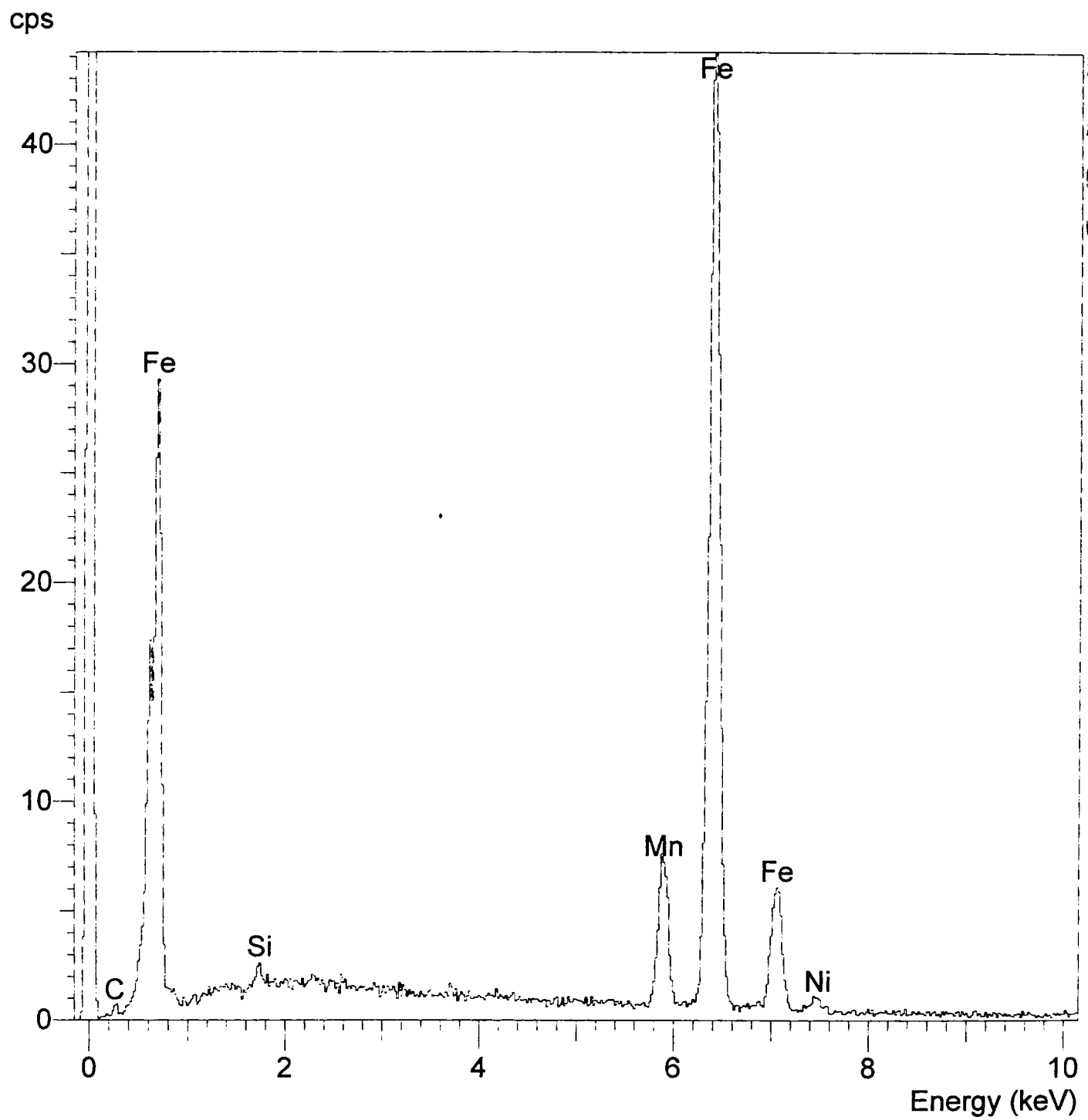


Fig. 5.19 Spectrul dispersiei în energie a razelor X la analiza unui cristal de soluție solidă din zona centrală a metalului depus

**Tablul 5.6 Rezultatele analizei chimice a unui cristal de soluție solidă
din zona centrală a metalului depus**

System resolution = 62 eV

Quantitative method: Phi-Rho-Z (2 iterations).
Analysed all elements and normalised results.

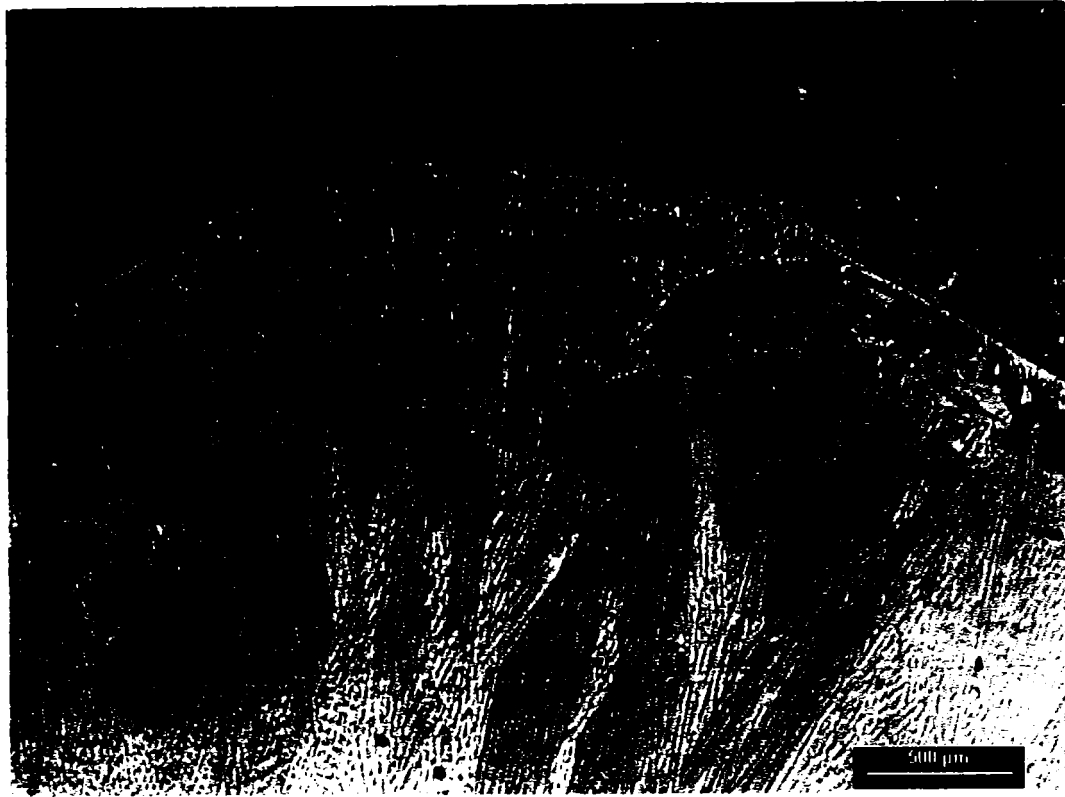
1 peak possibly omitted: 12.38 keV

Standards :

Si K	Quartz 15/02/94
Cr K	Cr 15/02/94
Mn K	Mn 15/02/94
Fe K	Fe 15/02/94
Ni K	Ni 15/02/94

Elmt	Spect. Type	Element %	Atomic %
Si K	ED	0.39	0.77
Cr K	ED	0.02*	0.03*
Mn K	ED	11.06	11.19
Fe K	ED	86.62	86.21
Ni K	ED	1.91	1.81
Total		100.00	100.00

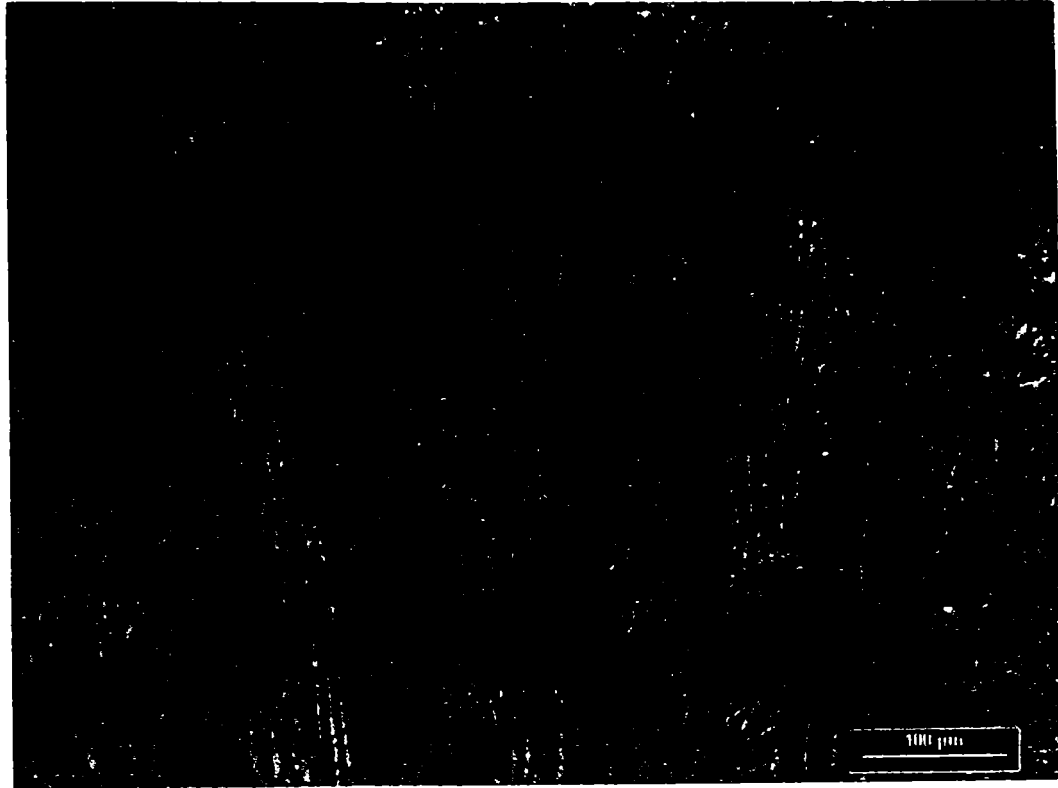
* = <2 Sigma



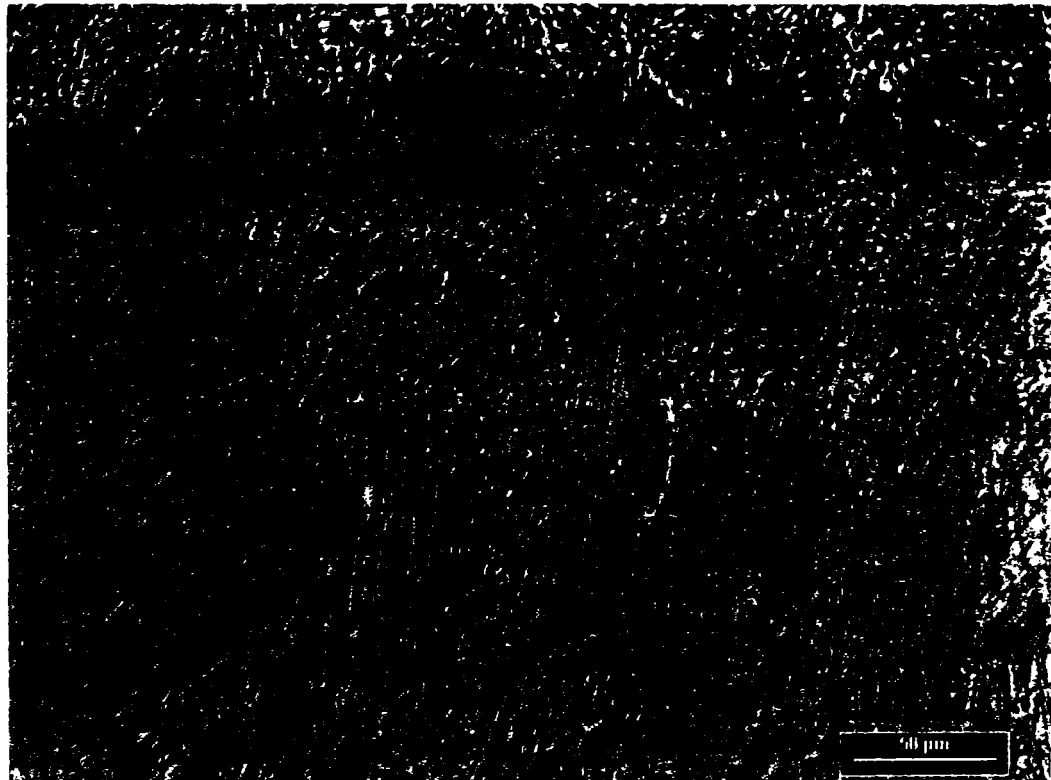
a- 20 : 1



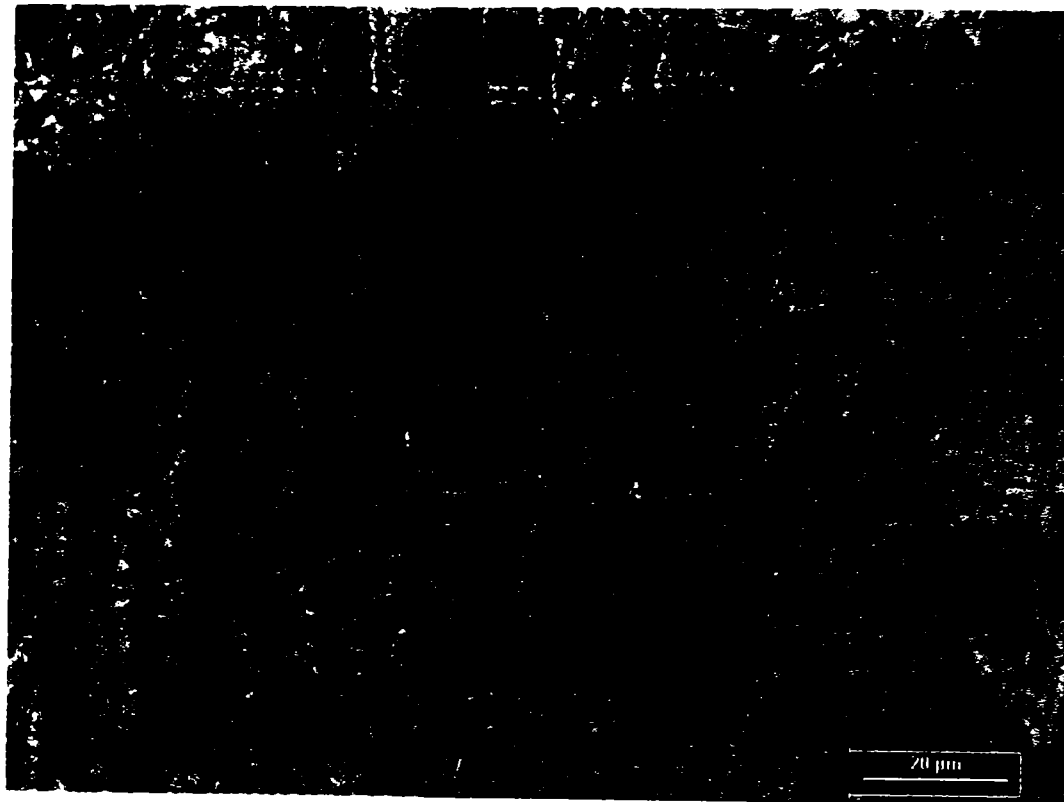
b- 50 : 1



c- 100 : 1



d- 200 : 1



e- 500 : 1



f- 1000 : 1

Fig. 5.20 Imaginea micrografică în lumină polarizată a zonei de legătură strat – substrat: a-20:1; b-50:1; c-100:1; d- 200:1; e- 500:1; f- 1000:1

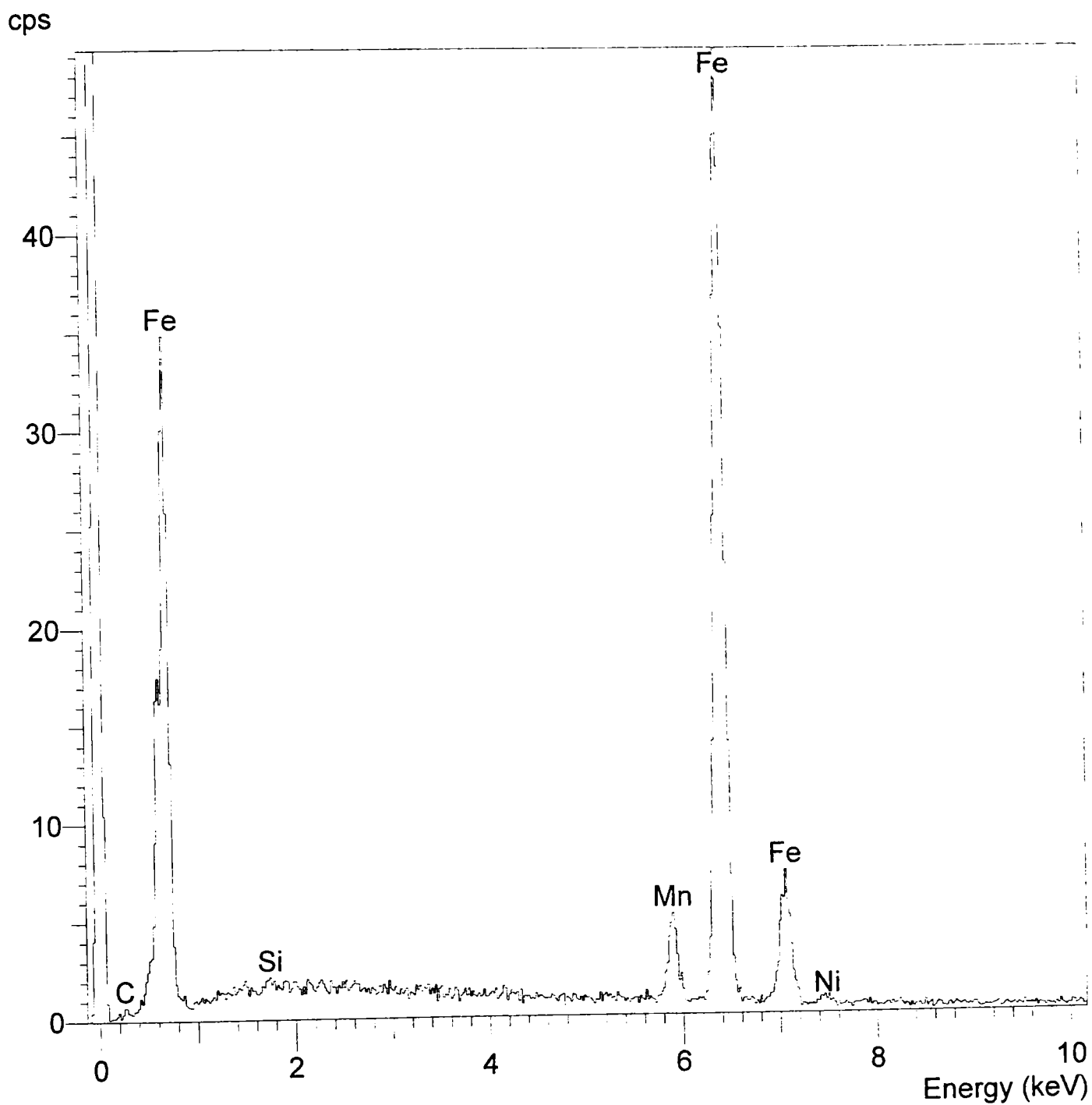


Fig. 5.21 Spectrul dispersiei în energie a razelor X la analiza unui cristal de soluție solidă din stratul depus în apropierea liniei de legătură cu MB

**Tabelul 5.7 Rezultatele analizei chimice a unui cristal de soluție solidă
din stratul depus în apropierea liniei de legătură cu MB**

System resolution = 62 eV

Quantitative method: Phi-Rho-Z (2 iterations).
Analysed all elements and normalised results.

