



Universitatea *Transilvania* din Brașov

TEZĂ DE ABILITARE

Titlu: CERCETĂRI PRIVIND EFECTUL UNOR TRATAMENTE TERMICE INOVATIVE
ASUPRA CALITĂȚII ALIAJELOR METALICE UTILIZATE ÎN INDUSTRIE

Domeniul: Inginerie Industrială

Autor: Conf.Dr.Ing. Stoicănescu Maria
Universitatea: Transilvania din Brașov

BRAȘOV, 2018

CUPRINS

Cuvânt înainte	3
(A) Summary.....	4
(B) REALIZĂRI ȘTIINȚIFICE ȘI PROFESIONALE ȘI PLANURI DE EVOLUȚIE ȘI DEZVOLTARE A CARIEREI.....	7
(B-i) REALIZĂRI ȘTIINȚIFICE ȘI PROFESIONALE.....	7
Introducere.....	7
1. TRATAMENTE TERMICE CLASICE APLICATE METALELOR ȘI ALIAJELOR METALICE..	9
1.1. Generalități.....	9
1.2. Cercetari privind influența unor tratamente neconvenționale asupra oțelurilor de construcție și de scule.....	13
1.2.1. Oțeluri de construcție	14
1.2.1.1. Influența tratamentelor termomecanice asupra calității produselor.....	14
1.2.1.2. Cercetări privind influența tratamentelor termice asupra rezistenței la uzare a oțelului OLC55X.....	15
1.2.2. Oțeluri aliate de scule	19
1.2.2.1. Cercetări privind aplicarea revenirilor multiple la oțelurile rapide	19
1.2.2.2. Cercetări privind îmbunătățirea proprietăților oțelurilor de scule pentru deformare plastică prin tratament termic sub zero grade și prin tratamente termochimice	22
1.2.2.3. Testarea rezistențelor la uzare a oțelurilor rapide tratate în mod diferit.....	30
1.3. Cercetări privind tratamentele termice ale aliajelor de aluminiu.....	35
1.3.1. Tratamente termice izoterme aplicate aliajelor de aluminiu de turnare.....	35
1.3.1.1. Prelucrarea statistică a rezultatelor privind proprietățile și performanțele obținute prin tratament termic ale aliajelor de turnare.....	38
1.3.2. Aliaje de aluminiu plasticizabile cu proprietăți deosebite.....	44
1.3.2.1. Influența temperaturilor de călire asupra caracteristicilor mecanice	44
1.3.3. Cercetări privind diminuarea deformațiilor termice ale produselor din aliaje de aluminiu	46

1.3.3.1. Aspecte legate de variația dimensiunii plăcilor în procesul de călire.....	55
1.3.3.2. Cercetări privind posibilitatea controlării vitezei de răcire a plăcilor.....	58
1.4. Cercetări privind tratamentul termic al pieselor din titan și din aliaje de titan.....	72
1.4.1. Cercetări privind influența temperaturii de călire asupra proprietăților aliajelor de titan.....	73
1.4.2. Tratamente termice destinate măririi rezistenței la uzare.....	77
1.4.3. Studii aplicative asupra aliajelor de titan tratate termic și utilizate în tehnica dentară.....	80
2. TRATAMENTE TERMICE NECONVENȚIONALE APLICATE ALIAJELOR METALICE.....	86
2.1. Utilizarea energiei solare la tratamentele termice ale oțelurilor de construcție ..	86
2.1.1. Simularea tratamentului termic utilizând energia solară.....	96
2.1.2. Verificarea experimentală a softului.....	98
2.2. Tratamente termice aplicate aliajelor de aluminiu în câmp electromagnetic	104
2.2.1.Tratamente termice aplicate aliajelor de aluminiu de turnare în câmp electromagnetic.....	104
2.2.2. Tratamente termice aplicate aliajelor de aluminiu plasticizabile în câmp electromagnetic.....	107
2.3. Cercetări privind stimularea proceselor de transformare la tratamentele termice ale aliajelor de aluminiu prin aplicarea unui câmp vibrator.....	111
3. TRATAMENTE TERMICE DE SUPRAFAȚĂ.....	115
3.1. Cercetări privind influența utilizării radiației laser la călirea oțelurilor.....	115
3.2. Cercetări privind creșterea rezistenței la uzare a oțelurilor 1.0503, 1.0601, 1.7035 și 1.6582 prin aplicarea de tratamente termice cu laser.....	121
3.3. Cercetări privind utilizarea energiei fluxului de electroni la tratamentul termic al suprafețelor.....	126
3.4. Depuneri de filme de SiC pe oțeluri de îmbunătățire în scopul creșterii rezistenței la uzare cu ajutorul PLD.....	128
3.4.1. Proprietățile mecanice ale filmelor nanocristaline obținute prin PLD.....	131
(B-II) PLANURI DE EVOLUȚIE ȘI DEZVOLTARE A CARIEREI.....	138
(B-III) BIBLIOGRAFIE	145

Teza de abilitare reprezintă rezultatul cercetărilor efectuate în domeniul procesării aliajelor, astfel:

a) în cadrul universitar:

- Universitatea "Transilvania" din Braşov, Facultatea de Ştiinţa şi Ingineria Materialelor.

b) în cadrul institutelor de cercetare:

- Institutul de Cercetare - Dezvoltare al Universităţii Transilvania din Braşov: Centrul de Cercetare CO8: "Tehnologii şi materiale avansate metalice, ceramice şi compozite";

- Institutul National de Fizica Laserilor, Plasmei si Radiatiilor, Magurele, Bucuresti
Romania;

- Centrul de Cercetare pentru Energie, Mediu şi Tehnologie - CIEMAT- Plataforma Solar de Almería (PSA), Spania.

c) în domeniul industrial:

- S.C. "ALRO" Slatina;

- S.C. "BODYCOTE Tratamente Termice" S.R.L. Braşov.

(A) Summary

Section (B-i). The habilitation theses “Researches on the effects of innovative heat treatments on the quality of metal alloys used in industry ” consists of an introduction and three chapters.

The first chapter presents research on the use of conventional heat treatments applied to a wide range of metallic materials: constructional and tool steels, aluminium alloys and titanium alloys.

Alloyed and non-alloyed constructional steels underwent quenching and tempering heat treatments, low and high temperature thermo-mechanical treatments, and surface quenching using electron fluxes and laser radiation for heating. Tool steels underwent quenching treatments followed by multiple tempering, quenching at negative temperatures, nitriding thermo-chemical treatments and multiple nitrocarburating, ionic nitriding and plasma nitriding.

Aluminium alloys underwent quenching, natural and artificial ageing and isothermal quenching.

Titanium alloys underwent quenching and tempering heat treatments, natural and artificial ageing, vacuum quenching, nitriding.

Each of these treatments was performed in observance with the parameters of the alloys they were applied to and the objectives were the improvement of the quality of the products obtained following their application and the improvement of the actual performance of the heat treatments. The results highlight the achievement of the objectives proposed by the research. The processing of the results using statistical methods when their conduct so warranted increased their credibility. There can be highlighted some of the results such as heat treatment cycle shortening, economic efficiency, improvement of the properties of materials, wear resistance increase, etc.

The second chapter presents a number of unconventional heat treatments applied to constructional steels and to aluminium alloys: the use of solar energy for the quenching and tempering of alloyed and non-alloyed constructional steels, the use of magnetic field for the artificial ageing of aluminium alloys and the use of the vibratory field for the ageing of aluminium alloys.

In the case of the use of solar energy, in addition to experimental research, computer modelling and simulation of heating and cooling processes were also carried out as a base for a possible extension of studies on the applicability of such treatments. The experimental

research was carried out in partnership with CIEMAT (Centre for Energy, Environment and Technology) - Plataforma Solar de Almeria (PSA), Spain, during two joint projects under the EU-DG RTD project: "The European Solar Research Infrastructure for Concentrated Solar Power. The second phase - SFERA-II". This activity is governed by the Contract 312643 concluded between CIEMAT-PSA and the European Commission. The research clearly highlighted the possibility of using solar energy for this purpose, the ways of controlling the technological working parameters, the performance levels for the quality of the treated products compared to the classical treatments and the economic and ecological benefits.

The use of magnetic fields in the ageing of aluminium alloys was aimed at detecting the effect of such additional energy input on the structural changes and on the precipitation of the hardening phases, implicitly leading to changes in the properties of the materials. There were found significant amplifications of phase precipitations compared to classical treatments applied at the same time. As a result, the properties of the treated materials increased significantly (particularly the hardness). At the same time, significant reductions in treatment times were achieved compared to classic treatments (artificial or natural ageing).

The use of the vibratory field for the ageing of aluminium alloys highlighted similar effects to the magnetic field use, i.e. improved properties of treated alloys and reduced treatment times.

Chapter 3 presents a series of surface-engineering specific researches: surface quenching by laser beam heating and deposition of thin SiC and TiC layers by PLD (pulsed laser deposition).

The objectives of these treatments were to improve the surface quality of the treated products. In the first case, the surface quenching led to very large variations of properties in the cross-section of the material (perpendicular to the surface) on the heat treated depth. In the second case, there were obtained surfaces whose compositions differed from the base material, with highly differing properties as well, pursued for the finished product (very high corrosion, wear, etc. resistance).

Section (B-ii). The career progress and development plans include information on teaching and research, as well as data on the managerial experience and teaching and research development plans.

In what concerns teaching, my aim is to introduce new and attractive methods of teaching for students, in keeping with national and international trends, to prepare materials for the incentive teaching of students and their involvement in research as much as possible, etc.

The research directions I intend to address are related to biomaterials, innovative technologies for obtaining materials with superior characteristics at the lowest costs possible, the development of efficient and viable materials such as the use of environment-friendly processing technologies by employing unconventional technologies.

Section (B-iii). Bibliography

Acknowledgements:

- Financial support by the Access to Research Infrastructures activity in the 7th Framework Programme of the EU (SFERA 2) is gratefully acknowledged.
- We hereby acknowledge the structural funds project PRO-DD (POS-CCE,0.2.2.1., ID 123, SMIS 2637, ctr. No 11/2009) for providing the infrastructure used in this work.

(B) REALIZĂRI ȘTIINȚIFICE ȘI PROFESIONALE ȘI PLANURI DE EVOLUȚIE ȘI DEZVOLTARE A CARIEREI

(B-i) REALIZĂRI ȘTIINȚIFICE ȘI PROFESIONALE

Introducere

Se poate afirma că progresele majore ale omenirii în ultimele sute de ani se datorează evoluției tehnologiilor de fabricație. Tehnologia este cea care a impulsionat dezvoltarea și crearea de noi produse și servicii, chiar mai mult a contribuit la plasarea civilizației umane la nivelul actual.

Dacă ingineria mecanică înseamnă proiectarea și realizarea de mașini și instalații, ingineria industrială înseamnă de fapt inginerie tehnologică. La realizarea unui produs se desfășoară succesiv o succesiune de procese tehnologice, fiecare având rolul său în obținerea caracteristicilor și performanțelor acestuia.

Din șirul de procese tehnologice aplicate produselor metalice fac parte în mod obligatoriu și una sau mai multe operații de tratament termic.

Tratamentele termice au rol important în ingineria industrială. Ele se intercalează pe fluxul tehnologic de fabricație în două momente – într-o fază incipientă, când au rolul de a contribui la buna desfășurare a unor operații de prelucrare și respectiv – într-o fază finală, când alături de alte procese tehnologice asigură atât performanțele produselor, cât și aspectul lor comercial.

Buna conlucrare a proceselor de prelucrare "la rece" cu tratamentele termice este deci necesară, neputându-se imagina existența lor individuală.

Chiar dacă uneori operația de tratament termic ar părea că strică aspectul produsului, ea a imprimat o serie de proprietăți indispensabile legate de proprietățile tehnologice sau mecanice ale materialului. În astfel de cazuri, prelucrările mecanice dau produsului forma, dimensiunile și calitatea suprafeței, conform cerințelor clienților.

Studiile și cercetările derulate de-a lungul timpului au avut și au drept scop îmbunătățirea calității produselor, concomitent cu asigurarea eficienței economice.

Diversificarea amplă a materialelor metalice utilizate în industrie și a aplicarea de noi tehnici și tehnologii de prelucrare implică pe de o parte necesitatea perfecționării

tehnologiilor clasice (procedee inovative) și pe de altă parte aplicarea de noi procedee de tratament termic (de exemplu procedee neconvenționale) pentru a răspunde noilor cerințe din industrie și societate. Aplicarea de noi procedee de lucru (clasice inovative și neconvenționale) este posibilă la nivelul actual al ingineriei industriale ca urmare a dezvoltării și perfecționării instalațiilor de lucru, a aparatelor de măsură și control și de reglare a parametrilor de lucru. Dar acest lucru este posibil mai ales datorită dezvoltării robotizării care permite aplicarea și respectarea strictă a unor regimuri și cicluri de lucru complexe (cicluri de lucru care erau greu de aplicat în condiții de lucru manual sau mecanizat).

În consecință, în cadrul ingineriei industriale, inginerii din industria tratamentelor termice sunt puși în fața unor noi și ample provocări atât tehnice, cât și științifice.

Pe acest fond s-au perfecționat și adoptat procedee clasice de tratament în variante de lucru noi (procedee inovative), dar au apărut și tehnologii noi (tehnologii neconvenționale) care s-au dovedit eficiente și deci apreciate de beneficiari.

Se pot aminti aici rezultatele, uneori chiar spectaculoase obținute prin aplicarea de procedee "neconvenționale", de tehnici legate de ingineria suprafețelor sau utilizarea de surse de energie inedite la desfășurarea unor operații de tratament termic.

Pregătirea universitară a autoarei a dovedit că domeniul tratamentelor termice este un domeniu de cercetare fundamentală și aplicativă care permite implementarea progresului tehnic și științific în ingineria industrială ca ramură a industriei constructoare de mașini.

În acest context sunt prezentate în continuare unele dintre preocupările autoarei în domeniu legate atât de studii bibliografice, cât mai ales rezultatele cercetărilor proprii.

1. TRATAMENTE TERMICE CLASICE APLICATE METALELOR ȘI ALIAJELOR METALICE

1.1. Generalități

Tratamentele termice reprezintă o etapă deosebit de importantă a procesului tehnologic de fabricație în cadrul ingineriei industriale. Împortanța tratamentelor termice ca ramură de sine statătoare a ingineriei industriale în construcția de mașini este pusă în evidență de faptul că în ultimul timp în țările avansate industria, dar și în România au fost puse în funcțiune unități de lucru industriale specializate în tratamentul termic al pieselor metalice. Aceste unități sunt dotate corespunzător și efectuează prelucrări termice în funcție de cerințele beneficiarilor care nu dispun de utilaje și nici de personal cu pregătire pentru acest tip prelucrări industriale.

Rolul tratamentelor termice constă în realizarea unui ansamblu de proprietăți necesare atât pentru operațiile tehnologice ulterioare, cât și pentru buna funcționare în serviciu a pieselor metalice. În primul caz, proprietățile vor fi astfel rezolvate încât să permită desfășurarea în condiții optime a prelucrărilor metalelor respective. Acestea formează așa numitul tratament termic primar sau preliminar. Aici sunt incluse operațiile de tratament termic de recoacere și normalizare.

Pentru imprimarea de proprietăți mecanice necesare pieselor finite se aplică așa numitele tratamente termice secundare sau finale. În cadrul acestora se includ călirile, revenirile, tratamentele termochimice, tratamentele de suprafață.

Atât tratamentele preliminare cât și cele finale implică responsabilități majore, având în vedere că nerespectarea caracteristicilor ce rezultă în urma acestora conduce la rebutarea pieselor, cu pierderi importante din punct de vedere economic. Din aceste motive rezultă necesitatea acordării unei atenții deosebite începând cu gama de utilaje și aparatură și continuând cu respectarea cu strictețe a parametrilor termici, chimici și temporali. Calitatea utilajelor și aparaturii de reglare și control a parametrilor termici se răsfrânge în totalitate asupra calității produselor.

În același timp este vitală și asigurarea de personal calificat precum și urmărirea, respectiv verificarea activității personalului muncitor. Toate acestea sunt vitale deoarece rezultatele obținute în urma unei operații tehnologice de tratament termic nu sunt vizibile cu ochiul liber, ci se evidențiază numai prin efectuarea de teste și măsurători.

Tehnologiile de tratament trebuie bine întocmite și respectate pentru ca să se poată conta pe rezultatele dorite și care să fie reproductibile la fiecare piesă, respectiv lot.

Orice operație de tratament termic constă din trei etape distincte și anume: încălzirea la o anumită temperatură, menținerea la aceasta și răcirea ulterioară până la temperatura ambiantă și are la bază utilizarea diagramelor de echilibru la stabilirea parametrilor de tratament termic [1-5, 68].

Aspectul diagramei de echilibru indică posibilitățile de aplicare a diferitelor operații de tratament termic în vederea obținerii de proprietăți tehnologice sau mecanice necesare.

Diagramele de echilibru ale aliajelor metalice se pot clasifica astfel:

- diagrame fără transformări în stare solidă;
- diagrame cu transformări în stare solidă;

Metalele și aliajele care nu prezintă transformări în stare solidă (figura 1.1) de regulă nu se pot supune tratamentelor termice în vederea creșterii valorilor proprietăților mecanice.

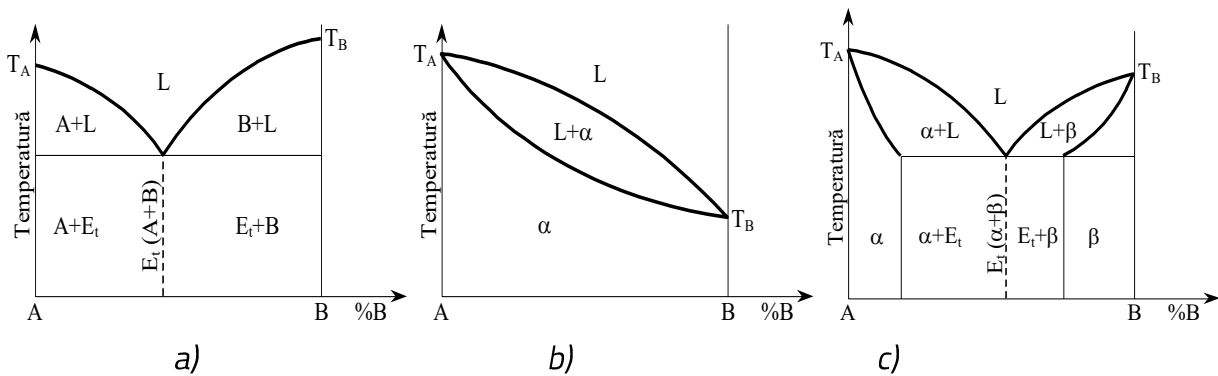


Fig. 1.1. Diagrame de echilibru fără transformări în fază în stare solidă
(a – cu eutectic simplu; b – cu soluție solidă totală;
c – cu solubilitate parțială în stare solidă) [68]

Aliajele ale căror diagrame de echilibru au fost prezentate în figura 1 se supun recoacerilor de recristalizare nefazică. Aceste aliaje pot fi prelucrate prin deformare plastică. În urma aplicării acesteia materialul se ecruisează, ecruisare care poate fi înlăturată prin aplicarea unei încălziri peste temperatura de recristalizare, dar sub linia solidus a diagramei de echilibru, după care se face o răcire lentă.

Metalele și aliajele care prezintă transformări de fază în stare solidă (figura 1.2) pot fi supuse unei game largi de tratamente termice atât primare cât și secundare [5-10, 68].

Cauzele transformării în stare solidă sunt variația solubilității cu temperatura și transformările alotropice ale componentilor.

Tratamentele termice primare la care pot fi supuse aceste aliaje sunt:

- recoacerea de detensionare, pentru produsele obținute prin turnare, deformare plastică, sudare etc.;
- recoacerea de recristalizare nefazică, pentru produse deformate plastic la rece;
- recoacerea de omogenizare pentru produse obținute prin turnarea și solidificarea aliajelor la care pe diagrama de echilibru apare o distanță mare între linia lichidus și solidus (fig. 6.a, c, d, e, f) și unde se formează segregații dendritice.
- recoacerea de recristalizare fazică, pentru obținerea stării de echilibru termodinamic și structural, înlăturarea tensiunilor interne, finisarea granulației.

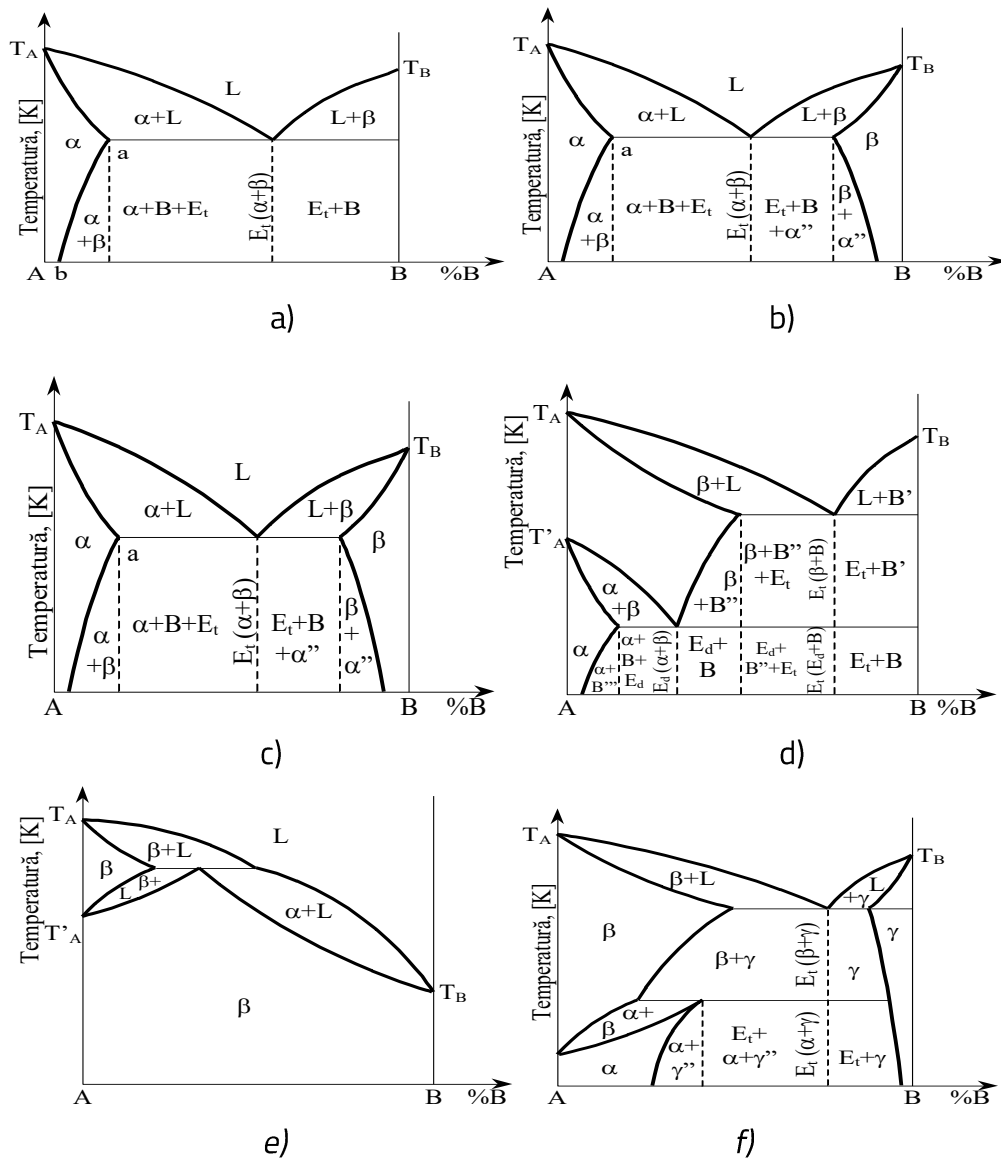


Fig. 1.2. Diagrame cu transformări în stare solidă [68]

a - diagramă cu eutetic și solubilitate parțială variabilă a componentului A; b - diagramă cu eutectic și solubilitate parțială, variabilă a ambelor componente; c - diagramă cu solubilitate totală în stare solidă și transformare alotropică a componentului A; d - diagramă cu eutectic, și eutectoid, cu solubilitate parțială, variabilă a componentului A; e - diagramă cu soluție solidă totală și transformare peritectică; f - diagramă eutectic și peritectoid.

Tratamentele termice secundare aplicate aliajelor cuprinse în diagramele din figura 1.2, pot fi:

- călire de punere în soluție, pentru aliajele ce prezintă variația solubilității cu temperatura (fig. 1.2.a, b, d, f), care constă din încălzirea deasupra curbei de solubilitate, urmată de răcire bruscă. Răcirea bruscă împiedică precipitarea fazei secundare prezentă pe diagrama de echilibru și obținerea unei soluții suprasaturate;

- evitarea transformărilor dictate de diagrama de echilibru și obținerea unor soluții solide în afară de echilibru, se pot realiza prin călire și în cazul aliajelor din sisteme cu transformări polimorfe (fig. 1.2.d);

- îmbătrânire și revenire, pentru aliajele călite.

De regulă, în urma călirii de punere în soluție se realizează durități mici și plasticități mari. Prin îmbătrânire (naturală sau artificială) se urmărește descompunerea parțială a soluțiilor solide suprasaturate, proces ce are ca urmare creșterea durității și rezistenței mecanice.

La celelalte aliaje, călirea conduce la obținerea unei structuri de neechilibru extrem de pronunțat (soluții solide subrăcite și suprasaturate) care se caracterizează prin duritate și fragilitate mari. Prin revenirea acestora se urmărește micșorarea tensiunilor interne, a fragilității și implicit a durității;

- tratamentul termochimic, efectuat cu scopul îmbogățirii într-un component oarecare a straturilor superficiale ale metalelor sau soluțiilor solide.

În această categorie intră printre altele și aliajele de aluminiu din seria 2XXX, 4XXX, 6XXX respectiv 7XXX și aliajele Fe-C.

Studierea transformărilor de fază se realizează tot cu ajutorul diagramei de echilibru și de faze.

Aceasta problemă este importantă în cazul diagramei cu transformări de fază în stare solidă, unde aliajele ce le conțin pot fi supuse la operații de tratament termic final. Practic, transformările în stare solidă constituie fundamentul pe care se bazează practica tratamentelor termice.

Termodinamica transformării de fază presupune o transformare de natură fizică sau chimică.

În cazul metalelor și aliajelor care suferă transformări în stare solidă, căldura sau altă formă de energie exterioară este transformată în energie internă care la un moment dat va învinge energia potențială existentă în legăturile interatomice și astfel se vor produce

deplasări ordonate ale acestora precum și învingerea rezistențelor interioare provocate de tensiunile interfazice sau de acumularea defectelor.

Deși în general termodinamica ia în considerare numai stările inițiale și finale, în transformările de fază se urmărește și viteza de realizare a transformărilor [7].

Proprietățile mecanice și fizico-chimice ale aliajelor depind de natura, cantitatea, forma, distribuția și proprietățile fazelor ce le conțin. Fazele pot fi metale pure, soluții solide și compuși intermetalici [8-10].

Sub efectul modificărilor de stare (presiune și temperatură), sistemele termodinamice pot suferi deci transformări.

Echilibrul termodinamic este o stare unică a materiei pentru condițiile exterioare date (P , T , câmpuri electrice, magnetice exterioare) spre care tinde orice sistem și care este caracterizat prin lipsa oricărei modificări în timp a compoziției, formei și dimensiunilor fazelor.

Stările sistemului termodinamic se exprimă prin intermediul a două tipuri de mărimi:

- mărimi extensive: volum, energie internă, entalpie, entropie care depind de cantitatea de substanță (masă, număr de moli);
- mărimi intensive: volum molar, temperatură, mărimi ce nu depind de conținutul de substanță al sistemului.

Aceste transformări au la baza principiile termodinamicii.

În cadrul cercetărilor efectuate o atenție deosebită am acordat-o tehnologiilor de tratament termic aplicate aliajelor de aluminiu precum și oțelurilor și aliajelor de titan.

Cercetările experimentale din domeniul tratamentelor termice ale aliajelor feroase și neferoase au condus la întocmirea unor lucrări care au fost prezentate la diferite conferințe sau în reviste de specialitate. Dintre acestea se amintesc cele de mai jos.

1.2. Cercetari privind influența unor tratamente neconvenționale asupra oțelurilor de construcție și de scule

Din gama de oțeluri utilizate în industrie cercetările s-au referit la următoarele clase:

- oțeluri de construcție: OLC55X(1.1203), 1C45(1.0503), 1C60 (1.1221), 41Cr4 (1.7035), 34CrNiMo6 (1.6582), 42CrMo4(1.7225), etc.;
- oțeluri de scule:RP5(1.3343), X155CrVMo12(W1.2379), X45NiCrMo4(W1.2767), etc..

1.2.1. Oțeluri de construcție

Cercetările experimentale efectuate pe oțelurile de construcție au urmărit aplicarea de tehnologii neconvenționale mai puțin utilizate în practica industrială, care să îmbunătățească calitatea produselor și să se obțină economii de manoperă și energie.

În acest sens prezint mai jos câteva realizări:

1.2.1.1. Influența tratamentelor termomecanice asupra calității produselor

Tratamentele termomecanice se efectuează avându-se în vedere două aspecte și anume, economii de energie și îmbunătățirea performanțelor în exploatare ale produselor [11, 12, 33]. Printr-o singură operație de încălzire și într-un singur proces tehnologic se efectuează atât deformarea plastică, cât și tratamentul termic (de călire).

Pentru cercetări s-a folosit oțelul 42CrMo4 care a fost supus tratamentului termomecanic de temperatură înaltă și joasă. Am urmărit prin aplicarea acestui tratament evoluția structurii și implicit a proprietăților mecanice ale materialului atât la tratamentul termomecanic propriu-zis, cât și la cel ulterior, aplicat sub forma unor reveniri joase și medii [13].

Tratamentul termomecanic de temperatură înaltă (TTMI) s-a efectuat prin deformarea plastică la 900...850°C urmată de răcire în ulei; tratamentul termomecanic de temperatură joasă (TTMJ) a constat în încălzire peste temperatura punctului critic A3 al oțelului, răcire subcritică și deformare plastică la 600...500°C, urmată de răcire în ulei. Pentru fiecare caz s-au aplicat grade de deformare de 30% și respectiv 50 %, și de asemenea reveniri finale la 200°C și 400°C.

Încercările s-au făcut pe probe prismatice, iar parametrii de lucru pentru tratamentul termomecanic de temperatură înaltă și respectiv joasă sunt prezentați în tabelele 1.1 și 1.2.

Tabelul 1.1. Parametrii de lucru pentru tratamentul termomecanic de temperatura înaltă [13]

Tip material	Interval de temperatură pentru deformarea plastică [°C]	Călire		Revenire			Grad de deformare	
		Temperatură [°C]	Mediu răcire	Temperatură [°C]	Durata [h]	Mediu răcire	1 [%]	2 [%]
42CrMo4	900-850	850	ulei	200	2	aer	30	50
				400				

Tabelul 1.2. Parametrii de lucru pentru tratamentul termomecanic de temperatură joasă [13]

Tip material	Temperatura de încălzire [°C]	Treapta subcritică		Grad de deformare		Mediu răcire	Revenire		
		Mediu răcire	Temperatură [°C]	1 [%]	2 [%]		Temperatură [°C]	Durata [h]	Mediu răcire
42CrMo4	900	aer	600-500	30	50	ulei	200	2	aer
							400		

După aplicarea tratamentelor termomecanice probele a fost supus la revenire la temperaturile de 200°C respectiv 400°C.

Caracteristicile mecanice rezultate în urma aplicării tehnologiilor prezentate în tabelul de mai sus sunt redată în tabelul 1.3.

Tabelul 1.3. Caracteristicile mecanice după tratament termic [13]

Nr.crt	Felul tratamentului	Temperatura de revenire [°C]	Duritate [HRC]		Reziliența KCU [J/cm ²]	
			1=30%	2=50%	1=30%	1=50%
1	TTMJ	200	51,2	57,4	19,5	17,2
		400	36,6	40,2	32,5	29,6
2	TTMI	200	48,5	53,9	21,7	20,2
		400	35,3	39,7	33,3	31,3

Concluzii

Se constată ca tratamentele termomecanice influențează sensibil proprietățile materialului. La TTMI creșterea gradului de deformare provoacă o ușoară creștere a durtății ca urmare a unei finisări remanente pe când la TTMJ se constată că durtățile finale sunt ceva mai mari decât la TTMI, ceea ce se explică prin lipsa proceselor de recristalizare.

1.2.1.2.Cercetări privind influența tratamentelor termice asupra rezistenței la uzare a oțelului OLC55X

Scoaterea din uz a reperelor metalice se datorează în general uzurilor, în speță deteriorării straturilor superficiale [15, 16, 17]. Cercetările efectuate au avut ca scop îmbunătățirea durabilității produselor prin influențarea prin diferite procedee a acestei zone. De asemenea s-a ținut cont că susținerea zonei superficiale, cât și preluarea altor solicitări statice sau dinamice revine substratului [6]. La proiectare și realizare reperatele trebuie privite ca un tot unitar.

Oțelul ales pentru efectuarea cercetărilor este unul nealiat din care s-au realizat epruvete specifice procedurii de încercare cu dimensiuni de 55×20×12 mm. Compoziția chimică a acestuia este prezentată în tabelul 1.4 [14].

Tabel 1.4. Compoziția chimică OLC55X [14]

Marca oțelului		Compoziția chimică [%]						
Simbolizare numerică	Simbolizare alfanumerică	C	Si	Mn	Cr	Mo	S	P
1.1203	OLC55X	0,57	0,40	0,72	-	-	0,02	0,025

Comportarea la uzare s-a apreciat pe baza pierderilor de masă a probelor.

În cadrul acestor cercetări s-a urmărit compararea rezistenței la uzare pentru repere obținute prin tehnologii diferite [14]. Astfel, suprafețele supuse uzurii la încercările experimentale au fost pregătite conform următoarelor variante de lucru:

- 1 - prin tratamentul termic aplicat oțelului 1.1203;
- 2 - prin încărcarea prin sudare fără tratament termic;
- 3 - prin încărcarea prin sudare și tratament termic.

Parametrii de tratament termic (varianta 1) sunt prezentate în tabelul 1.5.

Tabelul 1.5. Parametrii de tratament termic (var.1) și rezultatele obținute [14]

Marca oțelului	Călire				Revenire			
	Temp. [°C]	Durata [min]	Mediu răcire	Durit. [HRC]	Temp [°C]	Durata [min]	Mediu răcire	Duritatea [HRC]
OLC55X	830	30	apă	63,5	600	90	aer	32,2
					400			42,7

Temperaturile de revenire s-au ales relativ înalte pentru rezistența la uzare; însă în cadrul cercetărilor s-au avut în vedere și reperele din industria de material rulant, unde pe lângă solicitări intense la uzare se înregistrează și solicitări prin șocuri apreciabile.

În cazul sudării de încărcare, suprafețele plane ale probelor au fost încărcate prin sudare manuală (procedeu des utilizat la recondiționări) cu un strat aderent, utilizându-se electrozi înveliți a căror compoziție chimică este prezentată în tabelul 1.6.

Tabelul1.6. Compoziția chimică a electrozilor [14]

Tipul electrodului	Compoziția chimică [%]						
	C	Mn	Cr	Si	Ni	S	P
OK 84.58	0,7	0,7	10	0,6	-	≤0,03	≤0,03

În tabelul 1.7 sunt prezentați parametrii regimului de sudare.

Tabelul1.7. Parametrii regimului de sudare [14]

Procedeul de sudare	Diametrul sârmei electrod [mm]	Polaritate	Intensitatea curentului de sudare [A]	Tensiunea arcului electric [V]	Viteza de sudare [cm/min]	Duritate strat [HV]
111	3,2	DC+	110-130	23-25	8-11	557

După operația de încărcare prin sudare, probele au fost supuse detensionării la temperatura de 300°C cu o durată de menținere de o oră.

Următoarea tehnologie aplicată a fost cea prin sudare de încărcare și tratament termic ulterior. Condițiile de tratament și rezultatele obținute (variante 3) sunt prezentate în tabelul 1.8. Parametrii de tratament termic s-au ales pentru materialul de bază deoarece călirea de la temperatura corespunzătoare compoziției stratului ar fi compromis structura și proprietățile impuse materialului de bază, ceea ce este de neacceptat.

Tabelul 1.8. Condițiile de tratament și rezultatele obținute [14]

Marca oțelului	Călire				Revenire				
	Temperatura [°C]	Timp [min]	Mediu răcire	Duritate miez [HRC]	Temperatura [°C]	Timp [min]	Mediu răcire	Duritate	
								Strat [HV]	Miez [HRC]
OLC55X	830	60	apă	60,2	400	90	aer	552	43,2

Încercări experimentale la uzare

Probele pregătite conform planului de lucru prezentat au fost supuse solicitării de uzare abrazivă uscată într-un dispozitiv acționat de un motor electric prin intermediul unui mecanism bielă manivelă. Etalonul a fost din oțel rapid tratat termic și fixat rigid. Proba de încercat execută mișcări alternative de dute-vino, în contact cu etalonul și presată de acesta cu o forță F (figura1.3).

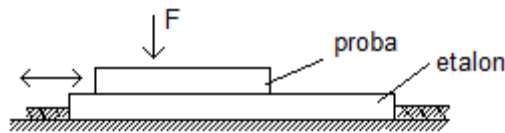


Fig.1.3. Principiul încercării la uzare (schemă) [14]

Regimul de uzare aplicat în cadrul experimentului a fost:

- sarcina aplicată: 2500g;
- frecvența curselor duble: 76 curse/min;
- elongația cursei: 45mm;
- timp de uzare pentru o secvență: 10min;
- număr de secvențe pentru fiecare probă:5.

Cântărirea probei s-a realizat cu o precizie de 0,0001g și s-a făcut după fiecare 10 minute. Rezultatele determinărilor pentru fiecare categorie de probe sunt redată în diagramele 1.4 și 1.5. S-a considerat uzarea probei fără strat încărcat prin sudare, drept probă de referință (*numerotată 1*) față de care s-au apreciat rezistențele la uzare ale probelor încărcate superficial. Proba notată 2 este probă încărcată prin sudare și revenită, iar proba 3 este încărcată prin sudare și tratată termic (călire +revenire).