Standards :

Si K	Quartz	15/02/94
Cr K	Cr	15/02/94
Mn K	Mn	15/02/94
Fe K	Fe	15/02/94
Ni K	Ni	15/02/94

Elmt	Spect. Type	Element %	Atomic %
Si K	ED	0.23	0.46
Cr K	ED	-0.14*	-0.15*
Mn K	ED	6.30	6.39
Fe K	ED	91.99	91.77
Ni K	ED	1.61	1.53
Total		100.00	100.00

* = <2 Sigma

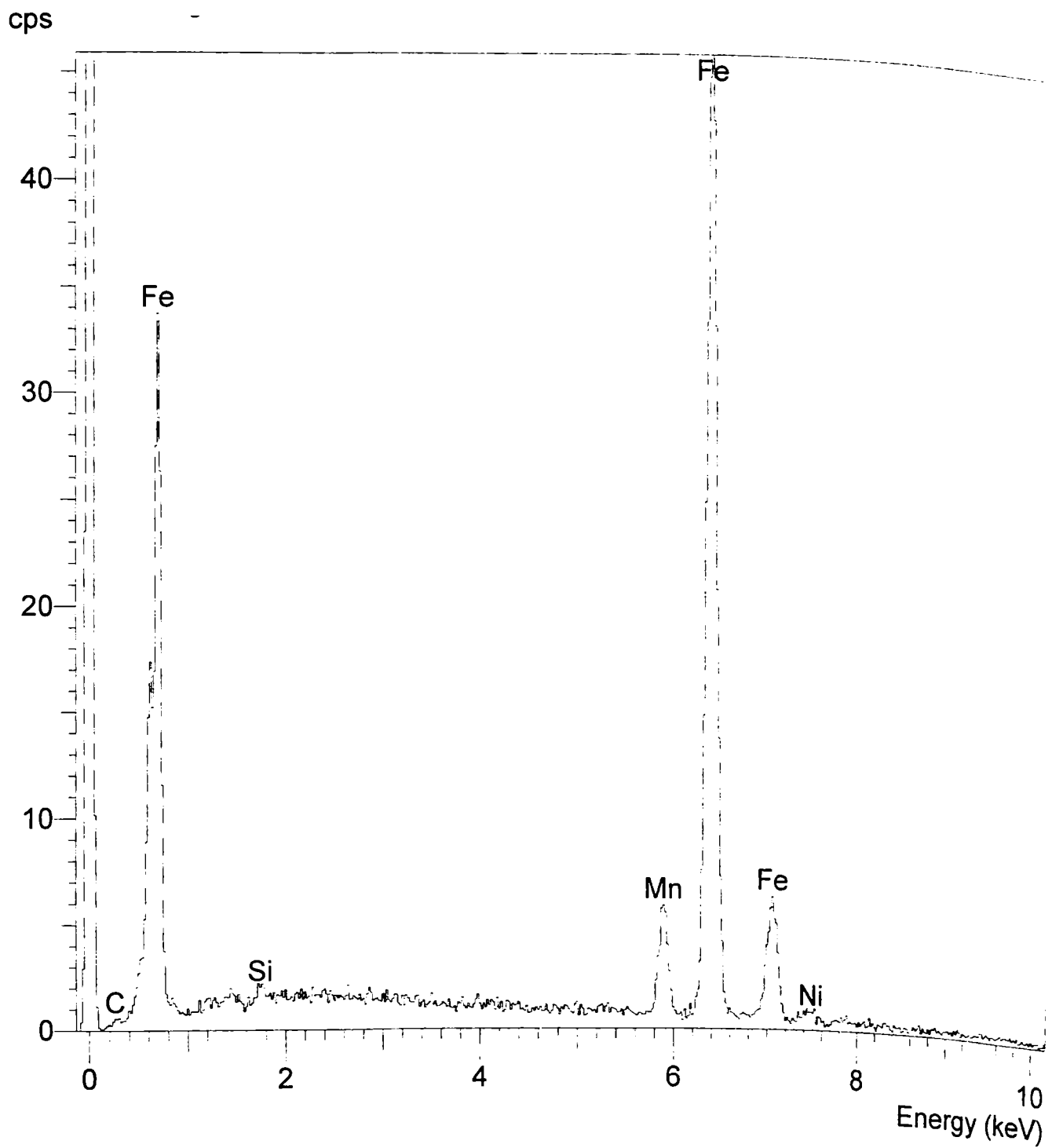


Fig. 5.22 Spectrul dispersiei în energie a razelor X la analiza unui alt cristal de soluție solidă din stratul depus în apropierea liniei de legătură cu MB

**Tabelul 5.8 Rezultatele analizei chimice a unui alt cristal de soluție solidă
din stratul depus în apropierea liniei de legătură cu MB**

System resolution = 62 eV

Quantitative method: Phi-Rho-Z (2 iterations).
Analysed all elements and normalised results.

Standards :

Si K	Quartz 15/02/94
Cr K	Cr 15/02/94
Mn K	Mn 15/02/94
Fe K	Fe 15/02/94
Ni K	Ni 15/02/94

Elmt	Spect. Type	Element %	Atomic %
Si K	ED	0.41	0.81
Cr K	ED	-0.15*	-0.16*
Mn K	ED	8.29	8.39
Fe K	ED	89.85	89.45
Ni K	ED	1.60	1.51
Total		100.00	100.00

* = <2 Sigma

**Tabelul 5.9 Rezultatele analizei chimice a unei microporțiuni
din ZIT adiacentă liniei de fuziune**

System resolution = 62 eV

Quantitative method: Phi-Rho-Z (2 iterations).
Analysed all elements and normalised results.

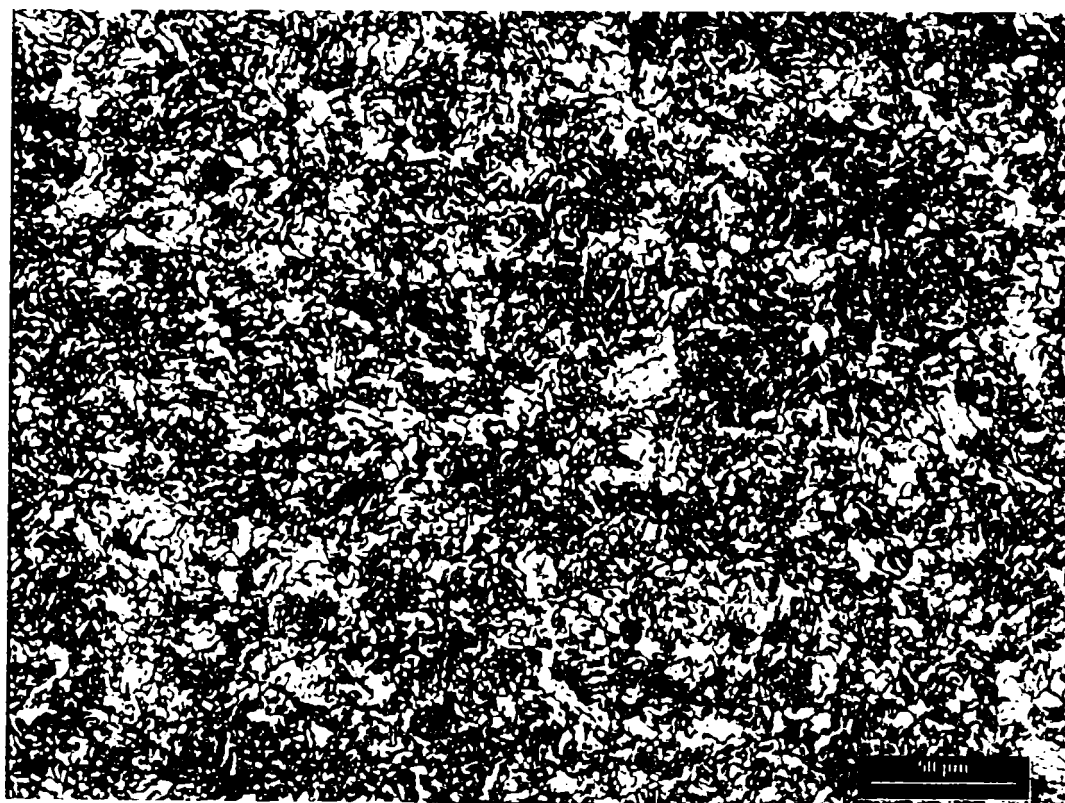
1 peak possibly omitted: 11.78 keV

Standards :

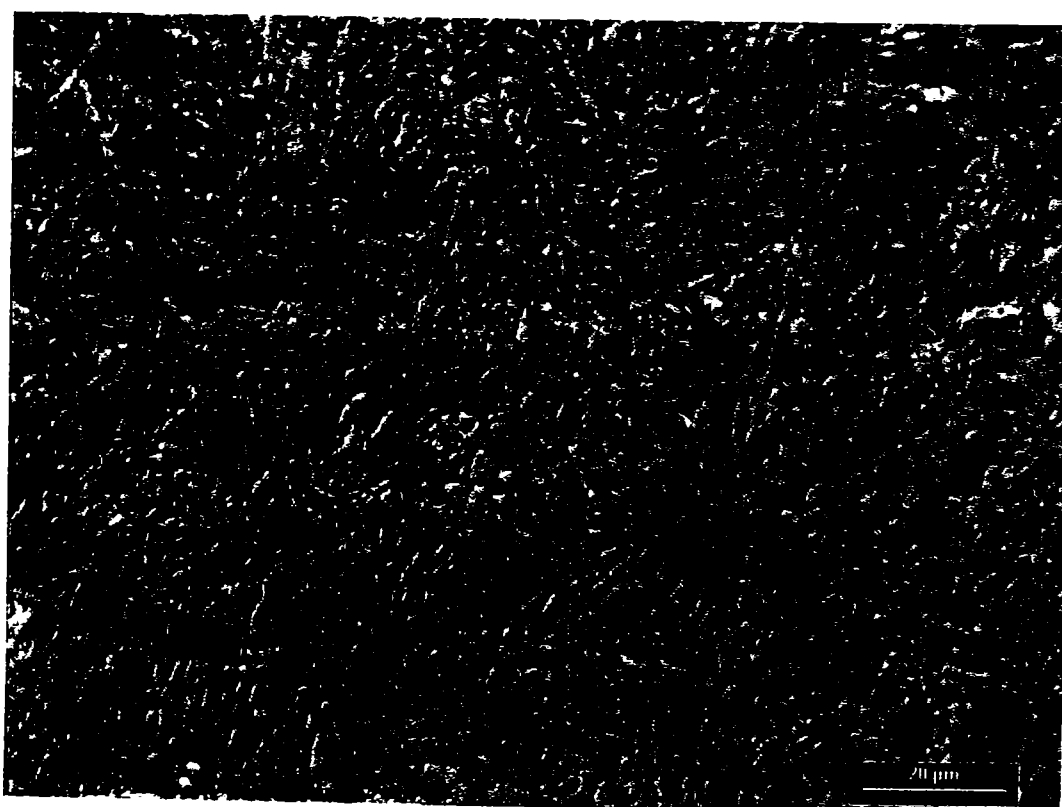
Si K	Quartz	15/02/94
Cr K	Cr	15/02/94
Mn K	Mn	15/02/94
Fe K	Fe	15/02/94
Ni K	Ni	15/02/94

Elmt	Spect. Type	Element %	Atomic %
Si K	ED	0.79	1.55
Cr K	ED	-0.01*	-0.01*
Mn K	ED	2.96	2.99
Fe K	ED	95.65	94.90
Ni K	ED	0.61*	0.58*
Total		100.00	100.00

* = <2 Sigma



a- 200 : 1

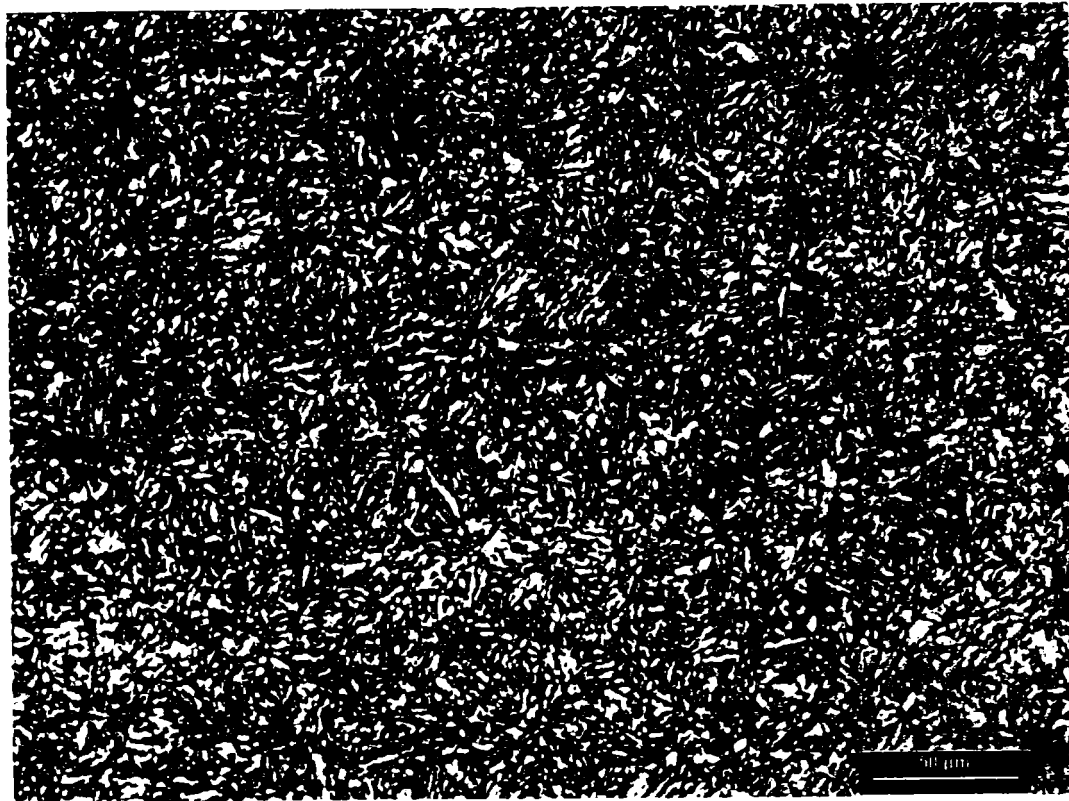


b- 500 : 1

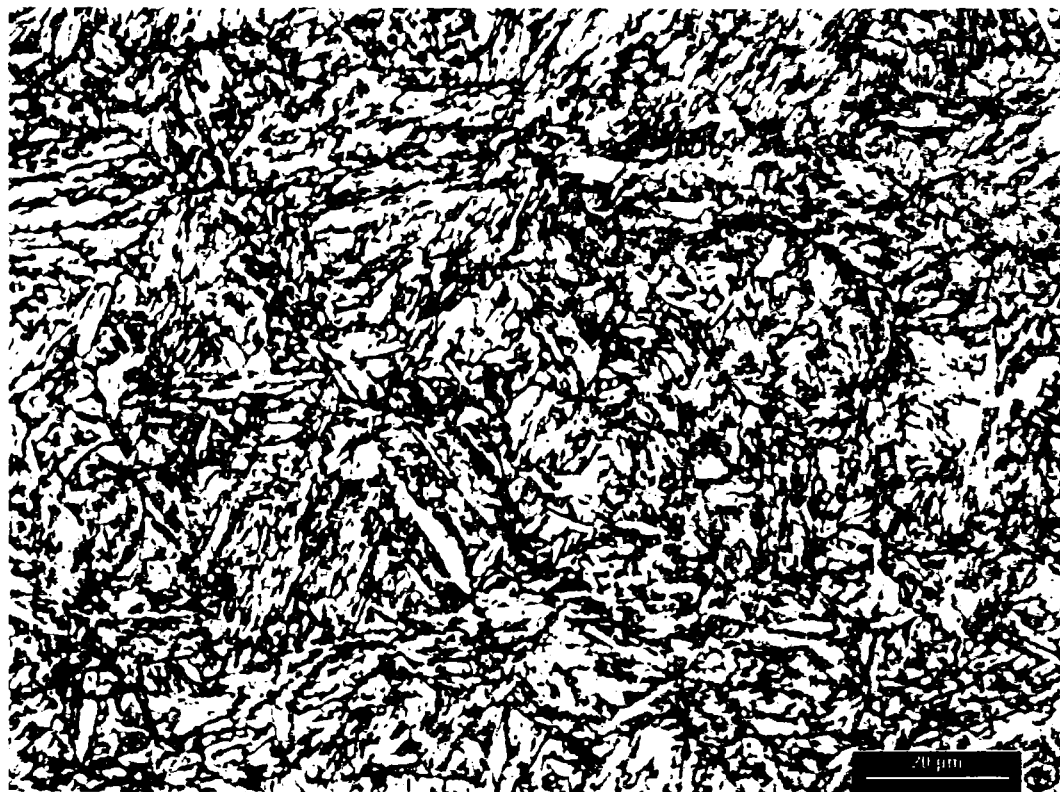


c- 1000 : 1

Fig. 5.23 Imaginea micrografică în lumină polarizată a zonei influențate termic a metalului de bază: a-200:1; b-500:1; c-1000:1



a- 200 : 1



b- 500 : 1



c- 1000 : 1

Fig.5.24 Imaginea micrografică în lumină polarizată a metalului
de bază: a-200:1; b-500:1; c-1000:1

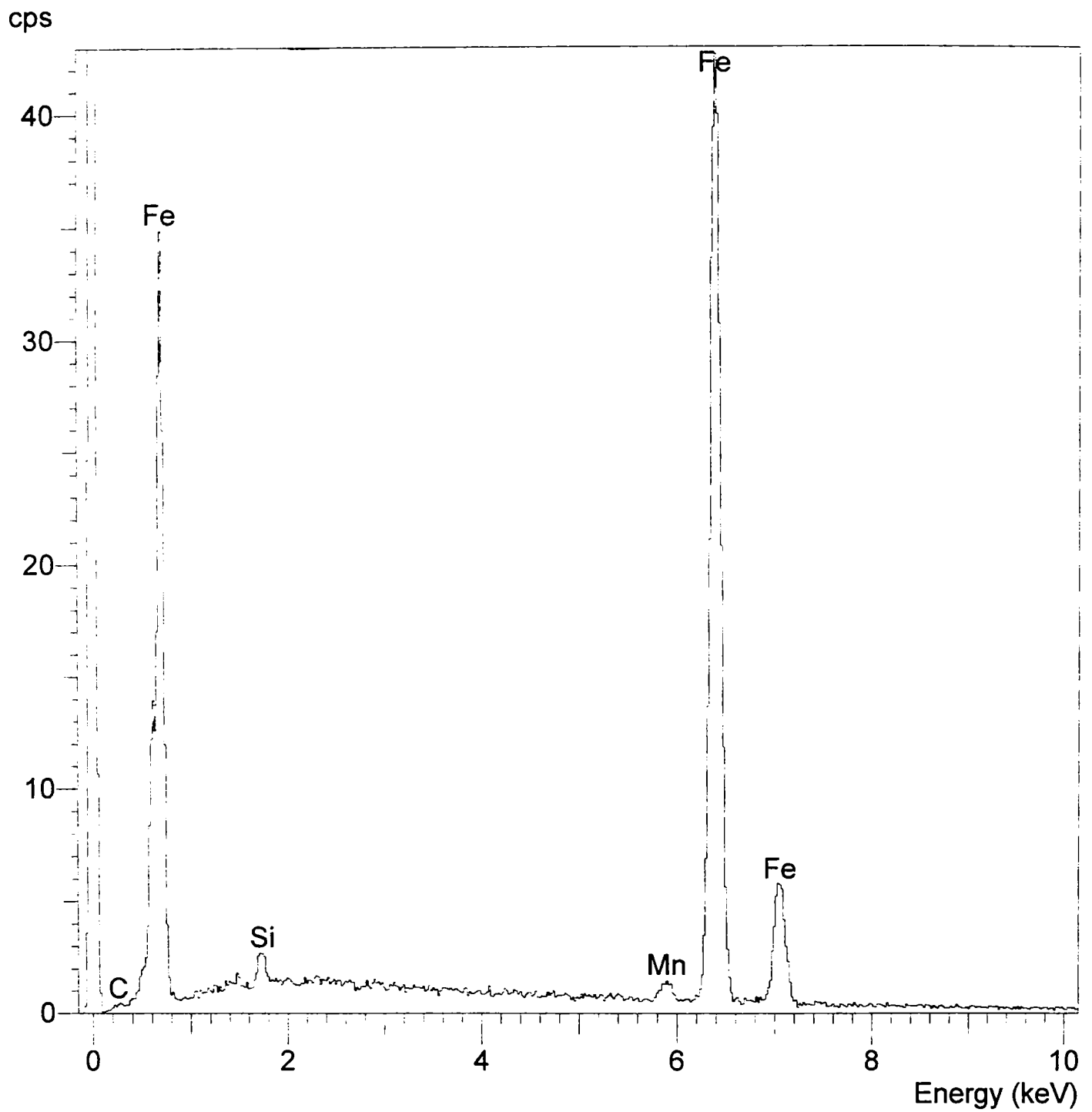


Fig. 5.25 Spectrul dispersiei în energie a razelor X la analiza unei microporțiuni din metalul de bază

**Tabelul 5.10 Rezultatele analizei chimice a unei microporțiuni
din metalul de bază**

System resolution = 62 eV

Quantitative method: Phi-Rho-Z (3 iterations).
Analysed all elements and normalised results.

Standards :

Si K	Quartz	15/02/94
Mn K	Mn	15/02/94
Fe K	Fe	15/02/94

Elmt	Spect. Type	Element %	Atomic %
Si K	ED	0.79	1.56
Mn K	ED	1.61	1.63
Fe K	ED	97.59	96.81
Total		100.00	100.00

* = <2 Sigma

5.5 Natura matricei metalice de bază în metalul depus

Pentru identificarea eventualelor transformări de fază ale austenitei din metalul depus cu electrod Cîtomangan folosind procedeul de sudare manuală cu arc electric, s-a utilizat analiza de difracție cu raze X.

Parametrii de scanare folosiți la difractometrul Röntgen tip Xpert MPD (firma Philips) au fost următorii:

- sursa : antikatod de Cu;
- apertură : Soller 1,5°; orizontal 2mm; vertical 8 mm;
- filtru : Ni 20 μm;
- constanta de timp : 5s;
- diapazon impuls : 10³ imp./s;
- temperatura camerei : 25°C.

Pentru înregistrare s-au utilizat următorii parametri:

- viteza de deplasare a hârtiei : 600 mm/h;
- începutul de măsurare : $2\theta = 10^\circ$, iar sfârșitul de măsurare $2\theta = 100^\circ$;
- unghiul de rotire al contorului : 1°/min.

O parte din probe au fost testate în stare necruisată mecanic, iar altele, după o durificare prin deformare la rece la o duritate de peste 500 HV.

În figurile 5.26 - 5.27 și tabelele 5.11 – 5.12 sunt exemplificate câteva dintre înregistrările efectuate prin difracție cu raze X.

Pentru identificarea naturii fazelor au fost utilizate tabelele existente în baza de date din J.C.POWDER DIFFRACTION – ICDD 1996.

Rezultatele obținute sunt în concordanță deplină cu cele obținute prin investigațiile anterioare demonstrând că structura matricei de bază este constituită din austenită.

În microstructura metalului depus ecruisat mecanic se remarcă prezența unei anumite proporții de martensită α (fig.5.27 și tab.5.12). Examinările micrografice (fig. 5.28) arată că această fază se află de-a lungul liniilor de alunecare și îndeosebi în punctele de încrucișare a acestor linii. Se poate accepta că martensita α cu duritate ridicată și rezistență mare la deformare, nu va fi traversată de dislocații, ci blochează mișcarea acestora creind un efect de durificare. Alături de faza α (sub forma unor ace de culoare neagră în fig. 5.28), mai apare o mică proporție de fază ϵ (ace de culoare albă în fig. 5.28). Faza ϵ este microstructura cunoscută de la sistemul de aliaje binare Fe-Mn, pentru concentrații de 12...30% Mn și care se poate transforma prin tratament termic de lungă durată sau prin deformare la rece, în fază α [13,28,35]. Așadar, formarea fazei ϵ și a martensitei α are loc în succesiunea $\gamma \Rightarrow \epsilon \Rightarrow \alpha$.

În concluzie se poate afirma că deși conținutul în carbon al metalului depus cu electrodul Citomangan este diminuat aproape la jumătate față de cel al oțelului austenitic clasic, respectiv suprasaturarea în acest element a soluției solide γ va fi mai mică, totuși stabilitatea la transformare a austenitei și sensibilitatea la ecrusare mecanică rămân foarte ridicate.

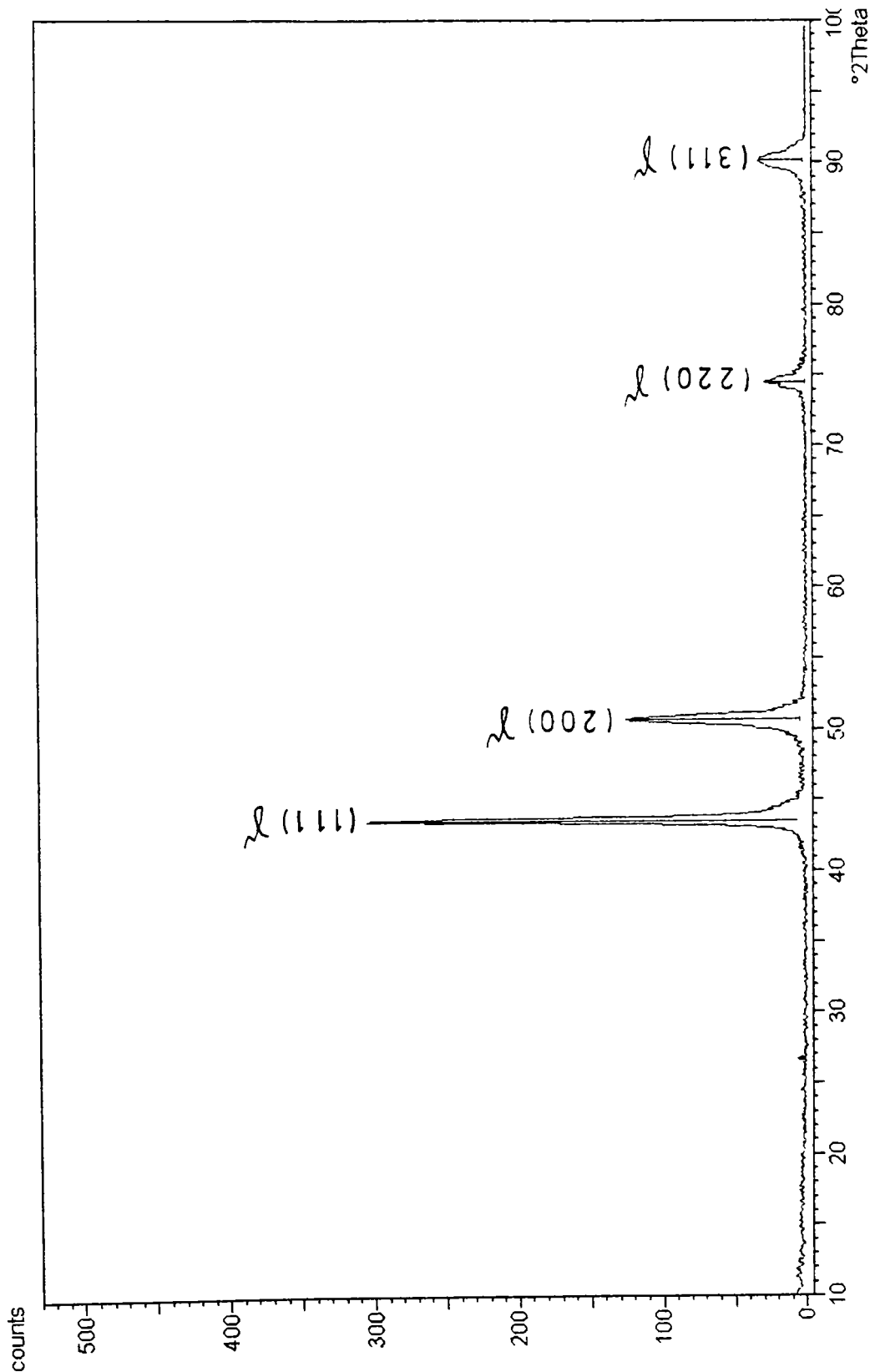


Fig.5.26 Spectrul de difracție caracteristic metalului depus necruisat mecanic

Tab.5.11 Listarea distanțelor dintre planele cristalografice și a înălțimii picurilor de difracție referențiale la metalul de bază necrușat mecanic

Used wavelength:	K-Alpha 1
K-Alpha 1 wavelength (Å):	1,54056
K-Alpha 2 wavelength (Å):	1,54439
K-Alpha 2 / K-Alpha 1 intensity ratio:	0,50000
K-Alpha wavelength (Å):	1,54056
K-Beta wavelength (Å):	1,39222

Peak search parameter set:	As Measured Intensities
Set created:	14. 11.00 10:04
Peak positions defined by:	Minimum of 2 nd derivative
Minimum peak tip width (° 2 Theta):	0,00
Minimum peak tip width (° 2 Theta):	1,00
Peak base width (° 2 Theta):	2,00
Minimum significance:	0,40

d-spacing (Å)	Relative Intensity (%)	Angle (° 2 Theta)	Peak Height (counts)	Background (counts)	Tip Width (° 2 Theta)	Significance
3,33078	1,87	26,74270	5,59	1,46	0,10000	100,00
2,07328	100,00	43,61965	298,23	6,57	0,10000	100,00
1,79835	40,40	50,72262	120,48	5,02	0,35000	1,71
1,27158	9,37	74,56827	27,93	1,70	0,50000	1,38
1,24950	1,03	76,11771	3,06	1,28	0,20000	0,46
1,08748	10,10	90,19595	30,11	2,51	0,35000	0,44

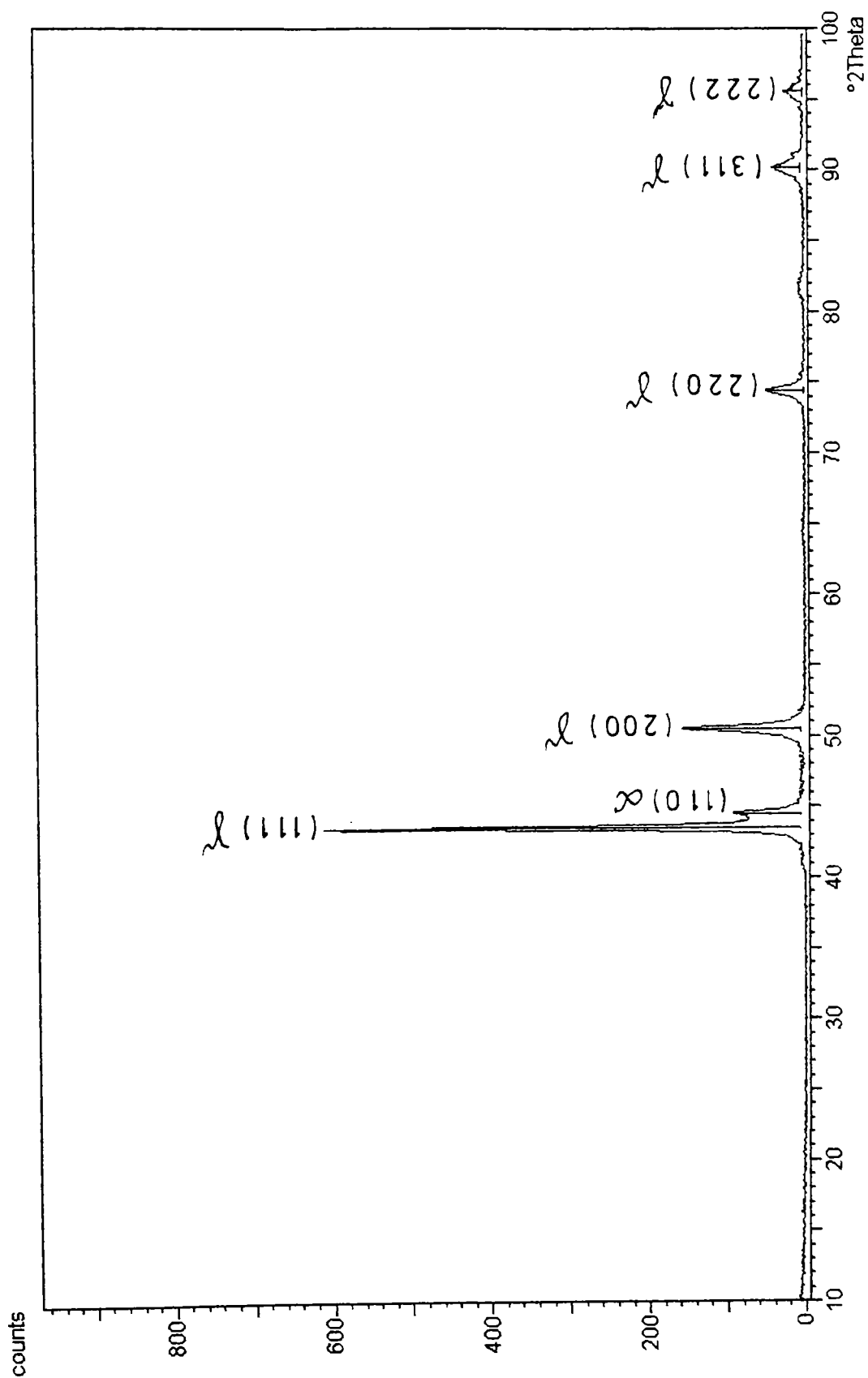


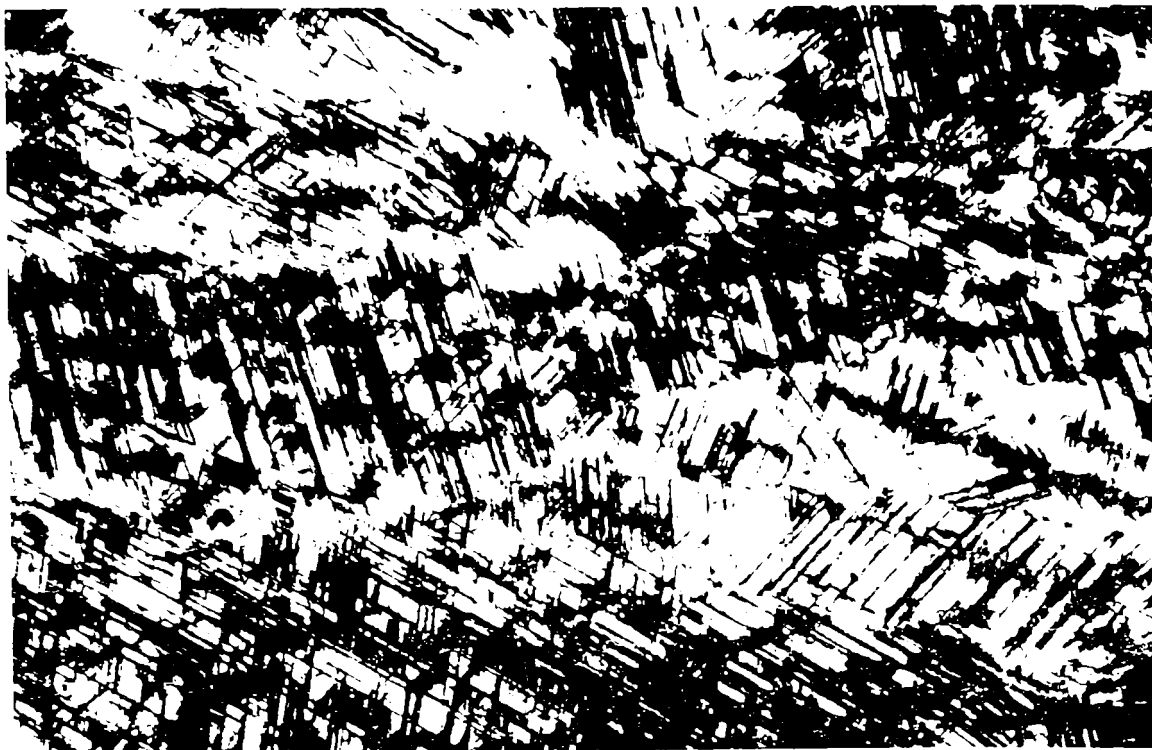
Fig.5.27 Spectrul de difracție caracteristic metalului depus ecruiat mecanic

Tab.5.12 Listarea distanțelor dintre planele cristalografice și a înălțimii picurilor de interferență la metalul depus ecruisat mecanic.

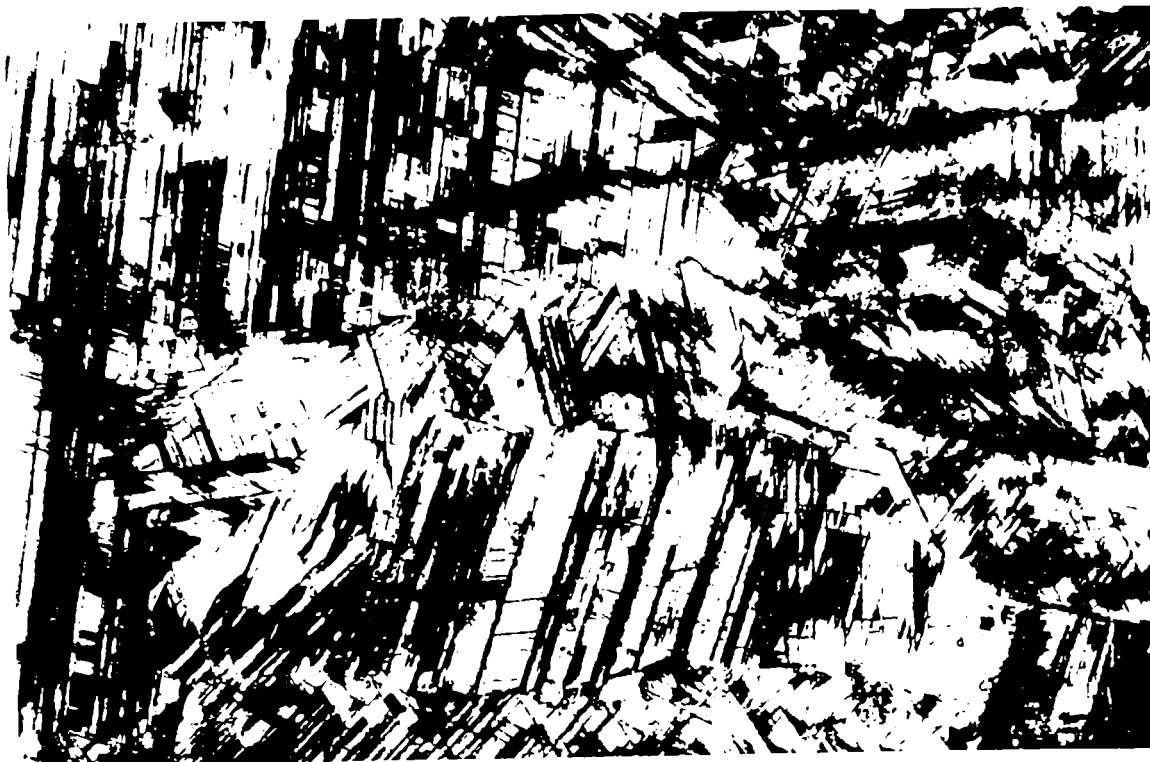
Used wavelength:	K-Alpha 1
K-Alpha 1 wavelength (Å):	1,54056
K-Alpha 2 wavelength (Å):	1,54439
K-Alpha 2 / K-Alpha 1 intensity ratio:	0,50000
K-Alpha wavelength (Å):	1,54056
K-Beta wavelength (Å):	1,39222

Peak search parameter set:	As Measured Intensities
Set created:	14. 11.00 10:04
Peak positions defined by:	Minimum of 2 nd derivative
Minimum peak tip width (° 2 Theta):	0,00
Minimum peak tip width (° 2 Theta):	1,00
Peak base width (° 2 Theta):	2,00
Minimum significance:	0,40

d-spacing (Å)	Relative Intensity (%)	Angle (° 2 Theta)	Peak Height (counts)	Background (counts)	Tip Width (° 2 Theta)	Significance
2,07651	100,00	43,54846	593,88	6,19	0,10000	100,00
2,03235	14,32	44,54471	85,03	6,04	0,25000	1,32
1,80367	25,68	50,56245	152,52	6,59	0,35000	4,24
1,27282	8,05	74,48286	47,81	1,97	0,45000	2,47
1,08729	5,89	90,21634	34,99	4,19	0,80000	4,35
1,03980	4,07	95,59848	24,15	1,47	0,70000	1,83



- a - 250 : 1



- b - 500 : 1

Fig.5.28 Microstructura matricei de bază a metalului depus: ace de culoare deschisă = fază ϵ ; ace de culoare închisă = martensită α ; matrice = austenită

REZISTENȚA LA UZARE ABRAZIVĂ A STRATURILOR DEPUSE DIN OȚEL AUSTENITIC MANGANOS

6.1 Influența morfologiei structurii microscopice asupra rezistenței la uzare abrazivă

Uzarea abrazivă se produce prin îndepărtarea suprafeței unui material la contactul cu particule dure sau cu corpuri rugoase. Particulele dure, respectiv vârfulile de rugozitate pătrund în materialul mai moale și în cursul mișcării relative provoacă o pierdere de material.