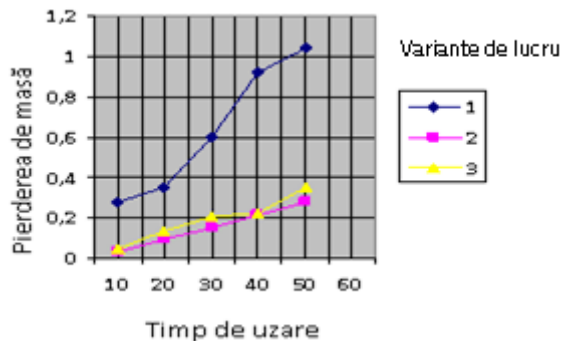


Fig. 1.4. Evoluția în funcție de timp a uzurii probelor testate [14] (1- probă de comparație - tratată termic, 2 - probă încărcată prin sudare și detensionată, 3- probă încărcată prin sudare, călită și revenită)

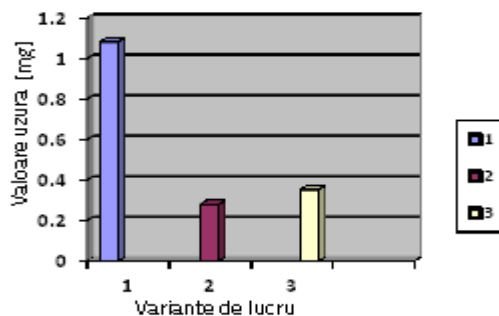


Fig.1.5. Mărimea comparativă a uzurii probelor după cea de-a 5-a secvență de uzare. [14] (1- probă de comparație - tratată termic, 2 - probă încărcată prin sudare și detensionată, 3- probă încărcată prin sudare, călită și revenită)

Analiza rezultatelor prezentate mai sus a condus la următoarele **concluzii**:

- cercetările au evidențiat creșterea spectaculoasă (peste 400%) a rezistenței la uzare a straturilor depuse față de substrat;
- pentru asigurarea rezistenței la șocuri s-a efectuat și un tratament termic final care a avut ca rezultat creșterea tenacității materialului într-un ușor detriment al durtății stratului și implicit o ușoară scădere a rezistenței la uzare a stratului;
- după încărcarea prin sudare se face obligatoriu recoacere de detensionare la 250-300°C pentru eliminarea pericolului de fisurare sau exfoliere;
- dacă uzarea este solicitarea predominantă, cu șocuri moderate, nu se mai efectuează un tratament termic final;
- dacă materialul este supus la solicitările dinamice, în special ciocniri repetate combinate cu frecări metal pe metal însemnate, atunci trebuie aplicat și tratamentul termic final;
- dacă repererele date suportă pe lângă solicitarea la uzare și solicitări dinamice este recomandat ca stratul de depunere să aibă durtăți moderate și anume de 40...50 HRC;
- sudarea electrică manuală cu electrozi înveliți a asigurat pe lângă o productivitate bună și o calitate corespunzătoare a depunerii, uniformă și aderentă;
- materialul depus, un oțel cu 0,65...0,70%C și înalt aliat cu crom s-a dovedit corespunzător pentru obținerea unei depuneri de calitate.

1.2.2. Oțeluri aliate de scule

Aceste oțeluri reprezintă o gamă largă de material cu solicitări intense în exploatare și la care tratamentele termice prezintă multiple posibilități de realizare a obiectivelor produselor industriale. Se amintesc în acest sens unele preocupări personale.

1.2.2.1. Cercetări privind aplicarea revenirilor multiple la oțelurile rapide

Oțelurile de scule includ în procesul tehnologiei de fabricație o gamă mare de operații de tratament termic necesare atât datorită compoziției chimice complexe a acestora, cât și datorită necesității asigurării unor proprietăți speciale în exploatarea sculelor așchietoare (rezistență mecanică, rezistență la uzură, rezistență la lucru la temperaturi înalte).

Ultima operație de tratament termic este revenirea joasă care se face după călire. Practic, proprietățile speciale ale uneltelor din oțel de scule necesare în exploatare, depind în mod covârșitor de aceasta.

De obicei, revenirea se face prin trei încălziri și răciri succesive de la temperatura de 560 ... 570°C, fiecare cu o menținere de o oră [6]. Acestea au rolul de a reduce cantitatea de austenită reziduală (care după călire se găsește în proporție de 30%) sub 5% sau poate 3%.

Transformarea austenitei reziduale are loc aproape pe toată durata fiecărui ciclu de recoacere și anume în timpul menținerii izoterme, la încălzire, și în timpul răcirii la temperatura ambiantă.

În vederea scurtării timpilor de menținere și implicit a reducerii consumurilor de energie s-a încercat aplicarea de reveniri multiple cu timp de menținere mai redus. Prin scăderea timpului de menținere se poate reduce dimensiunea precipitatelor și prin mărirea numărului de răciri pot crește precipitatele de fază secundară.

Astfel se poate reduce durata totală de revenire, simultan cu finisarea fazelor secundare din structură cu efecte benefice asupra caracteristicilor mecanice [23].

Încercările experimentale s-au efectuat pe probe de oțel rapid Rp5, care au fost anterior supuse călirii în ulei de la o temperatură de 1190° C, duritatea medie obținută fiind de 60,5 HRC și 27% austenită reziduală. Ulterior s-a aplicat tratamentul termic de revenire joasă în 6-7 cicluri cu durate de 10 minute între ele, la 560° C, după cum se arată în figura 1.6.

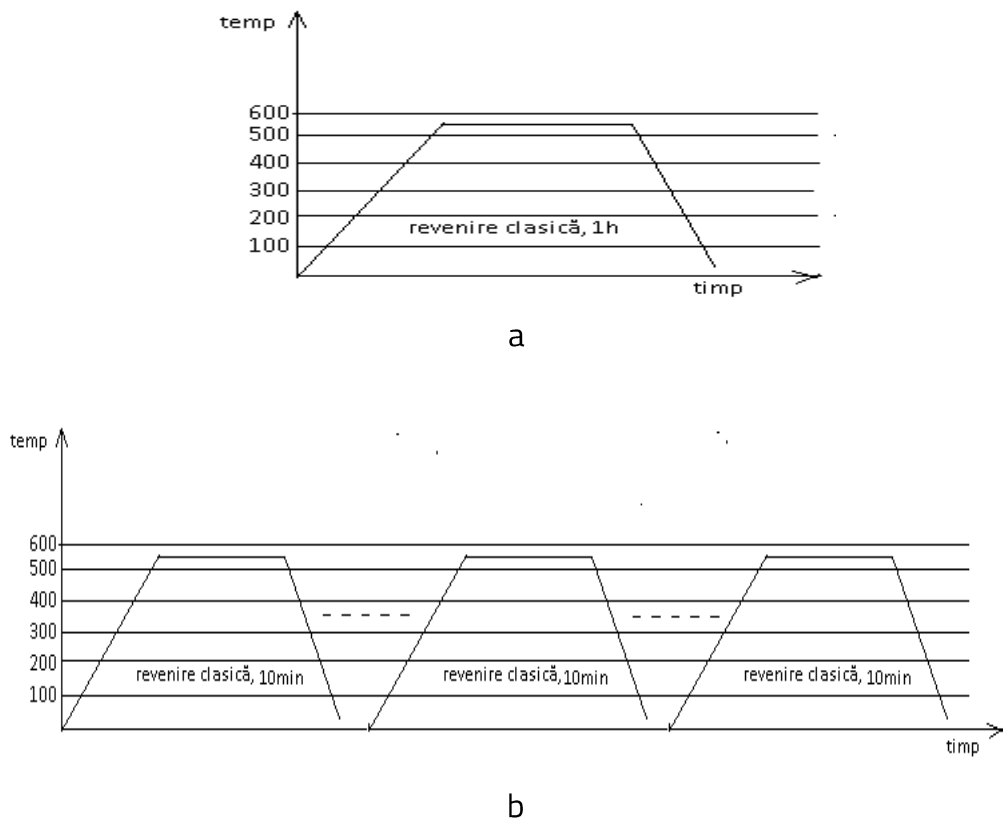


Fig.1.6. Diagrama de tratament de revenire pentru Rp5 (a-clasic, b- ciclic) [23]

În tabelul 1.9 sunt prezentate valorile de duritate respectiv reziliența pentru materialul tratat clasic (călire de la 1190°C în ulei urmată de 3 reveniri joase la 560°C, menținere o oră și răcire în aer), iar în tabelul 1.10 sunt prezentate rezultatele după călire în aceleași condiții și 7 reveniri joase la 560°C cu menținere de 10 minute și răcire în aer.

Tabelul 1.9. Valorile proprietăților după tratamentul clasic [23]

Tip oțel	Duritate după călire [HRC]	Duritate finală [HRC]	Reziliență KCU [J/cm ²]	Austenită reziduală A _{rez} [%]
Rp5	60,5	64,2	4,35	5,3

Tabelul 1.10. Valorile proprietăților după reveniri multiple [23]

Număr de reveniri	1	2	3	4	5	6	7
Parametrii tratamentului	560°C/10'	560°C/10'	560°C/10'	560°C/10'	560°C/10'	560°C/10'	560°C/10'
Duritate [HRC]	61	63	64,5	65	65	64,5	64,5
Austenită reziduală A _{rez} [%]	20,2	17,6	11,4	8,5	6,3	5,4	5,4
Reziliență KCU [J/cm ²]	-	-	-	-	-	-	4,82

În urma cercetărilor efectuate s-au desprins următoarele concluzii:

- durata mai scurtă a unui ciclu, corelată cu creșterea numărului de cicluri, asigură o separare mai ușoară a fazelor secundare, dar mai numeroase; la fiecare ciclu se formează germeni noi care nu au suficient timp să crească;
- aceste caracteristici structurale conduc la o duritate finală mai mare, simultan cu creșterea rezilientei;
- se constată o scădere de 10 - 12% a timpului de menținere la revenirile multiple în varianta propusă spre analiză, ceea ce implică un consum mai mic de energie și manoperă.

1.2.2.2. Cercetări privind îmbunătățirea proprietăților oțelurilor de scule pentru deformare plastică prin tratament termic sub zero grade și prin tratamente termochimice

În vederea realizării acestui deziderat cercetarea s-a desfășurat pe două planuri [24] și anume:

- a- probe din cele două oțeluri studiate au fost supuse în paralel tratamentului termic obișnuit (călire și revenire) și respectiv călire și tratament sub zero grade
- b- aplicări de nitrurări și nitrocarburări multiple.

a- Probe din cele două oțeluri (W1.2379 și W1.2767) au fost supuse în paralel tratamentului termic obișnuit (călire și revenire) și respectiv călire și tratament sub zero grade

În cazul oțelurilor aliate de scule după călirea la martensită, în structură se păstrează cantități mari de austenită reziduală (40%...50%) ceea ce atrage după sine scăderea durtății și a stabilității dimensionale ceea ce nu este de nedorit.

Austenita reziduală rezultată după călire se datorează faptului că temperatura finală după călire este situată între punctul Ms și punctul Mf al oțelului dat. Punctele critice martensitice coboară cu creșterea conținutului de carbon și conținutul în majoritatea elementelor de aliere. Punctul Mf ajunge astfel la temperaturi negative situate evident sub temperatura mediilor de călire lichide obișnuite (apă, ulei).

O variantă de reducere a cantității de austenită reziduală constă așa cum s-a arătat mai sus prin efectuarea de reveniri multiple ca în cazul prezentat la punctul (a). O altă variantă de lucru constă în scăderea temperaturii materialului cât mai mult sub Ms, apropierea și chiar răcirea sub Mf, ceea ce se poate realiza prin răcire sub zero grade, de cele mai multe ori între -50°C și -120°C, după caz.

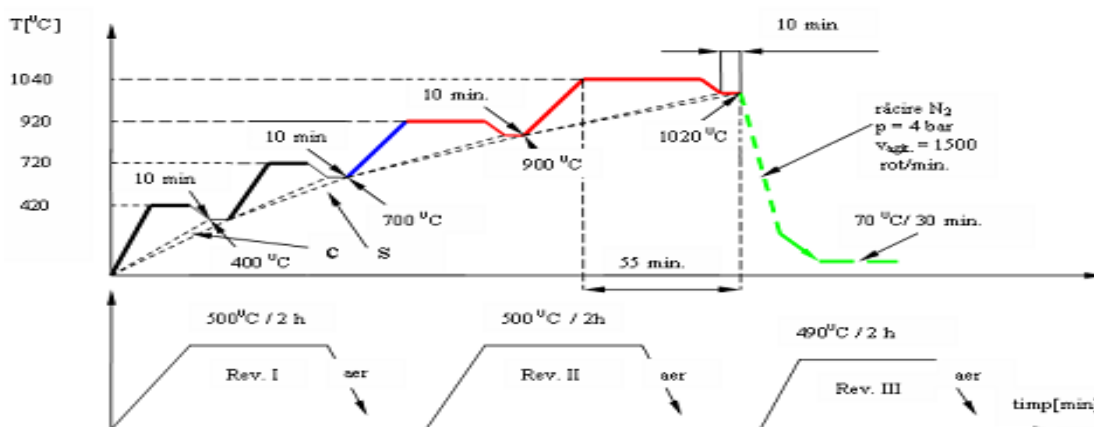
Încercările experimentale au avut drept scop studierea reducerii procentului de austenită reziduală și cinetica acestor transformări prin răcire sub zero grade [24]. Cercetările s-au efectuat pe probe din două oțeluri pentru scule de deformare plastică la rece, a căror compoziție chimică este prezentată în tabelul 1.11.

Probele pentru măsurarea durtății au fost cilindrice, iar cele pentru reziliență au fost realizate conform standardului.

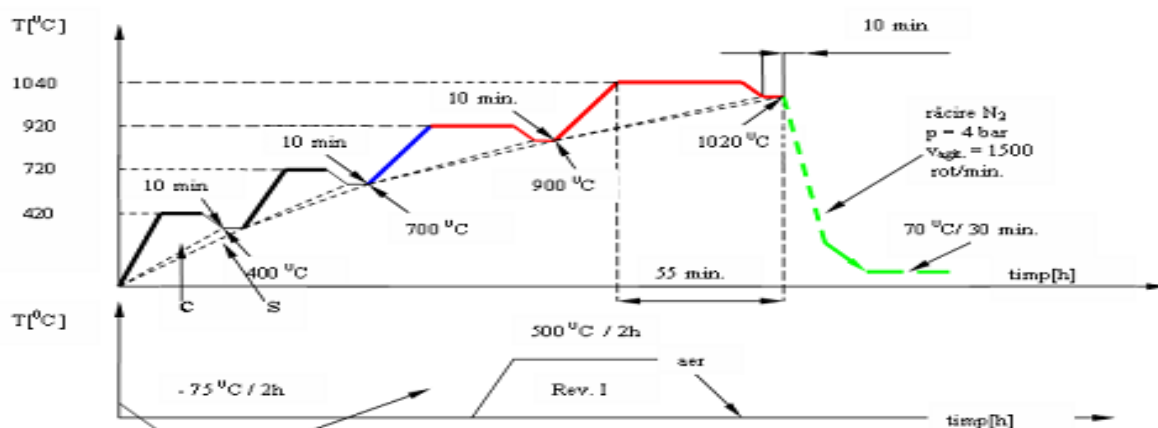
Tabelul 1.11. Compoziția chimică a materialelor [24]

Nr.	Tipul oțelului (EN ISO 4957)	Compoziția chimică [%]									
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W	Cu
1	W1.2379	1,549	0,424	0,376	0,012	0,018	11,87	0,875	0,781	-	0,003
2	W1.2767	0,391	0,329	0,422	0,021	0,018	1,242	1,517	0,226	-	0,009

Probe din cele două oțeluri au fost supuse în paralel tratamentului termic obișnuit (călire și revenire) și respectiv tratamentului termic conținând varianta criogenică (călire și tratament sub zero grade), conform graficelor din figurile 1.7 și 1.8. Încălzirea s-a realizat în trepte pentru a obține o uniformizare mai bună a temperaturii în volumul probelor și pentru o reducere a tensiunilor interne și deformațiilor.

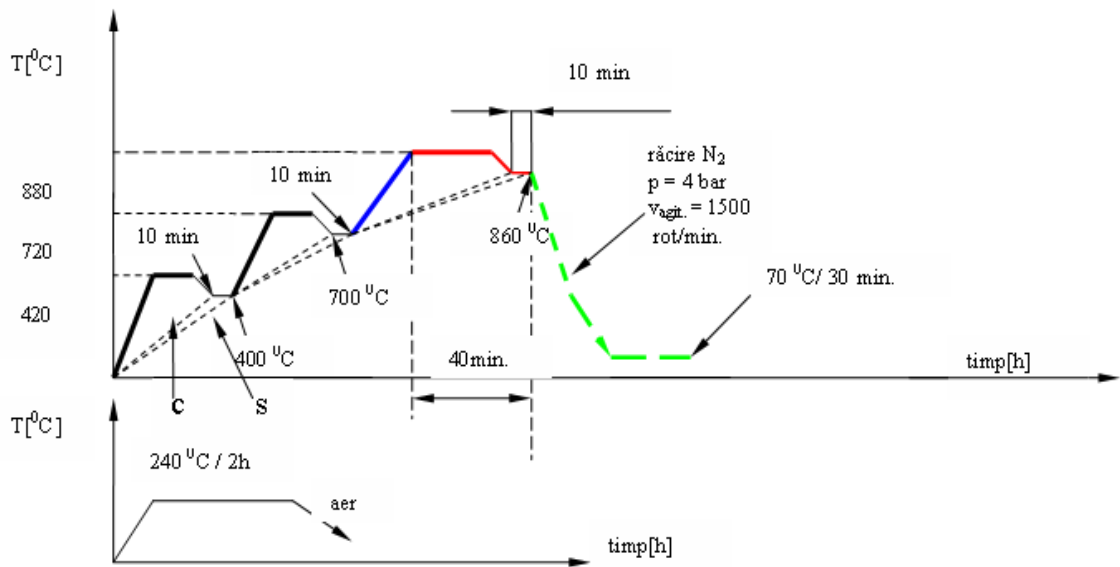


a.

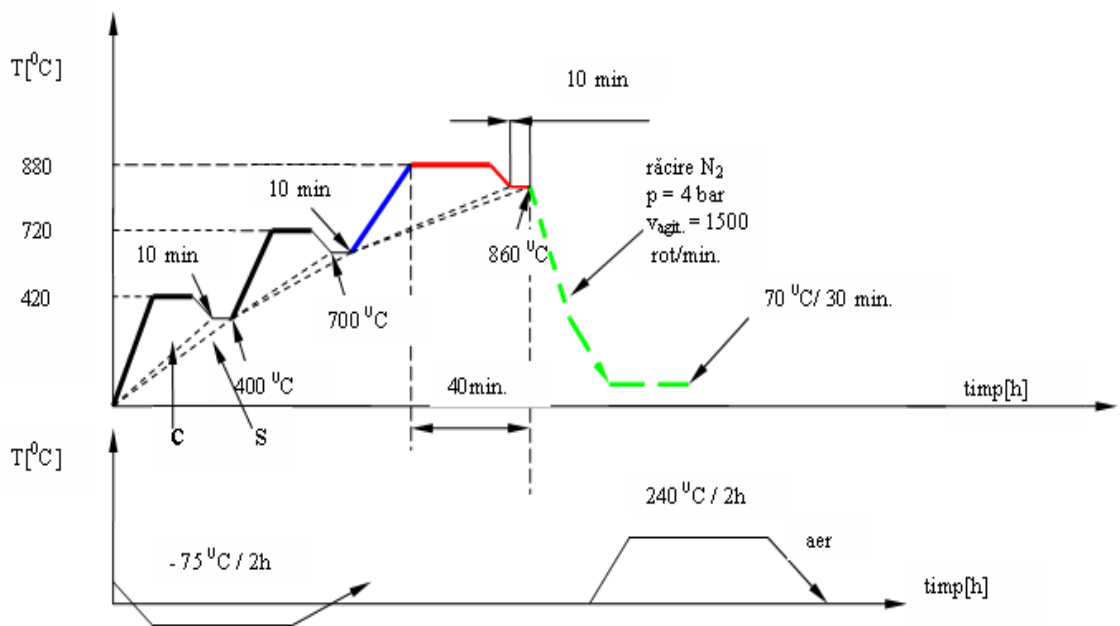


b.

Fig.1.7. Tratamentele termice aplicate epruvetelor din oțel W1. 2379: a) călire și reveniri multiple; b) călire, tratament sub zero grade și revenire. [24]



a.



b.

Fig.1.8. Tratamentele termice aplicate epruvetelor din oțel W1. 2767: a) călire și reveniri multiple; b) călire, tratament sub zero grade și revenire [24]

Călirea s-a efectuat într-un cuptor cu vid.

Valorile proprietăților rezultate în urma acestor tratamente termice sunt prezentate în tabelele 1.12 și 1.13.

Tabelul 1.12. Tratamentele termice și rezultatele acestora pentru oțelul W1.2379 [24]

Nr.	Călire vidT[°C]	în	Tratament criogenicT[°C]	Revenire T[°C]	Duritate [HRC]	Reziliență KCU [J/cm ²]	Austenită reziduală [%]
1	1020		-	-	63,2...63,5	-	20...25
2	1020		-	1 revenire/525	59,1...59,7	-	15...20
3	1020		-	3 reveniri 500/500/450	58...59,1	4,83	8...10
4	1020		-75	-	64,3...64,7	-	8...10
5	1020		-75	1 revenire/525	59,2...60	4,15	8...10

Tabelul 1.13. Tratamentele termice și rezultatele acestora pentru oțelul W1.2767 [24]

Nr.	Călire vidT[°C]	în	Tratament criogenicT[°C]	Revenire T[°C]	Duritate [HRC]	Austenită reziduală [%]
1	860		-	-	53,3...54,1	5...10
2	860		-	1 revenire/240	48,9...49,4	<5
3	860		-75	-	53,7...54,9	<5
4	860		-75	1 revenire/240	49,1...49,7	<5

În urma celor cercetărilor efectuate se desprind următoarele concluzii:

- **pentru oțelul W1.2379:**
 - după călire se obțin durități de peste 63 HRC, iar în structură se păstrează cantități apreciable de austenită reziduală;
 - după aplicarea a trei reveniri consecutive scade conținutul în austenită reziduală cu cca.5%. În același timp se constată și scăderea durității cu 5 – 6 unități Rocwel. Efectul revenirilor este mai mare decât al transformării austenitei reziduale;
 - după călire și tratament sub zero grade (fără revenire) duritatea crește ușor, dar cantitatea de austenită reziduală se micșorează substanțial; revenirea ulterioară nu are efect asupra austenitei reziduale, dar duritatea înregistrează o scădere cu cca. 5HRC;
 - reziliența probelor tratate prin călire și 3 reveniri este cu cca 15% mai mare decât după varianta cu răcire sub zero grade, ceea ce este normal;
 - structura probelor tratate criogenic este mai fină decât cele tratate obișnuit.
- **pentru oțelul W1.2767:**
 - conținutul mai mic de carbon și elemente de aliere favorizează o transformare mai completă la tratamentul termic, deci cantități mai mici de austenită reziduală comparativ cu oțelul W1.2379;

- atât revenirea cât și tratamentul criogenic au efecte asemănătoare asupra transformării austenitei reziduale;
- ca urmare a temperaturilor mai mici de tratament termic (atât la călire cât și la revenire) structurile obținute sunt extrem de fine.

În concluzie:

- tratamentul termic criogenic conduce la creșterea durității și a rezistenței la uzare a sculelor de deformare plastică la rece;
- din cauza scăderii (moderate) a rezilienței scade ușor și rezistența la șocuri, ca urmare nu se recomandă sculelor ce lucrează cu șocuri mari;
- tratamentul termic sub zero grade conduce la eliminarea a cel puțin unei operații de revenire (la oțelurile la care se efectuează 3 sau mai multe reveniri), cu efecte pozitive asupra reducerii timpului total de tratament termic și al costurilor de producție.

b- **Aplicări de nitrurări și nitrocarburări multiple**

Aplicarea unor operații de călire și revenire în vid urmate de operații de nitrurare/nitrocarburare asupra sculelor confecționate din oțeluri de deformare plastică urmărește obținerea unei rezistențe ridicate pe tot parcursul procesului de uzare, tenacitate, precum și o rezistență deosebită la coroziune, pentru produsele expuse acestor tipuri de reacții chimice [38]. La ora actuală, pentru sculele de deformare plastică la rece, cel mai utilizat este oțelul 155 CrVMo 12-1 (W 1.2379) care înlocuiește cu rezultate foarte bune tradiționalul oțel C120 (205 Cr 115- W 1.2080) iar pentru sculele de deformare plastică la cald, la ora actuală, cel mai utilizat este oțelul X 38CrMoV 5-1 (W 1.2343) care înlocuiește cu rezultate foarte bune tradiționalele oțeluri N 15 și N 17. Cerințele multiple ale clienților fabricilor de tratamente termice sunt impuse prin documentația care însoțește produsele impun realizarea de tratamente termochimice de nitrurare, respectiv nitrocarburare pentru o gamă foarte largă de oțeluri.

S-a plecat de la premiza că fiecare produs a parcurs un tratament termic anterior format dintr-o călire și o revenire înaltă la o temperatură mai mare decât temperatura de regim a tratamentelor termochimice aplicate. Dacă temperatura de revenire utilizată a fost mai mare decât temperatura tratamentului termochimic aplicat se consideră că proprietățile mecanice obținute se păstrează după prima nitrurare. Se pune întrebarea ce se întâmplă dacă se mai aplică și a doua sau a patra nitrurare/ nitrocarburare.

Determinările de durități respectiv grosimi de strat s-au efectuat direct pe piese și pe probe martor (10x10x40) mm . Atât probele cât și piesele în prealabil au fost călite și revenite

la temperaturi cu 10-50°C mai mari decât temperaturile de regim utilizate la tratamentele termochimice.

Grosimea de strat optimă este situată între 0,05 și maxim 0,8 mm.

Tratamentele termochimice sunt procese care au la bază disocierea, adsorbția și difuzia. Procesele sunt strâns legate de natura mediului (gazelor) care se utilizează, de temperatura și timpul total al procesului și de materialele care în cazul prezentei cercetări au fost oțeluri înalt aliate pentru scule utilizate la deformarea plastică la rece și la cald. Cercetările experimentale expuse în continuare au venit ca urmare a posibilității apariției fragilității la revenire datorită faptului că nitrurarea, respectiv nitrocarburarea ca procese executate la temperaturi subcritice sunt pentru miezul pieselor de fapt, procese de durificare secundară în care după prima, a doua sau a cincea nitrurare / nitrocarburare se continuă transformările care la aceste oțeluri se continuau pe parcursul a 2 până la 4 operații de revenire.

Probele din cele două materiale au fost călite în vid de la aceeași temperatură (1030°C /4 bar) și o revenire la 525°C cu menținere 2h (W 1.2343), respectiv 560°C cu menținere 2h (W 1.2379) pentru nitrurare, respectiv 605°C cu menținere 2 h pentru nitrocarburare (W 1.2343). În prealabil, probele au fost rectificat și pregătite pentru operațiile multiple de nitrurare/ nitrocarburare. Parametrii de proces la nitrurarea multiplă a oțelurilor prezentate sunt conform tabelului 1.14, iar rezultatele obținute în tabelul 1.15 și figurile 1.9 și 1.10.

Tabelul 1.14. Parametrii de proces la nitrurarea multiplă [38]

Nr. nitrurare	Parametrii procesului la operațiile de nitrurare multiplă						
	Timp [h]	Temperatura [°C]	Gaz disociat [l / h]	N ₂ [m ³ / h]		NH ₃ [m ³ / h]	
				Q _m	Q _M	Q _m	Q _M
1 x N	29	510	600	2	25	1,5	4
2 x N	29	510	600	2	25	1,5	4
3 x N	74	510	600	2	25	1,5	4
4 x N	74	510	600	2	25	1,5	4
5 x N	74	510	600	2	25	1,5	4

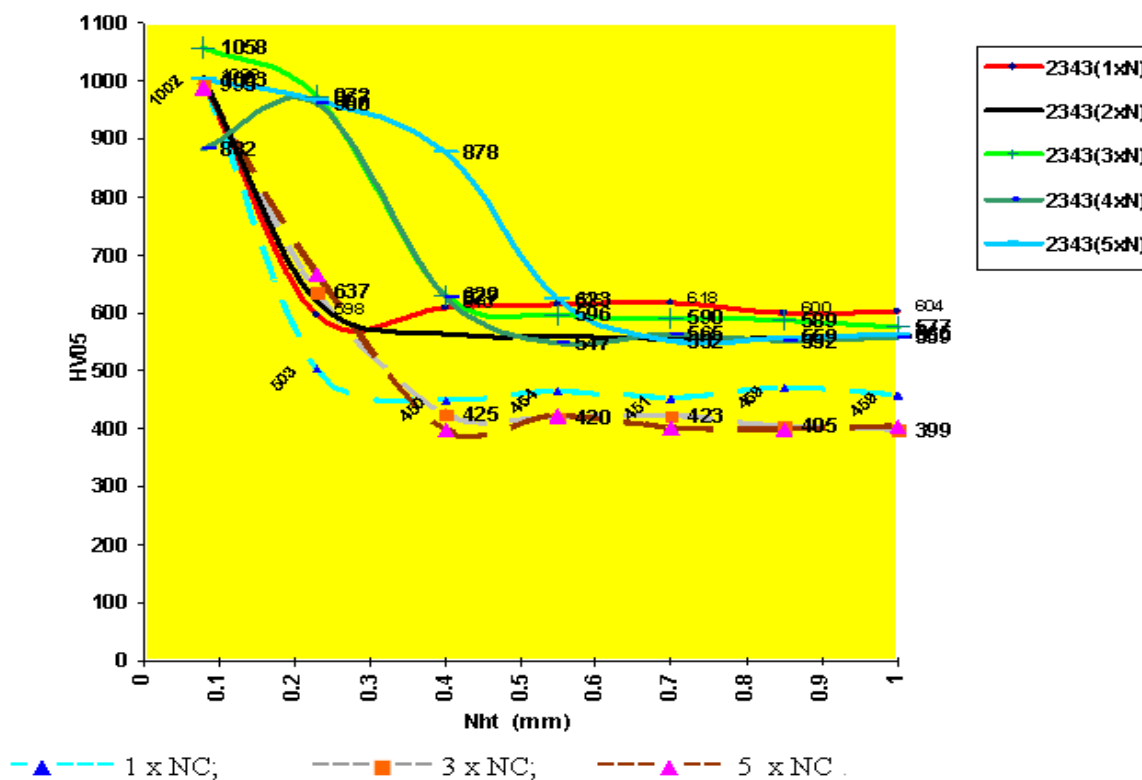


Fig 1.9. Variația microdureților probelor după niturări, respectiv nitrocarburări multiple la oțelul X 38CrMoV 5-1 (W 1.2343) [24]

Tabelul 1.15. Valorile microdureților tratamentele termochimice [38]

Adâncimea de măsurare [mm]	X 38CrMoV 5-1 (W 1.2343) [HV 0,5]								155 CrVMo 12-1 (W 1.2379) [HV 0,5]				
	1xN*	1x NC**	2xN	3x N	3x NC	4xN	5 x N	5 x NC	1 x N	2 x N	3 x N	4 x N	5 x N
0,08	1000	1002	1006	1058	995	882	1003	989	830	986	953	909	1081
0,23	598	503	622	972	637	960	967	667	591	579	691	530	776
0,40	610	450	564	629	425	627	878	397	622	575	536	528	550
0,55	616	464	560	596	420	547	623	421	587	593	548	470	487
0,70	618	451	556	590	423	565	552	401	580	568	536	492	490
0,85	600	469	558	589	405	552	559	397	580	561	535	370	509
1,00	604	459	562	577	399	559	565	404	590	558	568	500	492
HV 0,5 în miez	593	462	550	560	394	540	520	390	574	540	540	500	500

N* - niturare în gaz ; NC** - nitrocarburare.

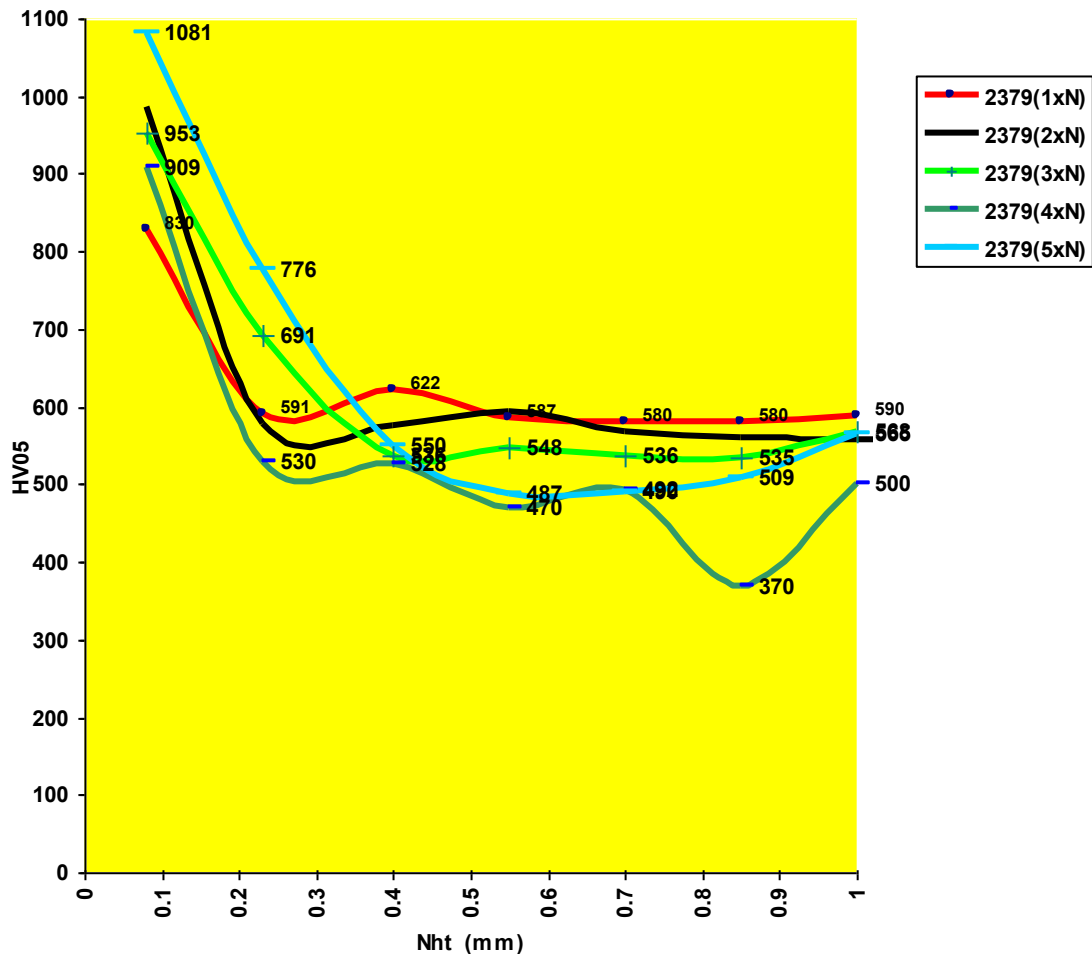


Fig 1.10. Variația microdurităților probelor după nitrurări multiple la oțelul 155 CrVMo 12-1(W 1.2379) [38]

În urma analizei variației microdurităților de la suprafață către miez și a microstructurilor oțelurilor de deformare plastică supuse nitrurării, respectiv nitrocarburării multiple se deduc următoarele concluzii:

- nitrurarea multiplă este limitată la maxim 2,3 nitrurări, deoarece exista riscul apariției fisurilor în stratul nitrurat;
- în cazul oțelurilor înalt aliate pentru scule se recomandă straturi de maxim 0,3 mm. Peste această grosime de strat costurile nu se justifică din cauza micșorării vitezei de difuzie pe măsură ce se aplică procese repetate de nitrurare, respectiv de nitrocarburare.

Rezultatele obținute recomandă nitrocarburarea multiplă în detrimentul nitrurării multiple în gaz deoarece:

- rezultatele sunt aproximativ egale pentru duritatea la suprafață;
- timpii mai scurți de proces recomandă nitrocarburarea în detrimentul nitrurării pentru aceeași grosime de strat, aceasta implicând productivitate mai mare și costuri mai reduse.

1.2.2.3. Testarea rezistențelor la uzare a oțelurilor rapide tratate în mod diferit

Oțelurile rapide reprezintă o categorie de materiale metalice pentru unelte care permit aplicarea unei game largi de tratamente termice și termochimice în vederea obținerii rezistenței la temperaturi înalte împotriva uzurii și rezistența la uzură [25, 26].

Astfel, în cadrul cercetărilor făcute a fost efectuat un tratament termic în vid și tratament sub zero grade. Această justificare revine beneficiilor posibile legate de schimbările microstructurale care apar. Tratamentul termic în vid asigură o încălzire mai uniformă, absența oxidării și decarburării. Prin efectul de degazare se realizează și o anumită compactare a materialului [27, 28, 29].

Tratamentul sub zero grade reduce cantitatea de austenită reziduală, crește duritatea și stabilitatea dimensională. Aceleași efecte sunt obținute și prin revenire. Revenirea produce un proces metalurgic și anume precipitarea unor faze secundare extrem de fine și uniform distribuite, ceea ce îmbunătățește nu numai aspectul structural, ci și proprietățile mecanice cum ar fi duritatea și rezistența la oboseală.

S-a constatat de asemenea că numărul revenirilor ar putea fi mărit cu consecințe favorabile asupra performanței [30, 31, 32]. Astfel, uneori se recomandă până la 8-10 reveniri consecutive [33, 27]. Acest aspect este foarte important și atunci când pe unelte se aplică un tratament termic de suprafață, cum ar fi nitrurarea, nitrocarburarea, oxinitrocarburarea, etc [34-37].

Tratamentele de suprafață trebuie să se bucure de asemenea de o atenție specială, având în vedere că solicitarea de uzare vizează în cvasitotalitate straturile exterioare ale sculelor. Tratamentele de suprafață amintite mai sus favorizează comportarea la uzare a materialului, fără a afecta negativ proprietățile substratului.

Îmbunătățirea rezistenței la uzare prin aceste procedee este urmărită de industria prelucrătoare, avându-se în vedere creșterea eficienței tehnice și economice [39].

Cercetările au fost efectuate pe probe din oțel rapid 1.3343 a cărei compoziție chimică este prezentată în tabelul 1.16.

Tabelul 1.16. Compoziția chimică a oțelului rapid 1.3343 [39]

Tip oțel	Compoziția chimică [%]								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W
1.3343 (Rp5)	0,92	0,28	0,39	0,021	0,0011	3,43	4,71	1,71	5,95

Tratamentele termice s-au efectuat în cuptoare cu vid, având parametrii tehnici și tehnologici indicați în tabelul 1.17.

Tabelul 1.17. Tratamentele termice în vid ale oțelului rapid [39]

Tip oțel	Tratamentul termic aplicat	Parametrii de încălzire			Răcire	Duritate
		presiune [torr]	Temperature [°C]	timp		
1.3343	călire cu	10 ⁻¹	850	40 min	azot purificat	-
	preîncălzire	0,2 ...0,3	1190	9 min	azot purificat	62,4
	revenire	400	560	3 x 1 h	azot purificat	64,5

Pe unele din probele călite în vid s-a efectuat o răcire sub zero grade, urmată de o revenire, conform tabelului 1.18.

Tabelul 1.18. Tratamentul termic cu răcire intermediară sub zero grade [39]

Tratament sub zero grade			Revenire		
Temperatură [°C]	Durata [h]	Duritate [HRC]	Temperatură [°C]	Durata [h]	Duritate [HRC]
-40	1,2	65,3	560	1,2	64,8

Răcirea sub zero grade s-a efectuat la scurt timp după călirea în vid, evitându-se astfel procesul de stabilizare a austenitei reziduale.

Pentru îmbunătățirea microstructurii și a caracteristicilor mecanice, pe unele probe după călirea în vid și după revenire la 560°C, s-a continuat cu efectuarea mai multor reveniri consecutive. Astfel, s-a studiat structura și duritățile obținute pe probe cu până la 6 reveniri.

La toate revenirile s-au păstrat aceiași parametrii de lucru și anume de temperatură și conform datelor din tabelul 1.19.

Tabelul 1.19. Influența revenirilor multiple asupra proprietăților oțelului rapid 1.3343 [39]

Parametrii revenirilor		3 reveniri consecutive		5 reveniri consecutive		6 reveniri consecutive	
Temp. [°C]	Durată [h]	Duritate [HRC]	Reziliență KRU [J/cm ²]	Duritate [HRC]	Reziliență KRU [J/cm ²]	Duritate [HRC]	Reziliență KRU [J/cm ²]
560	1,2	64,3	5,7	64,2	5,5	64,1	5,5

Studiile au avut ca obiectiv și testarea la uzare a structurilor obținute prin tratamente termochimice.

Unele tratamente de suprafață s-au efectuat pe probe tratate termic în prealabil, după procedeul clasic (călire+ reveniri), iar pe unele s-au efectuat nitruare ionică și nitrocarburare în plasmă.

În tabelul 1.20 sunt prezentate tratamentele termice și termochimice aplicate oțelului 1.3343.

Tabelul 1.20. Tratamente termice și termochimice aplicate oțelului 1.3343 [39]

Tratament termic	Tratament termochimic	Durata [h]	Temperatura [°C]	Mediu	Răcire	Duritatea stratului [HV]
Călire în vid de la 1190°C și 3 reveniri la 560°C	Nitruare ionică	15	530	20%N ₂ +80%NH ₃	Azot	925
	Nitrocarburare în plasmă	15	530	50%CO+25%NH ₃ +25%N ₂	Azot	1132

De menționat că epruvetele din oțelul 1.3343 de formă și dimensiuni corespunzătoare dispozitivului de încercare, tratate termic și termochimic după cum s-a arătat în tabelul 1.20, au fost supuse la uzare. Toate probele au fost testate în aceleași condiții pentru ca rezultatele să poată fi comparate. Mărimea uzării s-a determinat prin cântăriri cu precizie de 0,001 g. Aceasta a constat din apăsarea unei probe pe un disc rotativ din gresie; forța de apăsare a fost de 48 N, iar turația discului de 800 rot/min.

Din testele efectuate au rezultat o serie de date care sunt prezentate în continuare în tabelul 1.21.

Tabel 1.21. Mărimea uzării [g]probelor tratate termic și termochimic [39]

Timp uzare [min]	Călit în vid și 3 reveniri	Călit în vid, tratat sub 0°C, și 1 revenire	Călit în vid, 3 reveniri și nitruare ionică
10	0,0065	0,0077	0,0058
20	0,0117	0,0148	0,0106
30	0,0183	0,0209	0,0162
40	0,0235	0,0261	0,0212

Mărimea uzurii la probele tratate termochimic nu a depășit grosimea stratului de difuziune.

Evoluția uzării în acest caz este prezentată în figurile 1.11 -1.13.

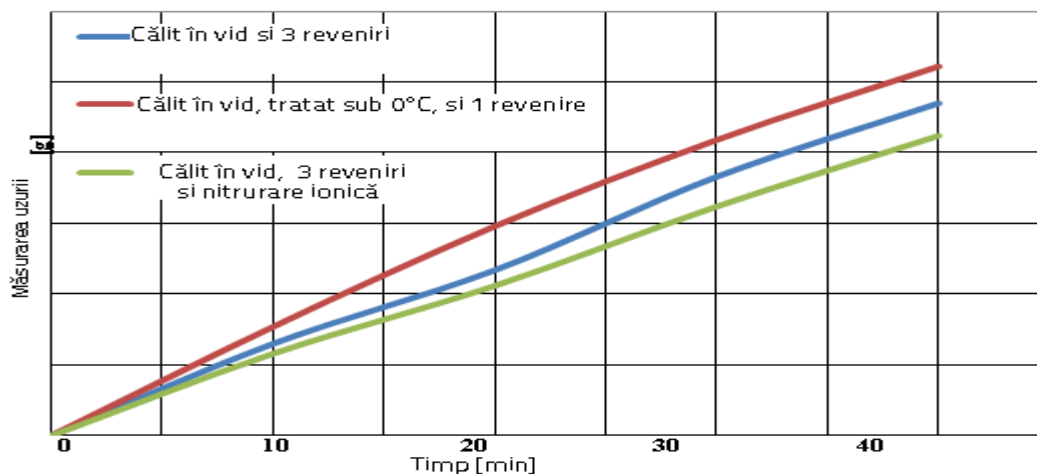


Fig. 1.11. Graficul uzării pentru probe tratate conform tabelului 1.21 [39]

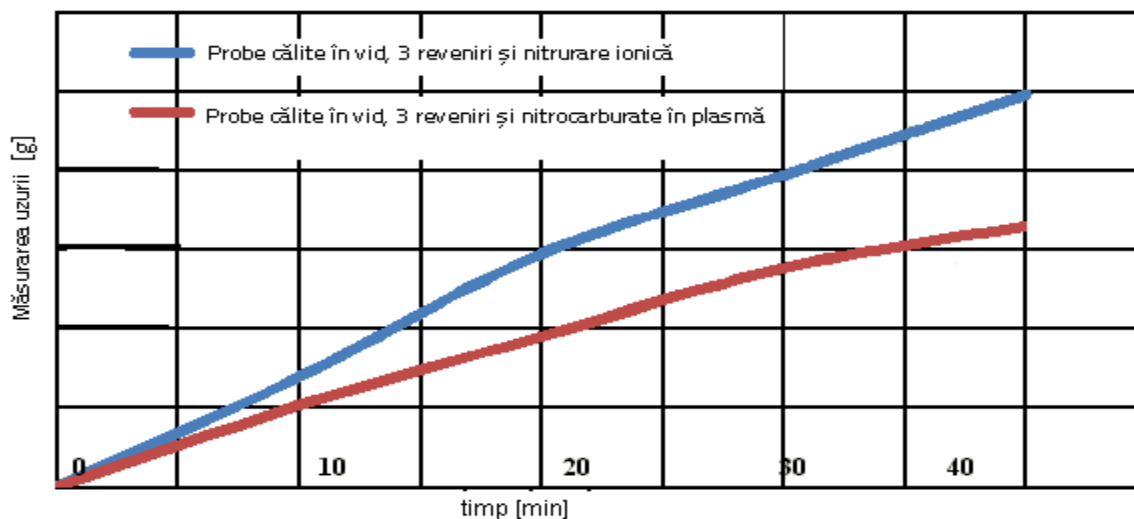


Fig. 1.12. Evoluția uzurii pentru: a) probele călite în vid, 3 reveniri și nitrocarburate în plasmă b) probele călite în vid, 3 reveniri și nitrurare ionică [39]

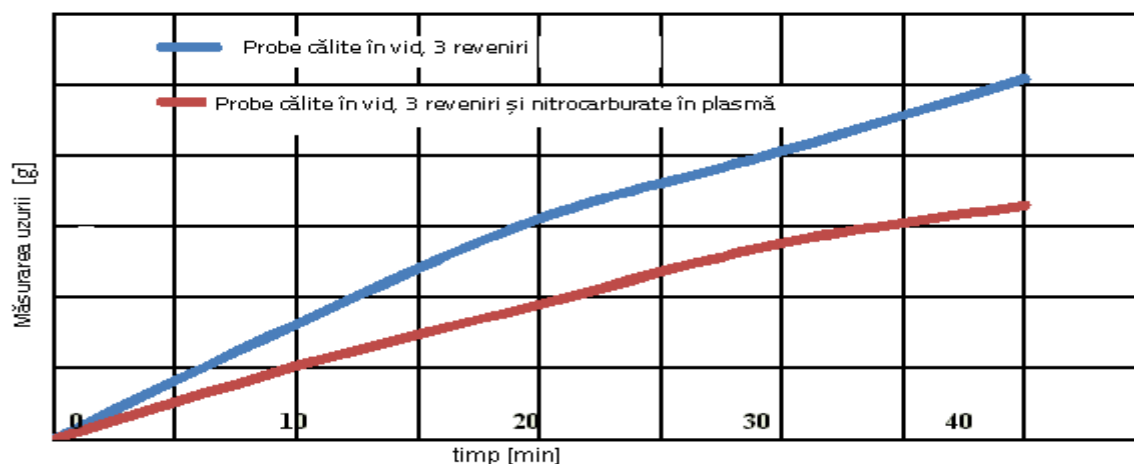


Fig. 1.13. Evoluția uzurii pentru: a) probele călite în vid, 3 reveniri la 560°C ; b) probele călite în via, 3 reveniri și nitrocarburare [39]

Rezultatele evoluției uzurii în cazul aplicării revenirilor multiple consecutive sunt prezentate în tabelul 1.22, iar reprezentarea grafică a acestuia este prezentată în figura 1.14.

Tabelul 1.22. Mărima uzurii[g] probelor după reveniri multiple [39]

Timp [s]	Călit în vid și 3 reveniri consecutive	Călit în vid și 5 reveniri consecutive	Călit în vid și 6 reveniri consecutive
10	0,0065	0,0077	0,0081
20	0,0117	0,0132	0,0141
30	0,0183	0,0198	0,0220
40	0,0235	0,0247	0,0259

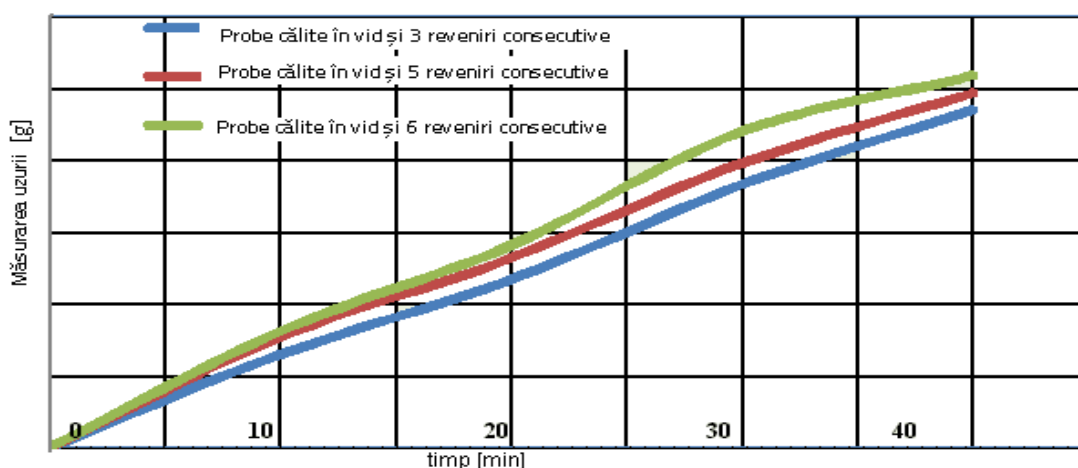


Fig.1.14. Evoluția uzurii pentru: a) probele călite în vid și 3 reveniri consecutive, b) probele călite în vid și 5 reveniri consecutive, c) probele călite în vid și 6 reveniri consecutive [39]

Cercetările arată că rezistența la uzare a crescut ușor cu numărul de reveniri. Acest lucru este în concordanță cu duritatea finală a materialului. Îmbunătățirea proprietăților poate fi observată pe alte caracteristici, cum ar fi reziliența.

Pentru a scoate în evidență influența unor temperaturi mai mari care intervin în timpul lucrului, la regimuri intensive de aşchiere, s-a testat rezistența la uzare și la valori ale acesteia apropiată de a revenirilor și anume la 50 %. Încălzirea s-a realizat cu ajutorul unui feon industrial, temperatura menținându-se constantă pe timpul încercărilor (tabelul 1.23).

Tabelul 1.23. Măsurarea uzurii [g] la rece și cald [la 10 min] [39]

Tratamentul termic			
Călire în vid și 3 reveniri la 560° C		Călire în vid, răcire sub zero grade	
la rece	la cald	la rece	la cald
0,0065	0,0049	0,0077	0,0058

Prin încălzire s-a constatat o reducere a mărimii uzării după 10 minute de solicitare.

Ca și rezultat al rezultatelor obținute în urma încercărilor la uzarea abrazivă a oțelului 1,3343 tratat termic și termochimic prin diferite procedee se evidențiază următoarele:

- rezultate mai bune s-au obținut pe probele tratate termic după procedeul obținut și anume călire și 3 reveniri, comparativ cu varianta ce conține tratamentul sub zero grade; această a doua variantă este mai scurtă dar răcirea la temperaturi criogenice poate introduce tensiuni interne suplimentare și chiar microfisuri care influențează negativ performanțele;
- dintre tratamentele termochimice mai eficientă s-a dovedit a fi nitrocarburearea;
- creșterea numărului de reveniri peste 3 nu îmbunătățește rezistența la uzare, însă poate ameliora rezistența la șocuri.

1.3. Cercetări privind tratamentele termice ale aliajelor de aluminiu

Alături de aliajele feroase, de o largă întrebuintare se bucură și aliajele pe bază de aluminiu, atât cele destinate obținerii de piese turnate, cât și prin deformare plastică.

1.3.1. Tratamente termice izoterme aplicate aliajelor de aluminiu de turnare

Aliajele de aluminiu de turnare, aliate cu Mg și Cu pot fi durificate prin tratament termic. Tratamentul final constă în călire și îmbătrânire [40, 41]. Încălzirea în vederea călirii se face la o temperatură de 520 ... 540°C urmată de o răcire în apă, iar îmbătrânirea artificială se face la temperaturi de 170 ... 190°C cu o durată de menținere de câteva ore și răcire ulterioară în aer.

Scopul cercetărilor efectuate a fost testarea unei noi tehnologii de tratament termic prin care să se obțină pe lângă proprietăți similare celor obținute prin procedeele clasice și scurtarea duratei ciclului de tratament termic față de varianta clasică.

Astfel, am recurs la cuplarea celor două operațiuni (călire și îmbătrânire) într-o singură operație - numai cu o încălzire. De la temperatura de încălzire specifică tratamentului termic de călire am făcut o răcire rapidă până la 170 ... 190°C. Această temperatură corespunde îmbătrânirii artificiale obișnuite. După o perioadă de menținere de 0,5 ... 2 ore, răcirea a continuat în aer [42]. Am considerat că în timpul menținerii izoterme sub curba de solubilitate, din soluția solidă de bază se elimină o parte din atomii de cupru și/sau magneziu, până la limita de solubilitate a soluției solide, corespunzătoare temperaturii de menținere.

Atomii, astfel eliminați din matrice pot forma zone G.P. sau faze coerente θ^I și θ^{II} . Prin apariția în masa soluției solide a acestor „anomalii” se produce ecruisarea rețelei cristaline și implicit creșterea durității.

Încercări experimentale s-au efectuat asupra unor aliaje Al-Si-Cu, având compozițiile chimice prezentate în tabelul 1.24. Cu excepția aliajului 1, celelalte au fost elaborate special pentru aceste experimentări.

Tabelul 1.24. Compoziția chimică a aliajelor studiate [42]

Nr. aliaj	Tip aliaj	Compoziția chimică [%]					
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Al
1.	AlSi5Cu1	4,87	0,66	1,11	0,50	0,72	rest
2.	AlSi5Cu2	4,8	0,62	2,15	0,48	0,69	rest
3.	AlSi5Cu3	4,72	0,59	3,01	0,43	0,66	rest
4.	AlSi5Cu4	4,7	0,58	4,10	0,40	0,65	rest

Probele din aceste aliaje au fost supuse tratamentului termic obișnuit, cu rezultatele prezentate în tabelul 1.25.

Tabelul 1.25. Parametrii tratamentului termic clasic aplicat [42]

Nr. aliaj	Călire			Îmbrânire artificială la 170[C]			
	Temperatura [°C]	Mediu de răcire	Duritate [HB]	Naturală [HB]	Artificial		
					Temp [°C]	Timp [h]	Duritate [HB]
1.	510	apă	72	95	170	1h	102
2.	510	apă	64	115	170	1h	106
3.	510	apă	69	112	170	1h	109
4.	510	apă	65	105	170	1h	111

Rezultatele prezentate în tabelul 1.25 au constituit valori de referință în raport cu cele obținute prin procedeul propus. La acesta după încălzirea și menținerea la temperatura de regim în vederea călirii (aceeași ca în cazul de mai sus) a fost aplicată o răcire rapidă până la o treaptă intermediară și anume la 170°C. La temperatura treptei s-au realizat mențineri cu durate diferite și apoi răcire în aer până la temperatura ambiantă. Parametrii de lucru și rezultatele obținute sunt prezentate în tabelul 1.26.

Tabelul 1.26. Parametrii tratamentului termic inovativ (cu treaptă izotermă la răcire) aplicat și rezultate [42]

Nr. aliaj	Călire		Temperatura treptei [°C]	Duritate [HB] dupa diferiți timpi de menținere		
	Temp.[°C]	Timp menținere[h]		0,5h	1h	2h
1.	510	0,5	170	75	97	96
2.	510	0,5	170	79	118	95
3.	510	0,5	170	74	113	101
4.	510	0,5	170	72	102	90

Răcirea de la 510°C la 170°C și menținerea în continuare s-a făcut în baie de ulei încălzită și menținută la temperatura treptei. Precizia de menținere a temperaturii a fost de 3°C.

Comparând rezultatele obținute după procedeul propus cu cele de după cel clasic se constată valori asemănătoare sau chiar superioare, așa după cum se evidențiază și în diagramele 1.15 și 1.16.

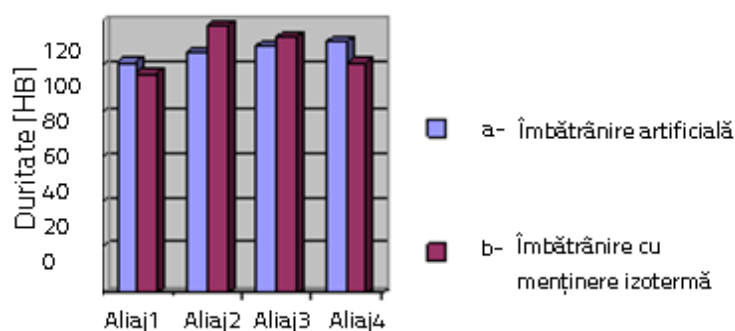


Fig. 1.15. Duritățile obținute după procedeul clasic (a) și cel propus (b) după o oră de menținere, pentru aliajele studiate [42]

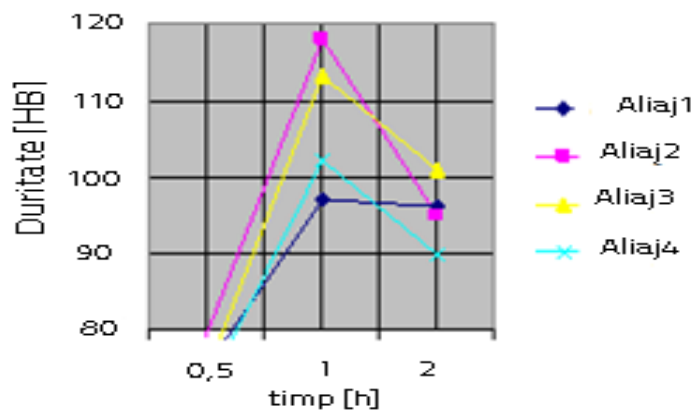


Fig.1.16. Evoluția durității în funcție de durata de menținere izotermă pentru aliajele 1, 2, 3 și 4 [42]

Rezultatele pot fi explicate astfel. Încălzirea în vederea călirii, efectuată la 510°C realizează dizolvarea fazelor solubile și obținerea unei soluții solide îmbogățită în cupru și/sau magneziu. Răcirea rapidă sub curba de solubilitate în stare solidă conduce la transformarea soluției solide în stare de echilibru la o soluție solidă suprasaturată. Temperatura menținerii fiind superioară celei ambiante, atomii au o mobilitate sporită, ceea ce face să fie posibilă într-o oarecare măsură eliminarea excesului de cupru (și magneziu). După cum s-a arătat, din acest proces rezultă zone G.P. și în continuare fazele coerente θ^I și θ^{II} . Prolungirea duratei de menținere izotermă la 170°C, poate să faciliteze precipitarea acestor faze, fapt sugerat și de scăderea durității la depășirea duratei de circa o oră.

Același lucru a fost evidentiat și în urma analizelor structurale.

Încercările experimentale efectuate, cât și rezultatele practice obținute confirmă următoarele aspecte:

- durificarea prin tratament termic a aliajelor de aluminiu de turnare cu conținut de cupru este posibilă; durificarea este însă mai puțin intensă decât la aliajele deformabile;
- tratamentul termic izoterm asigură scurtarea operației cât și economii de energie;
- tratamentul termic izoterm conduce la rezultate practice asemănătoare și uneori superioare în comparație cu procedeul clasic;
- prelungirea duratei de menținere la temperatura treptei de 170°C peste o anumită valoare poate avea ca efect scăderea durității și a rezistenței mecanice; timpul optim de menținere în cazul studiat este de circa o oră, dar poate fi riguros precizat prin încercări în cazuri concrete;
- creșterea conținutului de cupru în compoziția chimică a siluminului are la început aspect pozitiv, dar de la cca 3% rezultatele se înrăutățesc.

1.3.1.1. Prelucrarea statistică a rezultatelor privind proprietățile și performanțele obținute prin tratament termic ale aliajelor de turnare

De menționat faptul ca studiile și cercetările asupra aliajelor de aluminiu de turnare au fost extinse și asupra aliajului ATSi6Cu4Mn, aliaj utilizat în industria aerospațială. Scopul cercetărilor fiind și în acest caz îmbunătățirea proprietăților acestui material pentru a corespunde domeniului vizat de utilizare. Verificarea și validarea rezultatelor obținute s-a făcut printr-un test statistic al înregistrării datelor experimentale într-o distribuție normală. Măsurătorile sunt supuse unor erori de măsurare și de observație, care sunt inevitabile.

Analizând cauzele lor, se observă că erorile de măsurare apar din cauza clasei de precizie a instrumentelor, dar și erorilor involuntare în asocierea și citirea instrumentelor.

Compoziția chimică a aliajului studiat este prezentată în tabelul 1.27 [44].

Tabelul 1.27. Compoziția chimică a aliajului ATSi6Cu4Mn [44]

Tip aliaj	Si	Cu	Mn	Al	Altele
ATSi6Cu4Mn	5,439	3,944	0,417	88,626	1,574

Probele au fost îmbătrânite natural și artificial, rezultatele fiind redată în tabelele următoare.

Ampretele pentru determinarea durtății Brinell au fost măsurate la temperatura camerei de lucru, valorile calculate ale indicatorilor de precizie pentru măsurătorile pe eșantioanele inițiale de stare sunt date în tabelul 1.28.

Tabelul 1.28. Rezultatele privind diametrul amprentei, corelații și indicatori de precizie pentru epruvetele netratate termic [44]

Aliaj ATSi ₆ Cu ₄ Mn (nr. epruvetă)	Diametru amprentă D _{ij} [mm]	Corecția aparentă v _j [mm]	Indicatori de precizie [mm]
46	1,74	(0,02); 0,01	$s_{D_{11}} = 0,04$ $E_1 = 0,10$ $CV = 2,27\%$ $T = 3s_{D_{11}} = 0,12$ $\Delta_{\max} = 0,12$ $\Delta_{\max} \leq T$
47	1,74	(0,02); 0,01	
48	1,74	(0,02); 0,01	
49	1,73	0,03	
50	1,74	(0,02); 0,01	
51	1,74	0,02	
52	1,74	0,02	
53	1,76	0,00	
54	1,85	-0,10	
55	1,75	0,01	
56	1,76	0,00	
57	1,73	0,03	
58	1,73	0,03	
59	1,84	-0,08	
60	1,76	0,00	
	$\bar{D}_{11} = 1,757$	$([v] = 0,04); [v] = 0,00$	

Determinarea preciziei măsurătorilor sau a gradului de dispersie a rezultatelor individuale ale diametrelor amprentelor $\bar{D}_{11} = 1,757$, $i = 1, \dots, 8$, (i - numărul de tratamente termice, j -

numărul de probe) decât media \bar{D}^i , este reprezentată de deviația standard a unei măsurători $s_{D_{ij}}$, calculată prin ecuația 1.1:

$$s_{D_{ij}} = \sqrt{\frac{[v\bar{v}]}{n-1}} \quad (1.1)$$

Unde:

$$[v] = \sum_{j=1}^{\text{not. } n} v_j \quad \text{și} \quad [v\bar{v}] = \sum_{j=1}^{\text{not. } n} v_j^2 \text{ reprezintă suma Gauss și } v_j = \bar{D}^i - D_{ij} \text{ reprezintă}$$

corecțiile aparente pentru numărul total de probe (n). Precizia corecțiilor este dată de condiția 1.2:

$$[v] = 0,00 \quad (1.2)$$

Există câteva situații în care $[v] \neq 0,00$ (a doua zecimală nu mai este nenulă). În aceste condiții, compensăm suta (mai mult sau mai puțin) cu numărul de corecții egal cu cea de-a doua zecimală nenulă.

Tabelul 1.29. Rezultatele privind diametrul amprentei, corecții și indicatori de precizie pentru epruvetele îmbătrânite natural [44]

Aliaj ATSi6Cu4Mn îmbătrânit natural (nr. epruvetă)	Diametru amprentă D_{ij} [mm]	Corecția aparentă v_j [mm]	Indicatori de precizie [mm]
4	1,68	0,03	$s_{D_{12}} = 0,03$ $E_2 = 0,01$ $CV = 1,75\%$ $T = 3s_{D_{12}} = 0,09$ $\Delta_{\max} = 0,08$ $\Delta_{\max} \leq T$
8	1,68	0,03	
9	1,70	0,01	
34	1,70	0,01	
35	1,75	(-0,04); -0,03	
36	1,67	0,04	
37	1,70	0,01	
38	1,67	0,04	
39	1,74	-0,03	
40	1,74	-0,03	
41	1,75	(-0,04); -0,03	
42	1,73	-0,02	
43	1,74	-0,03	
44	1,73	-0,02	
45	1,70	(0,01); 0,02	
	$\bar{D}_{12} = 1,712$	$([v] = 0,03); [v] = 0,00$	

Rezultatele înregistrate în tabelele 1.29, 1.30 și 1.31 reprezintă datele experimentale măsurate după tratamentul de îmbătrânire naturală (7 zile) și de îmbătrânire artificială: 2 ore și 4 ore și interpretarea statistică corespunzătoare a acestora.

Tabelul 1.30. Rezultatele privind diametrul amprentei, corelații și indicatori de precizie pentru epruvetele îmbătrânite artificial 2 ore [44]

Aliaj ATSi6Cu4Mn îmbătrânit artificial 2 ore (nr. epruvetă)	Diametru amprentă D_{ij} [mm]	Corecția aparentă v_j [mm]	Indicatori de precizie [mm]
1	1,73	(-0,04); -0,03	$s_{D_{13}} = 0,03$ $E_3 = 0,01$ $CV = 1,77\%$ $T = 3s_{D_{13}} = 0,09$ $\Delta_{\max} = 0,09$ $\Delta_{\max} \leq T$
2	1,68	(0,01); 0,02	
3	1,67	0,02	
5	1,66	0,03	
6	1,70	-0,01	
7	1,75	(-0,06); -0,05	
22	1,68	0,01	
23	1,67	0,02	
25	1,66	0,03	
26	1,74	(-0,05); -0,04	
29	1,66	0,03	
30	1,70	-0,01	
31	1,68	0,01	
32	1,67	0,02	
33	1,75	(-0,06); -0,05	
	$\bar{D}_{13} = 1,693$	($[v] = -0,05$); $[v] = 0,00$	

Tabelul 1.31. Rezultatele privind diametrul, corelații și indicatori de precizie pentru epruvetele îmbătrânite artificial 4 ore [44]

Aliaj ATSi6Cu4Mn îmbătrânit artificial 2 ore (nr. epruvetă)	Diametru amprentă D_{ij} [mm]	Corecția aparentă v_j [mm]	Indicatori de precizie [mm]
10	1,66	0,02	$s_{D_{14}} = 0,03$ $E_4 = 0,01$ $CV = 1,78\%$ $T = 3s_{D_{14}} = 0,09$ $\Delta_{\max} = 0,09$ $\Delta_{\max} \leq T$
11	1,64	(0,04); 0,03	
12	1,72	-0,04	
13	1,67	0,01	
14	1,67	0,01	
15	1,66	0,02	
16	1,73	-0,05	
17	1,72	-0,04	
18	1,68	0,00	
19	1,64	0,04	
20	1,73	-0,05	
21	1,67	0,01	
24	1,66	0,02	
27	1,68	0,00	
28	1,66	0,02	
	$\bar{D}_{14} = 1,679$	$([v] = 0,01); [v] = 0,00$	

Interpretarea statistică a rezultatelor

Conform datelor experimentale, măsurătorile efectuate pe probe la temperatura ambiantă au abateri, însă indicatorii de precizie calculați evidențiază faptul că toate măsurătorile aparțin toleranței specifice permise. Procesarea statistică a datelor obținute evidențiază faptul că procesul de măsurare poate fi însoțit de erori a căror influență poate fi redusă printr-un număr mare de determinări. Indiferent de cantitatea aleasă de date, erorile aleatorii nu pot fi evitate, fiind necesară verificarea ipotezei că variabilele aleatoare au o distribuție normală. Astfel, pentru o cantitate relativ mică de măsurare ($3 < n < 50$) se poate utiliza testul Shapiro-Wilk sau test W pentru a verifica distribuția normală, test care poate fi aplicat numai măsurărilor pentru care se păstrează starea $\Delta_{\max} \leq T$.

Etapele finale pentru a verifica rezultatele obținute cu indicatorii de precizie sunt:

- standardizarea sau normalizarea corecțiilor privind dimensiunile \bar{D}_{ij} (media amprentei);
- testarea distribuției normale a dimensiunilor standardizate \bar{D}_{ij}^* ;
- alegerea valorii critice $W(n,)$ din tabelul 1.31;

- verificarea distribuției normale a selecției considerate; pentru $W > W(n;)$ este acceptată ipoteza distribuirii normale a variabilelor aleatorii considerate (valorile medii ale timpurilor în funcție de tipul tratamentului termic de îmbătrânire artificială).

Alegerea valorii critice $W(n,)$ se face în conformitate cu doi parametri n și α , unde n este numărul de variabile aleatoare, iar α - reprezintă limita de semnificație sau probabilitatea de eroare. Valoarea lui depinde de domeniul de aplicare pentru industrie și tehnologie, ceea ce înseamnă că un set de rezultate este acceptat cu o probabilitate de 95%. Dimensiunile standardizate sunt calculate folosind relația 1.3:

$$\bar{D}_{ij}^* = \frac{\bar{D}_{ij}}{s_{D_{ij}}} \quad (1.3)$$

Testarea distribuției normale include următorii pași:

- delimitarea în ordine ascendentă a valorilor standardizate corespunzătoare valorilor medii ale imprimării, primirea altor notații: x_i ($i = 1, \dots, n$)

- calcularea expresiei:

$$b = a_n (x_n - x_1) + a_{n-1} (x_{n-1} - x_2) + \dots + a_{n-k+1} (x_{n-k+1} - x_k) \quad (1.4)$$

unde coeficienții sunt extrași din tabelele statistice de ajutor ale testului W .

Determinarea valorilor statistice:

$$\bar{x} = (x_1 + \dots + x_n) / n \quad (1.5)$$

$$X^2 = (x_1 - \bar{x})^2 + \dots + (x_n - \bar{x})^2 \quad (1.6)$$

$$W^2 = b^2 / X^2 \quad (1.7)$$

Folosind tabelele statistice ale testului W (tabelul 1.32), valoarea critică este aleasă $W(n;)$, valoare care este comparată cu cea calculată conform relației 1.7.

Tabelul 1.32. Valorile critice pentru testul Shapiro –Wilk [44]

Nr. Variabile	Probabilitatea de eroare							
	3	4	5	6	7	8	9	10
0,01	0,653	0,687	0,686	0,713	0,730	0,749	0,764	0,781
0,05	0,767	0,748	0,762	0,788	0,803	0,818	0,829	0,842

Dacă $W > W(n;)$, se acceptă ipoteza distribuirii normale a variabilelor aleatorii considerate.

Efectuarea calculelor de verificare a normalității pentru valorile înregistrate determină obținerea următoarelor valori ale parametrilor (valori medii, deviații standard, diametre standardizate – tabelul 1.33):

Tabelul 1.33. Testul Shapiro-Wilk aplicat valorilor medii ale amprentelor măsurate [44]

Parametrii	1	2	3	4
\bar{D}_{1j}	1,757	1,712	1,693	1,679
$s_{D_{1j}}$	0,04	0,03	0,03	0,03
\bar{D}_{1j}^*	43,92	57,06	56,43	55,97
x_j	43,92	55,97	56,43	57,06

Analiza rezultatelor permite următoarele observații.

Rezultatul obținut $W=0,858$ este mai mare decât $w(4;0;0,5) = 0,748$ ceea ce demonstrează cu siguranță statistică de 95% că valorile măsurate se încadrează într-o repartiție normală.

Rezultatele experimentale evidențiază o îmbunătățire a valorilor medii ale durităților Brinel determinate după îmbătrânirea artificială comparativ cu îmbătrânirea naturală, iar interpretarea statistică confirmă acestea.

1.3.2. Aliaje de aluminiu plasticizabile cu proprietăți deosebite

Tratamentele termice au un rol major la modificarea caracteristicilor mecanice ale acestor aliaje, având în vedere pe de o parte variația solubilității elementelor de aliere cu temperatura, iar pe de altă parte alierea multiplă. Aceste aspecte sunt evidențiate de studiile și cercetările efectuate și prezentate în continuare.

1.3.2.1. Influența temperaturilor de călire asupra caracteristicilor mecanice

Eficiența tratamentului termic depinde de o serie de factori, unii depinzând de material iar alții de parametrii de lucru. Varianta sau variantele optime se pot obține prin îmbinarea corectă a compoziției chimice cu valorile parametrilor de tratament termic.

Experimentările s-au efectuat pe două aliaje capabile de durificare prin tratament termic, a căror compoziție chimică este prezentată în tabelul 1.34 [43].

Tabelul 1.34. Compoziția chimică [%] [43]

Nr. aliaj	Tip aliajului	Compoziția chimică, [%]							
		Cu	Mn	Mg	Cr	Ti	Si	Fe	Al
1	AlCu ₄ Mg _{1,5} Mn	4,02	0,541	1,28	0,027	0,0025	0,267	0,481	rest
2	AlCuMgMn	3,97	0,628	0,572	0,037	0,0072	0,333	0,476	rest

Probele din aceste aliaje au fost supuse tratamentului termic de călire și îmbătrânire, după diferite variante. Pentru toate aceste variante, de la temperatura de încălzire în vederea călirii probele au fost răcite în apă la temperatura de 18...30°C după o perioadă de menținere de o oră. Îmbătrânirea s-a efectuat în baie de ulei încălzită și menținută la 170°C. Durata menținerii la îmbătrânirea artificială a fost de 1,5 ore, iar la cea naturală de 7 zile.

În vederea călirii au fost alese temperaturi de 500, 510, 520 și 530°C, iar durezzațile finale, exprimate în unități Brinell sunt prezentate grafic în diagramele din figurile 1.17 și 1.18.

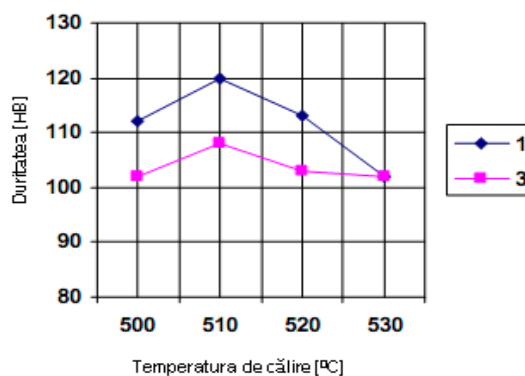
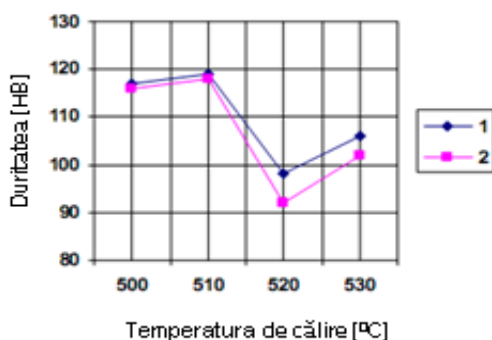


Fig.1.17. Duritățile obținute după călire de la temperaturi diferite și îmbătrânire naturală pentru aliajele 1 și 2 [43]

Fig.1.18. Duritățile obținute după călire de la temperaturi diferite și îmbătrânire artificială la 170°C, pentru aliajele 1 și 3 [43]

Se pot evidenția următoarele aspecte:

- pentru aliajele luate în studiu, temperatura optimă de încălzire în vederea călirii este de 510°C;
- în urma tratamentului termic obișnuit, cu îmbătrânire naturală sau artificială, cele mai mari durezzați s-au obținut la aliajul 1; acesta are și cel mai mare conținut în cupru și magneziu, care dau naștere la faze solubile, care facilitează durificarea;
- depășirea temperaturii optime de încălzire în vederea călirii compromise rezultatele tratamentului termic.