Primele încercări de exprimare matematică a comportării materialelor la uzare abrazivă au aparținut lui Archard [6]. În formula de calcul apare o corelație între pierderea volumică de material U_v pe lungimea parcursului de uzare L , cu forța normală F_n , duritatea materialului H și coeficientul de uzare k , care este dependent de proprietățile materialului și de tipul de sollicitare:

$$U_v / L = k F_n / H$$

Pe măsura creșterii forței normale are loc o pătrundere mai adâncă a abrazivului în material și deci o mărire a cantității de material care va fi îndepărtat. Dacă duritatea materialului va crește, particulele abrazive vor pătrunde mai puțin și comportarea la uzare va fi mai bună.

Actualmente, în locul mărimii U_v se introduce desori rezistența la uzare U^{-1} , deoarece aceasta variază direct proporțional cu duritatea materialului. Rezistența la uzare abrazivă este o mărime adimensională calculată cu relația :

$$U^{-1} = \rho L A / \Delta G, \text{ în care}$$

ΔG – pierderea în greutate ; ρ – densitatea materialului ; A – suprafața aparentă de contact.

Dacă se neglijează acțiunea reacțiilor tribochimice , rezistența la uzare abrazivă a materialelor metalice poate fi îmbunătățită prin precipitări de carburi și de alte combinații chimice cu duritate mare, dispersie uniformă și dimensiuni relativ mari, care sunt înglobate în matricea de bază.

Duritatea fazelor și fracția lor volumică definesc, conform regulii amestecului, pe cea a materialului :

$$H = H_1 f_1 + H_2 f_2$$

În acest fel, apare o creștere a rezistenței la uzare abrazivă :

$$U^{-1} = U_1^{-1} f_1 + U_2^{-2} f_2,$$

unde f_1, f_2 reprezintă fracția volumică a celor două faze considerate.

Îmbunătățirea comportării la uzare abrazivă în prezența fazelor dure poate fi explicată prin faptul că la contactul cu mineralele abrazive, acestea vor pătrunde mai puțin în material și pierderea în greutate va fi mai mică. Această evaluare nu ia în considerare influența distribuției fazelor dure și cercetările au arătat că cu cât distanța dintre ele este mai mică și dispersia este mai mare, cu atât rezistența la uzare este mai ridicată. Înglobarea fazelor dure în matricea metalică de bază preîntâmpină ruperea lor la atacul mediului abraziv.

Coeficientul de uzură k din relația lui Archard poate fi divizat în trei părți k_d , k_f și k_l , în funcție de material.

Mărimea k_l indică fracția volumică de material îndepărtat ca urmare a particulelor de fază dură legate insuficient de puternic de matrice. Transportul de material la formarea unei fisuri este caracterizat prin k_f , iar cel apărut la deformarea plastică este descris prin k_d .

Această divizare a lui k este avantajoasă îndeosebi la studiul comportării la uzare abrazivă a materialelor anizotrope plurifazice.

Pentru descrierea comportării la uzare a materialelor metalice ductile monofazice, acești coeficienți se înlocuiesc cu mărimea f_{ab} [6,28,35]. Ea se definește prin raportul dintre volumul de material îndepărtat și volumul spațiului născut în urma uzurii. Dacă $f_{ab} = 1$ avem de-a face cu mecanismul de uzare prin microșpanuri.

6.2 Uzarea abrazivă a oțelului austenitic manganos.

Comportarea la uzare a oțelului austenitic manganos va fi influențată esențial de capacitatea de ecrusare mecanică a acestuia în cursul sollicitării prin abraziune și de duritatea atinsă.

Între rezistența la uzare abrazivă, duritatea materialului și capacitatea de ecrusare mecanică există o dependență proporțională :

$$U^{-1} \sim H + \Delta H$$

Cu cât duritatea și capacitatea de ecrusare mecanică sunt mai mari, cu atât rezistența la uzare abrazivă este mai înaltă.

La oțelul austenitic manganos, valoarea lui H poate fi mărită prin efectul de durificare a soluției solide exercitat de unele elemente ca Mo, V, Cr, C, etc.

În timp ce solubilitatea maximă a vanadiului la temperaturi obișnuite de încălzire pentru punere în soluție (1100 °C) atinge doar aproximativ 0,25 % [14], molibdenul poate fi dizolvat în concentrații de circa 2 % fără inițierea precipitării carburilor în cursul răcirii rapide a austenitei înalt aliate cu mangan.

Cromul este mai avantajos economic decât molibdenul și vanadiul, dar durificarea soluției solide de către acest element este mai redusă.

Alături de carburile secundare, o contribuție importantă la îmbunătățirea comportării la uzare o au carburile primare și cele eutectice. Ele au dimensiuni mai mari decât fazele secundare și ca urmare rezistă mai bine la atacul mineralelor abrazive.

O premiză importantă pentru creșterea rezistenței la uzare abrazivă este ca duritatea acestor faze dure să fie similară sau mai ridicată decât a abrazivului. Cercetările au arătat că dacă duritatea carburilor depășește 2000 HV [31] ele nu pot fi tăiate nici de flint nici de corund.

Prezența carburii de siliciu, SiC, în aliaj, cu o duritate comparabilă cu a acestor minerale nu conduce la o creștere semnificativă a rezistenței la uzare.

Dacă secțiunea transversală a fazelor dure este mai mică decât secțiunea transversală de atac a abrazivului, ele nu vor rezista, respectiv pierderea de material va fi importantă.

În fine, dacă particulele de carburi au o duritate și o dimensiune mai mare decât a abrazivului, rezistența la uzare va crește cu volumul de faze dure.

Din fig.6.1 se poate remarca o dependență liniară între cele două mărimi până la circa 10 % vol. de fază dură [28].

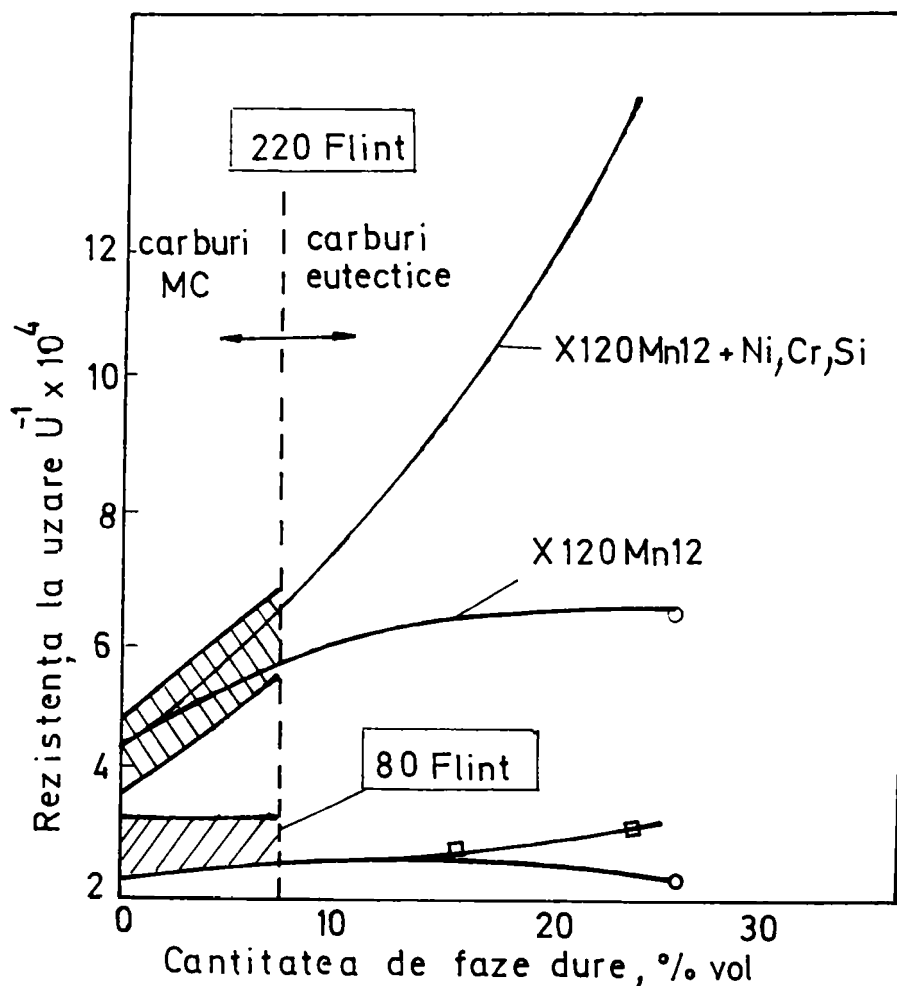


Fig. 6.1 Rezistența la uzare abrazivă a oțelurilor austenitice manganose (călire 1100 °C / 1h / apă) în funcție de cantitatea de faze dure (presiunea specifică $p=1,3 \text{ N/mm}^2$).

În microstructura unor asemenea aliaje distribuția fazelor dure este uniformă. La cantități de faze mai mari de 10% vol. se constată o dispunere în rețea a acestora. În cursul solicitărilor abrazive, rețeaua eutectică va fi distrusă, pierderea de material va fi mai importantă și rezistența la uzare nu va mai crește liniar cu volumul de fază, ci rămâne aproximativ constantă. Dacă rețeaua de faze dure este degenerată, în oțelurile austenitice manganoase care mai conțin Cr sau V, nu apare o distrugere a acesteia și atacul abraziv va fi împiedicat.

Aceste mecanisme de uzare sunt reprezentate schematic în fig.6.2.

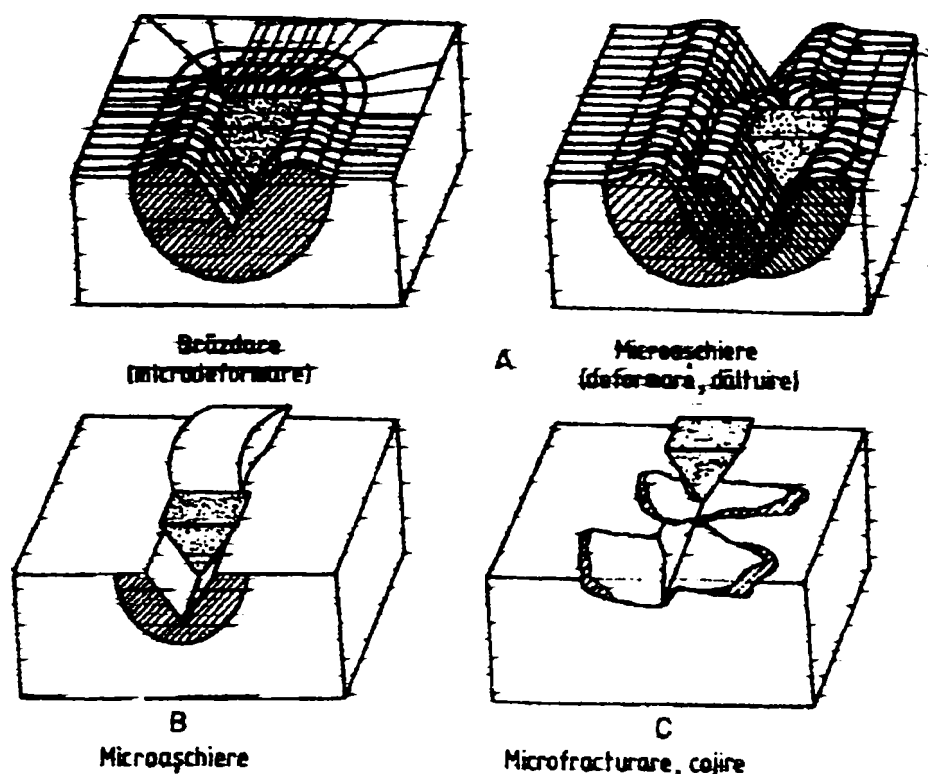


Fig.6.2 Mecanisme de uzare [36]

Adâncimea de pătrundere a mineralului și deci secțiunea transversală de atac vor fi determinate esențial de duritatea matricei.

La încercările de laborator cu hârtie de șlefuit având granulația 80 ($p=1,3 \text{ N} / \text{mm}^2$) asupra fiecărui grăunte abraziv acționează o forță de 0,414 N [31,35].

Sub acțiunea acestei forțe, un grăunte abraziv de formă conică (unghiul de deschidere de 120°) pătrunde în material la o adâncime d , dependentă de duritatea matricei.

Legătura dintre adâncimea de pătrundere d și duritatea matricei H_m este dată de relația :

$$d = (0,038 / H_m)^{0,5}, \text{ mm}$$

În consecință, la o microstructură austenitică cu duritatea de 200 HV valoarea lui d este 13,8 μm , iar pentru martensită cu circa 800 HV, este 6,9 μm . Aceasta ar conduce la o mărire de 4 ori a secțiunii transversale de pătrundere a abrazivului. Analiza comparativă a rezistenței la uzare abrazivă a unui oțel austenitic manganos (duritatea matricei $H_m = 200 \text{ HV}$) cu cea a

unui oțel rezistent la temperaturi scăzute (duritatea matricei martensitice $H_m = 770$ HV) nu verifică această dependență (fig.6.3) [28].

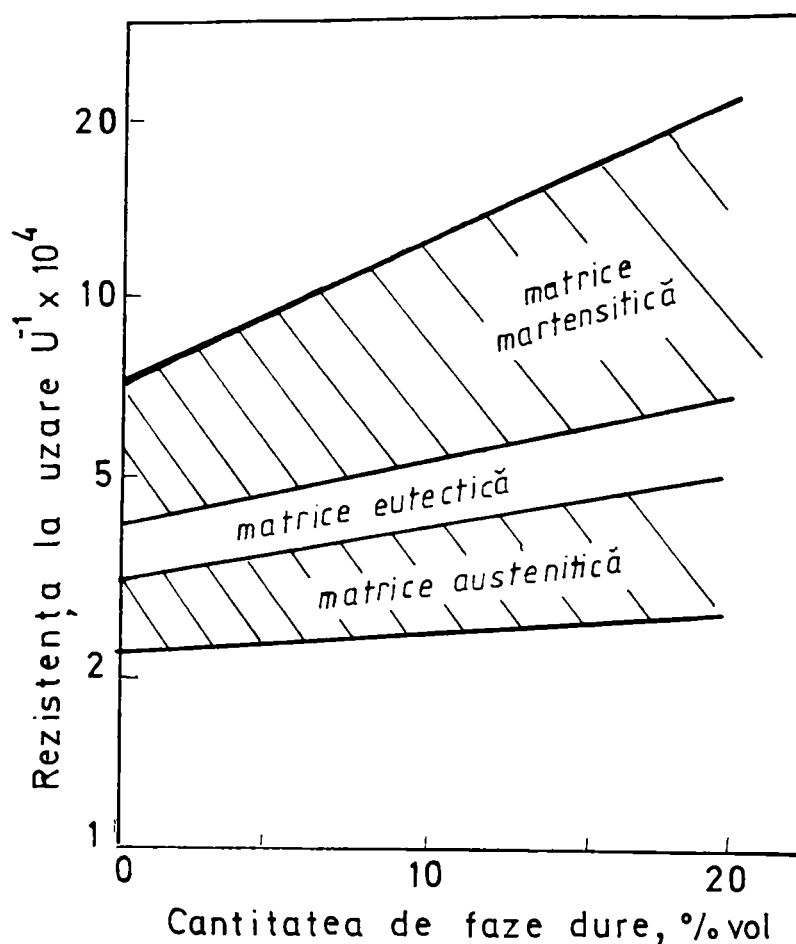


Fig. 6.3 Influența matricei și a volumului de fază dură asupra rezistenței la uzare abrazivă

Pentru condiții similare de uzare, rezistența oțelurilor martensitice este doar de cca. 2 ori mai mare și se menține cu creșterea volumului de fază dură deoarece în ambele aliaje particulele de faze au dimensiuni apropiate și durități mai mari decât flintul.

6.3 Particularități ale comportării la uzare a metalului depus din oțel austenitic manganos

Este cunoscut faptul că la durate mai lungi de solidificare a unei topituri metalice fenomenele de segregare a carburilor primare vor fi favorizate. O viteză mai scăzută de solidificare conduce la mărirea distanței dintre ramurile dendritelor, a volumelor de lichid rămas și a gradului de segregare. Structura primară de solidificare devine mai grobă, respectiv atât carburile separate direct din faza lichidă cât și cele eutectice vor avea grosime mai mare. Totodată, va crește distanța dintre particule.

Aliajele depuse prin sudare pot prezenta în microstructură cantități relativ mari de faze dure deoarece ele vor fi solicate mecanic în mai mică măsură și cu preponderență împotriva uzării.

Elementele active ale agregatelor pentru fărâmițarea substanțelor minerale vor avea o durată de viață dependentă de duritatea mineralelor. Așa cum rezultă din tabelul 6.1 cele mai multe minerale naturale sunt mai moi decât carbura de siliciu, SiC și corund precum și decât fazele prezente în oțel.

Tabelul 6.1 Duritatea Vickers HV 0,5 a câtorva materiale minerale

Mineral	HV 0,5	Mineral	HV 0,5
Gips	36	Feldspat	600 - 775
Var nestins	92	Olivin	800
Var stins	120	Flint	770 - 1000
Calcit	140	Siliciu	1000 - 1300
Cocs	180	Cuarț	1100 - 1260
Fluorit	190	Granat	1410
Dolomită	325	Topaz	1430
Sticlă	440	Corund	1540 - 1850
Hematită	520	Carbură de siliciu	2410 - 3500

În stare ecrusată mecanic, este de așteptat ca metalul depus din oțel austenitic manganos să posede o bună rezistență la uzare abrazivă. La solicitări normale relativ mici ale suprafeței, de regulă nu se produce o durificare suficientă și ca urmare rezistența la uzare va fi mai scăzută.

Pentru optimizarea acestei proprietăți se impune găsirea unei soluții echilibrate între duritatea și tenacitatea materialului. Anterior s-a arătat că prezența fazelor dure într-o matrice tenace constituie un avantaj întrucât duritatea ridicată se opune pătrunderii corpurilor abrazive în stratul de suprafață, iar tenacitatea înaltă împiedică detașarea unor părți din material ca urmare a mișcării relative tangențiale a abrazivului.

În nici un caz însă rezistența la abraziune a metalului depus nu depinde doar de duritatea sa și de caracteristicile de tenacitate. Având în vedere multitudinea factorilor de influență care cuprind regimul termic de depunere prin sudare, capacitatea de ecrusare mecanică, morfologia microstructurii, precum și condițiile de margine ale sistemului tribologic, pentru definirea comportării la uzare abrazivă au fost efectuate atât teste de laborator cât și pe sisteme reale.

În fig. 6.4 este redată schema de principiu a unei asemenea instalații de laborator.