1.3.3. Cercetări privind diminuarea deformațiilor termice ale produselor din aliaje de aluminiu

O altă direcție importantă urmărită în cadrul cercetărilor proprii efectuate a fost punerea în evidență a factorilor care cauzează deformațiile care apar după călire cu precădere la produsele de dimensiuni mari. Studiul s-a realizat pe materiale din grupa 6xxx în cadrul unui contract de cercetare cu beneficiar din industrie, având obiect "Studii și cercetări pentru îmbunătățirea calității produselor SC și instruirea personalului operator".

Deformațiile de tratament apar de regulă în zonele care nu sunt uniforme din punct de vedere structural în material. Pentru punerea în evidență a acestui lucru în cadrul cercetărilor efectuate de noi pentru beneficiar s-au prelevat probe din diverse zone ale placilor care au fost supuse călirii. Zonele de prelevare a probelor s-au stabilit astfel încât să se poată diferenția efectul vitezelor de răcire diferite în zone diferite din plăci. Astfel, în zonele marcate cu 1 și 2 se manifestă efectul de capăt la răcire, iar în zona 3 acesta nu mai este prezent (figura 1.19). Având în vedere conductibilitatea termică mare a aliajelor de aluminiu, cât și rezistența mecanică mai mică a acestora (comparativ cu cele feroase) efectul de răcire de capăt și efectul acestuia poate fi mai puternic în cazul produselor din aluminiu.

În cazul aliajelor din aluminiu călirea este o călire de punere în soluție, fără recristalizare fazică, în timpul acesteia neproducându-se o modificare a dimensiunii grăunților din structură. Prin urmare dimensiunea grăunților este o caracteristică definită prin operațiile anterioare aplicate materialului (deformări plastice și recoaceri anterioare) respectiv printr-o eventuală creștere a grăunților din timpul operației de încălzire pentru călire.

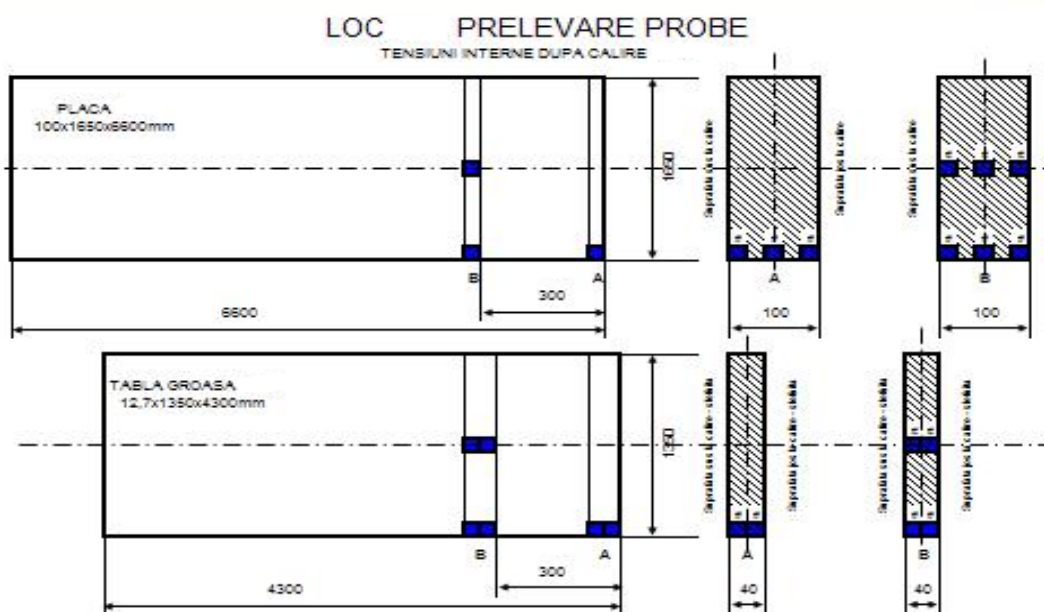


Fig. 1.19. Modul de prelevare a probelor pentru analiza uniformității structurii

În urma analizelor microscopice făcute s-au observat diferențe considerabile de aspect între structurile prelevate din diferite zone ale aceleiași plăci. Diferențele constau în special în cantitatea și modul de distribuție a fazei Mg_2Si care e prezentă în structură după călire. Apariția acestei faze în structura călită se poate datora atât nedizolvării ei complete în ss în timpul încălzirii în cuptor înaintea călirii cât și separării ei în timpul călirii din cauza unei răcirii incorecte a plăcilor (fig. 1.20.).

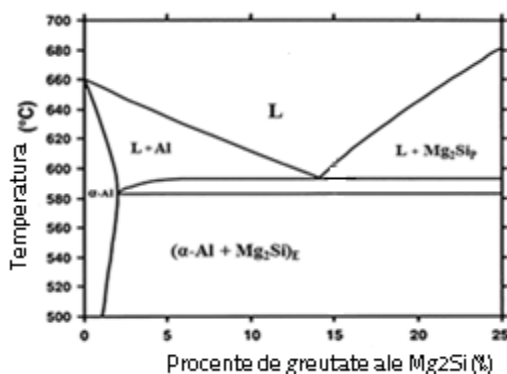


Fig. 1.20. Diagrama de echilibru termic pseudo binară: Al-Mg₂Si[67]

Având în vedere concentrațiile de magneziu și de siliciu din aliaj (Mg=0,6-1,2 și Si=0,7-1,3 %) rezultă că valoarea concentrației compusului Mg_2Si în timpul operațiilor de încălzire-răcire poate să varieze în intervalul 0 - 1,92 %. Se constată că în intervalul de concentrații 1,5 - 1,92 % Mg_2Si , nerespectarea temperaturii de omogenizare sau întârzierea procesului de călire pot determina precipitarea fazelor din soluția solidă suprasaturată.

Temperatura de realizare a încălzirii în vederea călirii (540 °C) și compoziția chimică a acestui aliaj îl poziționează în diagrama din figura 1.20 într-o zonă critică față de curba de separare a compusului Mg_2Si , astfel că este posibilă atât menținerea cât și reapariția acestui compus în structură înaintea răcirii din timpul călirii. Faptul că în zonele marginale ale plăcii cantitatea acestui compus în structură este mai mare, poate fi o confirmare a reapariției acestuia în urma răcirii la ieșirea din cuptor a zonelor marginale ale plăcilor, până la impactul cu zona de călire. Fenomenul este mai accentuat în cazul plăcilor de grosime mai mică.

După modul în care se răcesc plăcile la călire există posibilitatea ca după momentul inițial când prima parte a plăcii a ajuns deja în zona de răcire, porțiunea din placă cuprinsă între cuptor și zona de răcire să piardă din căldură (prin conductibilitate către zona de răcire) și astfel să ajungă în zona de răcire la o temperatură inferioară curbei de separare a compusului Mg_2Si . Acest fenomen poate accentua fenomenul anterior astfel încât să crească separarea compusului Mg_2Si în structură.

Dimensiunile grăunților din structură în probele analizate sunt redate în tabelul 1.35.

Tabelul 1.35. Dimensiunea grăunților în probele analizate

Proba	Marimea medie de graunte (μm)
Proba 11	505.94
Proba 12	-
Proba 13	-
Proba 21	556.18
Proba 22	-
Proba 23	412.04
Proba 31	543.39
Proba 32	352.71
Proba 33	169.32
Proba 41	-
Proba 42	-
Proba 51	362.51
Proba 52	434.57
Proba 61	421.15
Proba 62	348.26

Se observă că sunt diferențe importante între probele prelevate din diferite zone ale aceleiași plăci. Așa cum s-a precizat anterior această situație este datorată operațiilor anterioare răcirii la călire, la care au fost supuse plăcile.

În cazul plăcii mai groase se constată o situație a grăunților de dimensiuni mai mari la partea superioară a acesteia pentru toate zonele de prelevare a probelor. În unele zone aceste diferențe sunt considerabile, de peste două ori mai mari pe o față decât pe cealaltă. Faptul că în zona mediană a plăcii dimensiunea grăunților este de asemenea mediană, acest lucru sugerează ideea că în operațiile anterioare călirii, factorii ce influențează această dimensiune acționează transversal față de poziția plăcilor cu un anumit gradient valoric orientat pe această direcție.

La placa de grosime mai mică se constată o situație a mărimii grăunților contrară în zonele în care se manifestă efectul de capăt la răcire față de cele în care nu e prezent acest efect. În același timp, diferențele de mărime de grăunte între cele două fețe ale plăcii sunt mult mai mici.

Aceste diferențe de mărime de grăunte asociate cu cele ale proporției în structură a unor constituenți (Mg_2Si de exemplu) determină esențial comportamentul materialului la răcirea din timpul călirii, în special în privința valorii coeficientului de contracție. Devine posibilă astfel comportarea diferențiată a materialului la răcire și generarea din acest motiv a unor tensiuni interne cauzatoare de deformații. La acestea se pot adăuga tensiunile termice datorate răcirii neuniforme ale plăcilor, accentuând deformația lor. Îmbunătățirea proprietăților mecanice în cazul aliajelor de aluminiu se bazează pe procesele de descompunere a soluțiilor solide suprasaturate obținute în urma operației de călire.

Pentru încercările experimentale efectuate pentru punerea în evidență a comportamentului materialului din plăci la variația temperaturii s-a folosit analiza dilatometrică deoarece această metodă de investigare este foarte sensibilă la modificările structurale ce se produc în interiorul aliajului examinat, la nivelul celulelor elementare. Pentru studiu s-au utilizat materiale sub formă de plăci din aliajul 6082 cu dimensiunile de 294 x 420, cu grosimi de 10, 20, 30 și 50 de mm, în stare călită.

În timpul analizei dilatometrice se înregistrează variația lungimii (L) unei probe cilindrice, cu diametrul de 6 mm în funcție de temperatură:

$$L = L_0 \cdot (1 + \alpha \cdot T) \quad (1.8)$$

unde: α - este coeficientul dilatării termice

- $T = T - T_0$ - T -temperatura de încălzire, T_0 -temperatura mediului ambiant.

În cazul unui aliaj de aluminiu din sistemul Al-Mg-Si călit, cu structura formată din soluție solidă suprasaturată, la încălzire au loc o serie de transformări structurale, care se produc în general cu modificare de volum- de lungime.

În timpul analizei dilatometrice variațiile de lungime determinate de modificarea structurii se suprapun peste cele determinate de creșterea temperaturii.

Modificările de lungime, structurale, sunt puse în evidență mult mai bine pe derivatele curbelor de dilatație sau pe curba coeficientului fizic de dilatare (α_f):

$$\alpha_f = - L_T \frac{\partial(\Delta L)}{\partial T} \quad (1.9)$$

Dacă admitem că structura plăcilor călite este formată numai din soluție solidă suprasaturată, la încălzirea probei în dilatometru, la descompunerea soluției solide

suprasaturate, ar trebui să se producă aceleași transformări structurale, prin urmare curbele de dilatație (coeficientului fizic de dilatare) ar trebui să aibă același aspect, alură.

Epruvetele analizate cu ajutorul dilatometrului au avut lungimi de 10 mm și diametrul de 6 mm. Modul de prelevare a epruvetelor este prezentat în tabelul 1.36. În coloana 2, starea materialului se referă la:

- călit - epruvete prelevate din plăcile călite livrate;
- călit - Lab- epruvete prelevate din bucăți de plăci călite în (temperatura de încălzire 575°C, menținere 30 minute, răcire -călire- prin imersare în apă, cu 25°C;
- călit (recopt) - epruvete prelevate din bucăți de plăci supuse operației de recoacere în laborator (temperatura de încălzire 540°C, menținere 2 ore, răcire în cuptor).

În coloana 3, locul de prelevare se referă la suprafața superioară sau inferioară a plăcii, respectiv din zona de mijloc. Deoarece la prelevarea plăcilor în laborator nu s-a ținut cont de poziția suprafețelor (sus-jos), am folosit simbolizarea S1, respectiv S2.

Tabelul 1.36. Schema de prelevare a epruvetelor pentru analiza dilatometrică

Numărul probei	Grosime placă [mm]	Starea aliajului	Locul de prelevare	Codificarea curbelor din fig. 1.21, 1.22 și 1.23
0	1	2	3	4
1	10	Călit	S1	Fig.1.22-S1
			S2	Fig.1.22-S2
		Călit-Lab	S1	Fig1.22-S1-Lab
2	20	Decălit (recopt)	S1	Fig.1.21-S1-R
		Călit-Lab	S1	Fig1.21-S1-Lab
			S2	Fig1.21-S2-Lab
3	30	-	-	
4	50	Călit	S1	Fig.1.23 – S1
			M	Fig.1.23 – M
			S2	Fig.1.23– S2
		Călit-Lab	S1	
			M	Fig. 1.23 – M- Lab
			S2	Fig.1.23 – S2-Lab

În timpul analizei dilatometrice toate epruvetele au fost încălzite până la temperatura de 575 °C, cu viteza de 5 °C/min.

Rezultatele analizelor dilatometrice sunt prezentate în figurile 1.21, 1.22 și 1.23. În fiecare figură sunt prezentate atât curbele de dilatație (Delta-L), cât și curbele

corespunzătoare variației coeficientului fizic de dilatare în funcție de temperatură (Alpha-phys).

Din analiza curbelor de variație a coeficientului fizic de dilatare se desprind următoarele observații:

- la toate grosimile apar diferențe semnificative între curbele obținute pe epruvete călite industrial și cele călite în condiții de laborator;

- la grosimile de placă 10mm, respectiv 20 de mm nu apar diferențe semnificative între curbele înregistrate pentru cele două suprafețe și

- la placa cu grosimea de 50 de mm apar diferențe semnificative între curbele înregistrate pentru cele două suprafețe și zona de mijloc.

Prin urmare, pe baza diferențelor semnificative ce apar între curbele înregistrate pe epruvete procesate în diferite condiții (starea materialului, grosimea plăcii, zona de prelevare, locul procesării) rezultă că acestea nu au avut aceeași structură la sfârșitul operației de călire. În cazul plăcilor cu grosimea de 50 de mm, variația valorii coeficientului fizic de dilatare în limite foarte largi atât pe grosimea plăcii cât și în funcție de temperatură poate fi o cauză determinantă pentru apariția unor tensiuni interne mari la răcirea din timpul călirii și ca o consecință a acestora a unor deformații de asemenea pronunțate.

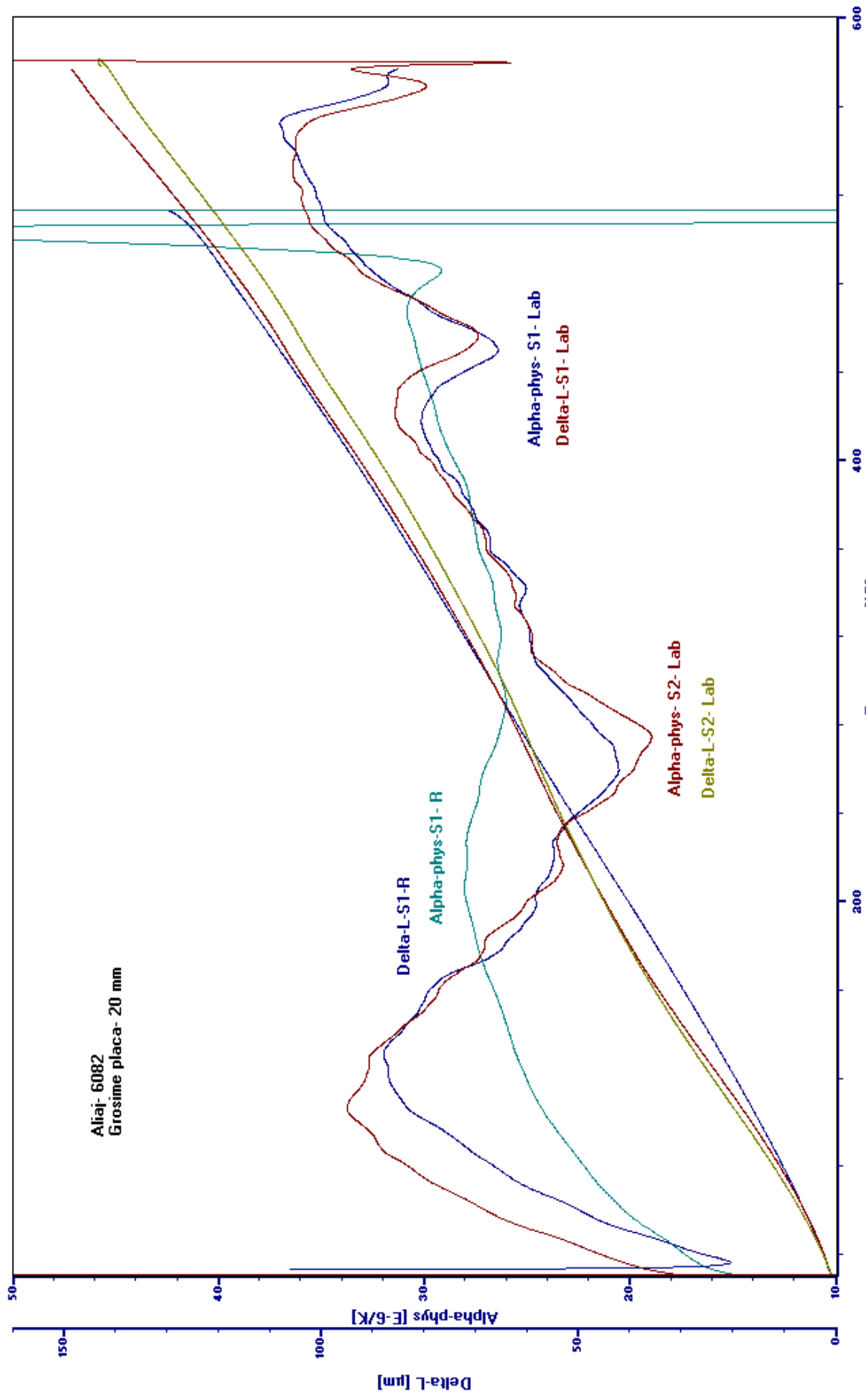


Fig.1.21. Curbele de dilatare și variația coeficientului fizic de dilatare pentru epruvetele prelevate din placa cu grosimea de 20 mm

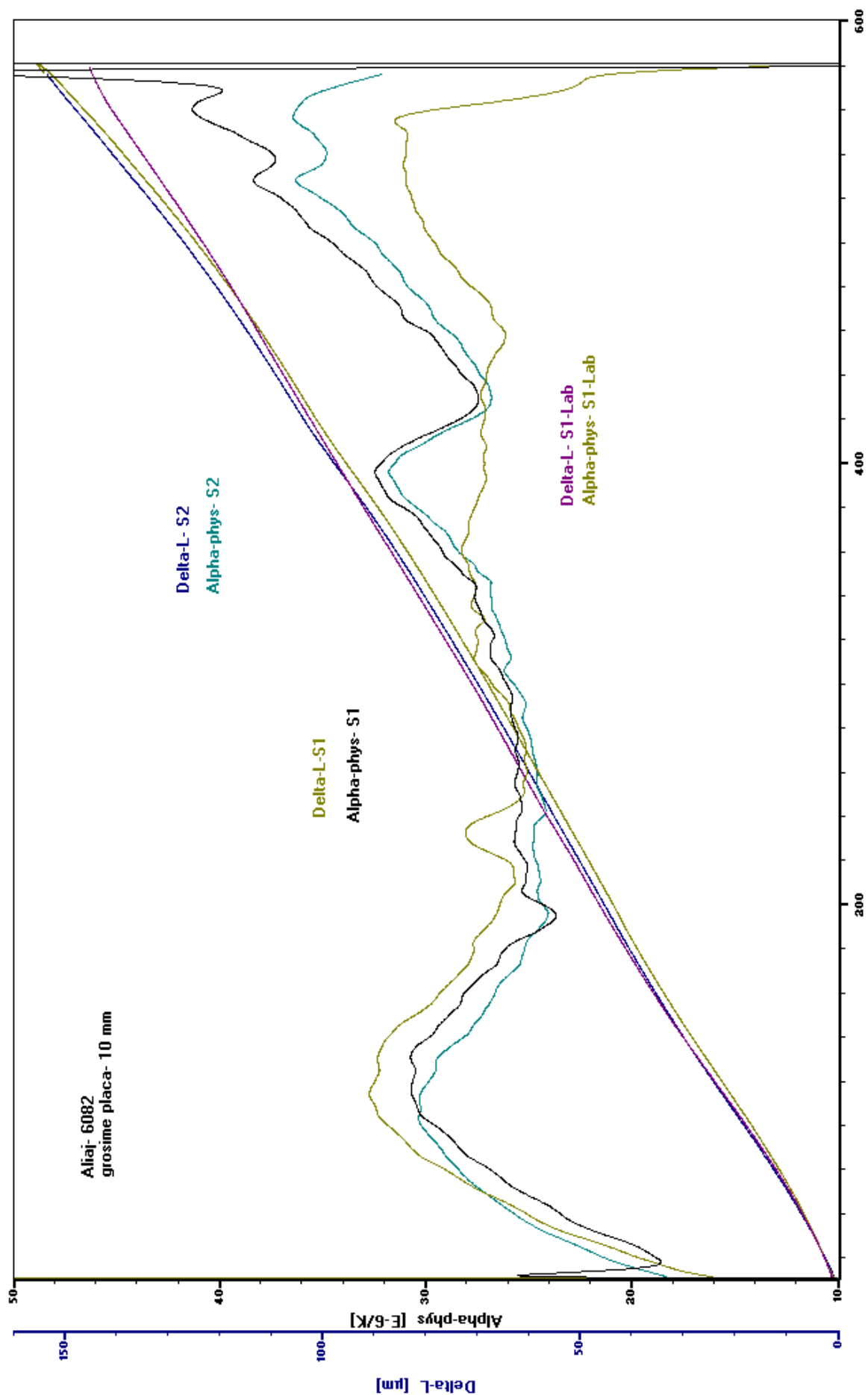


Fig 1 22. Curbele de dilatare și variația coeficientului fizic de dilatare pentru epruvetele prelevate din placa cu grosimea de 10 mm

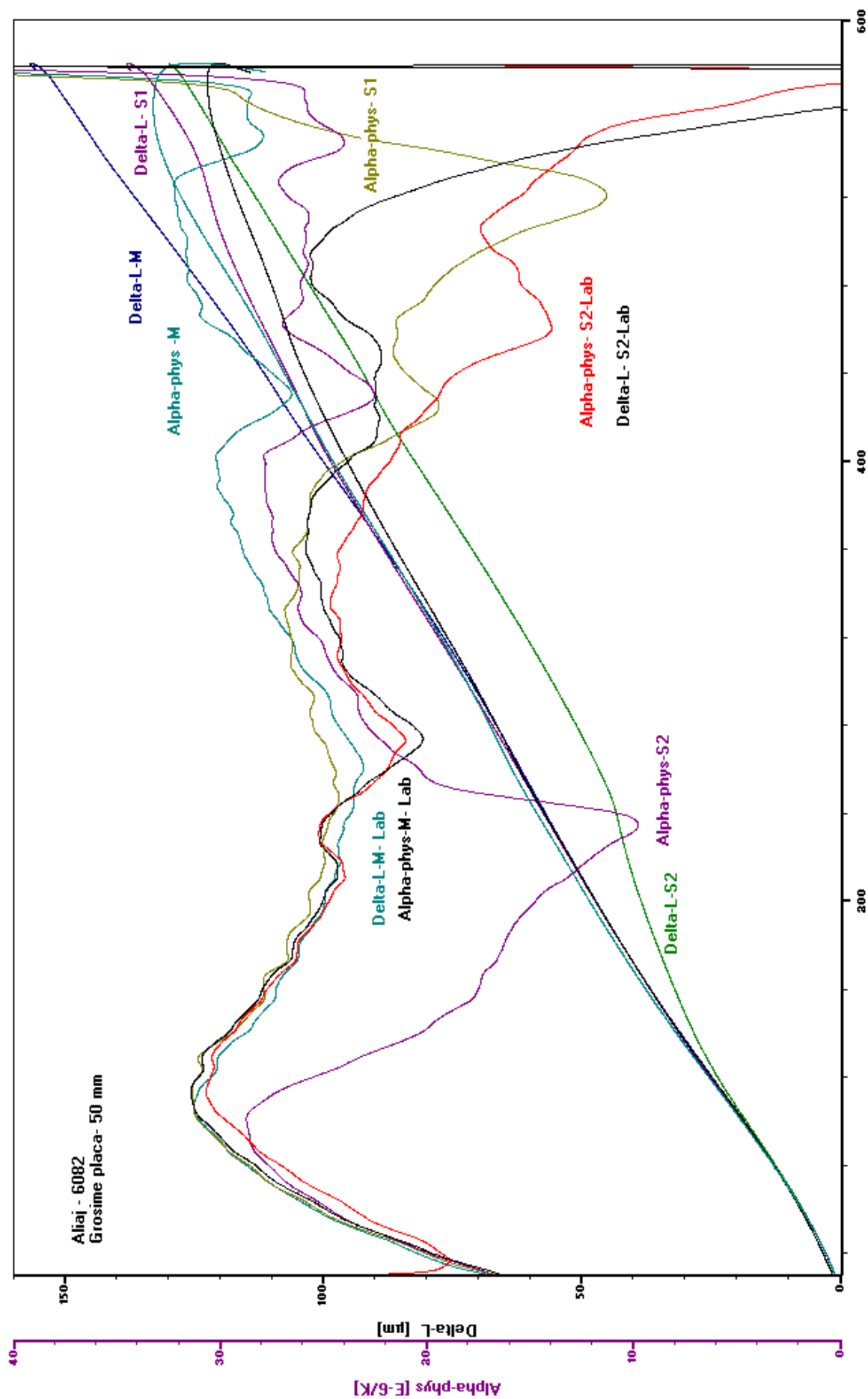


Fig.1.23. Curbele de dilatare și variația coeficientului fizic de dilatare pentru epruvetele prelevate din placa cu grosimea de 50 mm

1.3.3.1. Aspecte legate de variația dimensiunii plăcilor în procesul de călire

În timpul răcirii la călire, apar tensiuni interne care duc în final la apariția unor deformații atât pe direcția transversală cât și pe cea longitudinală a plăcilor. Diferențele dintre valorile coeficientului fizic de dilatare (contractie) pentru diferite zone ale plăcilor reprezintă una din cauzele principale pentru apariția tensiunilor interne din plăci. La acestea se adaugă răcirea neuniformă a plăcilor din timpul călirii.

Zonele marginale ale plăcilor aflate sub incidența "efectului de capăt" la răcire (pe o dimensiune liniară de aproximativ 3 ori mai mare decât grosimea plăcii), se răcesc mai repede decât restul plăcii. Există astfel mereu o întârziere a răcirii în zonele mediane ale plăcilor. Contractia inițială a zonelor marginale generează o acțiune asupra zonelor mediane la momente de timp și valori de temperatură la care rezistența la deformare a materialului din zonele mediane este scăzută (acestea au temperaturi mai ridicate) (fig. 1.24.). În momentul în care se contractă major zonele mediane acestea întâmpină din partea zonelor marginale o rezistență mai ridicată. Cum se observă din fig. 1.24 variația rezistenței la deformare a aliajelor de aluminiu cu temperatura este foarte însemnată în intervalul 200-450°C, adică exact un domeniu de temperaturi în care pot să apară răcirea diferențiată a zonelor marginale față de cele mediane. O consecință firească a unei asemenea răciri este apariția unor tensiuni: de întindere în zonele mediane și de contracție în cele marginale și a unor deformații corespunzătoare a zonelor respective (zonele marginale au tendința de valurire). O confirmare a naturii acestor tensiuni o poate da variația dimensiunii plăcilor în timpul călirii, prezentată în tabelele 1.37, 1.38 și 1.39.

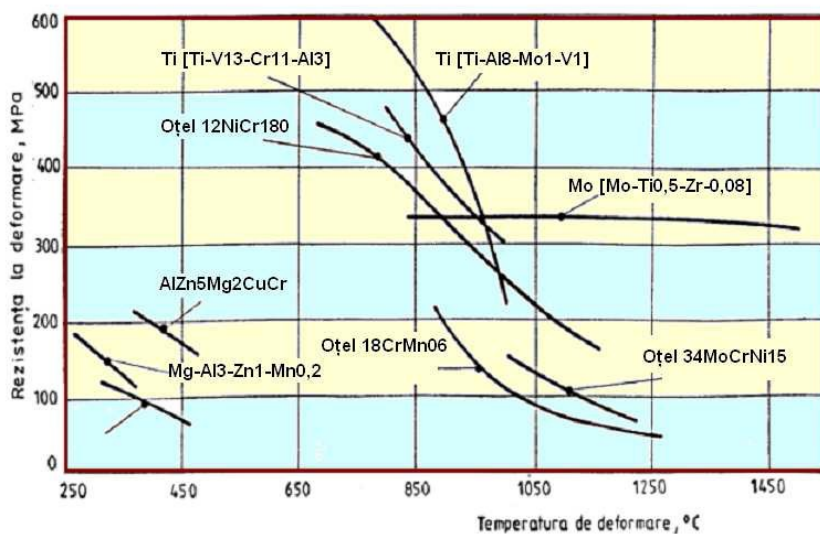


Fig.1.24. Variația rezistenței la deformare cu temperatura pentru diferite aliaje [68]

Tabelul1.37. Rezultate privind măsurarea dimensiunilor plăcii din alj. 6082 înainte și după călire

Dimens. nominale			Dimensiuni măsurate înainte de călire (mm)						Dimensiuni măsurate după călire (mm)					
Gros	Lățime	Lung.	Lățime			Lungime			Lățime			Lungime		
			față	mijloc	spate	stânga	mijloc	dreapta	față	mijloc	spate	stânga	mijloc	dreapta
30	1630	9800	1636	1633	1634	9812	9808	9809	1638	1637	1639	9816	9818	9815
60	1340	5400	1345	1343	1345	5411	5408	5410	1347	1347	1344	5412	5412	5413
30	1340	4800	1344	1345	1343	4807	4808	4809	1345	1350	1346	4811	4814	4812
80	1640	6600	1644	1643	1644	6610	6608	6609	1644	1643	1645	6610	6608	6609
80	1440	3900	1444	1443	1444	3907	3908	3910	1444	1443	1444	3908	3908	3910
50	1420	3720	1424	1423	1424	3727	3728	3729	1423	1428	1423	3730	3735	3733
40	1640	10800	1644	1646	1644	10810	10808	10809	1646	1649	1644	10815	10817	10815
40	1450	8400	1454	1453	1454	8407	8408	8409	1454	1458	1457	8410	8415	8413
100	1630	6600	1634	1633	1634	6612	6610	6611	1633	1634	1634	6612	6610	6611
100	1130	4700	1134	1133	1134	4707	4711	4709	1134	1135	1135	4707	4711	4709
50	1640	9800	1644	1643	1644	9807	9808	9809	1646	1649	1649	9811	9820	9812
20	1440	8400	1443	1443	1445	8410	8408	8409	1443	1445	1448	8414	8416	8415
20	1640	6600	1644	1643	1644	6607	6608	6610	1646	1648	1647	6608	6613	6614
15	1640	6600	1644	1643	1644	6607	6610	6609	1645	1646	1646	6609	6616	6613
15	1340	5600	1344	1343	1344	5607	5606	5609	1345	1345	1345	5610	5612	5613
60	1640	4700	1644	1643	1644	4712	4708	4709	1646	1648	1647	4716	4714	4715
70	1640	6600	1644	1644	1644	6607	6608	6609	1646	1649	1647	6610	6617	6613
70	1340	5600	1344	1343	1344	5611	5608	5610	1344	1343	1349	5611	5615	5614

Tabelul1.38. Rezultate privind diferențele de dimensiuni pentru plăci din aliajul 6082 după călire

Dimens. Nominale (mm)			Dimensiuni măsurate înainte de călire (mm)						Diferențe dimensiuni după călire (mm)					
Gros	Lățime	Lung.	Lățime			Lungime			Lățime			Lungime		
			față	mijloc	spate	stânga	mijloc	dreapta	față	mijloc	spate	stanga	mijloc	dreapta
30	1630	9800	1636	1633	1634	9812	9808	9809	2	4	5	4	10	6
60	1340	5400	1345	1343	1345	5411	5408	5410	2	4	-1	1	4	3
30	1340	4800	1344	1345	1343	4807	4808	4809	1	5	3	4	6	3
80	1640	6600	1644	1643	1644	6610	6608	6609	0	0	1	0	0	0
80	1440	3900	1444	1443	1444	3907	3908	3910	0	0	0	1	0	0
50	1420	3720	1424	1423	1424	3727	3728	3729	-1	5	-1	3	7	4
40	1640	10800	1644	1646	1644	10810	10808	10809	2	3	0	5	9	6
40	1450	8400	1454	1453	1454	8407	8408	8409	0	5	3	3	7	4
100	1630	6600	1634	1633	1634	6612	6610	6611	-1	1	0	0	0	0
100	1130	4700	1134	1133	1134	4707	4711	4709	0	2	1	0	0	0
50	1640	9800	1644	1643	1644	9807	9808	9809	2	6	5	4	12	3
20	1440	8400	1443	1443	1445	8410	8408	8409	0	2	3	4	8	6
20	1640	6600	1644	1643	1644	6607	6608	6610	2	5	3	1	5	4
15	1640	6600	1644	1643	1644	6607	6610	6609	1	3	2	2	6	4
15	1340	5600	1344	1343	1344	5607	5606	5609	1	2	1	3	6	4
60	1640	4700	1644	1643	1644	4712	4708	4709	2	5	3	4	6	6
70	1640	6600	1644	1644	1644	6607	6608	6609	2	5	3	3	9	4
70	1340	5600	1344	1343	1344	5611	5608	5610	0	0	5	0	7	4

Tabelul 1.39. Diferențe procentuale dimensionale în cazul plăcilor din aliajul 6082 înainte și după călire

Dimens. Nominale (mm)			Dimensiuni măsurate înainte de călire (mm)						Diferențe procentuale dimensiuni după călire (mm)					
Gros	Lățime	Lung.	Lățime			Lungime			Lățime			Lungime		
			față	mijloc	spate	stânga	mijloc	dreapta	fata	mijloc	spate	stânga	mijloc	dreapta
15	1340	5600	1344	1343	1344	5607	5606	5609	0,074405	0,14892	0,074405	0,053505	0,107028	0,071314
15	1640	6600	1644	1643	1644	6607	6610	6609	0,060827	0,182593	0,121655	0,030271	0,090772	0,060524
20	1640	6600	1644	1643	1644	6607	6608	6610	0,121655	0,304321	0,182482	0,015135	0,075866	0,060514
20	1440	8400	1443	1443	1445	8410	8408	8409	0	0,1386	0,207612	0,047562	0,095147	0,071362
30	1340	4800	1344	1345	1343	4807	4808	4809	0,074405	0,371747	0,22338	0,083212	0,124792	0,062383
30	1630	9800	1636	1633	1634	9812	9808	9809	0,122249	0,244948	0,305998	0,040766	0,101958	0,061168
40	1450	8400	1454	1453	1454	8407	8408	8409	0	0,344116	0,206327	0,035685	0,083254	0,047568
40	1640	10800	1644	1646	1644	10810	10808	10809	0,121655	0,18226	0	0,046253	0,083272	0,055509
50	1420	3720	1424	1423	1424	3727	3728	3729	-0,07022	0,35137	-0,07022	0,080484	0,187768	0,107267
50	1640	9800	1644	1643	1644	9807	9808	9809	0,121655	0,365186	0,304136	0,040787	0,122349	0,030584
60	1640	4700	1644	1643	1644	4712	4708	4709	0,121655	0,304321	0,182482	0,08489	0,127443	0,127416
60	1340	5400	1345	1343	1345	5411	5408	5410	0,148699	0,297841	-0,07435	0,018481	0,073964	0,055453
70	1340	5600	1344	1343	1344	5611	5608	5610	0	0	0,372024	0	0,124822	0,071301
70	1640	6600	1644	1644	1644	6607	6608	6609	0,121655	0,304136	0,182482	0,045406	0,136199	0,060524
80	1440	3900	1444	1443	1444	3907	3908	3910	0	0	0	0,025595	0	0
80	1640	6600	1644	1643	1644	6610	6608	6609	0	0	0,060827	0	0	0
100	1130	4700	1134	1133	1134	4707	4711	4709	0	0,176523	0,088183	0	0	0
100	1630	6600	1634	1633	1634	6612	6610	6611	-0,0612	0,061237	0	0	0	0

Pentru analiza variațiilor dimensionale ale plăcilor din timpul călirii, mai relevantă este luarea în considerație a variației procentuale a dimensiunilor, redată în tabelul 1.39. Aceasta s-a calculat ca raport procentual între diferențele dimensionale după călire și dimensiunile corespunzătoare de dinaintea călirii (redate în tabelul 1.37). Din analiza datelor din tabelul 1.39, se pot reține următoarele concluzii:

- în marea lor majoritate dimensiunile plăcilor cresc. Chiar dacă în anumite situații una dintre dimensiuni se contractă, procesul se corelează cu creșterea altor dimensiuni;
- dimensiunile mediane (pe axele de mijloc ale plăcilor), atât pe lățime cât și pe lungimea plăcilor, cresc mai mult decât cele marginale. În anumite cazuri pentru dimensiunile marginale (și numai pentru acestea) se constată chiar o contracție;
- variația dimensiunilor pe lățimea plăcilor este mai mare în general pentru partea din spate a acestora (ultima care intră în zona de răcire), comparativ cu partea din față (prima care intră în zona de răcire);
- creșterea lungimii plăcilor la o aceeași grosime a lor nu modifică esențial variația dimensiunilor după călire. Se observă că în anumite situații creșterea lungimii se asociază cu creșterea variațiilor dimensionale în timp ce pentru altele are loc scăderea variațiilor dimensionale;
- creșterea grosimii plăcilor influențează vizibil orientarea variațiilor dimensionale. În cazul măsurărilor efectuate se poate constata o creștere a variațiilor dimensionale după călire odată cu creșterea grosimii plăcilor de la 15mm la 50mm (la care se obțin variațiile dimensionale maximale) după care creșterea în continuare a grosimii până la 100 mm se

asociază cu scăderea variațiilor dimensionale (foarte mici sau chiar neglijabile pentru plăcile cu grosimi de 100mm).

Observațiile privind variația dimensiunii plăcilor în urma călirii confirmă mecanismul propus de apariție a tensiunilor termice și a deformațiilor cauzate de acestea în plăci. Faptul că la plăcile cu grosime de 50 mm variațiile dimensionale sunt maxime se asociază cu diferențele maxime ale coeficienților fizici de dilatare (contractie) puși în evidență de analiza dilatometrică.

1.3.3.2. Cercetări privind posibilitatea controlării vitezei de răcire a plăcilor

Având în vedere efectele vitezelor de răcire diferite pentru zone diferite din plăci asupra apariției tensiunilor și deformațiilor în acestea, s-a conceput un experiment de laborator care să permită evidențierea efectului unor factori ai sistemului de răcire asupra vitezelor de răcire. În cadrul acestui experiment s-au utilizat plăci din aliajul 6082, de dimensiunile prezentate în figura 1.25 și figura 1.26.

În orificii special realizate în placă s-au montat termocuple de mare sensibilitate care au permis înregistrarea cu mare precizie a variației temperaturii atât la încălzire cât și la răcirea cu jeturi de apă proiectate asupra plăcii în diferite poziții și sub diferite unghiuri.

Determinările experimentale efectuate au urmărit analiza condițiilor de răcire a plăcilor în timpul operației de călire atât în funcție de poziția jetului de apă față de suprafața plăcii, cât și în funcție de poziția suprafeței plăcii (sus-jos). Această analiză s-a efectuat prin trasarea curbelor de răcire pentru diferite condiții de răcire. Curbele de răcire au permis determinarea vitezelor de răcire.

Aceste experimentări s-au desfășurat în două etape. În prima etapă s-a urmărit înregistrarea variației temperaturii plăcii numai în două puncte, iar în a doua etapă în 8 puncte.

- **Mod de lucru și rezultate experimentale obținute în prima etapă de cercetare bazată pe analiza condițiilor de răcire în două puncte**

Într-o primă etapă s-au înregistrat curbele de răcire în două puncte din placă, utilizând un montaj, așa cum este prezentat în figura 1.25.

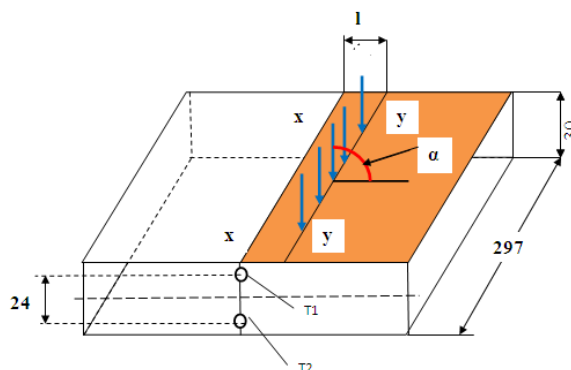


Fig.1.25. Montaj pentru înregistrarea curbelor de răcire cu două termocuple

La aceste determinări s-a utilizat o placă cu grosimea de 30 mm. Încălzirea plăcilor s-a realizat prin amplasarea unor elemente încălzitoare sub și deasupra plăcii.

În placă au fost practicate, în planul vertical notat cu $x-x$, două găuri pentru amplasarea termocuplelor T1 și T2. Aceste găuri cu diametrul de 5 mm și în capăt de 2 mm, în vederea poziționării cât mai precise a vârfurilor termocuplelor, au avut adâncimea de 90 mm și au fost practicate la distanțe de 12 mm, de la planul orizontal de simetrie a plăcii (la 3 mm de la suprafețele plane superior și inferior ale plăcii).

Linia $y-y$ reprezintă locul de incidență a jeturilor de apă, cu diferite înclinații (α).

Pentru această primă serie de determinări condițiile experimentale sunt prezentate în tabelul 1.40. În ultima coloană a tabelului sunt trecute valorile medii ale vitezelor de răcire pentru intervalul de temperatură 520-300°C.

Tabelul 1.40. Condițiile experimentale cu două termocuple

Nr.	Codul probei	Înclinația jetului de apă- [°]	Distanța între liniile $x-x$ și $y-y$ l [mm]	Viteza de răcire [°C/sec]
1	1	90	0	92; 16
2	3	30	0	183
3	4	15	30	34; 351
4	5	15	0	25
5	6	45	0	24

Curbele de răcire obținute cu termocuplul 1 (T1) sunt prezentate în fig.1.26.

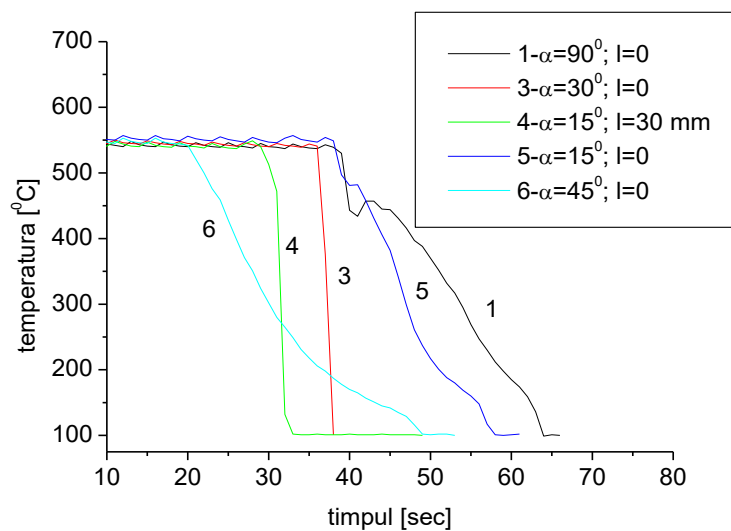


Fig. 1.26. Curbe de răcire înregistrate cu termocuplul T1

În figurile 1.27 și 1.28 sunt prezentate curbele de răcire înregistrate în punctele T1 și T2 pentru probele 3 și 4 la care vitezele de răcire în punctul T1 au fost maxime.

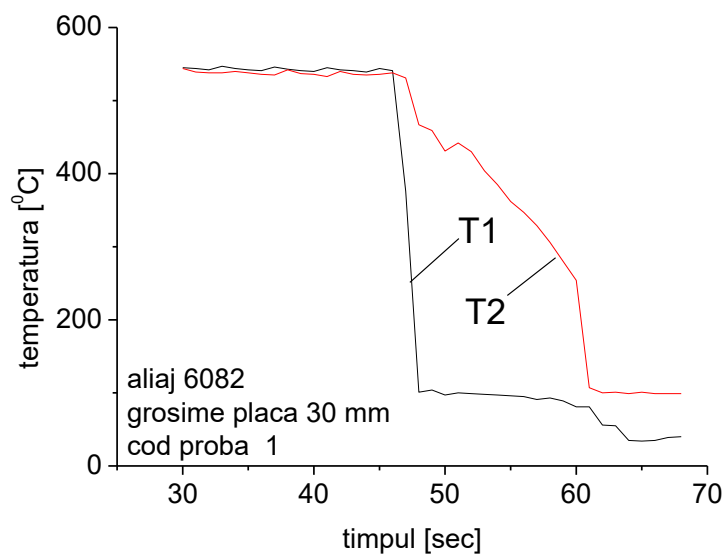


Fig. 1.27. Curbele de răcire înregistrate cu termocuplele T1 și T2 la proba 3

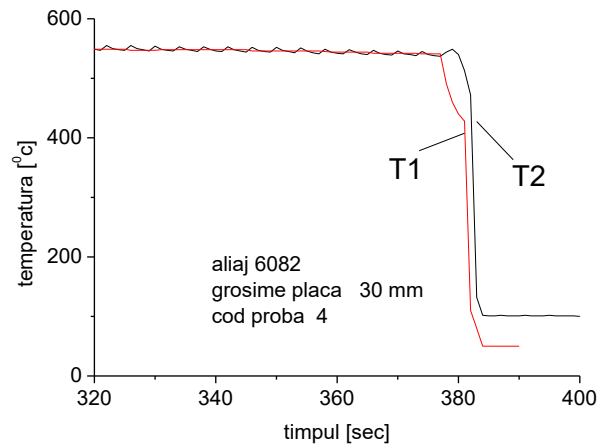


Fig. 1.28. Curbele de răcire înregistrate cu termocuplele T1 și T2 la proba 4

- Analiza condițiilor de răcire în opt puncte
- **Mod de lucru și rezultate experimentale obținute în etapa a doua de cercetare - bazată pe analiza răcirii în opt puncte.**

În etapa a doua de experimentări s-a utilizat montajul din figura 1.29 în vederea înregistrării curbelor de răcire.

- Distanța între termocuplele T1-T2-T3-T4, respectiv T5-T6-T7-T8 în plan orizontal a fost de 50 de mm. Aspectul fizic al acestui montaj este redat în figurile 1.30- 1.32. Programul experimentărilor este redat în tabelul 1.41.

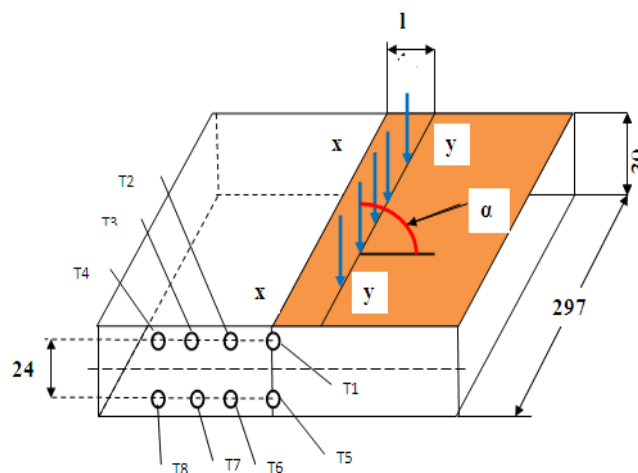


Fig.1.29. Schema montajului pentru înregistrarea curbelor de răcire cu opt termocuple



Fig. 1.30. Montajul pentru înregistrarea variației temperaturii în timpul încălzirii



Fig. 1.31. Aspectul ecranului aparatului înregistrator.

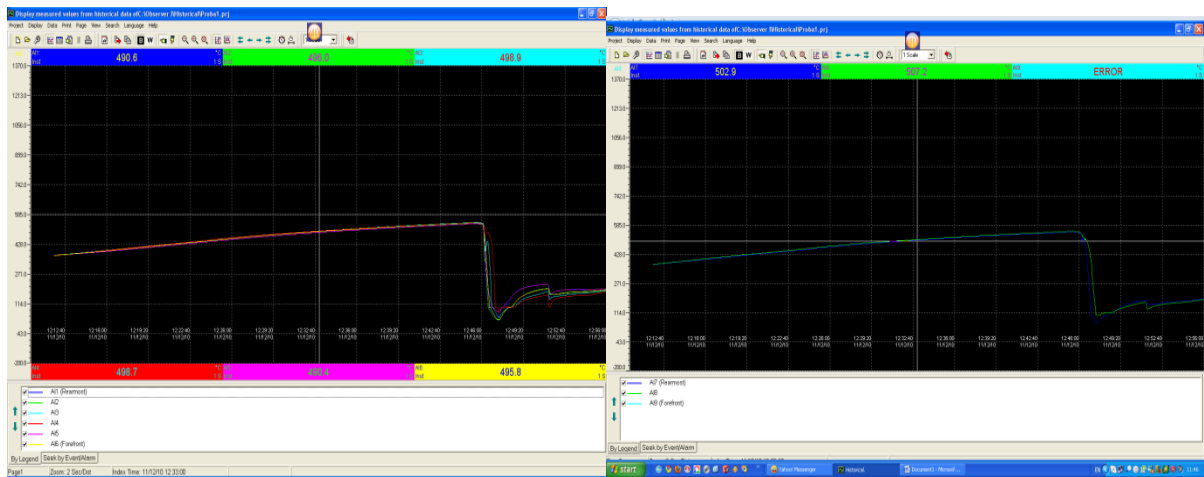


Fig. 1.32. Montajul pentru înregistrarea variației temperaturii în timpul răcirii

Tabelul 1.41. Condițiile experimentale cu opt termocuple

Nr.	Codul probei	Înclinația jetului de apă- [°]	Distanța între liniile <u>x-x</u> și <u>y-y</u> l [mm]
1	1	45	0
2	2	30	30
3	3	30	0
4	4	15	30
5	5	15	0
6	6	0	0

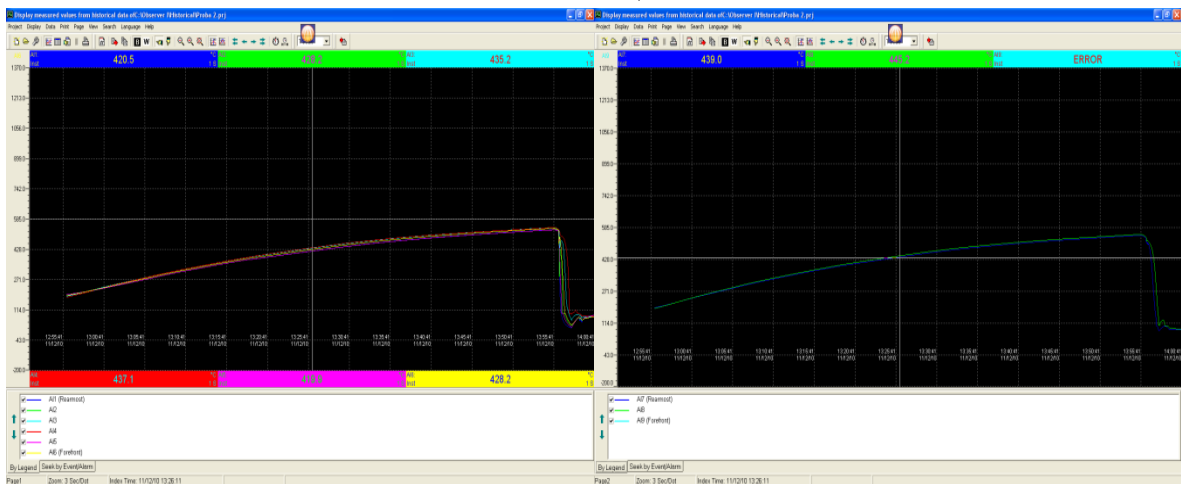
Aspectul curbelor de răcire direct pe ecranul aparatului de înregistrare a lor este redat în figurile 1.33-1.38. În aceste figuri cu A1-A8 s-au notat canalele de înregistrare a temperaturilor măsurate de cele 8 termocuple.



A1-A6

A7,A8

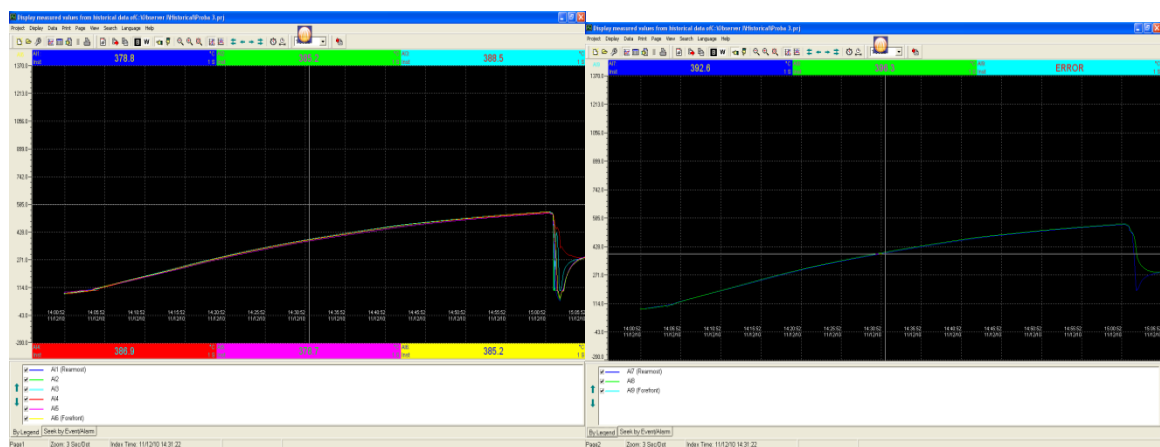
Fig.1.33. Curbele de variație a temperaturilor pentru proba 1



A1-A6

A7,A8

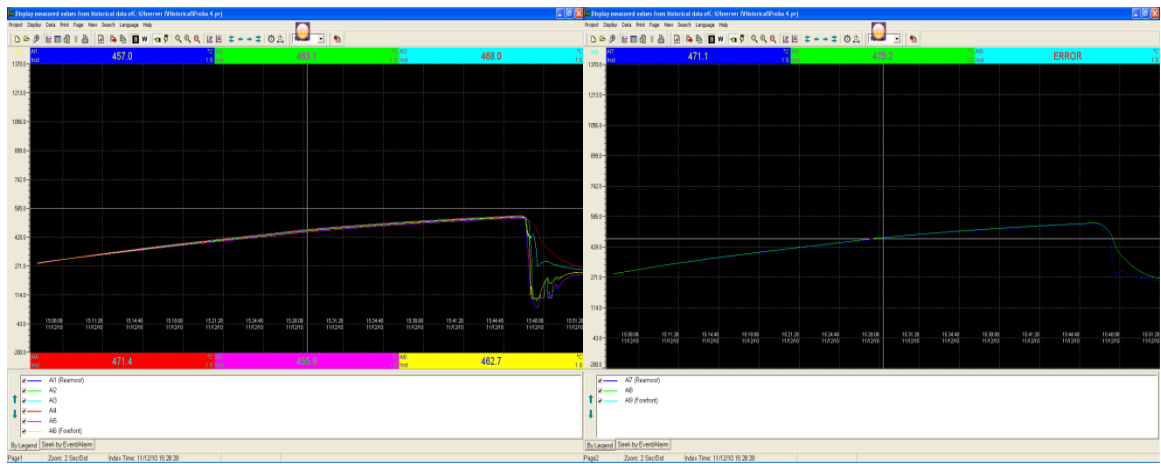
Fig.1.34. Curbele de variație a temperaturilor pentru proba 2



A1-A6

A7,A8

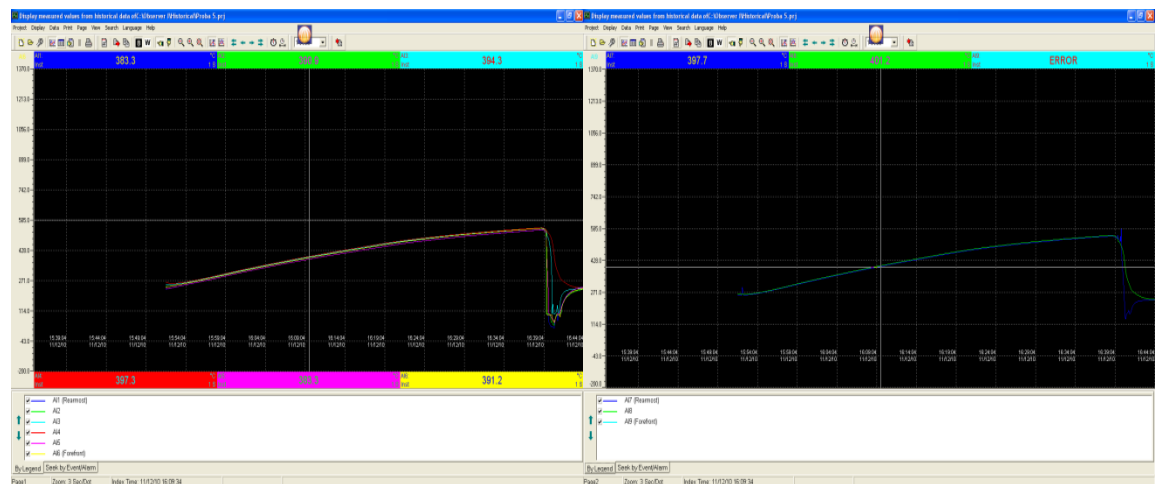
Fig.1.35. Curbele de variație a temperaturilor pentru proba 3



A1-A6

A7,A8

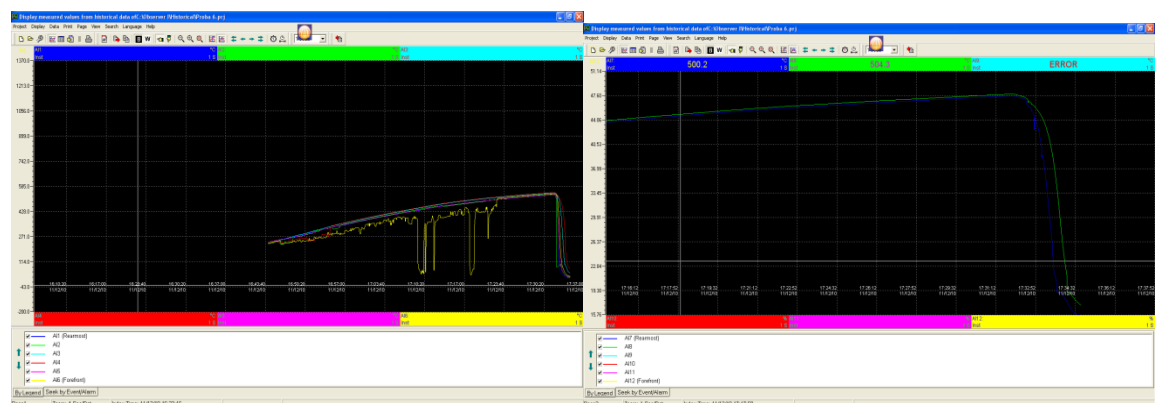
Fig.1.36. Curbele de variație a temperaturilor pentru proba 4



A1-A6

A7,A8

Fig.1.37. Curbele de variație a temperaturilor pentru proba 5



A1-A6

A7,A8

Fig.1.38. Curbele de variație a temperaturilor pentru proba 6

Pentru o interpretare mai corectă a curbelor de răcire din baza de date a sistemului de înregistrare a lor s-au importat în EXCEL datele, doar pe un interval de timp suficient pentru a se putea pune în evidență efectiv răcirea în punctele din placă precizate în montajul din figura 1.32. Aspectul acestor curbe este redat în figurile 1.39-1.44. În aceste figuri notațiile A11-A18 corespund pozițiilor celor 8 termocuple de înregistrare a temperaturilor din montajul prezentat în fig.1.32.

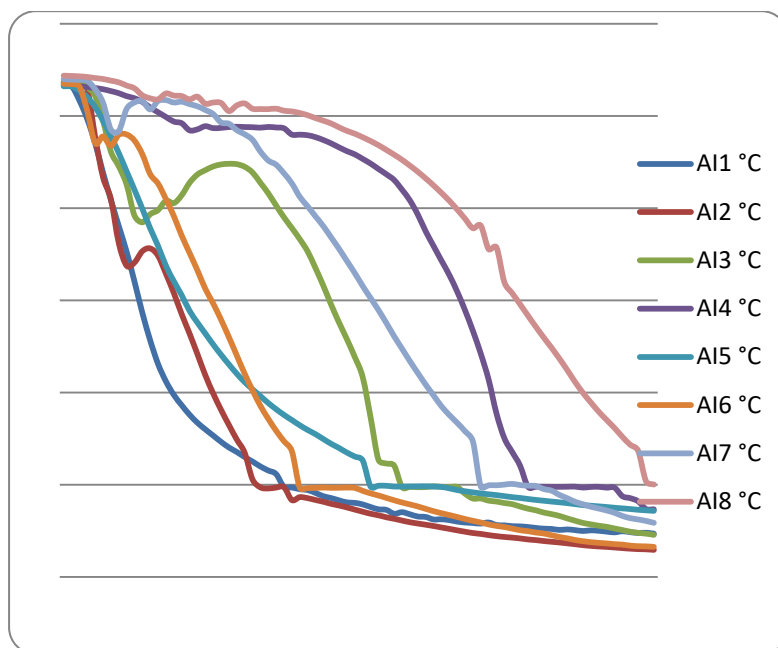


Fig.1.39. Curbele de variație a temperaturilor la răcire pentru proba 1

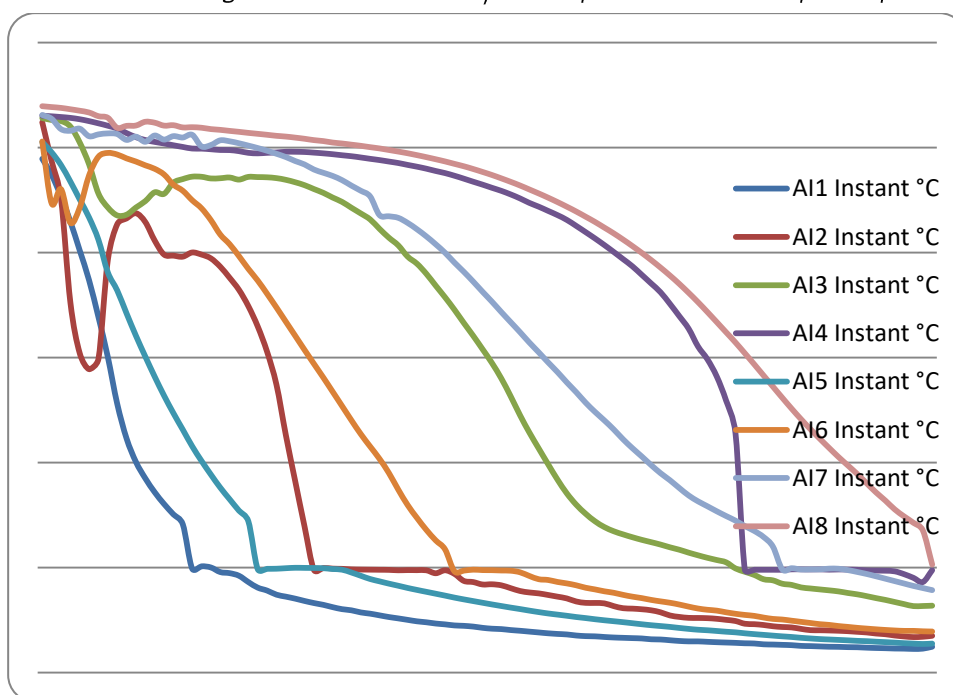


Fig.1.40. Curbele de variație a temperaturilor la răcire pentru proba 2

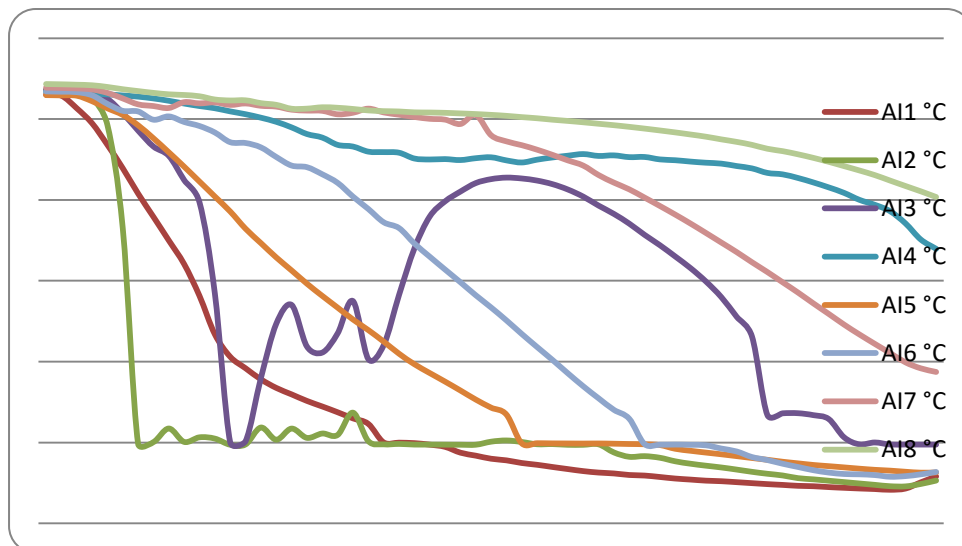


Fig.1.41. Curbele de variație a temperaturilor la răcire pentru proba 3

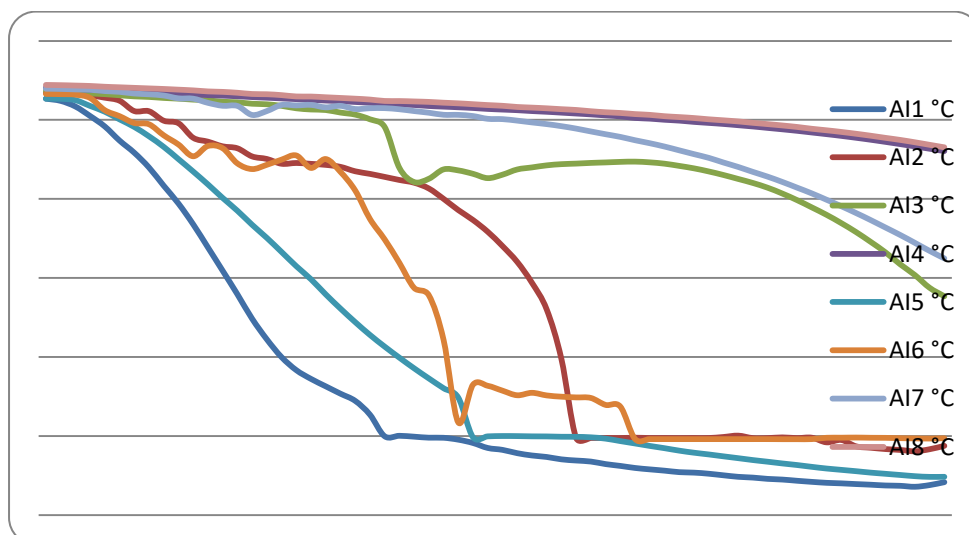


Fig.1.42. Curbele de variație a temperaturilor la răcire pentru proba 4

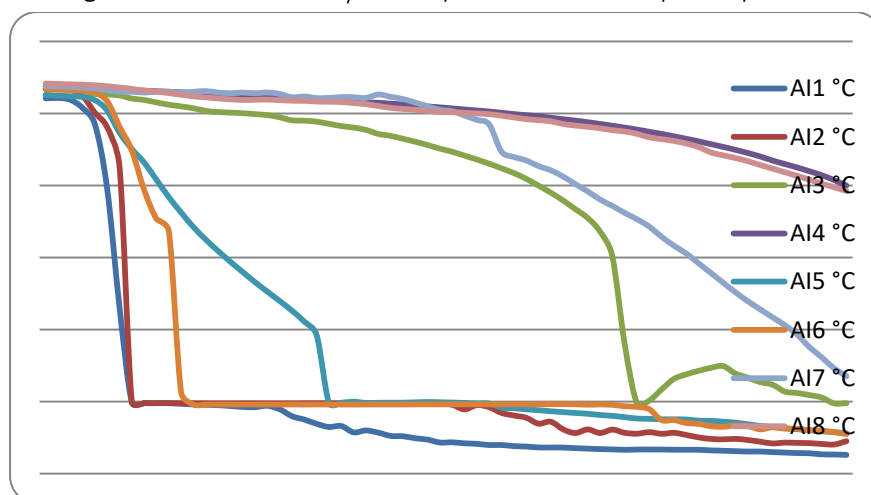


Fig.1.43. Curbele de variație a temperaturilor la răcire pentru proba 5

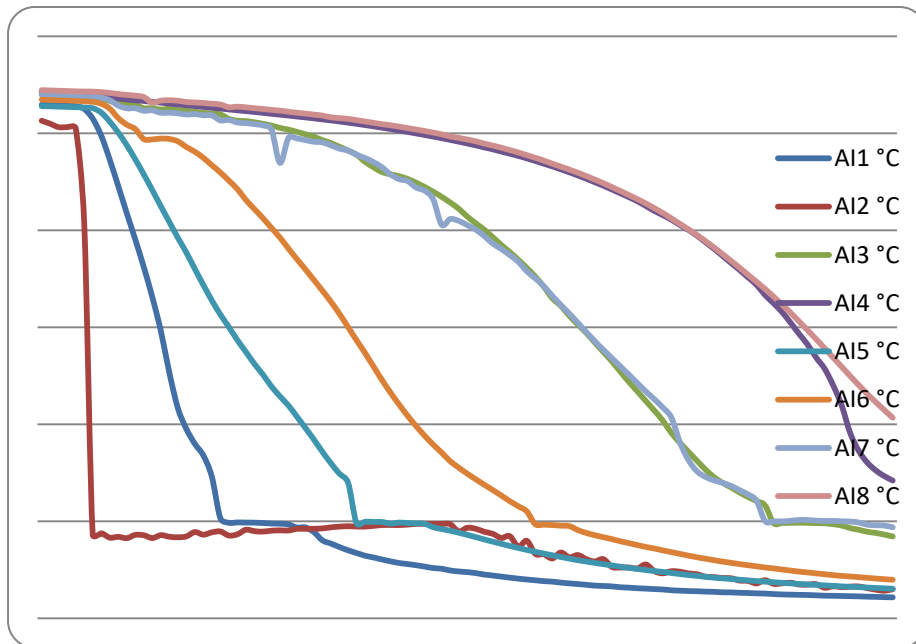


Fig.1.44. Curbele de variație a temperaturilor la răcire pentru proba 6

Din analiza curbelor înregistrate experimental în cadrul acestei etape de cercetare se desprind următoarele concluzii:

a) la răcirea cu jet de apă pe suprafața superioară a plăcii este favorizată apariția unei pelicule de vapori ce reduce viteza de răcire locală. Așa se explică spre exemplu poziționarea curbelor, în cazul probei 6 (fig 38), din care se observă că la o anumită distanță de punctul de incidență a jetului de apă proiectat vertical pe suprafața plăcii viteza de răcire e mai mare decât în punctul de incidență. Pentru termocuplul montat în poziția 2 : AI2 viteza de răcire este mai mare decât pentru termocuplul montat în poziția 1 :AI1.

b) unghiul de incidență a jetului are un rol foarte important asupra vitezei de răcire. Proiectarea jetului sub un anumit unghi determină o curgere relativ laminară a apei pe suprafața plăcii și astfel se asigură o viteză de răcire mai mare. Din acest motiv, în toate cazurile în care jetul a avut o anumită înclinare față de verticală, vitezele de răcire au fost mai mari;

c) conductibilitatea termică relativ ridicată a aliajului nu asigură totuși un transfer termic suficient pentru uniformizarea vitezelor de răcire în material. Se poate observa că pe distanțe relativ mici (50mm în plan orizontal și 24mm în plan vertical) se obțin variații destul de însemnate ale vitezelor de răcire. Aceasta reflectă faptul că asemenea diferențe pot fi mai însemnate în cazul real al plăcilor.

Evidențierea și mai bună a efectul unghiului de înclinare a jetului de răcire, respectiv al zonei de incidență a acestuia asupra vitezei de răcire, este reprezentată comparativ prin

curbele de răcire obținute în punctele 1 și 5 pentru cele șase cazuri studiate (fig.1.45 și 1.46). În acest caz notațiile AI1-1÷AI1-6-6 și AI5-1÷AI5-6 reprezintă curbele pentru termocuplele 1 și 5 în cele 6 cazuri studiate.

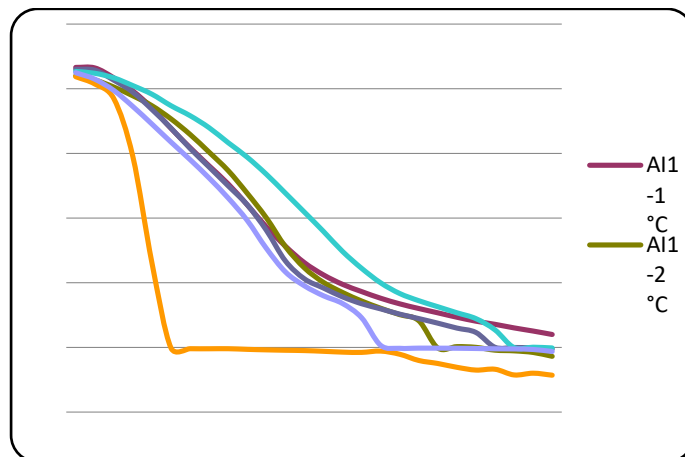


Fig.1.45. Comparație curbe de răcire în punctul 1

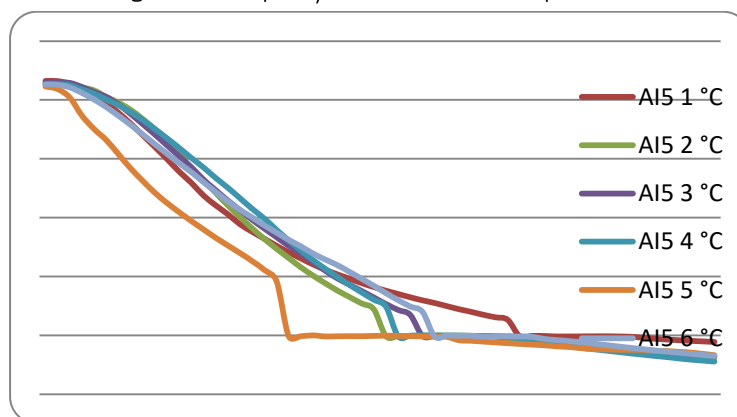


Fig.1.46. Comparație curbe de răcire în punctul 5

Pentru fiecare din aceste puncte se confirmă vitezele mai mari de răcire în cazul înclinării jetului de apă. Cea mai mare viteză de răcire s-a realizat în cazul unui unghi de 15° față de verticală. Concentrarea curbelor de răcire din punctul 5 arată rolul conductibilității termice a materialului în proces. Deși punctul 1 se află doar la 24 mm de punctul 5, apar diferențe mari între vitezele de răcire în anumite condiții, acestea se estompează odată cu deplasarea pe verticală în material.