Încercarea se realizează pe un disc rotativ prevăzut cu hârtie de șlefuit și constă în apăsarea succesivă a două epruvete, una din materialul de examinat și alta din oțel carbon de calitate, OLC 60 în stare îmbunătățită. Probele au formă cilindrică, cu dimensiunile $\Phi 10 \times 30$ mm. Discul (1) are diametrul de 300 mm și se rotește cu o turație de 25 rot. / min. Pe disc este fixată hârtia de șlefuit (2). Particulele de carbură de siliciu, SiC, ale hârtiei abrazive au o dimensiune medie de 200 μm , adică sunt mult mai mari decât carburile precipitate în metalul depus. Duritatea carburii de siliciu este de cca. 3500 HV.

Proba (3) este așezată în dispozitivul (4), iar forța de apăsare F are o valoare definită de greutatea (5). Valoarea avansului radial, $s = 0,5$ mm / rot.

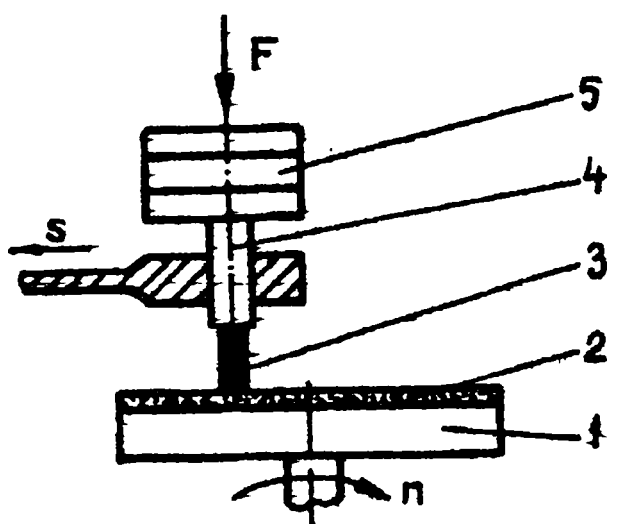


Fig. 6.4 Schema de principiu a instalației de încercare la uzare abrazivă

În fig. 6.5 este prezentată schema cinematică a acestei instalații, iar în fig. 6.6, o imagine de ansamblu.

Lungimea parcursului de uzare în spirală rezultă din compunerea celor două mișcări (de rotație și de avans) și are valoarea de 70 m, iar presiunea de apăsare a probei pe hârtia abrazivă este de $0,4 \text{ N/mm}^2$.

Evaluarea comportării la uzare s-a făcut prin metoda gravimetrică (măsurarea pierderilor de masă).

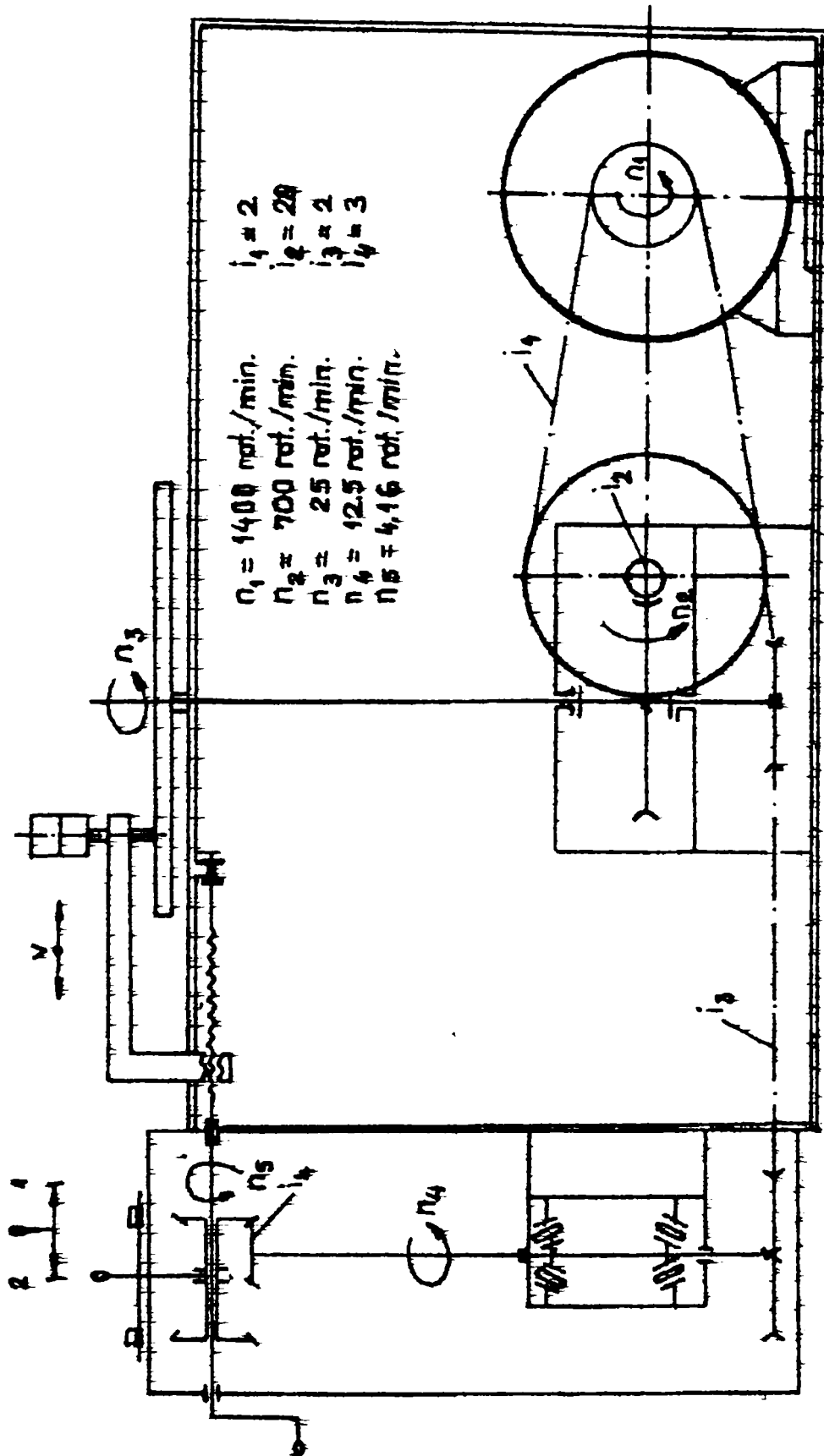


Fig. 6.5 Schema cinematică a instalației de încercare la uzare abrazivă

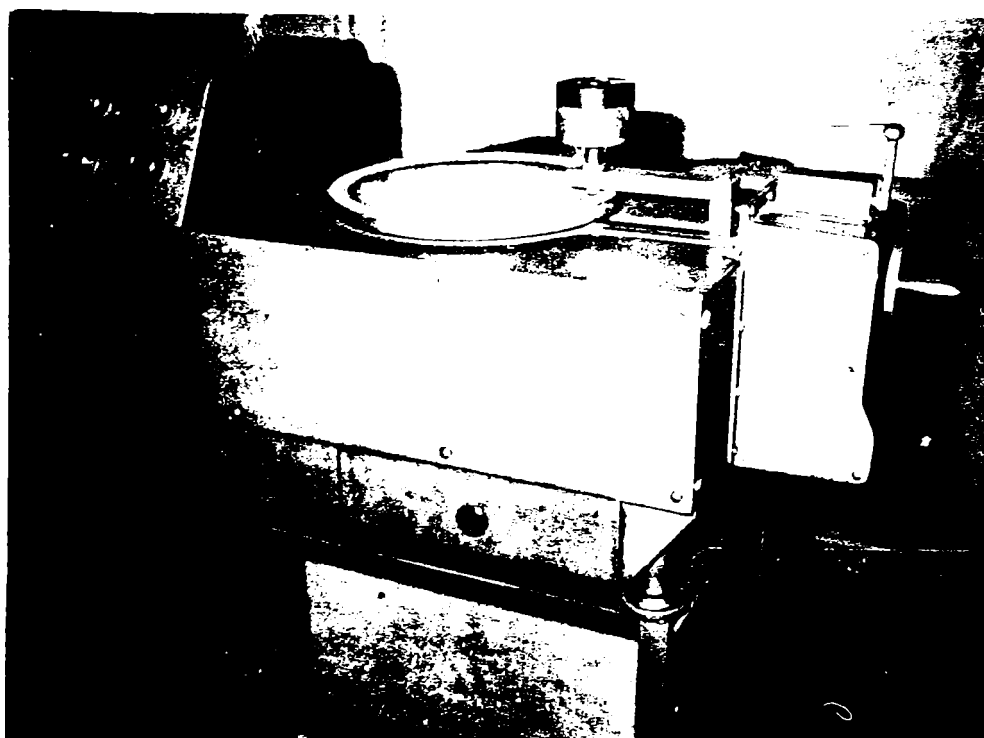


Fig. 6.6 Vederea de ansamblu a instalației de laborator

Pe baza datelor experimentale au fost determinate următoarele mărimi caracteristice :

- a. **Uzura masică**, $U = m_0 - m_u$, g în care :
 m_0 este masa probei înainte de încercare ;
 m_u este masa probei după încercare.
- b. **Uzura masică de parcurs**, $U / L_u = (m_0 - m_u) / L_u$, g / m .
 $L_u = 70$ m, reprezintă parcursul de uzare.
- c. **Durabilitatea relativă la uzare**, $U_r = U_e / U_d$, în care :
 U_e este uzura masică a probei etalon ;
 U_d este uzura masică a probei de metal depus.

În fig.6.7 se prezintă rezultatele încercărilor de laborator conduse pe probe din metal depus nedurificat prin deformare la rece sau durificat la trei niveluri distincte de duritate. Aceste rezultate sunt comparate cu cele obținute pe probele etalon din oțelul OLC 60 tratat termic prin îmbunătățire și din oțelul clasic austenitic manganos, X120Mn12.

Se poate observa că cea mai înaltă rezistență la uzare abrazivă o posedă metalul depus cu cea mai ridicată valoare a durității, realizată în urma deformării plastice la rece. Oțelul clasic, X120Mn12, tratat termic prin călire pentru punere în soluție, are o comportare la uzare foarte apropiată de cea a metalului depus necruisat, cu o duritate cuprinsă între 180...230 HV, respectiv apropiată sensibil de a acestuia în stare ecruisată mecanic.

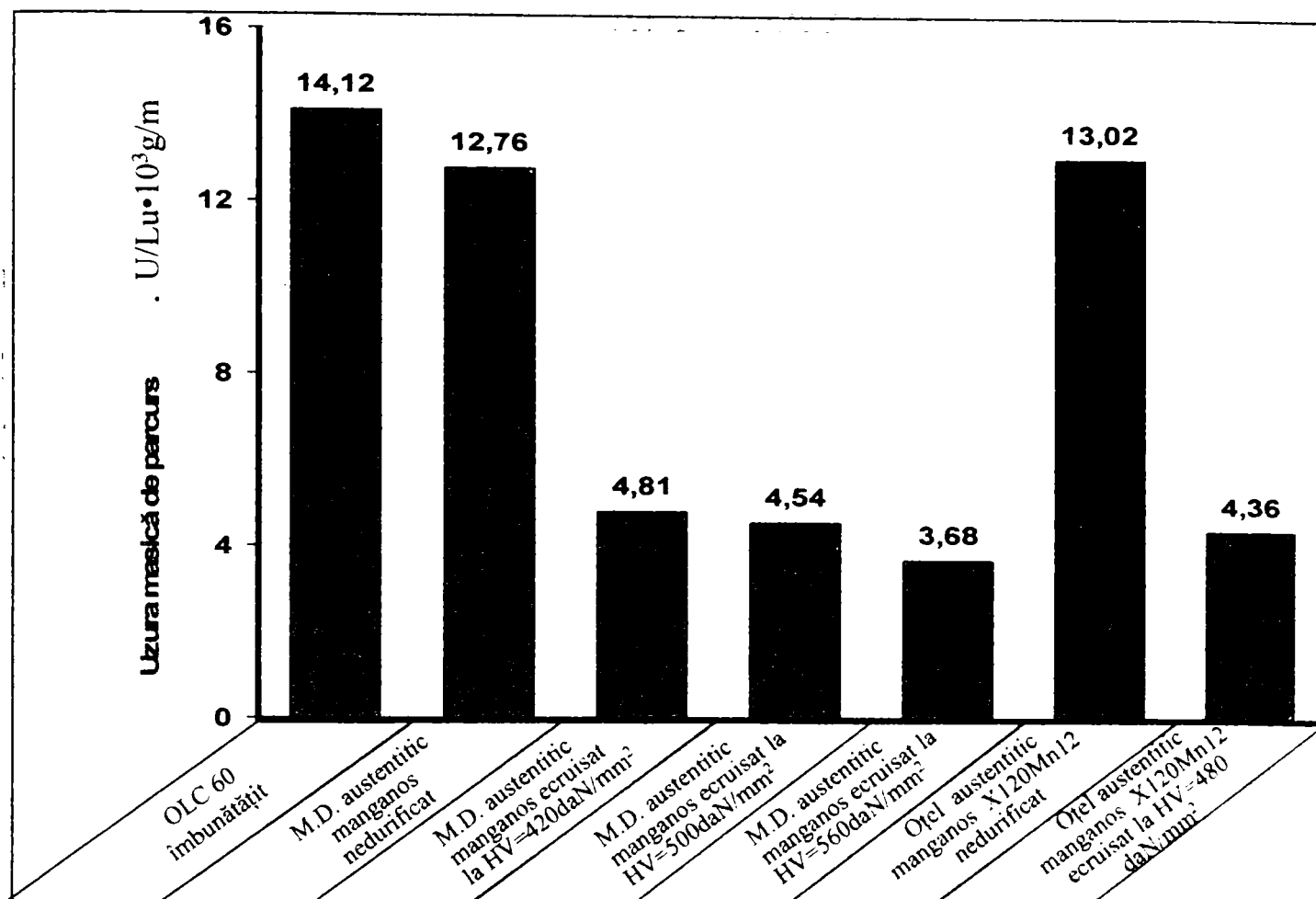


Fig. 6.7 Uzura masică de parcurs a metalului depus și a oțelului OLC 60

De aici rezultă că unul din dezavantajele acestui oțel este rezistența scăzută la abraziune în absența solicitărilor dinamice care să producă durificarea stratului de suprafață.

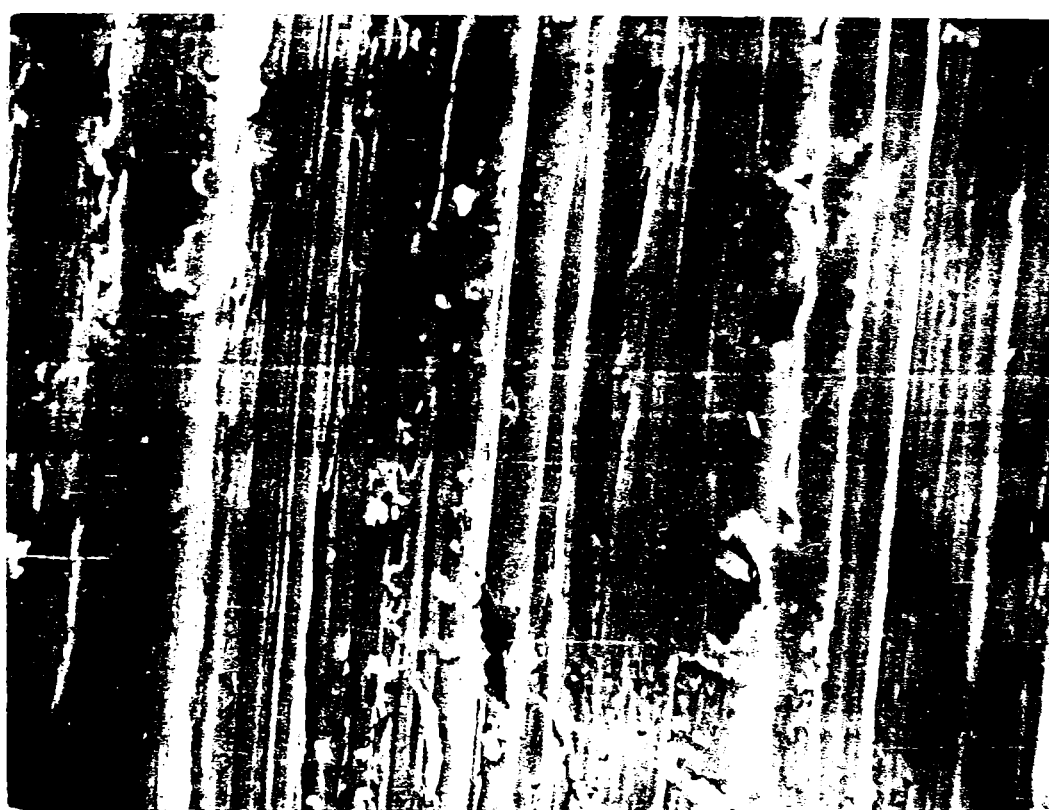
Investigarea suprafețelor uzate la microscopul electronic cu baleiaj (fig. 6.8a,b), arată o micșorare a numărului de vârfuri de atac și o rupere sau o tocire a particulelor de abraziv. Mărirea rezistenței la uzare a metalului depus ecruisat mecanic este evidențiată și prin reducerea dimensiunilor zonelor brăzdate de către particulele de carbură de siliciu (fig. 6.8b).

Testarea industrială a rezistenței la uzare a straturilor depuse în condițiile tehnologice stabilite anterior s-a făcut la Compania Națională a Lignitului Tg.Jiu și la Agenția Națională a Drumurilor din aceeași localitate.

La prima unitate economică, pe o roată de excavator au fost montați 52 dinți încărcăți prin sudare în zona activă cu două straturi din oțel austenitic manganos.



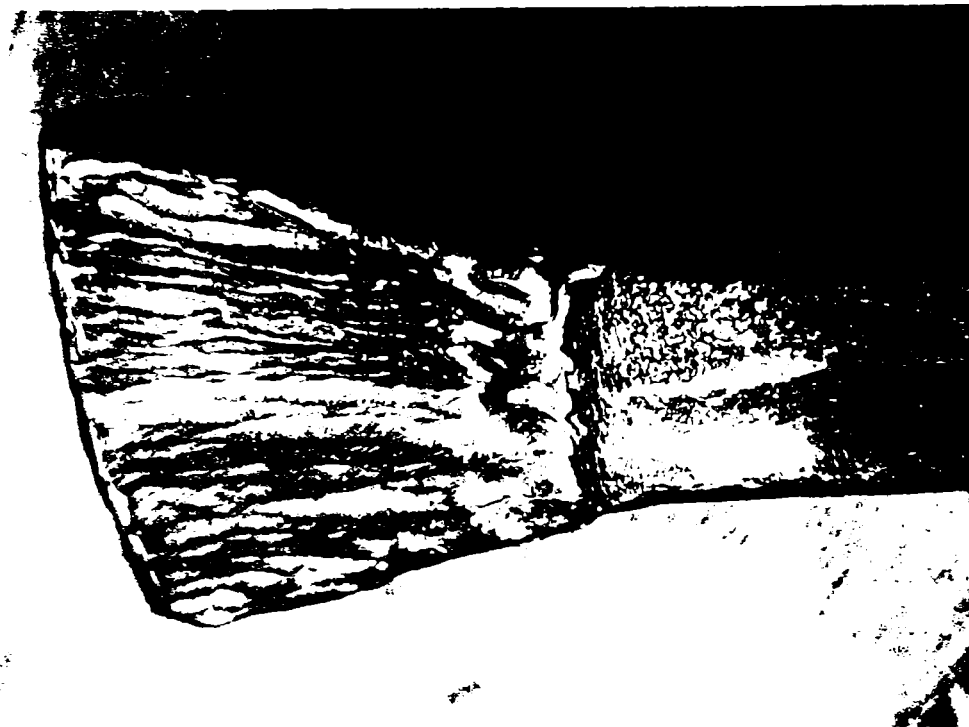
a- M.E.B. 1000 : 1



b- M.E.B. 1000 : 1

Fig. 6.8 Aspectul suprafeței metalului depus ecruiat după încercarea la uzare abrazivă : a – stare necruiată mecanic, b – stare ecruiată mecanic

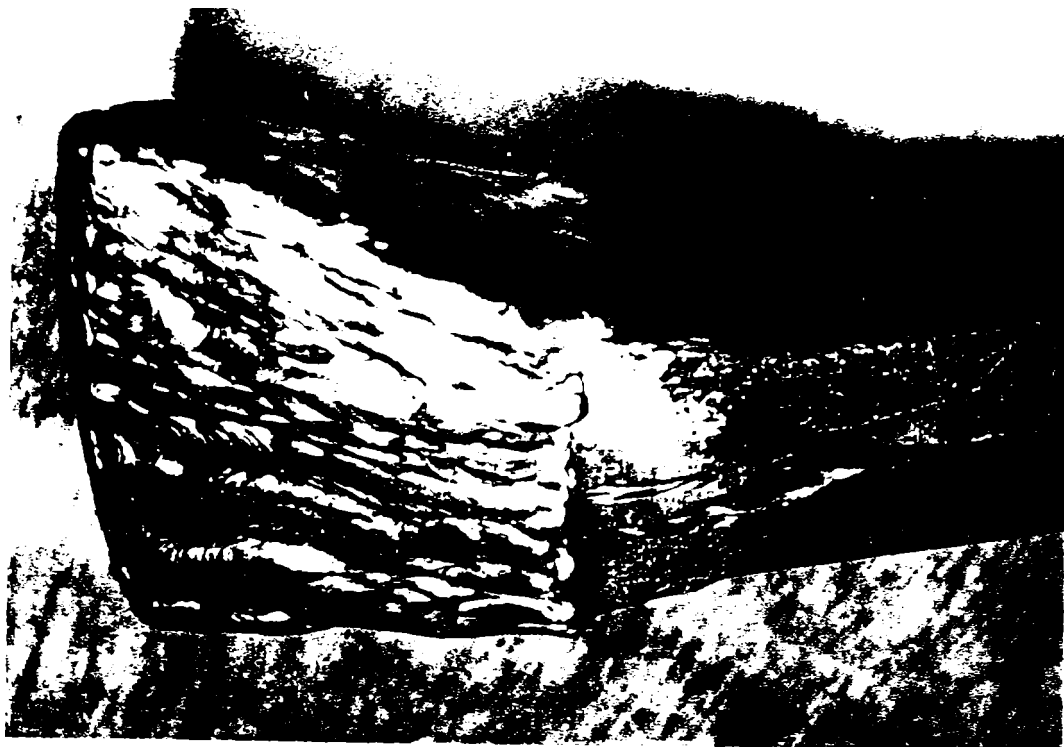
În fig. 6.9 a ... d. se arată aspectul unui asemenea dinte după operația de depunere prin sudare, iar în fig. 10 este redată imaginea unei roți cu dinți montați care nu au fost introduși în exploatare.