- ***Studiu prin modelare pentru determinarea coeficientului de schimb de căldură între jetul de apă și placă***

Pentru simulare s-a utilizat un soft specializat în analiza transferului de căldură, conceput și realizat la Universitatea Transilvania din Brașov. Geometria plăcii utilizată la

simulare a fost exact cea a plăcii utilizată în cercetările experimentale. Prin simulare s-au trasat mai multe curbe de răcire în punctul de montare a termocuplului 1, utilizând valori diferite pentru coeficientul de schimb de căldura dintre apă și placă (coeficient global). Suprapunând curbele teoretice cu cele experimentale s-a putut determina valoarea acestui coeficient în diferite situații experimentale și efectul factorilor studiați asupra lui.

Date termodinamice folosite la simulare sunt prezentate în tabelul 1.42.

Tabel 1.42. Datele termodinamice utilizate la simulare - aliaj 6082

Simbol	Mărime	Unitate de măsură	Valoare
T_{sol}	Temperatura de solidificare	$^{\circ}C$	575
T_{lic}	Temperatura de lichefiere	$^{\circ}C$	650
c_p	Căldura specifică	$J\ kg^{-1}\ K^{-1}$	894
a	Coeficient de expansiune/dilatație termică	$\mu m\ m^{-1}\ K^{-1}$	23.1
r	Densitate	$kg\ m^{-3}$	2710
$1s$	Conductivitate termică în stare solidă	$W\ m^{-1}\ K^{-1}$	180

Discretizarea plăcii în elemente unitare și a timpului în unități au fost:

- diviziune spațiu $dx = dz = 0.001\ m$
- diviziune timp $= 0.002s$

Temperaturile luate în calcul au fost:

- temperatura inițială a plăcii $= 540\ ^{\circ}C$
- $T_{apa} = 22^{\circ}C$
- $T_{ambiat} = 20^{\circ}C$.

În tabelul 1.43 sunt prezentate câteva valori ale temperaturilor calculate în punctul 1, alături de valori ale temperaturilor măsurate în același punct la unghiurile de înclinare a jetului de 15° , respectiv de 0° .

Tabelul 1.43. Valori calculate și măsurate ale temperaturilor în punctul 1 din placă

Timp	Simulare alfa-30000	Simulare alfa-10000	Simulare alfa-5000	Măsurat P1 -<15grd	Măsurat P1 -<0grd
	°C	°C	°C	°C	°C
1	540	540	540	484.9	525
2	278	400	459	395.1	515
3	216	345	420	230.8	497.5
4	183	310	393	99	472.7
5	159	283	371	97.9	445.5
6	139	260	352	97.8	417.6
7	123	240	334	97.9	390.5
8	109	221	317	96.9	362
9	97	204	302	96.1	331.1
10	86	188	287	95.5	296.4
11	77	174	273	95	253.3
12	69	161	259	93.9	216.8
13	62	149	247	92.6	195.2
14	57	138	235	92.2	179.8
15	51	128	224	94.2	167.8
16	47	119	213	89.3	145.8
17	43	111	203	79.7	103.1
18	40	103	193	75	98.5
19	37	96	184	69.1	98.8
20	35	90	175	57.3	98.7

Curbele de răcire calculate sunt reprezentate în același grafic cu cele măsurate experimental, în fig.1.47. Din compararea lor se poate constată :

- valoarea coeficientului de schimb depinde de temperatura suprafeței plăcii;
- valoarea coeficientului de schimb depinde de unghiul de incidență a jeturilor;
- pentru unghiul de 15° valoarea medie a coeficientului de schimb e apropiată de 30000 $W m^{-1}K^{-1}$, în timp ce pentru unghiurile de 0° dar și pentru cele de 30° și 45° valoarea medie a coeficientului de schimb e mai apropiată de 5000 $W m^{-1} K^{-1}$.

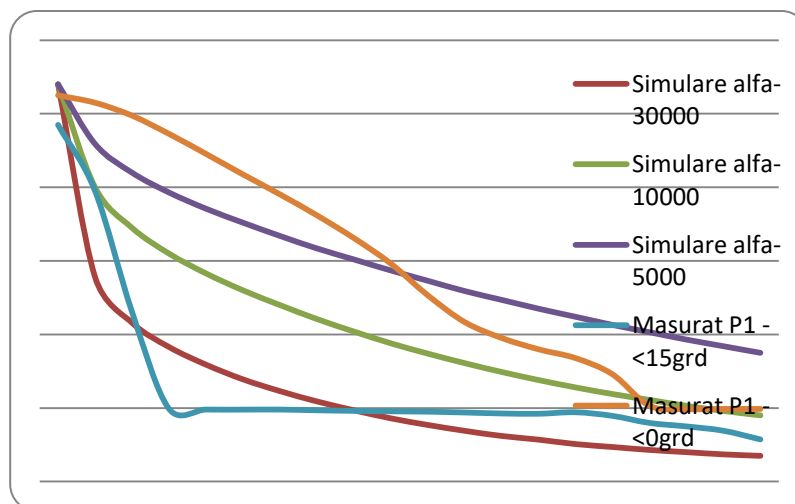


Fig.1.47. Aspectul unor curbe de răcire calculate alături de unele experimentale în punctul 1 din placă

În urma cercetărilor experimentale și a analizelor de date efectuate în cadrul acestor cercetări se pot face următoarele afirmații:

- structura plăcilor călite prezintă neuniformități importante atât în privința conținutului în diferiți constituenți (Mg_2Al) cât și referitor la dimensiunea grăunților. Aceste diferențe determină zone specifice în plăci, respectiv zone marginale și zone mediane. Având în vedere faptul că la călire nu are loc un proces de recristalizare fazică, diferențele sunt o consecință a operațiilor tehnologice anterioare (inclusiv încălzirea în vederea călirii) prin care se obțin plăcile;
- diferențele structurale se asociază cu importante diferențe ale unor proprietăți fizice ale plăcilor cum ar fi coeficientul fizic de dilatare α (contractie), așa cum s-a evidențiat prin studiul de dilatometrie. În consecință la răcirea din timpul călirii, zonele marginale ale plăcilor se comportă diferit față de zonele mediane ale acestora în privința variației dimensionale, fapt cauzator de tensiuni interne și deformații;
- produsul de tip placă, chiar în cazul unor structuri omogene, prezintă viteze de răcire diferite în condițiile de lucru industriale. Prezența «efectului de capt» în zonele marginale ale plăcii, determină o viteză de răcire mai intensă în acestea decât în zonele mediane. Rămânerea în urmă la răcirea a zonelor mediane față de zonele marginale determină stabilizarea în urma călirii a unor tensiuni de întindere în zonele mediane și de compresiune în cele marginale. Acestea duc în final la deformații;
- variația dimensională a plăcilor în urma călirii, determinată pe zone distincte (marginale respectiv mediane), scoate în evidență mecanismul de apariție a tensiunilor termice;

- din studiul realizat s-a putut constata că lungimea plăcilor nu influențează evident valoarea tensiunilor, respectiv a variațiilor dimensionale calculate procentual;
- în cadrul cercetărilor realizate în această etapă pe aliajul 6082 s-a constatat că variațiile maxime dimensionale au apărut la plăcile de grosime 50mm, la care de altfel și diferențele între valorile coeficientului fizic de dilatare între diferite zone ale plăcii sunt maxime. Aceasta dovedește faptul că tensiunile interne determinate de neuniformitățile structurale se adaugă celor de natură termică;
- cercetările de laborator privind călirea plăcilor au scos în evidență importanța unghiului de incidență a jetului de apă de răcire asupra vitezei de răcire a plăcilor;
- în condițiile de lucru industriale există diferențe clare între vitezele de răcire ale plăcilor de pe cele două fețe: superioară și inferioară. Acestea determină viteze de răcire diferite care împreună cu factorii menționați anterior contribuie la generarea tensiunilor și deformațiilor în plăci;
- studiile prin modelare realizate au pus în evidență diferențele mari ce pot să apară între diferite condiții de răcire. Astfel coeficientul de transfer termic dintre placă și mediul de răcire poate varia în limite foarte largi de la $5000 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ la $30000 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$. Rezultă de aici importanța controlării cât mai precise a condițiilor de răcire, astfel încât să se realizeze viteze de răcire cât mai uniforme în toate zonele plăcilor;
- conductibilitatea termică a materialului din plăci nu poate contribui esențial la egalizarea vitezelor de răcire. Cu toate acestea transferul de căldură în plăci din zona ieșită imediat din cuptor spre zona de răcire cu apă poate fi important în regimul staționar al procesului.

1.4. Cercetări privind tratamentul termic al pieselor din titan și din aliaje de titan

Titanul și aliajele de titan reprezintă o altă direcție spre care a fost îndreptată atenția cercetărilor subsemnatei – direcție pentru care cercetările sunt demarate și care urmează să fie dezvoltată în viitor având în vedere aplicabilitatea tot mai extinsă a acestor aliaje. În acest sens menționez cercetările în curs de desfășurare la proiectul POC-A1-A1.2.1-D-2, Cod SMIS: 104809 "Metoda inovativă pentru funcționalizarea suprafețelor implanturilor dentare cu scopul îmbunătățirii osteointegrării".

Aceste material, prin proprietățile fizice și chimice pe care le prezintă, ca și prin proprietățile largi de aplicare a tratamentelor termice și tratamentelor de suprafață, se bucură de un rol deosebit în practica industrială.

Cercetările efectuate până în prezent au avut ca bază un aliaj de titan des utilizat în industrie din clasa Ti-Al. Condițiile de lucru și rezultatele sunt prezentate în continuare.

1.4.1. Cercetări privind influența temperaturii de călire asupra proprietăților aliajelor de titan

Prin proprietățile sale deosebite titanul s-a impus ca un metal prețios în multiple domenii de activitate; densitatea mică, rezistența mecanică mare, proprietățile termice și chimice favorabilele-au adus în atenția atât a cercetărilor, cât și a industriei. De asemenea, o mare importanță practică o prezintă și existența a două forme alotropice (hexagonal compactă) și (cubică cu volum centrat); multe din aceste caracteristici sunt îmbunătățite prin elaborarea de aliaje. Principalul element de aliere este aluminiul, dar se utilizează în aceleași scopuri Mo, V, Mn, Zr, Cu, Ta, etc.[46,47].

Compoziția structurală a aliajului de titan poate să fie monofazică α , monofazică β sau bifazică $\alpha + \beta$. În aliajele binare, dar în special în cele polinare se creează structuri complexe care prezintă în plus numeroși compuși intermetalici. De asemenea, elementele de aliere stabilizează sau măresc domeniul de existență a unei faze sau alta. Astfel, aluminiul stabilizează faza α , iar ca elemente β -stabilizatoare se amintesc V, Mo, Cr. Faza β este mai dură, cu o rezistență mecanică mai mare, iar faza α mărește plasticitatea și dizolvă unele impurități care ar mări fragilitatea aliajului. Cele mai răspândite aliaje de titan sunt cele bifazice caracterizate printr-o bună deformabilitate la cald, sudabilitate, prelucrabilitate mecanică.

Existența formelor alotropice oferă reale posibilități de modificare a unor caracteristici mecanice prin tratamente termice. Aliajele bifazice prezintă multiple transformări în stare solidă bazate pe transformarea $\alpha \rightarrow \beta$ ca și de formarea unor faze solubile; ca urmare devine posibilă aplicarea tratamentelor termice de călire și revenire sau călire și îmbătrânire.

Călirea se poate face din domeniul monofazic α sau bifazic $\alpha + \beta$, având loc transformarea de tip martensitic $\alpha \rightarrow \alpha'$. În cazul aliajelor de titan se pot obține din soluția solidă prin călire mai multe tipuri de martensită.

Figura 1.48 ilustrează transformările la călire în cazul diagramelor cu transformare eutectoidă și respectiv fără transformare eutectoidă.

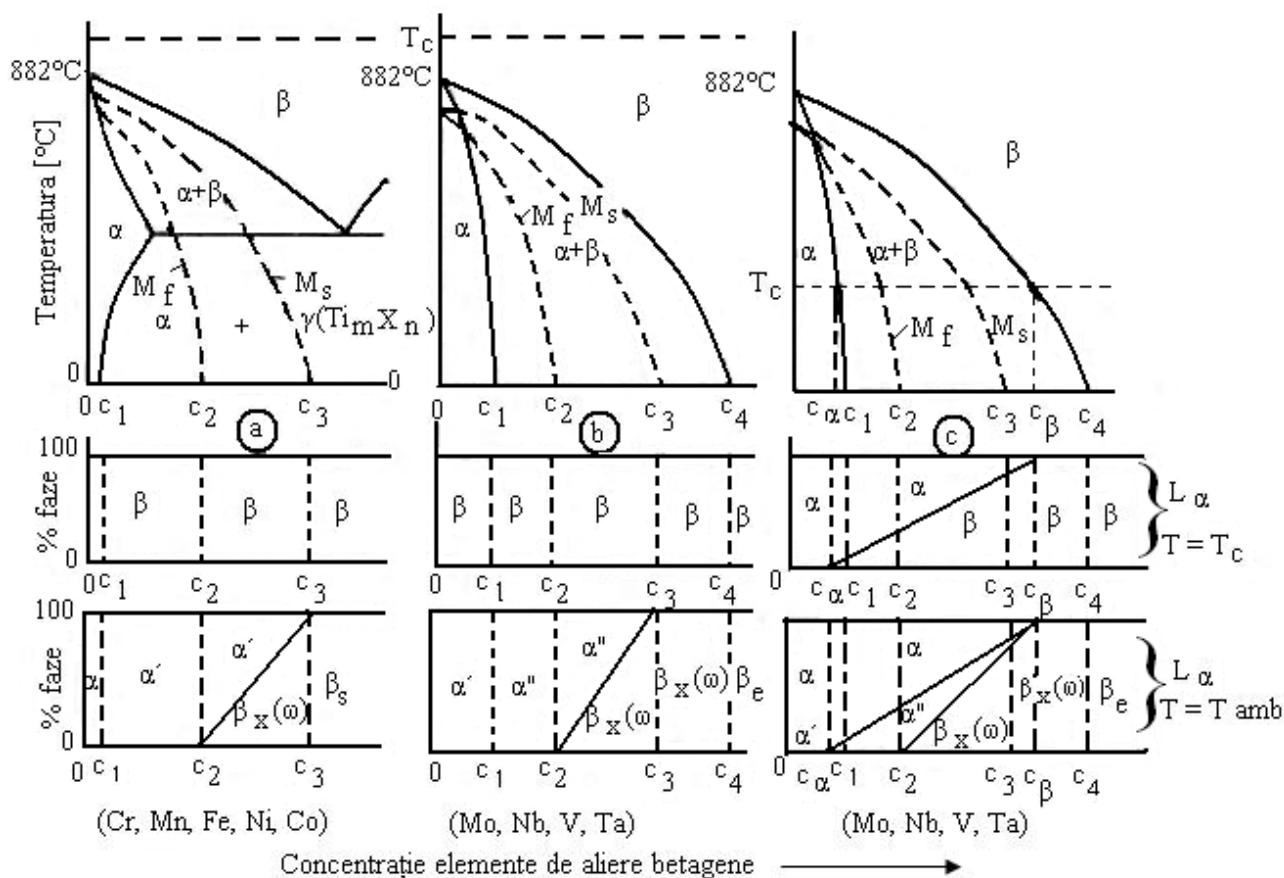


Figura 1.48. Călirea aliajelor de titan-aluminiu pentru cazurile: a) diagramă de echilibru cu transformare eutectoidă și călire din domeniul monofazic β ; b) diagramă de echilibru fără transformare eutectoidă și călire din domeniul monofazic β ; c) diagramă fără transformare eutectoidă și călire din domeniul bifazic $\alpha+\beta$ (călire intercritică) [27], [47]

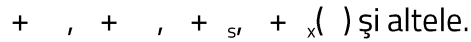
Sub diagramele de echilibru din figura de mai sus sunt reprezentate diagramele de faze la temperatura T_c de călire și respectiv la temperatura ambiantă după călire, T_{amb} .

După cum s-a mai arătat, în funcție de felul aliajului pe bază de titan se pot obține după călire mai multe feluri de structuri de tip martensitic și anume: [27,46,47]

- soluție solidă suprasaturată în elemente betagene; are o rețea hexagonală deformată. Din punct de vedere structural are aspectul acicular și are o duritate ce crește cu concentrația în elemente de saturație;
- soluție solidă cu rețea rombică. Duritatea ei este mai mică decât cea a fazei β ;
- soluție solidă suprasaturată (instabilă în timp); astfel în rețeaua cubică cu volum centrat apar zone coerent legate de ea, dar cu rețea cristalină hexagonală. Această fază nou formată se notează cu $\beta_x(\omega)$ sau β_s . Transformarea parțială $\beta_s \rightarrow \beta_x(\omega)$ fragilizează aliajul (îmbătrânire naturală stadiul I);

- uneori la viteze mari de răcire, faza δ se conservă la temperatura ambiantă: δ sau în funcție de concentrație;

La aliajele bifazice ($\delta + \alpha$) supuse călirii intercritice se obțin structuri de tipul:



- Revenirea și îmbătrânirea artificială

La încălzirea aliajelor de tip δ călite în structura acestora au loc procese de descompunere de tipul:



Temperatura de încălzire influențează în mod sensibil cinetica și amploarea transformării, astfel:

- la temperaturi joase 200...300°C, particulele δ nou formate sunt fine și uniform repartizate – duritatea este puțin influențată. Cu creșterea temperaturii, particulele δ cresc prin coalescență, iar duritatea scade ușor până la cca 600°C.

La încălzirea aliajelor fără transformare eutectoidă (de tip δ) încălzirea poate produce transformări de tipul:



Aceste transformări sunt asemănătoare stadiului II al îmbătrânirii și conduc la creșterea durității, respectiv la scăderea tenacității.

Tot durificarea produce și transformarea:



Dacă însă temperatura de încălzire crește la valori mai mari de 450...500°C are loc transformarea:



atingându-se astfel stadiul al treilea al îmbătrânirii, cu scăderea durității și creșterea rezilienței.

În concluzie, aliajele cu eutectoid se supun tratamentului termic de călire și revenire (cu scăderea durității la revenire), iar la aliajele fără eutectoid li se aplică tratamentul termic

de călire și îmbătrânire artificială; la acestea, durificarea se produce la îmbătrânire (stadiile I și II) și respectiv înmuiera la stadiul al III-lea al îmbătrânirii artificiale.

Încercările experimentale s-a utilizat un aliaj din sistemul Ti-Al cu utilizări atât în industrie, cât și la implanturi și anume Ti6Al4V, a cărei compoziție chimică standardizată și respectiv efectivă este indicată în tabelul 1.44[47].

Tabelul 1.44. Compoziția chimică [47]

Tip aliaj	Felul indicației	Compoziția chimică, [%]									
		Al	V	Fe	C	N	O	H	Elemente reziduale		Ti
									fiecare	total	
Ti6Al4V	după AS9100	5,5-6,75	3,5-4,5	≤0,4	≤0,08	≤0,05	≤0,2	≤0,015	≤0,1	≤0,4	rest
	măsurată	6,23	4,10	0,19	0,02	0,02	0,19	0,003	<0,1	<0,4	rest

În tabelul 1.45 sunt prezentate unele caracteristici de rezistență furnizate de firma producătoare (aliajul în stare de livrare).

Tabelul 1.45. Caracteristicile materialului în stare de livrare [47]

Tip aliaj	Felul indicației	Rezistență la rupere R [MPa]	Rezistența la curgere $R_{0,2}$ [MPa]	Alungirea la rupere [%]	Gătuirea la rupere [%]	Duritatea, [HRC]
Ti6Al4V	AS9100 ISO 14001	>895	>828	10	25	-
	experimental	1030	953	20	54	33

Aliajul în stare de livrare (recoaptă) se încadrează în tipul + . Probe din acest material au fost supuse unor operații de tratament termic, în condiții diferite de temperatură și timp, pentru a pune în evidență modificări structurale ca și în privința unor caracteristici mecanice.

În tabelul 1.46 sunt prezentate tratamentele termice efectuate experimental, respectiv rezultatele pentru duritate și reziliență.

Tabelul 1.46. Tratamente termice și proprietăți [47]

Material	Călire				Revenire				
	Temp [°C]	Mediu răcire	Durit. [HRC]	Reziliența KCU [J/cm ²]	Temp [°C]	Durata [min]	Mediu răcire	Durit. [HRC]	Reziliența KCU [J/cm ²]
Ti6Al4V	1020	N ₂ ventilat	53,46	37,17	-	-	-	-	-
					500	30	N ₂	58,13	46,33
					500	60	N ₂	54,99	48,12
	950	apă	54,90	32,41	-	-	-	-	-
					-	-	-	-	-
					500	30	aer	53,80	44,25
					500	60	aer	54,63	40,42
	850	apă	56,56	36,58	500	120	aer	56,00	41,66
					-	-	-	-	-
					-	-	-	-	-
Stare de livrare		42,56	55,30	-	-	-	-	-	

Observație. Călirea de la 1020°C s-a efectuat într-un cuptor cu vid, la fel și revenirile corespunzătoare. La celelalte variante încălzirea a avut loc în cuptoare de laborator cu atmosferă de aer.

Din cele prezentate mai sus se pot desprinde următoarele concluzii:

- aliajul de titan Ti6Al4V, aliaj cu structură de echilibru bifazică, permite aplicarea de tratamente termice cu modificări structurale importante;
- aliajul Ti6Al4V este sensibil la modificarea parametrilor termici și temporali de tratament termic;
- transformările structurale și ale caracteristicilor mecanice au loc și în urma încălzirilor ulterioare călirii; transformările produse sunt specifice celor de îmbătrânire artificială. Temperaturile care delimitează stadiile transformărilor sunt în limitele 450...550°C;
- tratamentele termice aplicate aliajelor + trebuie să aibă drept scop principal obținerea de reziliențe cât mai mari raportate la un anumit nivel al celorlalte caracteristici mecanice.

1.4.2. Tratamente termice destinate măririi rezistenței la uzare

Pentru determinările experimentale am ales ca material tot aliajul Ti6Al4V [45] a cărei compoziție chimică este prezentată în tabelul 1.47.

Din acest material s-au făcut epruvete care au fost supuse tratamentelor termice cu parametrii de tratament și valorile proprietăților rezultate prezentate în tabelul 1.47.

Tabelul 1.47. Tratamente efectuate și rezultate obținute [45]

Nr.crt.	Tip aliaj	Tratament aplicat	Parametrii tehnologici			Duritate [HRC]	Reziliență KCU [J/m ²]
			Temp. [°C]	Timp [min]	Mediu de răcire		
1	Ti6Al4V	Stare de livrare	-	-	-	42,56	55,30
2		Călire în cuptor cu atmosferă controlată	850	60	apă	53,46	36,58
3		Călire în vid	1020	90	Azot ventilat	56,56	37,17
4		Calire și revenire	500	60	aer	54,63	40,42
5		Călire în vid și revenire	500	30	aer	58,13	46,33
6		Călire, revenire și nitrurare	520	240	aer	844,56 (VH0,3)	-
7		Călire, revenire și nitrurare	540	240	aer	881,06 (HV0,3)	-

Probele astfel tratate au fost supuse testului de uzură pe dispozitivul prezentat în figura 1.49.



Fig.1.49. Tribometru Subtronic 25 Taylor Hobson Precision [45]

Testele au fost efectuate prin presarea unei sfere cu un diametru de 6 mm pe suprafață din probă, cu o forță de 10N, o viteză liniară de 10cm / s și o oprire după 5000 de ture.

Rata de uzură este asigurată direct după măsurarea suprafeței urmei de uzură cu ajutorul analizorului de suprafață al tribometrului, iar cu ajutorul unui soft specializat sunt redată rezultatele testului. În tabelul 1.48 sunt prezentate ratele medii de uzură ale probelor, provenind din tratamentele termice aplicate anterior.

Tabelul 1.48. Rata de uzură [45]

Nr. crt.	Tip aliaj	Tratament aplicat	Structura metalografică	Rata de uzură [10 ⁻⁶ cm ³ /N.m]
1	Ti6Al4V	Stare de livrare	$\alpha+\beta$	0,934
2		Călire în cuptor cu atmosferă controlată	$\alpha+\alpha'+\beta$	0,561
3		Călire în vid	$\alpha''+\beta_x+\omega$	0,729
4		Calire și revenire	$\alpha+Ti_mX_n+\beta$	0,472
5		Călire în vid și revenire	$\alpha+\beta_x+\omega$	0,314
6		Călire, revenire și niturare	azot	0,522
7		Călire, revenire și niturare	azot	0,336

În timpul seriei de încercări s-au efectuat și măsurătorile volumelor de material pierdute prin uzură, la diferite perioade de timp. Condițiile de testare au fost aceleași. Tabelul 1.49 și figura 1.50 prezintă acest aspect al procesului de uzură.

Tabelul 1.49. Pierderile de volum înregistrate [45]

Timp [min]	Pierderea de volum [10 ⁻⁶ mm ³]			
	Probă in stare de livrare	Probă călită de la 850°C	Probă călită de la 850°C si revenită la 560°C, 60 min	Probă călită de la 850°C si revenită la 500°C, 120 min
5	0,05553838	0,04801529	0,07312854	0,06000434
10	0,1319666	0,115608	0,1475726	0,1824015
15	0,2070887	0,1999108	0,1818821	0,150185
20	0,3082072	0,2079159	0,2743207	0,1758861
25	0,3866197	0,3643489	0,3383027	0,2352871
30	0,4385598	0,3898323	0,3658791	0,2675284
35	0,4730372	0,3924167	0,4068844	0,3590557

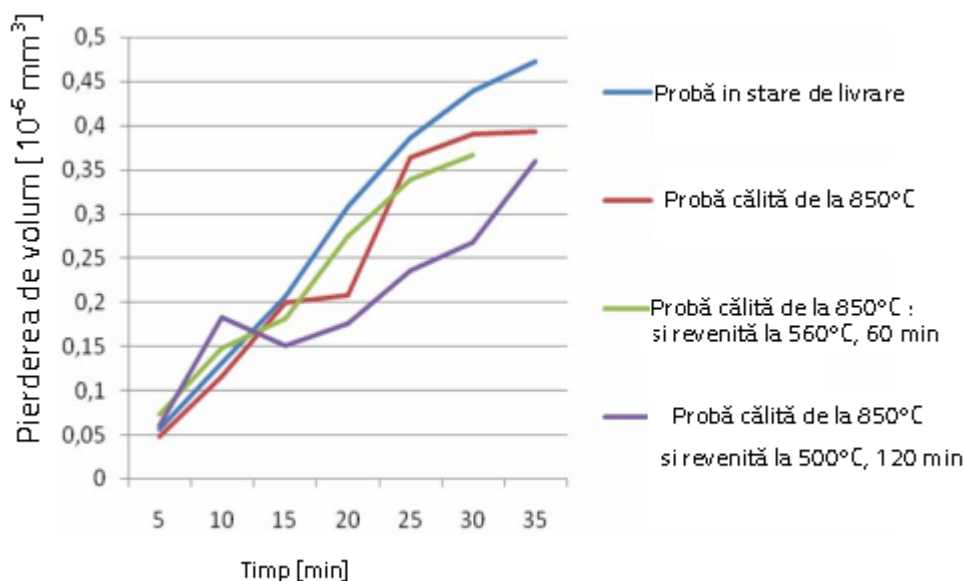


Fig.1.50. Variația pierderilor de masă în probele analizate [45]

Concluzii

În urma cercetărilor efectuate se constată diferențe notabile ale rezistenței la uzură în funcție de tratamentul aplicat.

O creștere a durtății și scăderea ratei de uzură pot fi obținute prin călire; recoacerea poate fi realizată pentru precipitarea fazei ; durtatea crește în continuare cu efecte favorabile asupra durabilității. Pot fi obținute rezultate bune și prin nitrurare. În toate variantele analizate rezistența este menținută relativ ridicată, cu efecte bune și asupra rezistenței la șocuri.

Testele experimentale au demonstrat capacitatea aliajelor de titan de a răspunde tratamentelor termice prin schimbări structurale – acest aspect permițând modificări ale unor caracteristici mecanice în funcție de necesități. S-a dovedit că există o corelație semnificativă între structură, proprietățile mecanice și rezistența la uzură.

De asemenea, s-a demonstrat că există avantaje ale tratamentului termic în vid, în special după recoacere, față de cel în aer sau atmosferă controlată. Tratamentul termochimic de nitrurare s-a dovedit a fi mai eficient la 540°C, când stratul nitrurat s-a dovedit a fi mai dur iar pierderea prin uzare mai mică.

1.4.3. Studii aplicative asupra aliajelor de titan tratate termic și utilizate în tehnica dentară

Implanturile dentare devin din ce în ce mai utilizate în practica stomatologică curentă. Această creștere a cererii a motivat producătorii să dezvolte varietăți de produs prin design,

dar și căutând materiale noi, utilizate pentru îmbunătățirea caracteristicilor suprafeței în vederea obținerii unei osteointegrări mai bune. Însă odată cu această creștere a utilizării implanturilor a crescut și numărul eșecurilor. Aceste eșecuri se datorează fie complicațiilor ulterioare tratamentului (peri-implantită), fie ruperii acestora în urma solicitărilor la oboseală, defectelor de material din care s-a realizat implantul sau din cauza unei erori de execuție la inserare. Pentru introducerea implanturilor dentare în practica clinică se fac printre alte determinări și foarte multe cercetări cu privire la biocompatibilitate. Problemele care țin de material, de structura acestuia, respectiv de proprietățile sale, sunt mai puțin studiate în literatura de specialitate, ele făcând obiectul de analiză al producătorilor.

Ruperea implanturilor dentare, respectiv durabilitatea acestora, este condiționată de proprietățile mecanice ale materialelor din care implanturile sunt făcute precum și de forțele care acționează asupra lor.

Din cauza secțiunii mici a implanturilor dentare forțele care se manifestă la nivelul implanturilor dentare au valori foarte mari și sunt foarte variate (de exemplu pentru forța de forfecare se ating valori maxime cuprinse între 200N și 3500N în funcție de poziționarea implantului în cavitatea bucală - ele scăzând de la molari spre incisivi). Forțele care solicită implantul dentar țin și de vârsta pacientului, localizarea anatomică, răspunsul țesutului osos, etc.

Din cauza faptului că forțele care acționează asupra implanturilor dentare nu se dezvoltă doar pe o direcție ci în toate direcțiile, solicitările la care sunt supuse implanturile dentare sunt deosebit de complexe. Pe un implant dentar apar în același timp mai multe tipuri de solicitări ca de exemplu: uzură, încovoiere, compresiune, oboseală, etc.

În contextul unui aparat dento-alveolar artificial, lipsit de elasticitate, un element de importanță capitală este ocluzia. Realizarea deficitară a lucrărilor protetice conduce la sporirea forțelor care descompunându-se, generează solicitări dinamice supradimensionate care în timp pot duce inclusiv până la pierderea implantului.

Materialele utilizate pentru implanturile dentare trebuie să prezinte caracteristici mecanice corespunzătoare solicitărilor și deformărilor cauzate de repetitivitatea forțelor care intervin în procesul de masticăție. Se apreciază că într-o perioadă normală de utilizare a unui implant dentar (10-15 ani) acesta este supus unui număr de peste 5.000.000 de solicitări. Pe lângă materialele utilizate la fabricarea implanturilor dentare, de o foarte mare importanță este și forma constructivă, respectiv designul implanturilor dentare; o proiectare corespunzătoare permite preîntâmpinarea situațiilor în care am avea solicitări mai mari decât rezistența materialului utilizat.

Tipurile de solicitări la care sunt supuse implanturile dentare sunt: compresiune, tracțiune, forfecare, răsucire, oboseală, vibrații, etc., solicitări care, dacă la rândul lor depășesc anumite valori critice, pot conduce la avarierea implantului.

Ruperea unui implant poate surveni în următoarele cazuri:

- fie în urma solicitărilor la care sunt supuse implanturile în urma procesului de masticație (atunci problemele apărute țin de materialul din care este făcut implantul sau de tehnologia de fabricație);

- fie în urma unei manipulări sau aplicării unei tehnici greșite de implantare (ruperea este cauzată de chirurg și nu ține de material în sine). Se cunoaște faptul că forța maximă care trebuie aplicată de implantolog la inserarea implantului este de 35N – măsurarea acesteia făcându-se precis cu ajutorul cheii dinamometrice calibrate. Depășirea acestei valori putând duce la distrugerea alveolei sau chiar la distrugerea implantului.

Tipurile de determinări efectuate sunt:

- analiza suprafeței de rupere și
- compoziția chimică în suprafața de rupere.

Implanturile rupte analizate provin de la diverși producători [49]. Spre exemplificare sunt prezentate doar două cazuri în care ruperea s-a produs din cauza unei tehnologii de tratament, de obținere deficitară (figurile 1.51-1.54).

Pentru implantul 1:

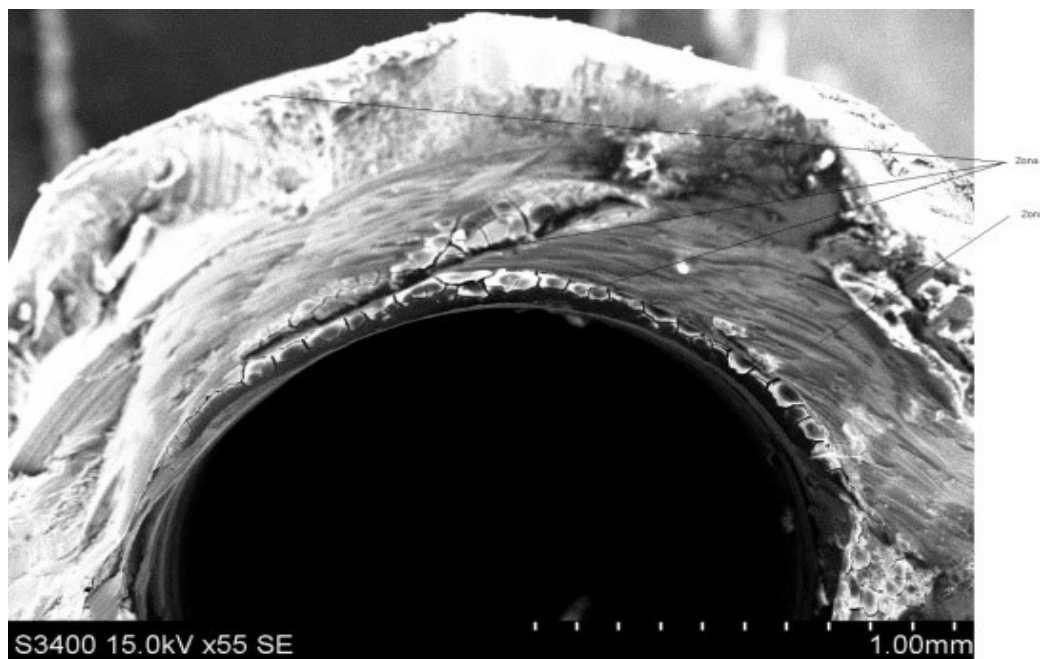


Fig.1.51. Analize SEM -implant1pe zona 1[49]

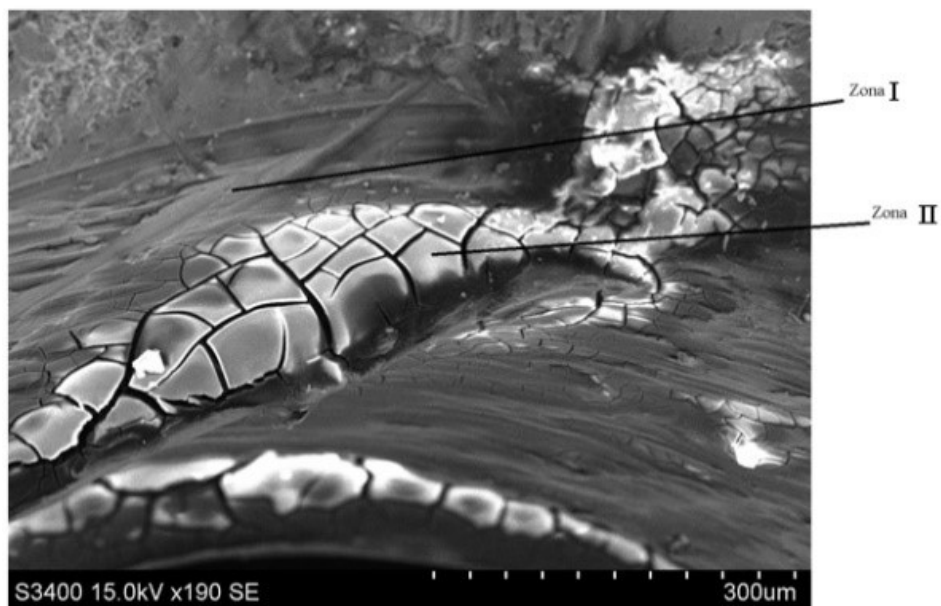


Fig. 1.52. Analize SEM -implant1pe diferpe zona 2 [49]

În figurile 1.51 și 1.52 se observă pe lângă neuniformitățile structurale și existența unor zone cu defecte (fisuri) intracristaline care pot fi amorse pentru inițierea și dezvoltarea ruperii ductile. Aceste defecte provenite în mod sigur din procesul de obținere a implanturilor reduc în mare măsură proprietățile lor mecanice făcându-le practic inutilizabile. În acest caz aspectul suprafeței de rupere este majoritar ductil (zona I), cu foarte mici zone de rupere fragilă (zona II).

Pentru implantul 2:

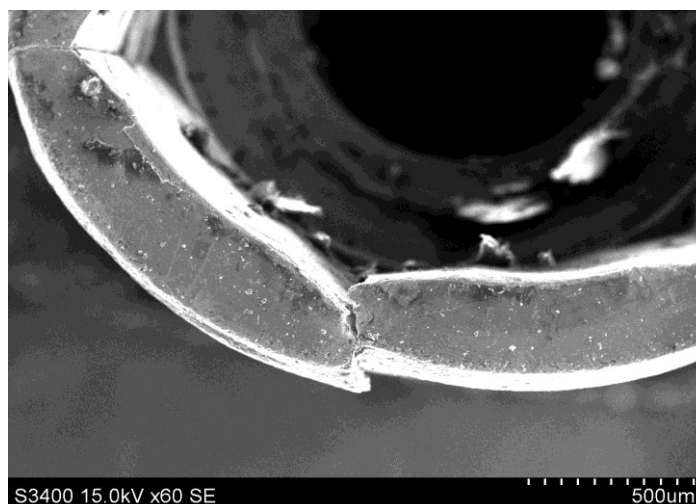


Fig. 1.53 Structuri SEM pentru implant 2 zona 1 [49]

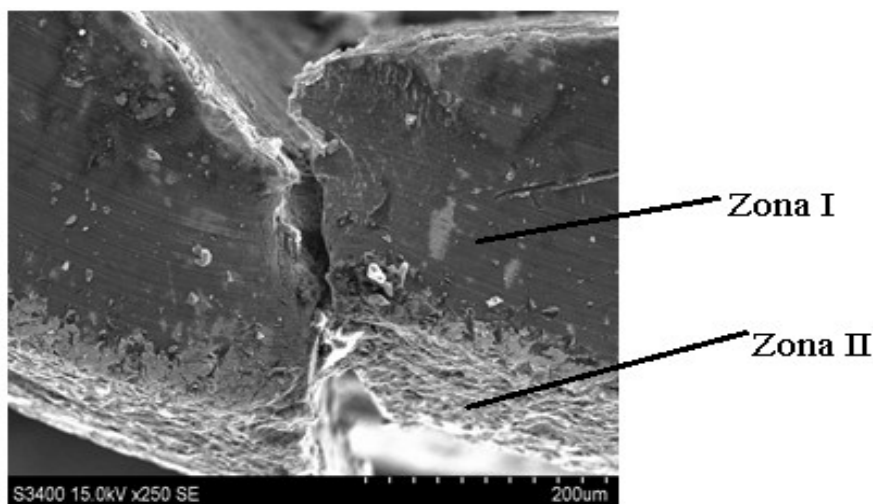


Fig. 1.54. Structuri SEM pentru implant 2 zona 2 [49]

În cazul acestui implant s-au constatat zone de fisuri și de rupere efectivă a materialului.

În figurile 1.53 și 1.54 se observă două tipuri distincte ale suprafeței de rupere:

- zone de tip I, în care suprafața de rupere are un aspect neted de alunecare, specific ruperilor la oboseală;
- zone de tip II în care suprafața de rupere are aspectul cristalin specific ruperii fragile intracristaline.

Prezența unor fisuri în colțurile hexagonului de la capătul implantului sugerează ideea că acestea s-au produs fie în procesul tehnologic de realizare a implantului, fie în etapele de inserare.

În zona de rupere transversală, suprafețele cu aspect de rupere ductilă sunt majoritare ca întindere. Aceasta este o dovadă a faptului că materialul are predominant acest comportament la rupere.

În anumite zone din material, unde există faze distincte cu caracteristici mecanice diferite, se realizează o distribuție - preluare inegală a tensiunilor interne rezultate din solicitările la care sunt supuse implanturile. În același timp, fiecare fază structurală se comportă la rupere în mod propriu (fragil sau ductil).

Ca urmare:

- existența de neuniformități structurale și existența unor zone cu defecte (fisuri) intracristaline ce pot fi amorse pentru inițierea și dezvoltarea ruperii ductile. Aceste defecte provin din procesele de fabricație a implantului, ele reduc proprietățile mecanice și contribuie la ruperea acestuia.

- prezența unor fisuri în colțurile hexagonului de la coletul implantului indică faptul că acestea s-au produs fie în procesul tehnologic de realizare a implantului fie, în etapele de inserare.

- neuniformitățile structurale ale materialului determină existența unor faze distincte cu caracteristici mecanice diferite care implică o distribuție și preluare inegală a tensiunilor interne rezultate din solicitările la care sunt supuse implanturile, producând în final ruperea acestora.

Concluzii generale

Capitolul 1 al lucrării a avut ca obiectiv studierea posibilităților de îmbunătățire a calității pieselor prin aplicarea de tratamente termice obișnuite (clasice - călire , revenire , îmbătrânire) dar și a unor variante de lucru inovative ale acestora (tratamente termomecanice, tratamente cu trepte izoterme, tratamente multiple, etc) . Aceste îmbunătățiri s-au urmărit a se obține prin depuneri de straturi dure, prin utilizarea fasciculului laser, tratamente termomecanice, flux de electroni, etc. S-au aplicat diverse operații de tratamente termice atât pe oțeluri de construcție cât și de scule.

Testarea rezultatelor s-a făcut prin procedee obișnuite, respectiv duritate, reziliență, microstructură. În mod special cercetările s-au orientat spre rezistența la uzare.

În urma studiilor experimentale s-a dovedit că se pot obține rezultate superioare celor obișnuite prin tehnologiile de tratament termic aplicate și descrise mai sus aplicând variante de lucru modificate.

În paralel s-au efectuat și cercetări asupra unor aliaje de aluminiu susceptibile de transformări structurale prin tratamente termice, cât și asupra aliajelor pe bază de titan.

Pentru verificarea rezultatelor obținute s-au efectuat și studii statistice bazate pe prelucrarea matematică statistică a datelor experimentale.

Cercetările efectuate au urmărit ca prin aplicarea tratamentelor termice studiate să se obțină o îmbunătățire a rezultatelor în sensul creșterii proprietăților mecanice, a duratei de viață a produselor, dar și în sensul creșterii eficienței economice (reducere de costuri, de manoperă și a duratei de fabricație).

2. TRATAMENTE TERMICE NECONVENȚIONALE APLICATE ALIAJELOR METALICE

Dezvoltarea științei și tehnicii din ultimile decenii, necesitatea de utilizare pe scară tot mai largă a resurselor de energie naturală, precum și cerințele de ecologizare a procedeelor de fabricație, din industrie și economie, a condus la studierea și dezvoltarea de noi surse de energie, și la căutarea și punerea la punct a noi tehnologii de fabricație. Astfel în ultimii ani capătă o răspândire tot mai mare tehnologii de tratament termic numite neconvenționale. Această denumire s-a acceptat deoarece implică atât procedee noi, cât și utilaje și aparatură speciale.

În acest context în activitatea de cercetare au fost abordate trei direcții de lucru orientate spre studiul a trei variante de tratamente termice așa zise neconvenționale:

- tratamentul termic al pieselor metalice în cuptoare solare (prin utilizarea energiei solare ca sursă de energie);
- tratamentul termic al pieselor metalice în câmp magnetic;
- tratamentul termic al pieselor metalice în câmp vibrator.

În continuare sunt prezentate o parte din rezultatele obținute până în prezent, în cadrul acestor cercetări cu mențiunea că cercetările sunt în continuare în derulare în cadrul unor proiecte europene precum și în cadrul unor proiecte de cercetare cu studenții în cadrul lucrărilor de licență și de masterat.

2.1. Utilizarea energiei solare la tratamentele termice ale oțelurilor de construcție

O preocupare personală care a început în anul 2014 odată cu primul proiect SFERA pe care l-am câștigat în calitate de director de proiect la PSA Almeria Spania și a continuat cu un al II-lea în 2016 la aceeași instituție este legată de utilizarea energiei solare la tratamentele termice, respectiv la tratamentele termice de suprafață.

Alegerea temei de cercetare a pornit de la ideea de realizare a unor tehnologii curate, adică acele tehnologii nepoluante care generează mai puține deșeuri, au consumuri de materiale și energetice minime, cu un impact cât mai redus asupra mediului și care prezintă riscuri ecologice reduse.

Acest concept acoperă mai multe aspecte atât ale activităților economice propriuzise, cât și ale domeniului protecției mediului.

Energia necesară tratamentelor termice aplicate produselor industriale poate fi de proveniență foarte diversă, de la arderea directă a combustibililor clasici (gazul metan,

petrolul), la variante multiple de conversie a energiei electrice în căldură (în rezistoare, prin inducție, arc electric, etc.). Pentru tratamentele de suprafață, pe lângă variantele clasice de încălzire cu flacără, cu arc electric și prin inducție electromagnetică, s-au dezvoltat tot mai multe variante de utilizare a plasmei și mai nou și a energiei solare [60,61,62]. Ca sursă practic inepuizabilă și în același timp total ecologică la obținere, energia solară a stat de mult timp în atenția cercetătorilor pentru a fi folosită la procesarea metalelor[63]. Pentru a se obține energia solară concentrată (CSE) aplicată pe suprafața pieselor tratate, s-au realizat multiple variante de cuptoare, cu performanțe diverse [64]. Această energie poate fi utilizată în scopuri multiple: pentru topiri și alieri de suprafață, pentru sudări și pentru tratamente termice.

Într-o primă etapă tema de cercetare a urmărit studiul posibilităților de procesare prin tratamente termice a pieselor metalice executate din oțel. În cazul oțelurilor cercetările au fost efectuate pe probe în general mici (diametre între 30-45 mm și lungimi între 1,5 – 100 mm) [64]. Acestea au demonstrat posibilitatea efectuării unor tratamente termice tipice (căliri superficiale ori de volum) aplicate cel mai adesea în condiții statice. S-a pus în evidență posibilitatea de a se obține structurile și proprietățile dorite în materialele tratate. De asemenea s-au evidențiat în același timp anumite avantaje pe care le are utilizarea energiei solare concentrate în acest scop. Cel mai important avantaj este viteza mare de încălzire a suprafețelor aflate sub expunerea spotului energiei solare concentrate, deci posibilitatea de a realiza tratamente termice și procesări termice de suprafață (superficiale) a pieselor cu astfel de dimensiuni în cuptoare verticale de încălzire cu energie solară concentrată.

Pentru aplicațiile industriale o mare importanță o prezintă utilizarea tehnologiilor curate prin folosirea energiei solare în condiții corespunzătoare cerințelor diverselor produse, ale căror proprietăți de exploatare se obțin prin tratamente termice. Din acest motiv în cadrul acestor cercetări s-a urmărit utilizarea tehnologiilor curate prin crearea unor adaptări tehnologice la un cuptor solar care să permită o legătură între modul de lucru și parametrii tehnologici la tratamentul termic (temperatură, viteze de încălzire și răcire), respectiv proprietățile finale (duritate). Pentru tratamentele efectuate în condiții statice și dinamice s-a utilizat un oțel 1.1730 (0,45% C; 0,30%Si; 0,70%Mn) din care s-au confecționat o serie de probe paralelipedice [64].

În cadrul cercetărilor experimentale efectuate în cadrul proiectelor menționate mai sus a fost utilizată instalația de captare a energiei solare de tip VSF 5 aflată în dotarea Platformei Solar Almeria, Spania. Energia captată, dirijată pe suprafața probelor, a determinat încălzirea acestora pentru efectuarea tratamentului termic. În figura 2.1 este

arătată reprezentarea schematică a cuptorului VSF5 [63, 64]. În mare, instalația (cuptor solar vertical cu energie concentrată) cuprinde următoarele părți constructive:

- heliostat - oglinda captatoare de raze solare, cu diametru foarte mare, care dirijează prin reflexie razele solare spre concentrator;
- concentrator - o oglinda parabolică sau sferică, care reflectă spotul de raze primit de la heliostat spre focarul instalației (cuptorul propriuzis);
- masa de lucru - pe care se aseaza probele supuse (încalzirii) încercărilor. Masa de lucru constă dintr-o placă de cupru răcită la interior prin circulația unui fluid de răcire (apă) așezată la rândul ei pe un suport din material refractar (fig 2.2);
- shutter - clapete de obturare, care prin rotire au rolul de a regla intensitatea radiației trimise de heliostat spre concentrator pentru a regla cantitatea de energie a spotului incident în focar, și în acest fel puterea instalației, respectiv viteza de încălzire.

Masa de lucru poate fi plasată în interiorul unei camere de lucru, care constă dintr-o incintă de sticlă închisă etanș în care se introduce un gaz neutru pentru protecție împotriva oxidării sau o altă atmosferă cu compoziție controlată (figura 2.3).

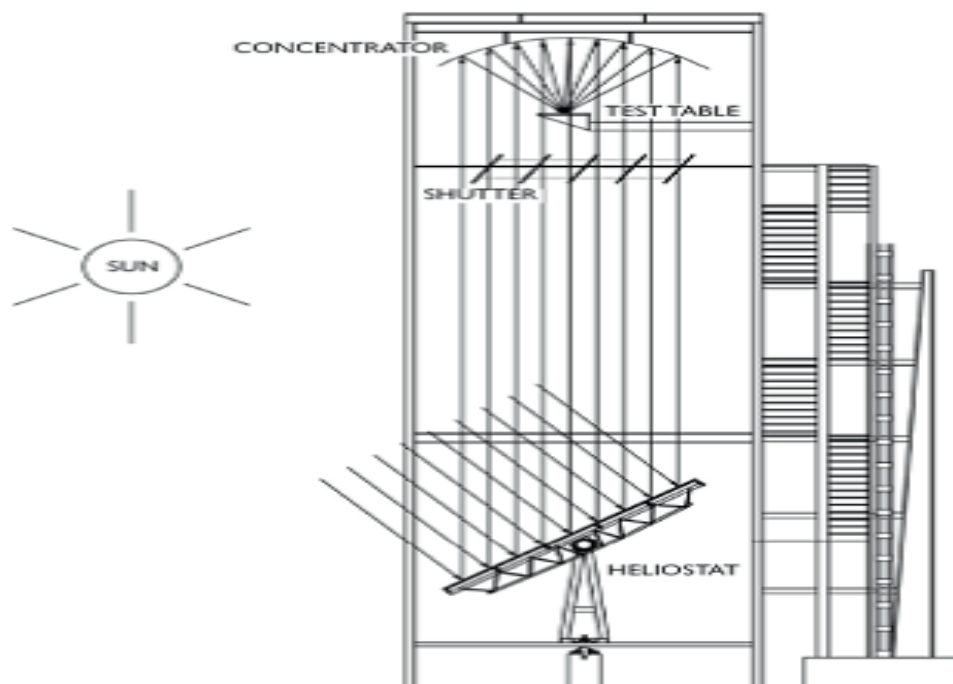
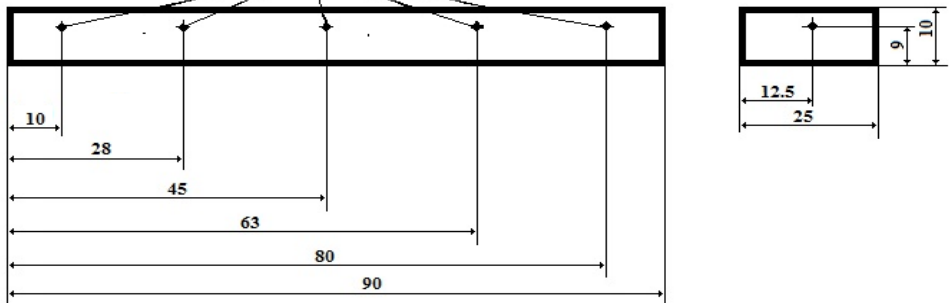
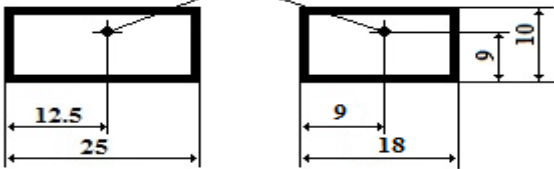
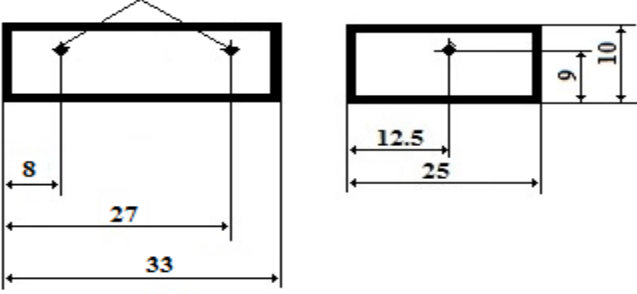
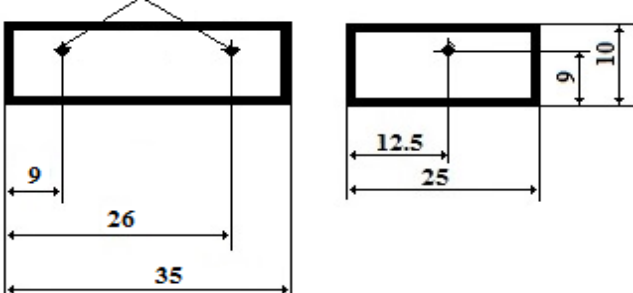
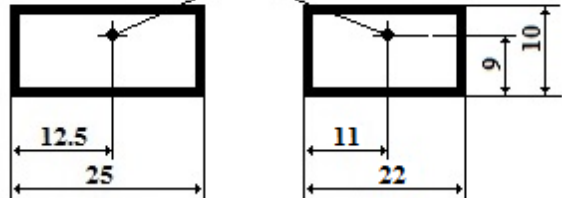
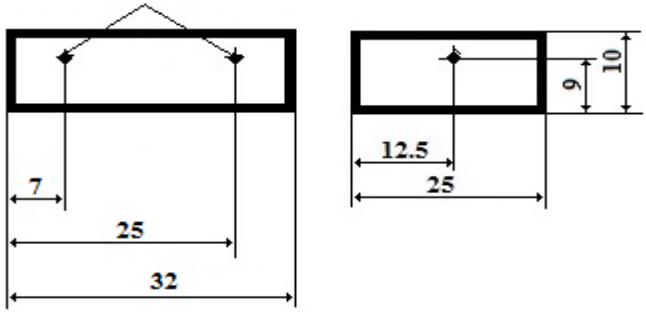
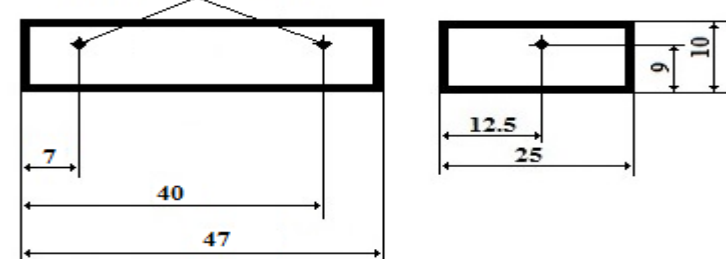
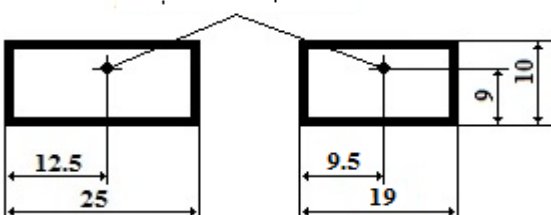
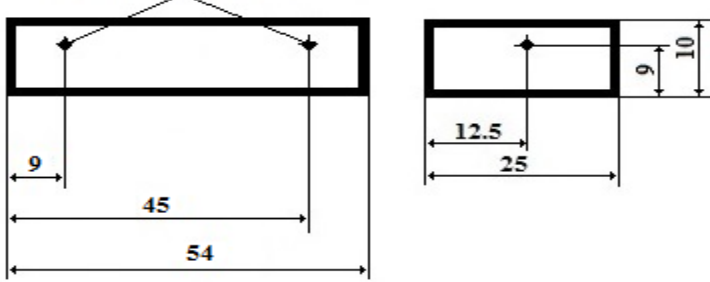
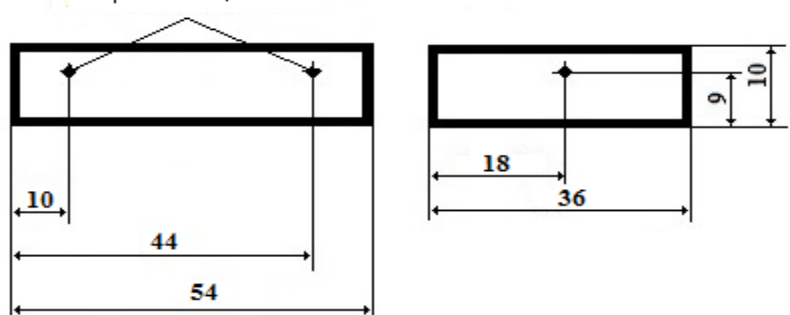


Fig2.1. Funcționarea schematică a cuptorului solar VSF5 (Plataforma Solar de Almería - CIEMAT, Spania) [63, 64]

Probele utilizate în studiu au avut forma și dimensiunile prezentate în tabelul 2.1.

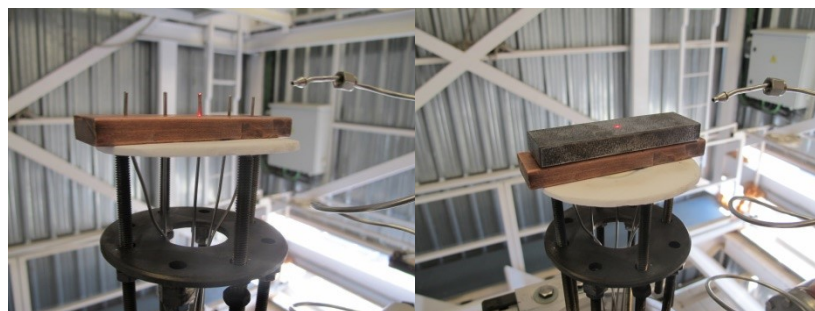
Tabelul 2.1. Forma și dimensiunea probelor [64]

Nr. Probă	Schemă probă și dimensiuni [mm]	Experiment
1,2	<p style="text-align: center;">-Poziția termocupurilor</p> 	Experiment nr.1
3	<p style="text-align: center;">Poziția termocupurilor</p> 	
4	<p style="text-align: center;">Poziția termocupurilor</p> 	Experiment nr.2
5	<p style="text-align: center;">Poziția termocupurilor</p> 	
6	<p style="text-align: center;">Poziția termocupurilor</p> 	Experiment nr.3

7	<p>Poziția termocupurilor</p> 	
8	<p>Poziția termocupurilor</p> 	
9	<p>Poziția termocupurilor</p> 	
10	<p>Poziția termocupurilor</p> 	Experiment no.4
11	<p>Poziția termocupurilor</p> 	

S-au efectuat 4 variante experimentale:

Experimentul 1, s-a efectuat cu probele 1 și 2 (tab.2.1) Probele s-au așezat în instalație așa cum se observă în fig.2.2b) pe un dispozitiv suport care conține ansamblul termocuplelor, redat în fig. 2.2a).



a)

b)

Fig. 2.2: a) zona de așezare a probelor în instalație. a) dispozitiv suport cu ansamblul termocuplelor, b) proba așezată pe dispozitivul suport [64]

Încălzirea a început la unul din capetele probei. Spotul de lumină s-a menținut pe poziție până când temperatura indicată de termocuplul zonei a atins valoarea de referință fixată (în jur de 930°C), menținerea prelungindu-se după acest moment încă 15 secunde. Apoi s-a început deplasarea spotului spre capătul opus al probei cu o viteză de 12mm/min. Odată spotul ajuns la celălalt capăt al probei, s-a menținut fix pe poziție până la atingerea temperaturii de referință. La 45 secunde după acest moment s-a început răcirea probei cu aer tehnic insuflat direct asupra acesteia prin dispozitivul special (vizibil în fig. 2.2).

Experimentul 2, s-a realizat cu probele 3,4 și 5 (tabelul 2.1) cu dimensiuni mai mici decât cele din experimentul anterior. În timpul încălzirii probelor s-a utilizat un sistem de protecție împotriva oxidării acestora (fig. 2.3.)

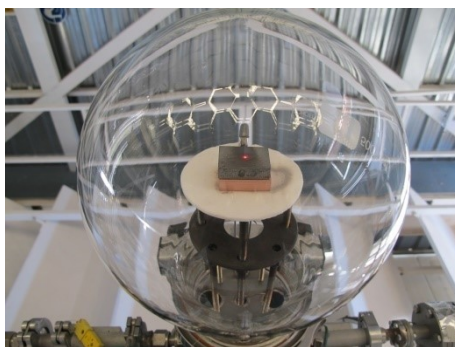


Fig.2.3. Montajul experimental pentru varianta 2 [64]

La probele 3 (cu un termocuplu) și 4 (cu doua termocuple) spotul de lumină s-a menținut fix pe poziția centrală a lor o durată de aproximativ 15 secunde după ce

temperatura indicată de termocuple a atins valoarea de referință (930°C). În cazul probei 5, încălzirea a început de la unul din capete cu menținerea spotului de lumină pe poziție încă 15 secunde după atingerea temperaturii de referință și deplasarea lui apoi spre celălalt capăt al probei cu o viteză de 12mm/min. Răcirea probelor s-a efectuat cu debit mărit de aer insuflat direct pe acestea.

Experimentul 3 s-a desfășurat în condiții similare din punct de vedere al încălzirii cu experimentul 2 (la probele 6 și 7 spotul de lumină s-a menținut fix pe poziția centrală, iar la proba 8 acesta a realizat încălzirea prin deplasare în mod similar cu încălzirea probei 5). Răcirea probelor încălzite s-a efectuat în acest caz prin pulverizarea unui amestec de Ar și apă direct pe acestea.

Experimentul 4 a necesitat o serie de ajustări constructive ale instalației. Suportul probelor s-a realizat în acest caz din două părți cu posibilitate de rotație în plan vertical astfel încât să permită căderea liberă a acestora într-o baie de răcire (fig.2.4). Pentru o protecție antioxidantă la încălzire s-a utilizat un mediu cu Ar insuflat continuu în zona probelor în timpul încălzirii lor. Baia de răcire a fost apă barbotată cu Ar. Încălzirea probelor s-a realizat în mod similar cu procedura din experimentele 2 și 3. La probele 9 și 10 spotul de lumină s-a menținut în poziție fixă (zona centrală a suprafeței superioare a probei), timp prelungit cu 15 secunde după atingerea temperaturii de referință. La proba 11, încălzirea a fost similară cu cea a probelor 5 din experimentul 2 și 8 din experimentul 3.

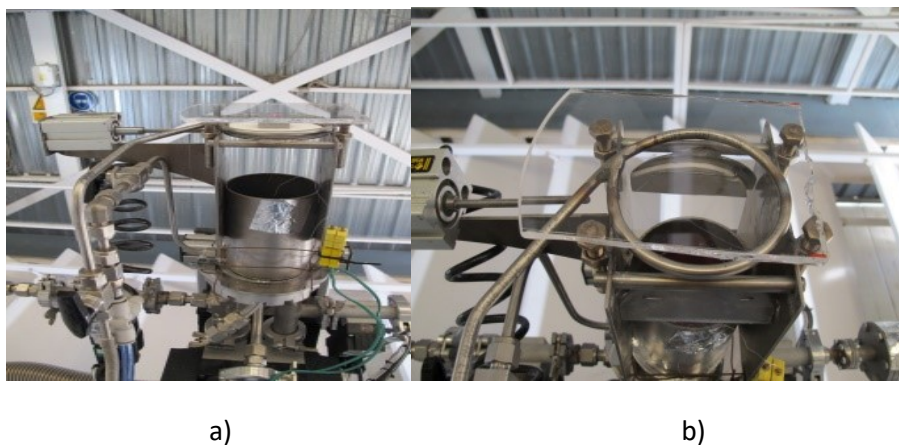


Fig. 2.4. Instalație adaptată pentru experimentul 4: a) montajul probei la încălzire; b) proba plonjată în bazinul de răcire cu apă barbotată cu Ar [64]

Pe probele astfel procesate s-au efectuat măsurători de duritate (HRC). Suprafețele probelor de formă paralelipipedică s-au notat și marcat cu indicatori similari cu cei utilizați în descrierile cristalografice (indici Miller).

Pe fiecare suprafață durițile s-au încadrat între anumite limite, acestea fiind redată pentru toate experimentele și probele din studiu în figurile 2.5-2.10.

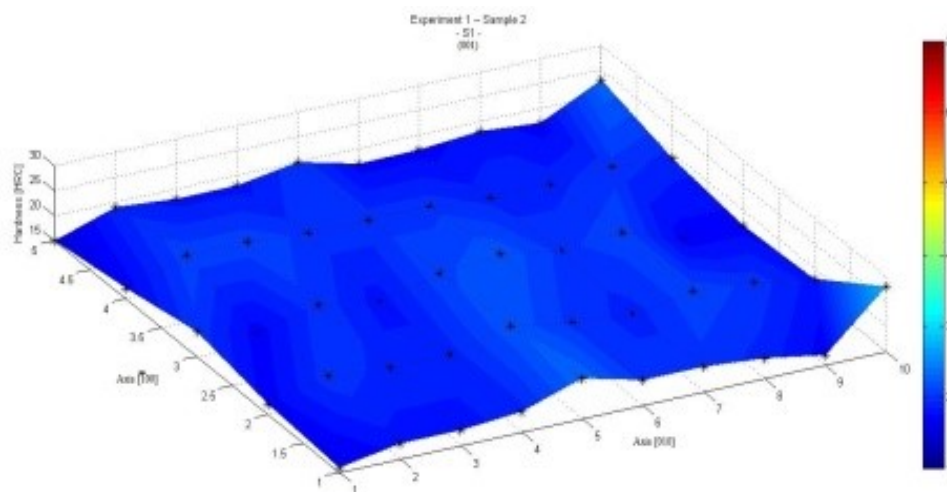


Fig.2.5. Distribuția duriților în suprafața încălzită a probei 2. Spotul luminos s-a deplasat pe axa [010], în zona mediană a suprafeței [64]

Analizând parametrii de lucru și rezultatele obținute putem spune ca acest tratament a fost de recoacere de omogenizare.

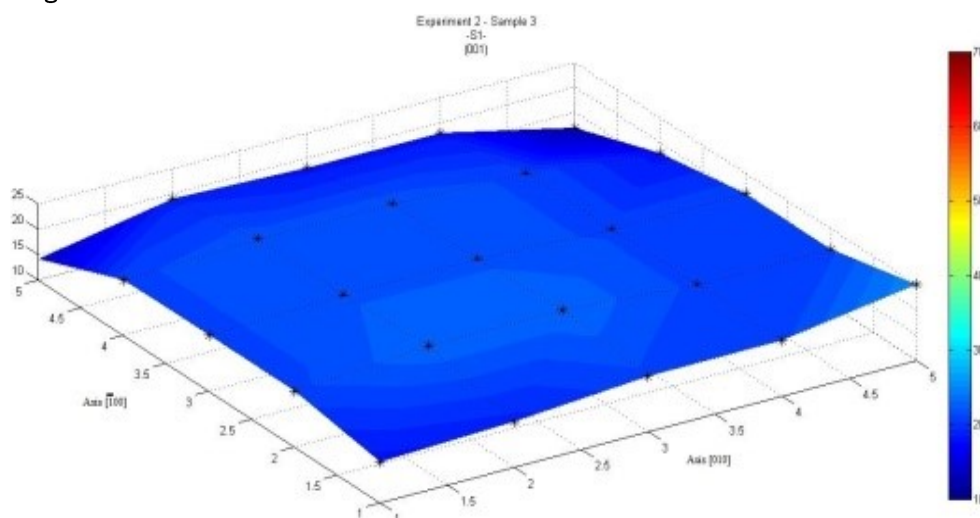


Fig. 2.6. Distribuția duriților în suprafața încălzită a probei 3. Spotul luminos s-a menținut fix în zona centrală a suprafeței probei [64]

La probele 3 și 4, încălzite prin menținerea spotului în poziția centrală, se poate presupune că zonele marginale ale probelor nu s-au încălzit suficient (în domeniul austenitic) pentru a fi supuse unui proces de tratament termic corect.

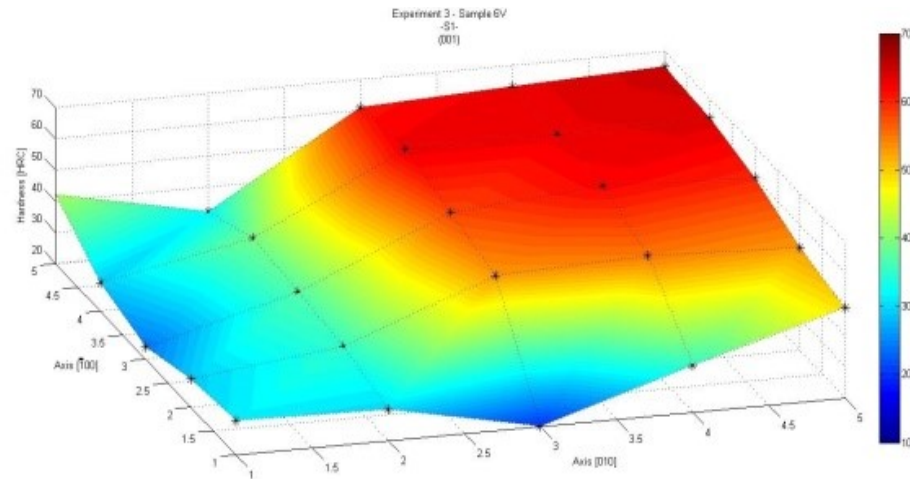


Fig. 2.7 Distribuția durițărilor în suprafața încălzită a probei 6. Spotul luminos s-a menținut fix în zona centrală a suprafeței probei [64]

Procedura utilizată în cazul experimentului 3 a determinat variații foarte mari ale vitezelor de răcire a materialului probelor în diferite zone ale acestora, datorită modului efectiv de impact dintre amestecul de Ar și apă pulverizat și probe. Aceasta a dus la variații în limite foarte largi ale regimului de tratament și în consecință a durițărilor obținute.

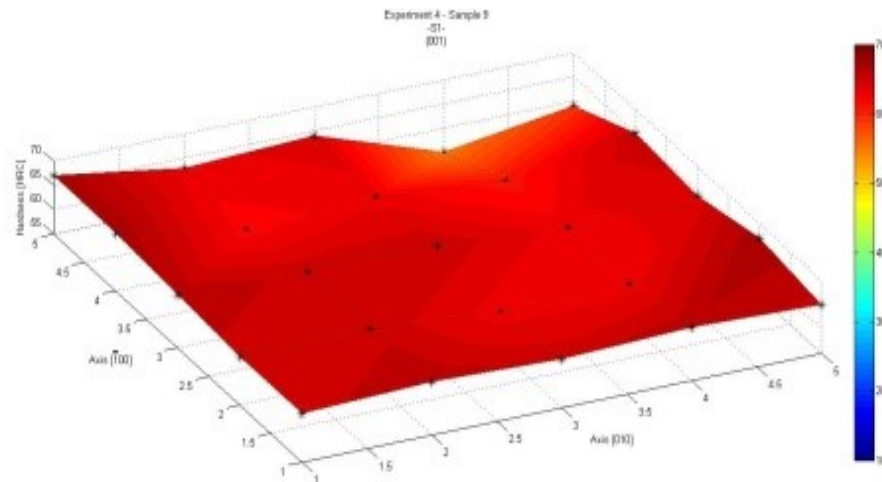


Fig. 2.8. Distribuția durițărilor în suprafața încălzită a probei 9. Spotul luminos s-a menținut fix în zona centrală a suprafeței probei [64]

Viteze suficient de mari pentru călire s-au realizat în experimentul 4. La proba 9 încălzită doar în zona centrală, fără deplasarea spotului, prin plonjarea ei în apă agitată cu Ar s-au obținut duriități tipice de călire în aproape tot volumul ei.

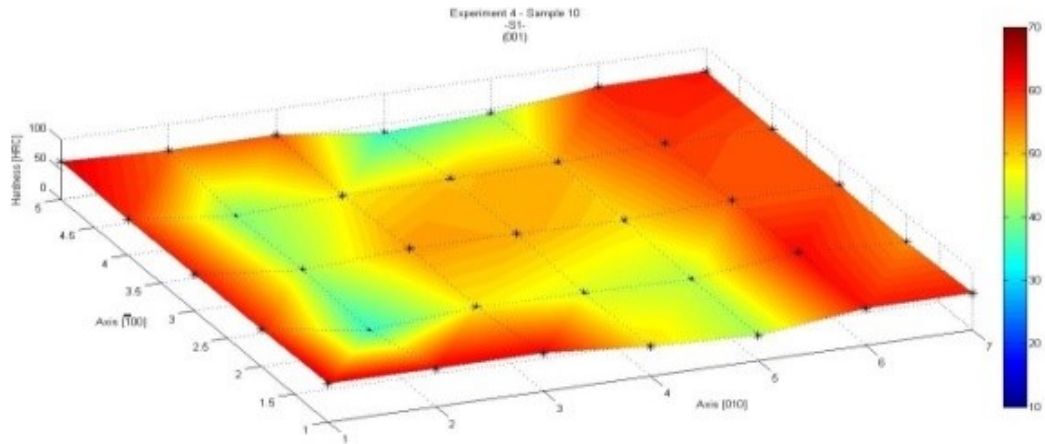


Fig. 2.9. Distribuția durițăților în suprafața încălzită a probei 10. Spotul luminos s-a deplasat pe axa [010], în zona mediană a suprafeței [64]

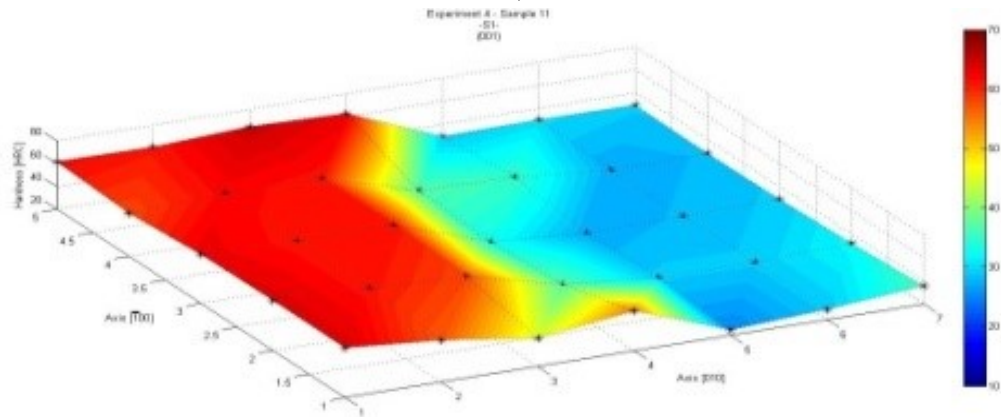


Fig. 2.10. Distribuția durițăților în suprafața încălzită a probei 11. Spotul luminos s-a deplasat pe axa [010], în zona mediană a suprafeței [64]

Concluzii

În cazul probei 11 încălzirea s-a efectuat astfel încât pe lungimea probei să se obțină o trecere de la structuri călite la structuri necălite.

În cazul unor probe, pe aceeași suprafață, s-au constatat valori foarte diferite ale durițăților. Cauzele sunt regimurile de lucru diferite.