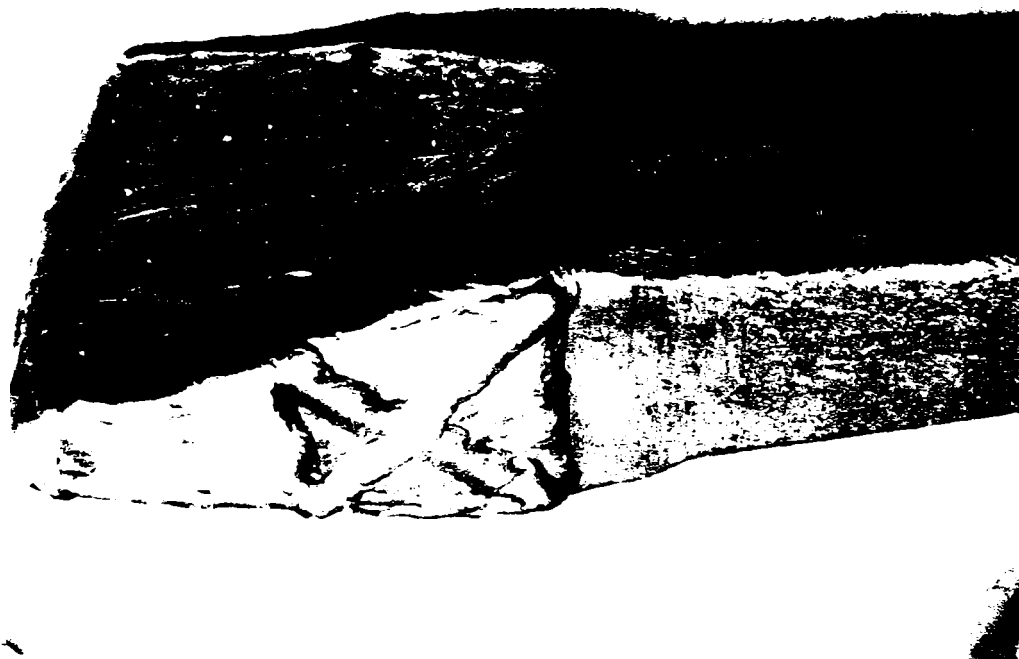
-a-



-b-

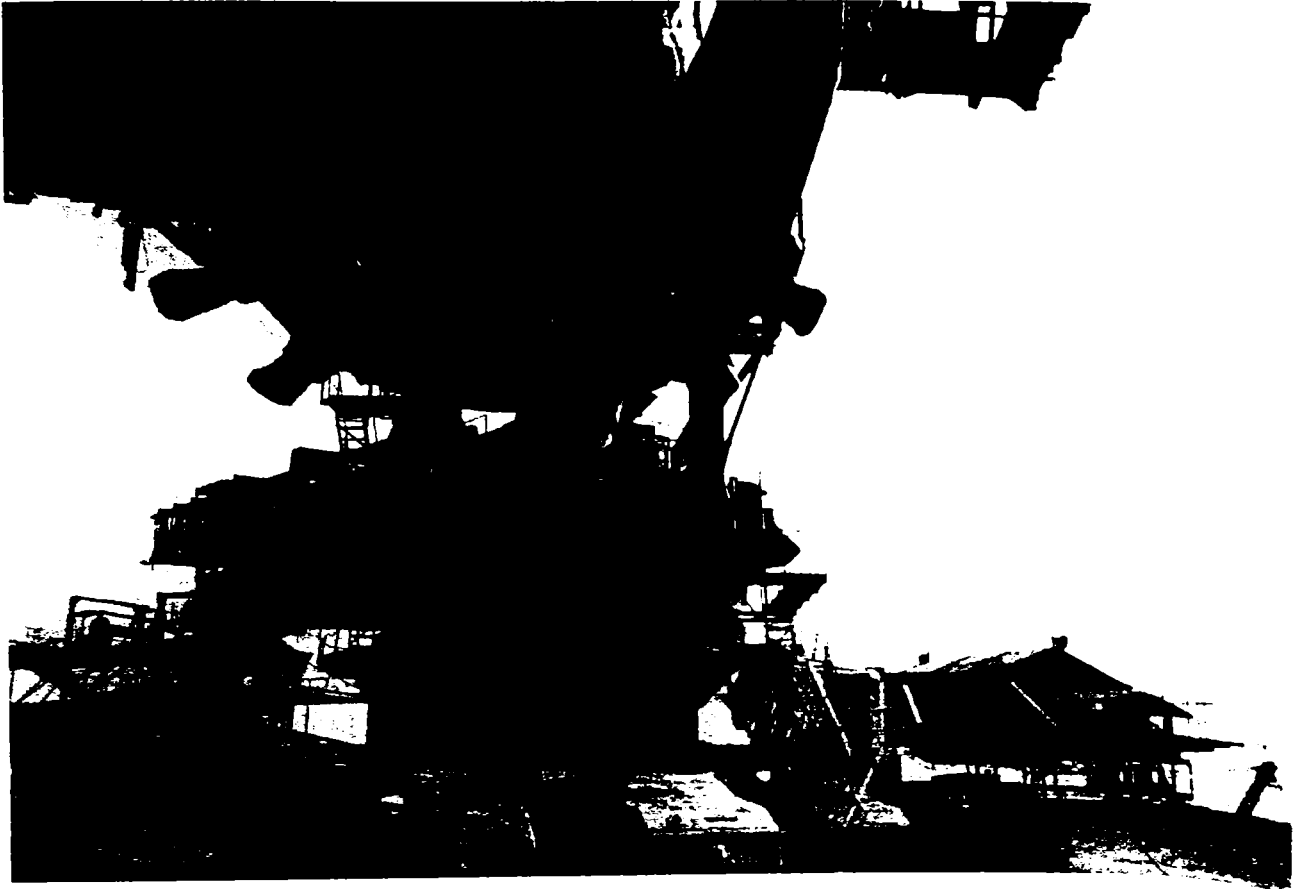


-c-



-d-

Fig. 6.9 Suprafețele active ale dinților de excavator încărcate prin sudare



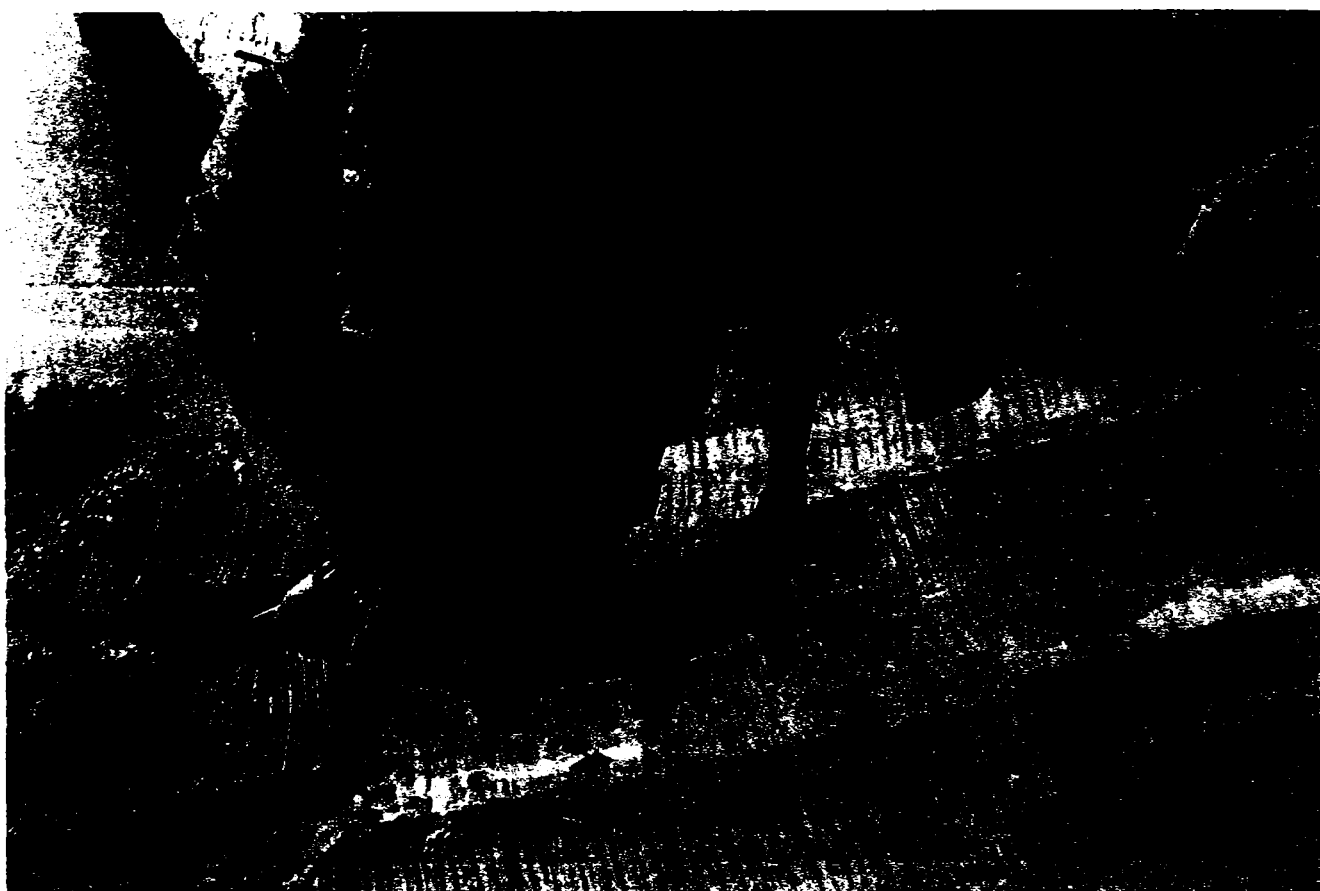
- a -



- b -



- c -



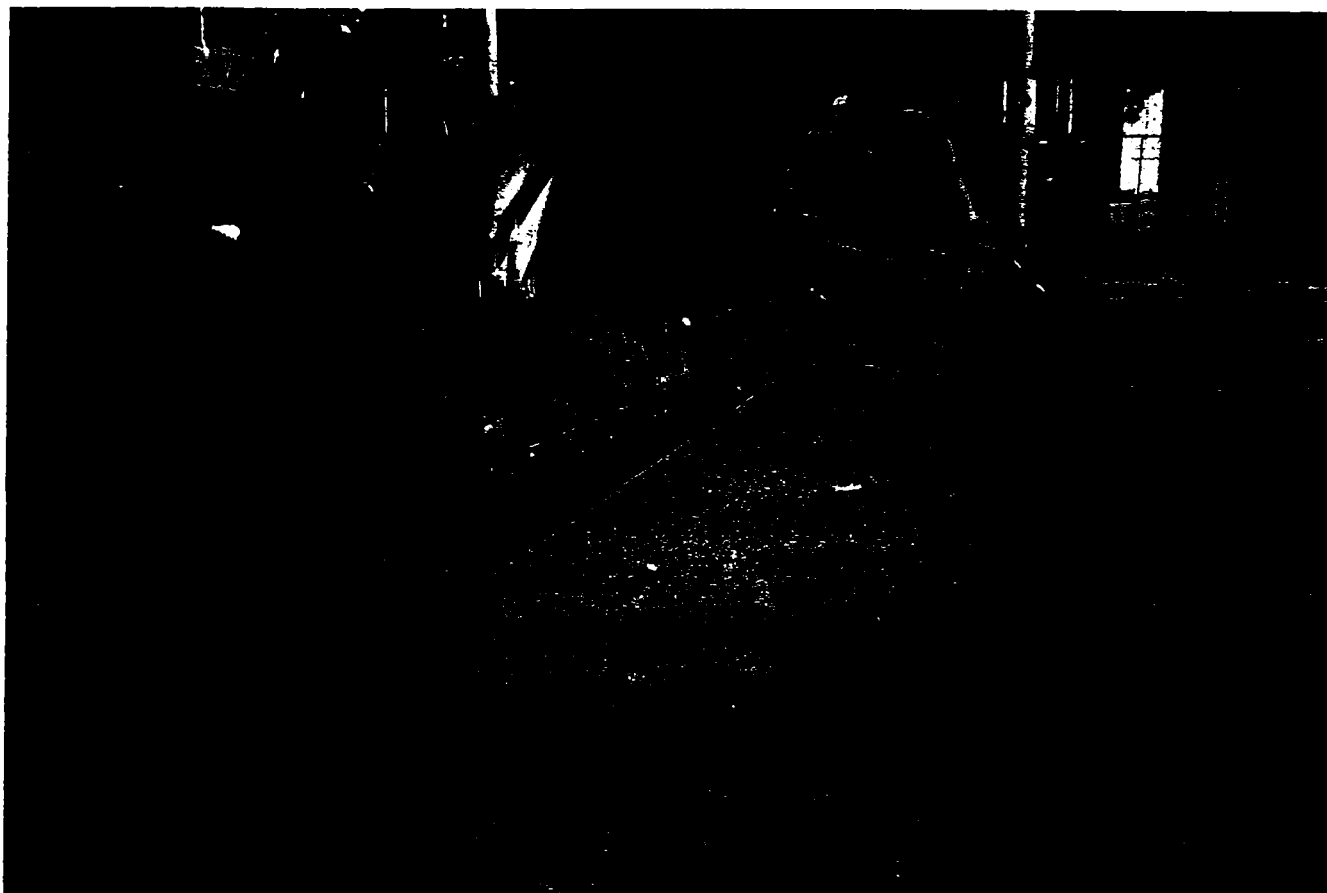
- d -

Fig.6.10 Imagini ale unei roți de excavator cu dinți placați prin sudare

Se menționează faptul că în urma operației de depunere prin sudare, fiecare dinte a fost ecruizat mecanic prin ciocănire la valori de duritate $HV = 480 \dots 530 \text{ daN/mm}^2$. Durata de exploatare continuă a acestor dinți până la uzarea lor completă a fost practic similară cu cea a dinților la care partea activă a fost executată dintr-un oțel cu structură martensitică, utilizați în mod curent de această firmă la lucrări de excavare. De asemenea, dinții cu straturi depuse din oțel austenitic manganos au avut aceeași durată de viață cu dinții realizați integral dintr-o marcă germană de oțel austenitic manganos cu 12-14 %Mn și cca. 1,2 %C.

O situație asemănătoare a apărut și la cea de-a doua unitate economică. Administrația Națională a Drumurilor Tg. Jiu, care beneficiază de rezultatele acestor cercetări. În fig.6.11 se arată aspectul unei lame de excavator realizată prin tehnica sudării manuale cu electrod învelit. Comportarea acesteia în exploatare este practic similară cu cea provenită din import, care este executată integral din oțel austenitic manganos.





- b -

Fig. 6.11 Imagini ale unei lame de excavator încărcată prin sudare: a- înainte de introducerea în exploatare; b- după o perioadă de exploatare

Tehnologia propusă în această lucrare, bazată pe execuția organelor de mașini supuse uzării abrazive în condiții de șoc dintr-un material compus, respectiv un substrat dintr-un oțel mai puțin costisitor, cu o prelucrabilitate bună prin așchiere și înobilarea părții active prin depunerea a două straturi din oțel austenitic manganos folosind fie procedeul de sudare manuală cu arc electric, fie sudarea cu sârmă tubulară cu autoprotecție, oferă avantaje economice incontestabile, materializate prin reducerea costurilor de fabricație cu 40-50 %.

Concluzii

Dacă se neglijează acțiunea reacțiilor tribochimice, rezistența la uzare abrazivă a oricărui material metalic poate fi îmbunătățită prin inițierea unor fenomene de precipitare a carburilor și a altor combinații chimice cu duritate ridicată, dispersie uniformă și dimensiuni relativ mari, care să fie încorporate în matricea de bază.

Comportarea la uzare abrazivă a metalului depus din oțel austenitic manganos este cu atât mai favorabilă cu cât capacitatea de ecrusare mecanică și duritatea atinsă sunt mai mari.

Investigarea suprafețelor uzate la microscopul electronic cu baleiaj arată că la o duritate ridicată a metalului depus apare o reducere a numărului de vârfuri de atac, respectiv o scădere a dimensiunilor zonelor brăzdate de către particulele minerale.

CONCLUZII ȘI CONTRIBUȚII ORIGINALE

Lucrarea de doctorat “Cercetări asupra mecanismului de durificare a suprafeței pieselor încărcate prin sudare cu material de adaos austenitic manganos” se înscrie în tendința actuală a cercetărilor din domeniul Științei materialelor, de a găsi noi soluții care să permită creșterea fiabilității și durabilității în exploatare a organelor de mașini intens solicitate la uzare abrazivă prin aplicarea unor tehnici specifice ingineriei suprafețelor.

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

1. Pornind de la rolul funcțional al acestor organe de mașini și ținând seama de dificultățile întâmpinate la prelucrarea prin așchiere a oțelurilor austenitice manganoase, au fost puse bazele dezvoltării în țara noastră a unor tehnici de depunere prin sudare a unor straturi cu caracteristici similare acestor oțeluri în zona de funcționare a pieselor, pe un material suport mai puțin nobil, dar cu o așchiabilitate mai bună.

2. Conducerea procesului de depunere prin sudare asigură obținerea unei legături metalurgice între stratul depus și substrat, lucrarea aducând contribuții referitoare la:

- procedeul selectat a fi aplicat;
- aliajul disponibil ca material de adaos;
- grosimea stratului depus și aria depunerii.

3. Stabilirea prin experiment a parametrilor optimi ai procesului de depunere prin sudare manuală cu arcul electric sau cu sârmă tubulară cu autoprotecție, a unor straturi din aliaje austenitice manganoase.

Astfel, la depunerea prin sudare manuală cu arcul electric folosind electrodul CITOMANGAN având diametrul de 3,25 mm, regimul termic va fi:

- curentul de sudare 100 A;
- viteza de sudare la depunerea primului strat, 21 cm/min.;
- temperatura de preîncălzire a metalului de bază, 250...350 °C ;
- viteza de sudare la depunerea straturilor următoare, 18 cm/min., operația desfășurându-se în absența tratamentului de preîncălzire și cu răcirea forțată a cusăturii;

- temperatura între două treceri succesive va fi mai mică de 100 °C .

Depunerea prin sudare cu sârmă tubulară cu autoprotecție marca CARBO F – 240, diametrul $\Phi 2,4\text{mm}$, va fi caracterizată de următoarele valori ale parametrilor de regim termic:

- curentul de sudare, 270 – 290 A;
- tensiunea arcului, 26 V;
- viteza de avans a sârmei, 2,7 – 2,8 m/min;
- viteza de sudare, 35 – 37 cm/min;
- tratament de preîncălzire la depunerea primului strat și sudarea fără preîncălzire la următorul strat, când se recurge la răcirea forțată a cusăturii.

4. Rezultatele **examinărilor macrografice** reliefează că depunerile realizate prin ambele tehnici selectate au un aspect plăcut, o geometrie corespunzătoare, nu prezintă creștături marginale, iar solzii sunt fini și regulați, cu suprafață netedă.

Profilul și lățimea zonelor caracteristice ale materialului compus strat – substrat obținut în urma contactului lichid – solid variază în oarecare măsură în funcție de procedeul de depunere, de valorile energiei liniare și de particularitățile ciclului termic.

5. **Investigațiile micrografice** au furnizat informații privind calitatea straturilor depuse, respectiv au sprijinit activitatea de optimizare a parametrilor de proces.

Se demonstrează că chiar în condițiile sudării S.E. cu preîncălzire, apare o ușoară tendință către apariția unei microstructuri bainito-martensitice în Z.I.T.-ul metalului de bază, urmare a călibilității relativ mari a acestuia.

Pe interfața M.B.-M.D. se amorsează fenomene de precipitare a carburilor, determinate de difuzia atomilor de carbon dinspre M.D. către M.B.

Stratul exterior de metal depus are o microstructură austenitică cu caracter dendritic și cu o proporție relativ mică de carburi precipitate, deoarece o mare parte din căldura dezvoltată la sudare este preluată de apa în care a fost plasată cea mai mare masă de material de bază.

Vitezele relativ mari de sudare specifice procesului de depunere S.T. se manifestă prin mărirea gradului de subrăcire la solidificarea băii de material topit, respectiv printr-o creștere epitaxială a grăunților de austenită.

Pe interfața strat – substrat, precum și între două straturi depuse succesiv, se remarcă o bandă subțire îmbogățită în carbon, iar caracterul microstructurii este celular.

Microstructura stratului de metal depus este columnară, cu aspect stratificat, fenomen datorat modificării compoziției chimice a zonei topite atât în direcție longitudinală cât și transversală.

6. Metodele folosite pentru testarea sensibilității metalului depus la durificare prin deformare la rece atestă o aptitudine ridicată la acest fenomen.

Cercetarea distribuției durtății sub calota sferică realizată la solicitări statice arată că valoarea maximă a acesteia se află la o anumită distanță de punctul central al calotei.

Maximul de duritate se deplasează la distanțe tot mai mari de acest punct de pe suprafața calotei o dată cu creșterea sarcinii aplicate și atinge valori din ce în ce mai ridicate.

Investigațiile metalografice optice și electronice evidențiază o mărire a densității liniilor de alunecare în zonele de material cu deformații pronunțate, o neuniformitate în comportarea la curgere a materialului și o îndoire sau o ondulare a unei părți din liniile de alunecare.

Viteza de solicitare și durata de acțiune a sarcinii statice nu provoacă schimbări semnificative ale durtății și microstructurii stratului ecruiat mecanic.

Metalul depus din oțel austenitic manganos posedă o duritate de cca. 220HV în stare necruisată și o microstructură austenitică cu eventuale precipitări fine de carburi.

Aplicarea unui tratament mecanic prin șocuri dinamice după fiecare strat de metal depus provoacă declanșarea unui proces de recristalizare în cursul depunerii unui nou strat cu consecințe favorabile privind dimensiunile mult mai fine ale particulelor de carburi precipitate.

În urma ecruisării mecanice prin solicitări dinamice apare o creștere a durtății suprafeței până la valori de cca. 580 HV, iar microstructura stratului de suprafață va conține o densitate mare de linii de alunecare.

7. Prin analize calitative și cantitative ale structurii fine și compoziției chimice în microvolume de material folosind microsonda electronică se fundamentează științific evoluția asimetrică a fenomenelor de natură metalurgică și termomecanică specifice băii topite și metalului depus rezultat după solidificare.

Aceste investigații au pus în evidență următoarele :

- variații mari ale elementelor principale de aliere din metalul depus, mangan și nichel, determinate de curenții diferiți de convecție care se formează local și de dezvoltarea sub formă de arce a fronturilor de solidificare;
- apariția firească în zona de tranziție dintre strat și substrat a unor salturi mari de concentrație pentru mangan, nichel, siliciu și carbon;
- difuzia siliciului în zona interfeței strat – substrat pe o grosime de cca. 700 μm , a manganului pe cca. 100 μm , a nichelului pe cca. 60 μm și a carbonului pe cca. 50 μm ;

- gradul de amestecare a materialului de bază cu cel de adaos este foarte redus, fapt care constituie un avantaj deosebit pentru proprietățile de întrebuințare ale stratului de suprafață.

Spectrele de dispersie în energie a razelor X, alături de rezultatele analizelor chimice cantitative au demonstrat încă o dată că pe secțiunea transversală a materialului depus apar variații în limite normale ale concentrațiilor în mangan, nichel și carbon determinate esențial de particularitățile procesului de solidificare a băii de material topit. În apropierea liniei de legătură cu materialul de bază, ca rezultat al diluției dintre materialul de adaos și materialul de bază se observă o micșorare a concentrației în mangan până la cca. 6,30% și în nichel la cca. 1,6%. Analizele efectuate într-o porțiune din zona influențată termic adiacentă liniei de fuziune, scot la iveală o creștere a concentrației în mangan a materialului de bază de la 1,61% la 2,96%, iar nichelul care este absent în materialul de bază neafectat de procesul de sudare atinge o concentrație de 0,61%. Acest fenomen este extrem de favorabil în asigurarea unei legături puternice între strat și substrat.

8. Rezultatele analizei de difracție cu raze X au arătat că structura matricei de bază a metalului depus ecruisat mecanic este constituită din austenită; totodată, se remarcă prezența unei proporții reduse de martensită α , examinările micrografice arătând că această fază se află de-a lungul liniilor de alunecare și îndeosebi în punctele de încrucișare a acestor linii. Se poate accepta că martensita α cu duritate ridicată și rezistență mare la deformare, nu va fi traversată de dislocații, ci blochează mișcarea acestora creind un efect de durificare. Alături de faza α (sub forma unor ace de culoare neagră), mai apare o mică proporție de fază ε (ace de culoare albă). Faza ε este microstructura cunoscută de la sistemul de aliaje binare Fe-Mn, pentru concentrații de 12...30% Mn și care se poate transforma prin tratament termic de revenire de lungă durată sau prin deformare la rece, în fază α . Așadar, formarea fazei ε și a martensitei α are loc în succesiunea $\gamma \Rightarrow \varepsilon \Rightarrow \alpha$.

Se poate afirma că deși conținutul în carbon al metalului depus cu electrodul Cîtomangan este diminuat aproape la jumătate față de cel al oțelului austenitic clasic, respectiv suprasaturarea în acest element a soluției solide γ va fi mai mică, totuși stabilitatea la transformare a austenitei și sensibilitatea la ecruisare mecanică rămân foarte ridicate.

9. Cercetările întreprinse în cadrul lucrării de față, coroborate cu rezultatele altor cercetători demonstrează că mecanismul de durificare, respectiv capacitatea excepțională de durificare prin deformare la rece a metalului depus din oțel austenitic manganos are la bază următoarele:

- precipitarea unor carburi extrem de fine de-a lungul liniilor de alunecare în cursul procesului de deformare;
- fragmentarea grăunților cristalini în blocuri în mozaic sau subgrăunți având dimensiuni mici;
- o energie scăzută a defectelor de împachetare care îngreunează migrarea dislocațiilor;
- formarea fazei ϵ și a martensitei α în succesiunea $\gamma \Rightarrow \epsilon \Rightarrow \alpha$.

10. Se dovedește experimental că rezistența la uzare abrazivă a metalului depus din oțel austenitic manganos este cu atât mai favorabilă cu cât capacitatea sa de ecruisare mecanică și duritatea atinsă sunt mai mari.

Investigarea suprafețelor uzate la microscopul electronic cu baleiaj arată că la o duritate ridicată a metalului depus apare o reducere a numărului de vârfuri de atac, respectiv o micșorare a dimensiunilor zonelor brăzdate de către particulele minerale.

În încheiere, se subliniază faptul că abordarea și rezolvarea în limitele propuse a temei de cercetare ce face obiectul tezei de doctorat, prin urmărirea sistematică, punerea în evidență și fundamentarea științifică a mecanismului de durificare a straturilor din oțeluri austenitice manganoase depuse prin sudare cu arc electric, reprezintă o contribuție originală.

Îmbinarea cercetării laturii aplicative a acestor investigații din punctul de vedere al optimizării procesului de depunere cu latura fenomenologică, a determinării și explicării științifice a cauzelor care justifică sensibilitatea ridicată la durificare a suprafeței pieselor, face ca lucrarea să se înscrie în tendințele și metodologia modernă utilizată în cercetarea științifică.

Bibliografie

1. Adler P., Olson G., Owen W.: Strain hardening of Hardfield Manganese Steel. Metallurgical Transactions A, vol 17 A, October, 1986, P.1725-1737
2. Aichele G.: Schutzgasschweissen. Verfahren, Anwendung, Wirtschaftlichkeit. Messer Griesheim, Frankfurt am Main, 1982
3. Amende W.: Einfluss der Wärmebehandlung auf das Gefüge austenitischen Manganhartstahls. Maschinenmarkt 85, No.30,1979
4. Amende W.: Härten von Werkstoffen und Bauteilen des Maschinenbaus mit dem Hochleistungslaser. VDI – Verlag Düsseldorf 1985
5. Angheloa, N. ș.a.: Sudarea în mediu de gaze protectoare. Ed. Tehnică, București, 1982
6. Archard J.F.: Contact and rubbing of flat surfaces. Journal Appl. Phys. 24 (1953), p.981-988
7. Axen N.: Abrasive wear of metal matrix composites. Dissertation University Upsalla Eweden 1990
8. Bargef H., Schulze G.: Werkstoffkunde. VDI-Verlag Düsseldorf 1988
9. Baum, L., Fichter, V.: Der Schutzgaz-Schweisser, Teil II: MIG/MAG Schweißen. DVS Verlag GmbH, Düsseldorf, Germania, 1990.
10. Bauschke H., Hornbogen E., Zum Gahr K.: Abrasiver Verschleiss austenitischer Stähle. Institut für Werkstoffkunde, Ruhr Universität Bochum, Zeitschrift für Metallkunde, Bd.72 H.1, 1981
11. Beckert M., Klemm H.: Handbuch der metallographischen Ätzverfahren, 4 Auflage, VEB Verlag für Grundstoffe, Leipzig 1994
12. Bergmann H.W., Neuse G.: Properties of laser surface melted cast iron . Opto Elektronik Magazin, Vol 3, No.3, 1987, P.298-302
13. Berns H.: Einfluss der Wärmebehandlung und Legierung auf die Kaltverfestigung von Manganhartstahl. Dissertation RWTH Aachen, 1984
14. Berns H.: Eisenwerkstoffe mit harten Phasen und erhöhtem Verschleißwiderstand. Stahl und Eisen 105 (1985) 16, p.21 – 25
15. Berns H., Franke H.G.: Thermomechanische Behandlung von Manganhartstählen. Steel Research 58, Nr.5, 1987, p.226-230
16. Bönsch C.W.: Wege zur Prozessoptimierung beim Ultraschallschwinglappen keramischer Werkstoffe. Dissertation, RWTH Aachen, 1992

17. Budinski K.G.: Surface engineering for wear resistance. Prentice Hall, Englewood Cliffs, New Jersey, 1995
18. Burcă, M. s.a.: Caracterizarea tipurilor de transfer al picăturii de metal la sudarea MIG/MAG. Proceedings of the scientific communications meeting of Aurel Vlaicu University, 3rd edition, vol. 2, Arad, 1996.
19. Burcă, M. ș.a.: Forțele dezvoltate în arcul electric și acțiunea lor asupra transferului de metal la sudarea MIG/MAG. Proceedings of the scientific communications meeting of Aurel Vlaicu University, 3rd edition, vol. 2, Arad, 1996
20. Burcă, M.: Observații asupra zonelor de transfer la sudarea MIG/MAG. Analele "Universității din Oradea", Fascicola Mecanică, Secțiunea: Tehnologii în construcția de mașini, Oradea, 1999.
21. Dahl W.: Werkstoffkunde Stahl, Band 2, Springer Verlag 1985
22. Dahl W.: Unterlagen zum Praktikum Werkstoffkunde, RWTH Aachen, 1993
23. Dastur Y., Leslie W.: Mechanism of Work Hardening in Hadfield Manganese Steel. Met. Trans A Vol.12A, May, 1981, P.749-759
24. Dehelean D.: Sudarea prin topire cu arcul electric. Editura Sudura, Timișoara, 1997
25. Detrez S.: Cast austenitic manganese steels. Materiaux et Techniques, 1977 Nr.12, p.27-32
26. Filippov M.A. ș.a.: Phase transformation and hardening of unstable austenitic steels in plastic deformation and impact. Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, Nr.9, 1981, p.38-40
27. Fischer A.: Hartlegierungen auf Fe-Cr-C-B – Basis für die Auftragschweissung. VDI – Verlag Düsseldorf 1984
28. Franke H.G.: Beitrag zur Verbesserung des abrasiven Verschleißwiderstandes und der Streckgrenze von Manganhartstählen . Fortschr.-Ber. VDI Reihe 5 Nr. 134. Düsseldorf, VDI – Verlag 1987
29. Gasser A.: Oberflächenbehandlung metallischer Werkstoffe mit CO₂-Laserstrahlung in der flüssigen Phase. Dissertation, RWTH Aachen 1993, Verlag Mainz ISBN 3 – 930085-11-9
30. Glaeser W.: Friction and Wear of Carbon and Alloy Steels ASM Handbook, Vol.18, ASM International, 1992
31. Habig K.H.: Verschleiß und Härte von Werkstoffen . Carl Hanser Verlag , München 1980
32. Haefler R.A.: Oberflächen – und Dünnschicht – Technologie , Teil II

- Oberflächenmodification durch Teilchen und Quanten, Springer Verlag, 1991
33. Hornbogen E.: Description of materials with isotropic and anisotropic microstructures. Proc.Int. Conference on Wear of Materials, Vancouver, ASME New York, 1985
 34. Huisman, M.D.: Flux- and metal-cored wires, a productive alternative to stick electrodes and solid wires. Rev. Svetsaren, Vol. 51, No. 1-2, 1996, Suedia.
 35. Kirner, K.P.: Technologie zur Herstellung von abrasivfesten Randschichten auf Manganhartstahlbasis durch Laserstrahllegieren und – dispergieren. Dissertation R.W.T.H. Aachen, 1995.
 36. Kosel T.H., Fiore N. F.: Abrasive wear in multiphase microstructures. Journal Materials for Energy Systems 3 (1981) 9, p.7 – 27
 37. Kou S.: Welding Metallurgy, ed. John Wiley and Sons, 1987
 38. König W.: Fertigungsverfahren Band 3. VDI-Verlag Düsseldorf 1990, p.133-179
 39. König W.: Advanced Technologies for Machining and Surface Treatment of Dies and Moulds. New Materials Processes Experiences for Tooling, P.177-217, ISBN3-9520324-0-9
 40. König W., u. a.: Laserwärmebehandlung von Werkzeugen der Schmiedetechnik. Schmiede Journal September (1994), p.22 – 23
 41. Kurz W., Fischer D.J.: Fundamentals of Solidification. Trans.Tech.Publications, Switzerland, 1989
 42. Lopes Dias E.M., Metalurgia da soldadura. Instituto de Soldadura e Qualidade, Miranda R.M.: Lisboa, 1990
 43. Miloş L.: Bazele prefabricării prin sudare. Editura "Politehnica" Timișoara, 2004
 44. Mitelea I., Lugscheider E., Știința materialelor în construcția de mașini. Editura Tillmann W.: Sudura, Timișoara, 1999
 45. Mitelea I., Burcă M., Cercetări privind tehnica depunerii prin sudare cu sârmă tubulară a straturilor din oțel austenitic manganos. Leuștean D.: Lucrările Conferinței Internaționale "Sudarea în mediu de gaz protector", Timișoara , 12-13 iunie 2002
 46. Mitelea I., Leuștean D., Some characteristics of austenitic manganese steel layers deposited by electric torch welding. Proceeding of the 3-rd International Conference on Materials and Manufacturing Technologies – MATEHN '02, Cluj-Napoca, 12 – 14

Sept.2002. Acta Technica Napocensis 45 (2002)

47. Mitelea I., Leuştean D.: Structural morphology and the distribution of alloying elements in the layers of manganese austenitic steel deposited by electric arc welding. Second International Conference on Advanced Materials and Structures, 19-21 Sept.2002, Timișoara. Editura Orizonturi Universitare, Timișoara 2002, p. 251-258
48. Mitelea I., Burcă M., Leuştean D.: Particularități ale procesului de depunere prin sudare cu arc electric a straturilor din oțel austenitic manganos. Simpozion Materiale avansate, procesare și caracterizare, Zilele academice timișene 22-23 mai 2003, Editura Eurostampa, pag.37-44.
49. Mitelea I., Leuştean D.: Investigații E.D.X. asupra straturilor din oțel austenitic manganos depuse prin sudare cu arc electric. Simpozion Materiale avansate, procesare și caracterizare, Zilele academice timișene 22-23 mai 2003, Editura Eurostampa, pag.45-52.
50. Mitelea I., Leuştean D., Radu B.: Abrasion wear resistance of manganese austenitic layers deposited with electric arc welding, Buletinul Științific al Universității "Politehnica" din Timișoara, Tom 49 (63) Seria Mecanică, 2004 Fascicola 1, ISSN 1224 – 6077.
51. Mitelea I., Leuştean D., Burcă M.: Process of self – shielded flux cored tubular wire welding depositing of manganese austenitic steel layers, Buletinul Științific al Universității "Politehnica" din Timișoara, Tom 49 (63) Seria Mecanică, 2004 Fascicola 1, ISSN 1224 – 6077.
52. Mitelea I., Leuştean D.: Contributions of mechanism of work hardening in manganese austenitic layers deposited with electric welding, Buletinul Științific al Universității "Politehnica" din Timișoara, Tom 49 (63) Seria Mecanică, 2004 Fascicola 2, ISSN 1224 – 6077.
53. Mitelea I., Leuştean D., Radu B.: Carbides precipitation phenomena in manganese austenitic steel deposited with electric welding, Buletinul Științific al Universității "Politehnica" din Timișoara, Tom 49 (63) Seria Mecanică, 2004 Fascicola 2, ISSN 1224 – 6077.
54. Olson D., Cross C.: Friction and Wear in the Mining and Mineral Industries. ASM Handbook, Vol. 18, ASM International 1992
55. Pomaska, H.U.: MAG Welding-Not a sealed book. Verlag G.J. Munz AG, by Linde AG, 8023 Höllriegelskreuth, München, Germania, 1991.

56. Pirch N., Kreutz E.W., Ollier B.: The modelling of heat, mass and solute transport in surface processing with laser radiation. NATO advanced Study Institute, Sesimbra, Portugal, 1994
57. Raghavan K., ş. a: Nature of the Work – Hardening Behaviour in Hardfield's Manganese Steel. Transactions of the Metallurgical Society of AIME vol.245, July 1969, P.1569
58. Roberts W.: Transactions of the Metallurgical Society of AIME, vol.230, 1964, P.372-377
59. Rudlaff Th.: Arbeiten zur Optimierung des Umwandlungshärtens mit Laserstrahlen. Forschungsberichte des IFSW Stuttgart, 1992
60. Sazhner V. N.: Influence of wear resistance of high – manganese steel coatings Soviet Castings Technology Nr. 9, (1990), p. 21 – 22
61. Sălăgean, Tr.: Tehnologia procedeelor de sudare cu arc. Ed. Tehnică, Bucureşti, 1985
62. Schmidt J., Göcke A.: Abrasive Wear Resistance of boron alloyed austenitic Fe-Mn-C-Steels. Steel research 57, Nr. 6, (1986)
63. Scholtes B., Macheram E.: Auswirkungen mechanischer Randschichtverformung auf das Festigkeitsverhalten metallischer Werkstoffe. Institut für Werkstoffkunde I.T.H. Karlsruhe, Z. Metallkunde, 77, Nr.5, 1986
64. Schrader A., Rose A.: De Ferri Metallographia II, Gefüge der Stähle. Max-Planck-Institut für Eisenforschung (MPI), Nachdruck 1989
65. Schumann H.: Metallographie. VEB Deutscher Verlag für Grundindustrie, 1990
66. Segieth Ch., Poppy W.: Werkstoffoptimierung an Raupenlaufwerken von Baumaschinen. VDI Bericht 797, 1990
67. Shen J., Dausinger F., Möglichkeiten zur Optimierung der Randschichteigenschaften eines Einsatzstahls mit CO₂-Lasern. Laser und Optoelektronik 23 (6), 1991, S.41-49
68. Tang, H.H.: Prozeßentwicklung des Laserstrahlbeschichtens aus Karbid-Aluminium-Pulvergemischen. Dissertation R.W.T.H. Aachen, 1993.
69. Theisen W.: Neue Hartlegierungen auf Ni-und Co – Basis für die Auftragschweißung. VDI – Verlag Düsseldorf 1988
70. Vermeşan G. ş.a.: Introducere în ingineria suprafetelor. Editura Dacia, Cluj-Napoca, 1999

71. Vida- Simiti I.ș.a : Prelucrabilitatea materialelor metalice. Editura "Dacia" Cluj-Napoca, 1996
72. Vida-Simiti I. : Proprietățile tehnologice în metalurgia pulberilor. Editura Enciclopedică București, 1999
73. Wahl W. : Unterschiedliche Werkstoffbewahrung bei abrasiv beanspruchten Bauteilen. VDI-Berichte 600, 3, Nr.2 (1987)
74. Willerscheid H.: Prozessüberwachung und Konzepte zur Prozessoptimierung des Laserstrahlhärtens, Dissertation, RWTH Aachen, 1990
75. Zum Gahr K.H., Mewes D.: Werkstoffabtragung beim Furchungsverschleiss. Metall 37 (1983) 12, p. 1212-1217
76. xxx Welding Handbook, ed. AWS, vol.I, 1984
77. xxx Dünnschichttechnologien: Verfahren, Trends, Chancen VDI – Verlag Düsseldorf 1991
78. xxx Welding Handbook-Welding Technology, 8th edition, vol.1. R.L.O. Brien Editor, 1991.
79. xxx Welding Handbook-Welding Processes, 8th edition, vol.2. R.L.O. Brien Editor, 1991.
80. xxx The Procedure Handbook of Arc Welding, thirteenth edition. The Lincoln electric company, printed in USA, 1994
81. xxx Materiale pentru sudare consumabile. Gaze de protecție pentru sudare și tăierea cu arc electric. SR EN 439/96
82. xxx Materiale pentru sudare consumabile. Sârme electrod și depuneri prin sudare pentru sudare cu arc electric în mediu de gaz protector cu electrod fuzibil a oțelurilor nealiate și cu granulație fină. Clasificare. SR EN 440/96
83. xxx Cored wire review. Rev. Svetsaren, Vol. 51, No. 1-2, 1996, Suedia.
84. xxx The European clasification for cored wires for non-alloyed and fine-grain steel. EN 758/96
85. xxx Metals Handbook, Volume 1, Tenth Edition ASFM, Metals Park, Ohio (1987)
86. xxx Welding Handbook, Volume 4, Seventh Edition AWS, Miami, (1984)
87. xxx Metals Handbook, Volume 9, Ninth Edition ASFM, Metals Park, Ohio (1986)
88. xxx Metallische Elemente, E.Wagener GmbH, Vertriebsbereich Sondermetalle, (1992)
89. xxx J.C. POWDER DIFRACTION – ICDD 1996

Simpatomimetice vasodilatatoare

→ acționează în special pe receptorii β

→ au catena laterală alc din 3 at de C

Bametan sulfat (butilsimpatol)

→ radicalii voluminoși îi fac să acț pe receptorii β apărând vasodil.

→ vasodil se produce asupra vaselor periferice fără să inf. Pulsul sau presiunea sanguină

Ind:

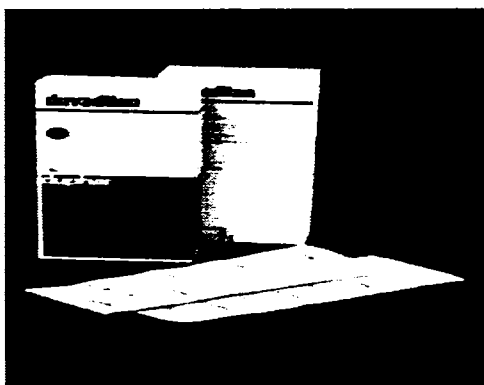
→ tulburări circulatorii periferice în special ale membrilor inferioare „Vasculat”, se adm oral

Izoxuprina (vasodilan)

→ efectul vasodil al acestui compus se manifestă atât la nivelul vaselor cerebrale descendente în regiunea periferică cât și asupra uterului unde manifestă și o acțiune vasodil musculotropă.

Ind:

→ tulburări de circ cerebrale → tulb periferice, utero-relaxant



→ se poate adm atât oral cât și i.v, i.m

„Duvadilan”, cpr. , fiole.

Bufenina

→ sare cu acid clorhidric

→ vasodil periferic

→ vasodil musculotrop

Ind:

→ tulb circulatorii periferice

→ tulb circ la nivelul urechii interne

Simpatomimetice bronhodilatatoare

→ acț pe recept β , unele având acț selectivă pe β_2

→ caracteristică este gruparea voluminoasă de pe NH₂, nu se pot așeza datorită împiedicării sterice pe receptorul α

→ bronhodilatatoare neselective-adrenalina -izoprenalina
-efedrina -arciprenalina

→ bronhodilatatoare selective- stim doar β_2 -terbutalina

-fenotirol

-salbutamol

-salmeterol

clasificare:

→ compuși 3,4 dihidrosubstituiți

→ compuși 3,5 dihidrosubstituiți

→ cu alte str variate

Compuși 3-4 dihidrosubst

Izoprenalina

→ primul simpatomimetic alături de efedrină care a fost utilizat, neavând selectiv pe recept β_2 produce efecte pe aparatul cardiovascular

→ β_1 - \uparrow tonicitatea cardiacă util în bradicardie, colaps

→ β_2 - relaxarea musc netede de la nivelul bronhiilor și nivelul uterului

→ în doze terapeutice efecte pred β_2 și va produce relax musc netede a bronhiilor.

→ poate fi utilizat oral și i.v

→ timp de acț scurt 4h

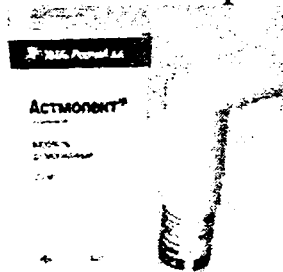
Compuși 3-5 dihidrosubst

Orcuprenalina(nu are selectiv)

→ acț pe β_2 → vasodil, relax musc netede bronșice, vasodil periferic

→ β_1 efecte cardiace de mică intensitate

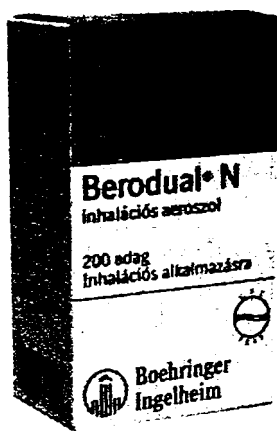
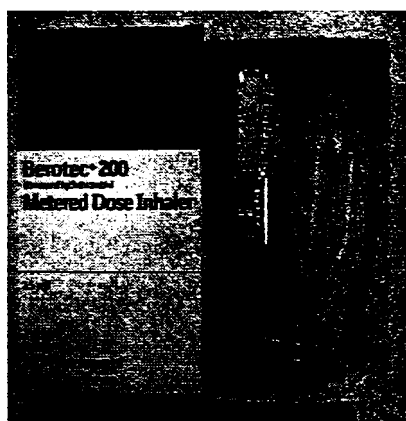
→ se adm inhalator sub formă de aerosol și este indicat în bronșite, astm și alte boli asociate cu bronhospasm.



„Astmopent”, „Alupen”

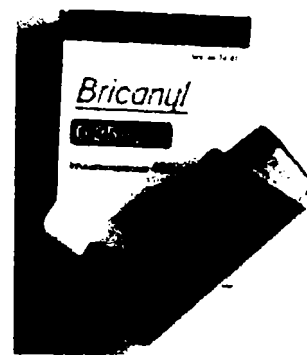
Fenoterol

- simpatomimetic bronhodilatator selectiv
- efect rapid putând fi utilizat în profilaxia crizelor de astm
- bronșite astmatiforme
- efect mai lung 8h
- propranololice, fiind indicată în controlul nașterilor premature
- se poate adm sub formă de aerosoli sau parenteral
- „Partusisten”, „Berotec”-sol inh.
- o asociere între fenoterol+ipratropin → combinația care se găsește la ora actuală pe piață „Berodual”



Terbutalina

- sulfat de terbutalină
- acț asupra mucoasei bronșice
- tocolitic, relax musc periferic
- se util în profilaxia crizelor de astm
- în bronșite
- relaxant al contracțiilor uterine spontane
- se adm pe cale orală sau parenterală



„Bricanyl”

Compuși cu str diversă

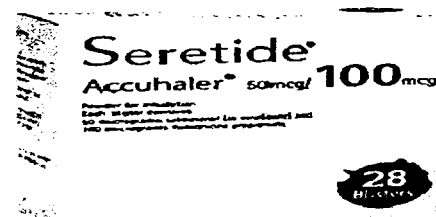
Salbutamol

- bronhodilator cu efect prelungit
- atât în profilaxia crizelor de astm cât și în emfizem și bronșite
- proprietăți tocolitice
- se adm pe cale orală cpr. Sirop, inhalant, injectabil
- 2-4 mg cpr, sirop „Ventolin”



Salbutamol

- trat de întreținere pe termen lung al astmului bronșic, are un timp de acț lung de până la 12 h
- acț slab antiinflam dar se asoc cu AIS din grupa glucocorticoizilor „Serevent”, aerosol, dar mai ales (foster utilizat) „Seretide” → în comp căruia intră un glucocorticoid fluticonazona



Hexaprenalina

- sulfat
- bronhodilatator, acț majoră-tocolitică
- se util în iminență de avort și naștere prematură
- prep parenteral se util în cazuri severe (tocoliză acută) -suprimarea travaliului

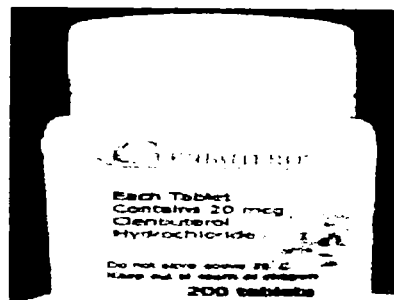
→oral sau injectabil

„Gynipral”-3x1cpr, cpr 0,5 mg, sol parent. i.m,i.v

Clembuterol

→bronhodilat cu acț similară salbutamolului dar cu acț mai lungă

→cpr sau sirop „Spiropex”



Formoterol

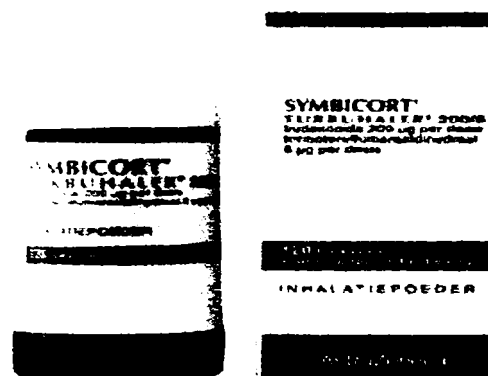
→fumarat

→cpr, cu acț cea mai lungă

→timp de acț peste 12 h

→se util în trat de lungă durată(emfizem, astm, bronșită cronică)

→sub formă de aerosoli „Symbicort”



Simpatomimetice cu acțiune preponderentă pe SNC

→nu au subst pe nucleul fenolic

→prezintă actv presoare scăzută

→acțiunea pp fiind stimulant al SNC

Efedrina

→alcaloid din ephedra dzstolohia

→d p d v structural se observă abs OH și a unor gr CH₃ în cat laterală

→atât lipsa OH-ului imprima lipofilie crescută

→bine abs după adm orală

→lipsa OH-ului fenolic→stabilitate crescuta

→acț mai lungă

→există 2 at de C asimetrici rezultă 4 izomeri optici (enantiomeri), 2 racemici efedrina și pseudoefedrina

→racemicul efedrinei→seria eritro(subst de aceeași parte)

→racemicul pseudoefedrinei→seria treo(Oh de o parte și NH₂ de altă parte)

→cel mai active este izomerul eritro levo al efedrinei

m.obț:

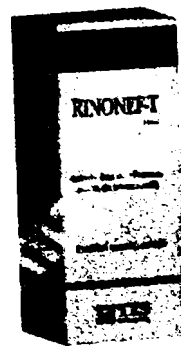
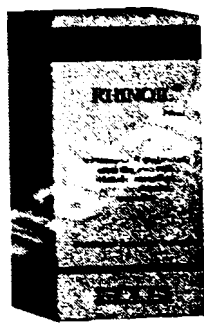
- pe cale de extracție
- astăzi se obț prin sinteză(avem m.obț)
- în urma acestei sinteze se obț racemicul efedrinei care se util sub de efetonină→acț mai redusă→se recurge la separarea izomerilor cu obț iz levo prin metoda diastereoizomerilor
- clorhidratul de efedrină –FR.→X
- se păstrează ferit de lumină, Separanda
- acț prin mecanism mixt suprapunându-se pe recpt α și β adrenergici, dar și indirect→det elib de noradrenalină din depozite pt că pătrunde în terminațiile postganglionare simpatico
- efecte: α și β adrenergice asem adrenalinei și efecte centrale
- efecte α adrenergice: vasoconstr. Creșt TA, decongestia mucoaselor
- efecte β adrenergice- stim cardiacă dat efectelor pe recept β 1, poate sî producă și tahicardie, β 2 bronhodilatație
- relax musc uterine , intestinale, vezicii

prop centrale:

- efecte asupra centrului respirator(analeptic)
- stim psihomotorie, îndepărtează senzația de oboseala și somn
- utilizat ca antidote înintoxicațiile cu sedative și alte psihotrope
- stim musc striată- effect mic→utilizat în miastenia gravis
- la adm îndelungată și doze repetate apar fenomene de tahifilaxie(effect din ce în ce mai mic)
- face trecerea de la amine presoare la cele de trezire
- poate fi adm oral și parenteral

cpr 50 mg, sol inj 50 mg/ml

“Bixtonim”, “Rhinoil”, “Rhinonef”



Pseudoefedrina

→ iz dextro

→ săruri, clorhidrat

→ separanda, ferit de lumină

→ acț direct (pe α și β în mică măsură) și indirect

→ vasoconstrictor la nivelul tract resp

→ se folosește ca adjuvant pt analgezice, antihistaminice, antibiotice, în stări gripale, cefalee, tuse uscată, hipersecr nazală

→ acț pe β - relax musc bronhiilor dar efectul este scăzut și nu se folosește ca bronhodilatator

→ după adm orala la pac cu presiune arterială crescută , produce efecte neglijabile

→ doze crescute- creșterea contractilității miocardului, perturbarea ritmului cardiac

→ prezintă și efecte slabe asupra SNC mai slab ca al efedrinei

pseudoefedrina se poate adm local sau oral

“Sudafed” 60 mg pseudoederina



“Actifed” 120 mg pseudoefedrina+5 mg anti



H1

“Clarınase”anti H1+pseudoefedrina



→ pseudoef se asoc cu AIS, analgezice, antipiretice
ibuprofen+pseudoefedrina → nurofen
paracet+pseudoefed → paracet sinus (clorfeniramin-antiH1)
rinoalergin

Norefedrina

→ efedrină demetilată
→ acț prin mecanism mixt
→ produce vasoconstricție- se util ca decongestionant
→ acț și prin mec central
→ studiată pt efecte anorexigene în trat obezității

Derivați de alchil și cicloalchilamine

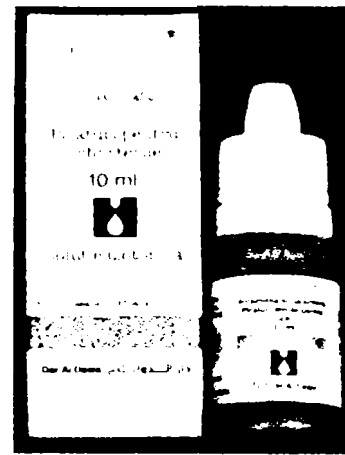
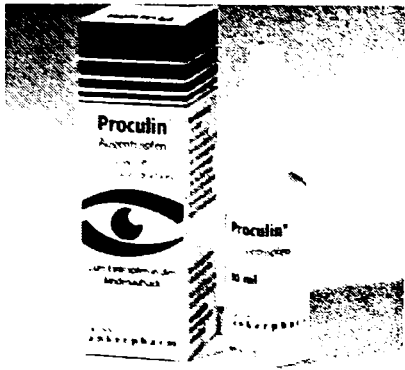
→ acț vasoconstr asupra mucoaselor de intest mai mică, toxic crescut

Derivați de imidazolină

→ derv dihidrogenat al imidazolului poate fi în 3 forme
→ fct de nat subst din poz 2 , putem avea efecte vasodil-utilizați ca
antihipertensive

Nafazolina clorhidrat FRX

→ derivat de sinteză
→ compus care acț prin mecanism direct cu acț predominantă pe α și β
mai puțin
→ pe α - vasoconstricția care o produce este mai puternică decât a
adrenalinei și mai lungă până la 6h , și mai toxică decât adrenalina
→ se folosește fie singur în rinite , sinuzite, conj acute. Cornice
alergice, cataractice, sau în amestec cu alte vasoconstrictoare și
antihistaminice
→ există posibilitatea unei absorbții sistemice după adm locală
îndelungată cu creșterea TA
→ această abs este mai ridicată la copii, motiv pt care se util sol
0,025%; nu se adm copiilor cu vârste mai mici de 6 ani
→ adm repetată → atrofia mucoasei nazale → rinită cronică
→ în pic de nas “Rhinofug”, “Bixtonim”



→în pic oculare “Nafagal”, “Proculin”, “Nostamincolir”, “ophtazolin”
Tetrahidrazolina

→mecanism asem

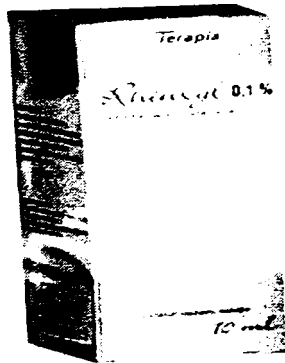
→durata de acț până la 8h, pt decongestia mucoasei oculare fiind
indicat în conjunctivite alergice(ind majore)

“Visine”



Xilometazolina

→”Olynth”, “Rinuxil”



→vasoconstrictor, decongestia muc nazale

→gripă, otite

→la nivelul mucoasei faringiene scade inflamația și poate să faciliteze
o intervenție la acest nivel(diagnostic)

→efect rapid 5-10 min până la 6h

→cu precauție la copii