Experimentele realizate dovedesc posibilitatea utilizării energiei solare, în varianta încălzirii directe cu spot luminos, pentru efectuarea de tratamente termice diverse ale materialelor metalice, în cazul de față ale oțelurilor. Prin controlul parametrilor proceselor de încălzire și răcire a probelor se pot realiza condițiile specifice unor game largi de tratamente și astfel se pot asigura structurile și proprietățile dorite în materiale.

Din încercările efectuate s-a constatat că este mai dificilă asigurarea unui regim controlat de răcire comparativ cu cel de încălzire. Se poate afirma că odată cu creșterea

adâncimii de pătrundere a căldurii, acest inconvenient este mai pronunțat, putând determina neuniformități accentuate de structuri și proprietăți.

La viteze de răcire corespunzătoare tratamentului de călire duritatea realizată în probe a ajuns la valori mai ridicate decât cele tipice pentru acest oțel. Se poate presupune însă că se datorează unei stări de tensiuni interne ridicate în zonele tratate, ca urmare a vitezelor ridicate de încălzire-răcire, care măresc duritatea structurilor tipice de călire. Un rol însemnat l-ar putea avea și creșterea densității de dislocații.

Cercetările efectuate confirmă faptul ca tehnologiile curate utilizând energia solară concentrată pot fi folosite cu succes la tratamentele termice superficiale ale pieselor de dimensiuni mici.

2.1.1. Simularea tratamentului termic utilizând energia solară

Principala problemă care se pune în practica utilizării cuptoarelor solare în vederea procesării prin tratament termic a metalelor constă în reglarea puterii de încălzire a cuptorului, prin reglarea clapetelor care obturează fluxul dirijat de heliostat spre concentrator și corelat cu aceasta în stabilirea timpului de încălzire necesar. Parametrii de lucru al instalațiilor solare trebuie corelați cu tipul procesului tehnologic și cu tipodimensiunile piesei procesate. Aceasta corelare se poate realiza în două moduri:

- prin cercetare experimentală; se modifică progresiv parametrii de lucru ai cuptorului solar și se analizează efectele procesării (structură, proprietăți - duritate, rezistență mecanică, etc.);

- prin simulare pe calculator a încălzirii piesei supuse studiului în cuptorul solar; se modifică progresiv condițiile simulării, alegând în final varianta de lucru care induce în piesă câmpul de temperatură necesar procesării termice dorite.

Metoda experimentală are următoarele dezavantaje:

- este necesar un număr mare de experimente (în condițiile modificării parametrilor de lucru ai instalației);

- dificultăți de măsurare punctuală a unor parametrii de lucru;

- număr mare de prelucrări pentru pregătirea probelor (eprovete, probe metalografice, etc.);

- număr mare de încercări pentru determinarea structurii și proprietăților;

- timp mare de lucru;

- consum mare de manoperă și energie;

- costuri ridicate.

Metoda simulării are în schimb mai multe avantaje:

- se pot modifica ușor valorile tuturor parametrilor de lucru ai instalației;
- se pot obține informații privind parametrii tehnologici ai procesării (temperatură, viteze de încălzire și de răcire, gradient de temperatură, etc.) pentru ori ce punct din piesă;
- nu sunt necesare instalații și dispozitive de lucru;
- nu sunt necesare prelucrări de epruvete și încercări;
- timp de lucru redus.

Metoda simulării necesită la rândul ei încercări experimentale pentru validarea rezultatelor și verificarea reproductibilității rezultatelor, însă numărul acestora și respectiv cheltuielile de timp, manoperă și materiale sunt considerabil reduse dacă softurile realizează simulări corecte.

Având în vedere aceste avantaje se impune ca pentru prestabilirea orientativă a condițiilor de lucru în vederea experimentelor sau pentru proiectarea tehnologiilor de lucru condițiilor de lucru în cazul unor lansării în fabricație a unor produse industriale se impune utilizarea metodei simulării pe calculator a proceselor.

Pentru realizarea de softuri destinate simulării proceselor industriale (inclusiv a proceselor termice de încălzire și răcire în cadrul tratamentelor termice) este necesară - realizarea unor modele matematice adaptate care să reproducă cât mai precis fenomenele fizice și chimice specifice procesării;

Din păcate de multe ori în practică, pentru simularea de procese termice (de încălzire sau răcire) se utilizează softuri generale realizate în condițiile unor ipoteze simplificatoare cu grad mare de aproximație care nu țin cont de specificul materialelor, de specificul transformărilor de structură interioară, de specificul variației caracteristicilor termofizice ale materialelor cu temperatura, etc.). Ca urmare utilizarea unor astfel de softuri conduce de multe ori la informații orientative cu grad mare de aproximație. În cazul unor cercetări de precizie, a unor procese în care factorii de influență au efect însemnat asupra rezultatelor, utilizarea unor astfel de softuri nu este concludentă. O astfel de situație se întâlnește și în cazul încălzirii în cuptoare solare, unde puterea spotului de încălzire și respectiv viteza de încălzire este foarte mare.

Astfel de situații (utilizarea de softuri generaliste cu ipoteze simplificatoare neadaptate procesării) se întâlnesc ca urmare a necunoașterii de către utilizatori a ipotezelor simplificatoare ale softurilor (considerate și ținute ca secret de fabricație al producătorului IT) sau ca urmare a unei baze de date insuficiente referitoare la caracteristicile fizico-chimice ale materialelor. De multe ori cei care produc și comercializează softuri pentru simulare nu

cunosc și nu țin cont de toate aspectele (fenomenele) secundare ale proceselor și își supraevaluează produsele IT (inducând în eroare beneficiarii), cu scopul de a-și vinde produsele cât mai scump pe scară exinsă.

De aceea întotdeauna la efectuarea de simulări cu ajutorul softurilor și mai ales la achiziționarea unor softuri de către beneficiarii din industrie se impune efectuarea de verificări minuțioase ale rezultatelor obținute prin simulare, respectiv a aplicabilității softurilor pentru procesarea respectivă.

Având în vedere aceste aspecte la Universitatea Transilvania din Brașov a fost realizat un soft specializat, adaptat pentru simularea încălzirii pieselor metalice în vederea tratamentului termic în cuptoare solare. Softul utilizează un model matematic propriu adaptat încălzirii și transformărilor structurale însoțite de absorbție sau cedare de caldură din aliaje. Acesta reproduce procesele termofizice din piesa supusă încălzirii, ținând cont inclusiv de transformările de fază (de exemplu transformarea perlită → austenită în cazul oțelurilor sau CuAl₂ → soluție solidă α în cazul aliajelor de tip duraluminiu). Validarea softului a permis ca ulterior acesta să fie utilizat pentru stabilirea prin simulare a condițiilor de lucru a cuptorului solar, pentru diverse procesări termice (călire superficială, călire în volum, etc.) a diverselor piese particularizate prin geometrie, dimensiuni, compoziție chimică a aliajului).

2.1.2. Verificarea experimentală a softului

Încercările experimentale au condus la rezultatele cele mai promițătoare în cazul călirii superficiale a pieselor din oțel. Călirea superficială urmărește obținerea la suprafața pieselor din oțel a unor straturi subțiri (cu grosime de ordinul milimetrilor) cu duritate și rezistență la uzare mare. În acest scop stratul superficial al pieselor se încălzește foarte rapid la temperaturi ridicate (peste 750°C), în funcție de compoziția chimică a oțelului. Apoi piesele sunt răcite rapid (în apă sau ulei) în vederea obținerii în acest strat a unei structuri de martensită dură și rezistentă la uzare. Restul piesei trebuie să fie menținut la temperaturi scăzute (sub 700°C) pentru ca structura și proprietățile să nu fie afectate. Miezul piesei trebuie să aibă duritate redusă, rezistență la șocuri ridicată.

Cuptorul solar este cu flux de energie radiantă orientat vertical (fig.2.1). Concentratorul este de tip parabolic. Avantajul față de cuptoarele solare cu axa fluxului orizontală este acela că probele metalice supuse procesării pot fi așezate pe suport orizontal fără a trebui să fie fixate. Puterea maximă a cuptorului este 5kW. Puterea incidentă pe suprafața probelor este reglată cu ajutorul atenuatorului cu clapete. Prin rotirea clapetelor intensitatea fluxului reflectat de heliostat spre concentrator poate fi reglată și blocată.

Puterea totală maximă a cuptorului corespunde deschiderii maxime a clapetelor. Puterea specifică teoretică în focar este maximă pe axa fluxului incident și are valoarea $P_{\text{max}}=17400000\text{kW/m}^2$. Aceasta are loc pentru o putere solară incidentă la sol pe suprafața heliostatului egală cu $P_{\text{sol}}=1000\text{kW/m}^2$. În figura 2.11 este arătată repartizarea puterii specifice teoretice a fluxului de energie solară pe planul focal al cuptorului cu concentrator parabolic.

Măsurătorile experimentale au arătat că puterea specifică incidentă în centrul planului focal a acestui cuptor (pentru o putere solară incidentă la sol pe suprafața heliostatului de $P_{\text{sol}}=1000\text{kW/m}^2$) este 6380kW/m^2 .

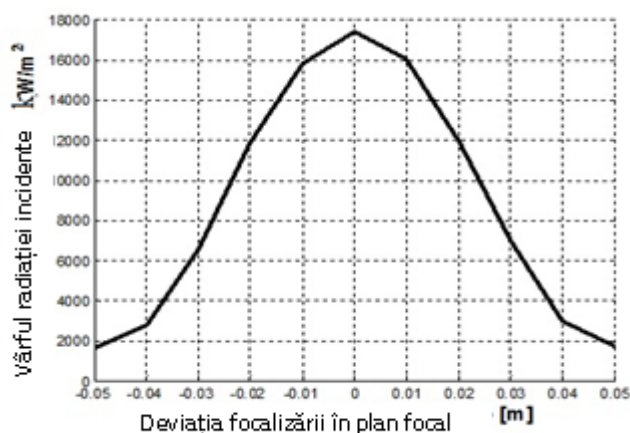


Fig.2.11. Vârful de radiație incidentă teoretică pe plan focal (pentru concentratorul parabolic la distanță focală $f = 1.025\text{m}$) [65]

Oțelul (1.1730) are temperatura de încălzire în vederea călirii în volum $T_c = 840-860^\circ\text{C}$. Pentru călire superficială stratul superficial trebuie încălzit rapid (în timp de ordinul zecilor de secunde) la temperaturi mai ridicate de ordinul $T_c = 900-920^\circ\text{C}$. Imediat după încălzire la temperatura de călire, piesele trebuie răcite în apă. S-au utilizat probe paralelipipedice cu dimensiunile Lungime x Lățime x Grosime = $L \times B \times H = 33 \times 25 \times 10\text{mm}$. Pentru măsurarea și înregistrarea temperaturii în proba metalică s-au montat două termocupluri. Evoluția temperaturii a fost măsurată de asemenea și cu ajutorul unui pirometru optic. Acesta a măsurat și înregistrat temperatura în punctul situat în centrul suprafeței superioare a probei (pe axa spotului). Proba a fost poziționată în focarul cuptorului, în interiorul unei camere de lucru din sticlă. În camera de lucru a fost introdus un gaz de protecție antioxidant. Proba de oțel a fost așezată pe o placă din cupru cu grosime 10mm, iar aceasta a fost așezată pe o placă ceramică refractară cu grosimea de 5mm.

În figura 2.12 sunt reprezentate grafic valorile parametrilor de lucru ai cuptorului solar în timpul experimentului (puterea specifică solară incidentă pe heliostat, deschiderea clapetelor atenuatorului) și de asemenea temperaturile măsurate de termocupluri și de pirometru. Pentru a se obține o încălzire progresivă cu viteză aproximativ constantă clapetele atenuatorului au fost deschise progresiv între 4.5 - 23%. Puterea radiației solare incidentă la sol (captată de heliostat) a fost în jur de $P_{sol}=975W/m^2$.

Curbele de încălzire înregistrate experimental sunt prezentate figura 2.12 a iar curbele de încălzire simulate sunt prezentate figura 2.12 b.

Curbele de încălzire înregistrate experimental arată următoarele rezultate;

- temperatura maximă măsurată de termocupluri - $T_{max_exp}= 930\text{ }^{\circ}C$;
- timp de încălzire $t_{exp}=23.3$ minute;
- viteza medie de încălzire $v_{mi_exp}=0.62^{\circ}C/s$;
- temperatura maximă măsurată de pirometru optic în centrul suprafeței superioare, $T_{max_pir}=1175\text{ }^{\circ}C$.

Se observă că temperatura măsurată prin pirometru optic este mult mai mare decât aceea măsurată prin termocuplu. Aceasta are mai multe explicații:

- poziția diferită a punctelor de măsurare a temperaturii (prin termocuplu și prin pirometru);
- necunoașterea exactă a coeficientului de emisivitate a materialului la temperatura ridicată;
- eroarea de măsurare a temperaturii prin termocuplu în raport cu pirometrul.

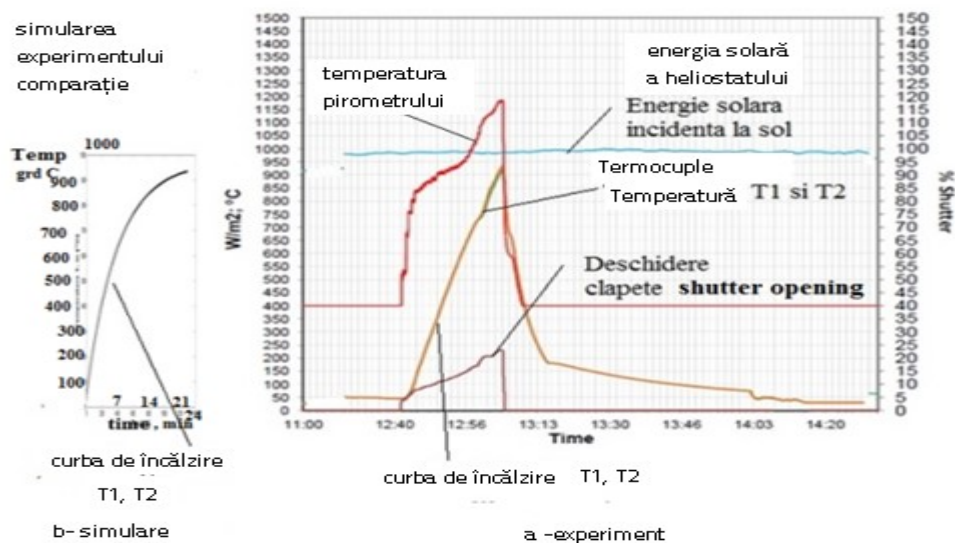


Fig. 2.12. Comparație simulare - experiment privind încălzirea probei metalice. a. - rezultate experimentale; b. - curba de încălzire simulată (pentru punctele T1 și T2 - vârful termocuplurilor) [65]

Pe baza acestor date a fost efectuată simularea încălzirii în cuptorul solar a probei metalice din experiment. A fost utilizat un soft realizat la Universitatea Transilvania în acest scop. Softul este bazat pe un model matematic cu diferențe finite. Ansamblul probă (oțel) - suport (placă de cupru + ceramică) supus încălzirii a fost divizat în elemente de volum cubice cu latura $\Delta = 1\text{mm}$, așa cum este arătat în figura 2.14. Pasul de timp pentru determinarea evoluției temperaturii în punctele probei a fost $t=0.0025\text{secunde}$.

Schema care a stat la baza modelului matematic este arătată în figura 2.13.

Temperaturile determinate prin simulare reprezintă temperatura medie, momentană a unui element cubic de volum (rezultat prin divizarea sistemului) cu latura 1mm. Acesta corespunde cu volumul vârfului termocupleurilor cu care s-a măsurat temperatura în probă (figura 2.13).

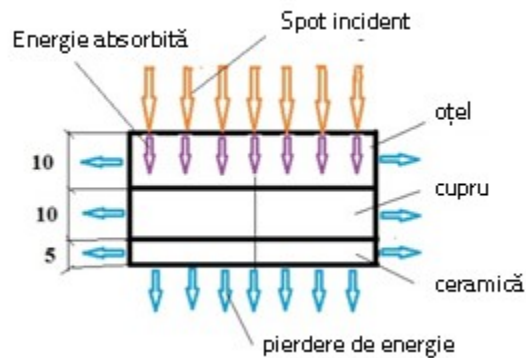


Fig. 2.13. Schema modelului matematic pentru simulare [65]

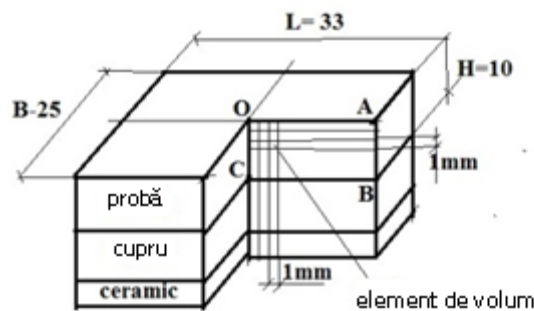


Fig. 2.14. Schema divizării sistemului probă - suport în vederea simulării încălzirii [65]

Prin simulare s-a determinat evoluția temperaturii în toate elementele de volum discretizate din sistemul probă - suport (harta temperaturilor la diverse momente, viteza locală de încălzire, repartiția temperaturii pe diverse direcții la orice moment).

În figura 2.12b. este arătată curba obținută prin simulare pentru încălzirea elementului de volum care corespunde cu vârful termocupleurului. Această curbă este apropiată

de cea măsurată experimental cu termocuplu (figura 2.12a). Se poate afirma că experimentul confirmă simularea.

În figura 2.15, pe baza valorilor obținute este reprezentată harta izotermelor (repartizarea temperaturii) în secțiunea AOBC prin sistemul probă - suport la timpul $t=23.3$ min.

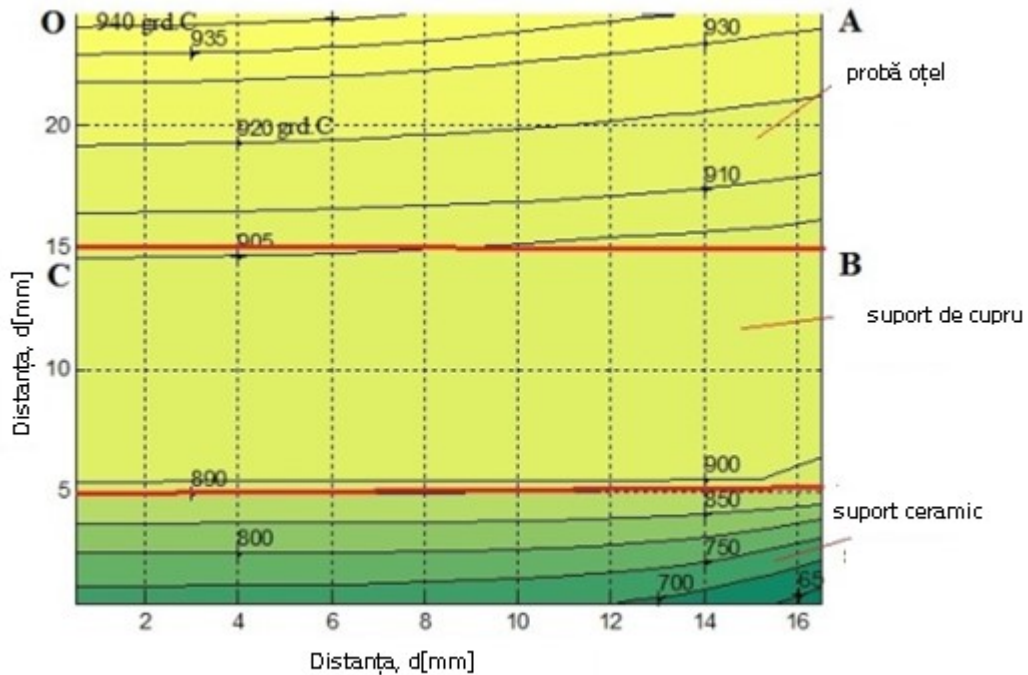


Fig. 2.15. Harta temperaturii (izoterme) prin simulare, în $^{\circ}\text{C}$ în secțiunea OABC - prin ansamblul piesa - suport la timpul $t=23.3$ min [65]

În figurile 2.16-2.18 sunt prezentate curbele de evoluție a temperaturii în piesă.

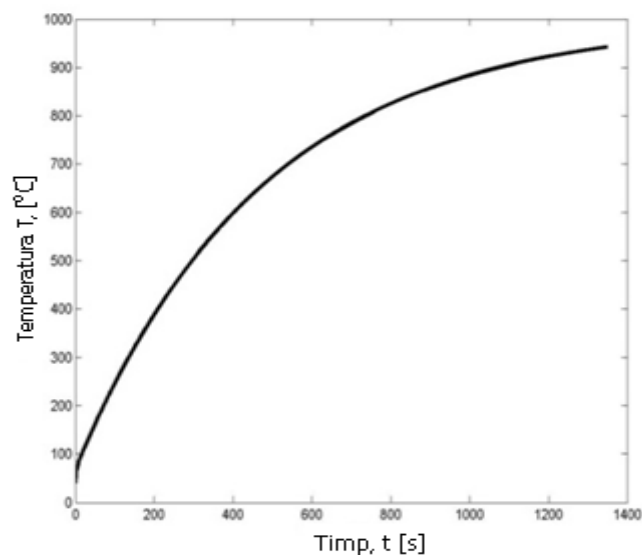


Fig. 2.16. Încălzirea elementului situat în centrul stratului superficial (cu grosime 1mm) al probei (în punctul O) [65]

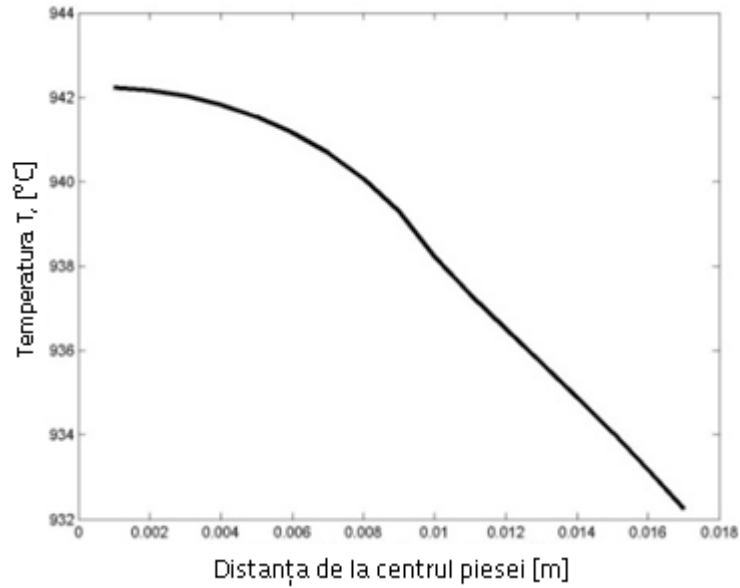


Fig. 2.17. Temperatura în stratul superficial (cu grosime 1mm) al probei, pe linia OA la timpul $t=23.3\text{min}$ [65]

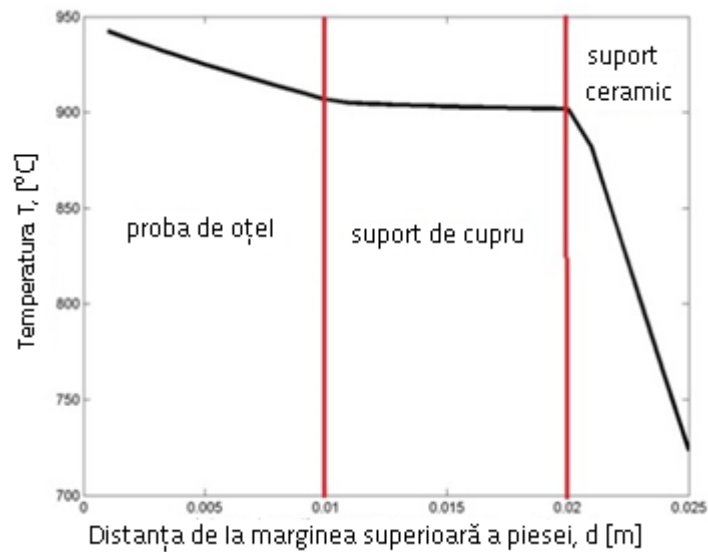


Fig.2.18. Temperatura pe axa verticală a ansamblului piesă -suport, pe linia OC la timpul $t=23.3\text{min}$ [65]

Concluzii

Temperatura în piesă are uniformitate acceptabilă pentru tratament termic. Rezultă că regimul de lucru aplicat în cadrul experimentului este recomandat pentru un tratament termic în volum (călire volumică) a piesei. Temperatura în piesă se poate uniformiza și mai mult printr-o menținere scurtă ulterioară încălzirii. Regimul de încălzire aplicat în acest experiment nu este recomandat pentru un tratament de călire superficială. Este necesară o continuare a cercetărilor pentru validarea prin mai multe experimente a softului destinat încălzirii pieselor metalice în cuptoare solare. De asemenea sunt necesare în continuare studii

prin simulare pentru a stabili concret condițiile de reglare și funcționare a cuptoarelor solare particularizate pentru alte tipuri de tratament termic (călire superficială, acoperiri cu straturi subțiri, etc.) și pentru piese cu geometrie și dimensiuni diferite.

2.2. Tratamente termice aplicate aliajelor de aluminiu în câmp electromagnetic

O a altă direcție de cercetare privind aplicarea de procedee neconvenționale de procesare în tratamente termice a produselor industriale metalice a constat în cuplarea câmpului electromagnetic cu tratamentul clasic. Această combinație a avut ca scop atât îmbunătățirea proprietăților, cât și scurtarea ciclurilor termice. Procedeele au constat în suprapunerea unui câmp electromagnetic peste câmpul termic de menținere a pieselor la operația de îmbătrânire artificială. În acest scop îmbătrânirea artificială s-a realizat într-o baie de ulei încălzită la temperatura de menținere (îmbătrânire artificială) care a fost introdusă între polii unui electromagnet. A fost studiat experimental efectul unor astfel de tratamente în câmp asupra unor produse din două grupe de aliaje de aluminiu și anume aliaje obținute prin turnare de tip AlSiCuMn și aliaje prelucrate prin deformare plastică de tip AlCuMgMn

Inducția și fluxul magnetic între polii magnetometrului au fost de:

- calculate: $B = 0,142\text{T}$; $\phi = 8,5 \cdot 10^{-4}\text{Wb}$
- măsurate: $B = 0,12\text{T}$; $\phi = 7,2 \cdot 10^{-4}\text{Wb}$

Iar pentru câmpul magnetic alternativ am avut următoarele caracteristici:

- calculate: $B = 0,16\text{T}$; $\phi = 9,6 \cdot 10^{-4}\text{Wb}$

2.2.1. Tratamente termice aplicate aliajelor de aluminiu de turnare în câmp electromagnetic

Pe lângă parametrii de tratament termic o influență importantă a avut-o și compoziția chimică a aliajului, respectiv conținutul de Si, Cu și Mn.

În cazul probelor din aliajul AlSi6Cu4Mn compoziția este prezentată în tabelul 2.2 [48].

Tabelul 2.2. Compoziția chimică a probelor[%] [48].

Nr.proba	Si	Cu	Mn	Al	alte
1	5,986	3,064	0,666	89,60	0,684
2	6,172	3,442	0,555	89,26	0,571
3	5,764	3,085	0,570	89,98	0,601
4	6,078	3,260	0,580	89,46	0,622
5	5,976	3,136	0,587	89,61	0,691
6	5,995	3,249	0,494	89,70	0,562

Tratamentul termic aplicat a constat în:- călire la 520°C, menținere 40 minute urmată de racire în apă; - îmbătrânire artificială la 170°C timp de 120 și 240 minute , la îmbătrânire suprapunându-se câmpul magnetic staționar sau/și alternativ [50].

În figurile 2.19-2.22 sunt reprezentate graficele durităților obținute în funcție de timpul de menținere la îmbătrânire și concentrațiile în Si, Cu, Mn ale probelor.

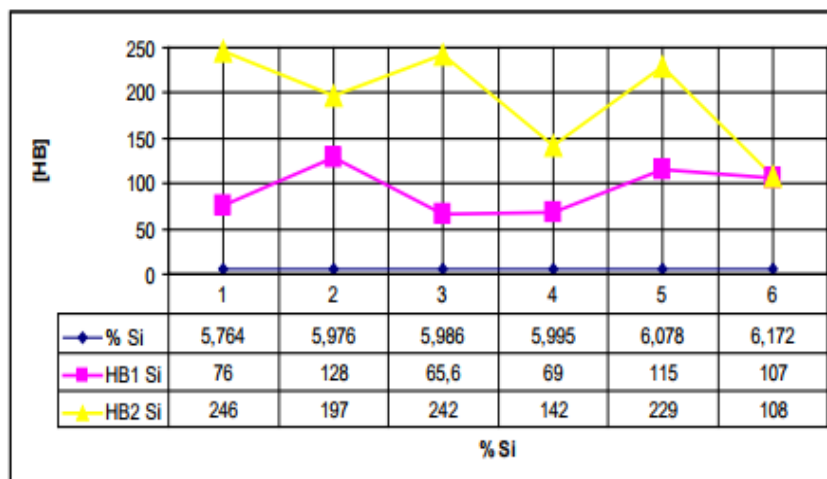


Fig.2.19. $[HB] = f(\% Si)$: HB1 - Tratamentul termomagnetic (câmp staționar) aplicat timp de 2 ore;

HB2 - tratamentul termomagnetic (câmp staționar) aplicat pentru 4 ore [50].

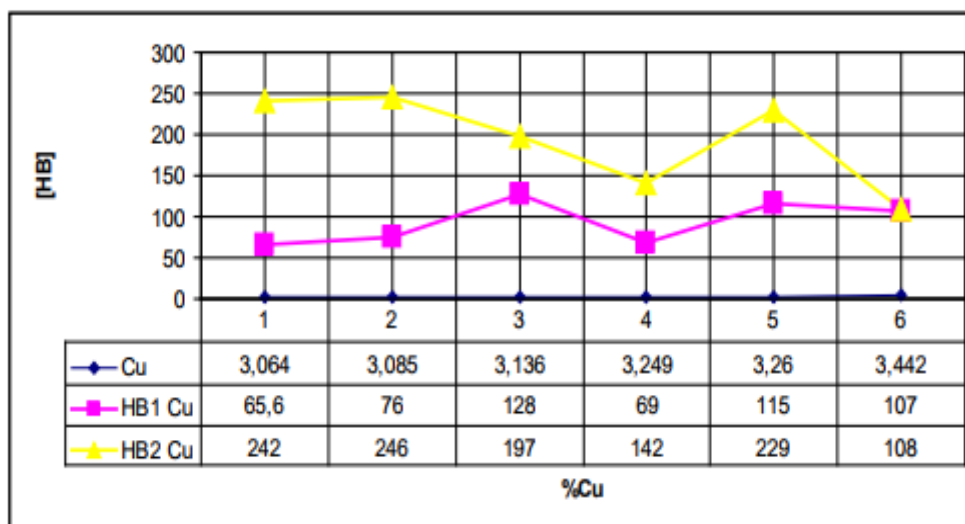


Fig.2.20. $[HB] = f(\% Cu)$: HB1 - Tratamentul termomagnetic (câmp staționar) aplicat timp de 2 ore;

HB2 - tratamentul termomagnetic (câmp staționar) aplicat pentru 4 ore

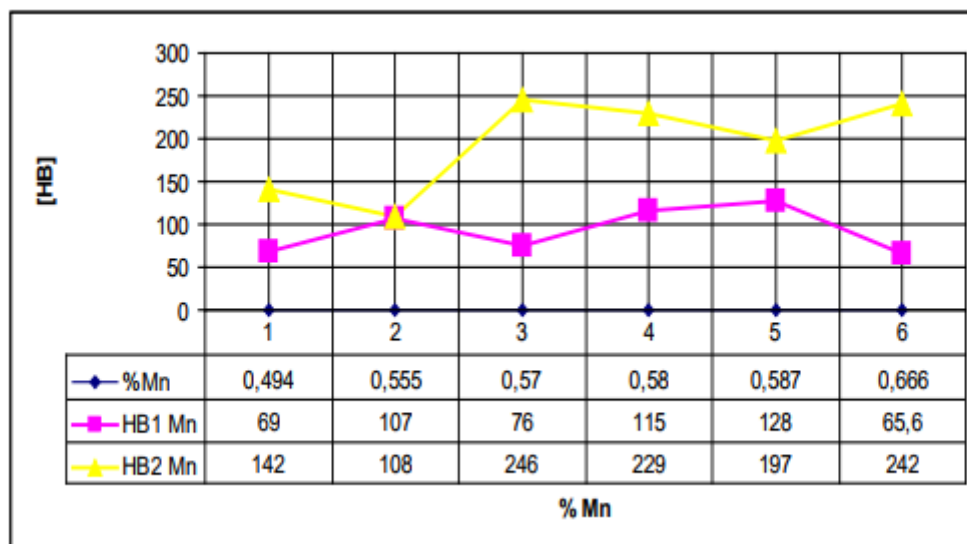


Fig.2.21. [HB] = f (% Cu): HB1 - Tratamentul termomagnetic (câmp staționar) aplicat timp de 2 ore;
HB2 - tratamentul termomagnetic (câmp staționar) aplicat pentru 4 ore [50].

Și în cazul suprapunerii câmpului electromagnetic alternativ peste cel termic se constată creșterea durezzații. Influența câmpului magnetic alternativ asupra durezzații precum și influența % de Mn și este prezentată spre exemplificare în figura 2.22.

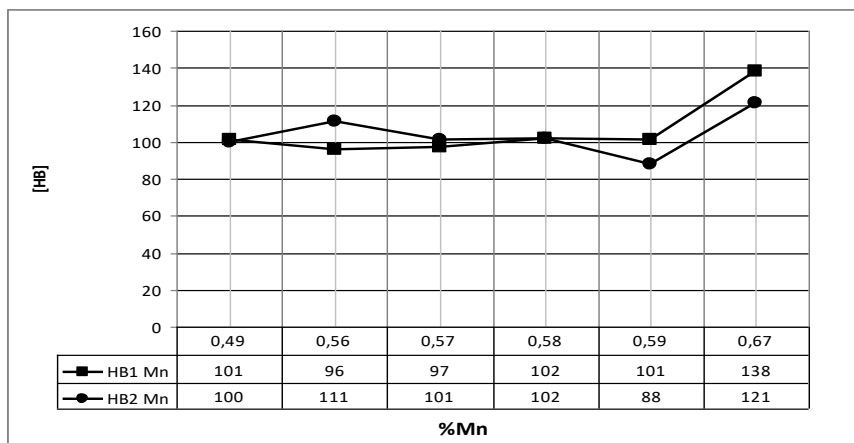


Fig.2.22. [HB] = f (% Mn): Tratamentul termomagnetic HB1 (camp alternativ) aplicat pentru două ore; HB2 - Tratamentul termomagnetic (domeniu alternativ) aplicat pentru patru ore [50].

Eficiența aplicării câmpului electromagnetic asupra durezzații reiese și din tabelul 2.3. În acest caz, tratamentul s-a aplicat pe aliajul ATSi5Cu1.

Tabelul 2.3. Duritate HB după diferite procedee de tratament termic [50].

Tip aliajului	Duritatea HB					
	După turnare	După călire	După îmbătrânire artificială la 170°C			
			Durata de menținere[h]	Procedeu clasic	În câmp continuu	În câmp alternativ
ATSi ₅ Cu ₁	75...78	70...72	0,5	91	93	100
			1	97	97	105
			1,5	-	102	108
			2	102	105	111

Comportarea aliajului la îmbătrânirea artificială se exemplifică și în diagrama din figura 23.

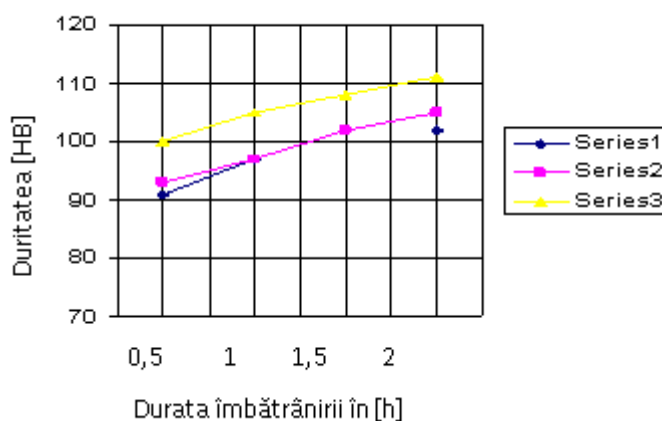


Fig. 2.23. Influența câmpului magnetic asupra rezultatelor îmbătrânirii artificiale la aliajul ATSi₅Cu₁: 1- îmbătrânire clasică; 2- îmbătrânire în câmp staționar; 3- îmbătrânire în câmp alternativ [50].

Concluzii

Din cercetările făcute se constată că eficiența aplicării unui câmp energetic suplimentar - în cazul de față al câmpului electromagnetic asupra durității este benefică, iar rezultatele obținute în urma aplicării câmpului magnetic alternativ sunt superioare celor obținute în câmp electromagnetic staționar.

2.2.2. Tratamente termice aplicate aliajelor de aluminiu plasticizabile în câmp electromagnetic

Tratamentele termice în câmp magnetic aplicate aliajelor de aluminiu plasticizabile și-au dovedit și aici eficiența. Aplicarea acestor câmpuri s-a realizat asupra aliajelor din grupa 2XXX și 4XXX, urmând ca acestea să fie extinse și pentru aliajele din grupa 7XXX.

Au fost supuse tratamentului termic de călire și îmbătrânire probe din AlCu4Mg1,5Mn (notat cu 1) și AlCuMgMn (notat cu 2). De la temperatura de încălzire în vederea călirii (500, 510, 520 și 530°C) probele au fost răcite în apă, după o perioadă de mentinere de o oră. Îmbătrânirea s-a efectuat în baie de ulei încălzită și menținută la 170°C, menținerea la îmbătrânirea artificială a fost de 1,5 ore, iar la cea naturală de 7 zile [51]. Tratamentele termice și valorile de duritate sunt prezentate în tabelul 2.4 și figurile 2.24 și 2.25.

Tabelul 2.4. Tratamente termice și durități obținute [50]

Nr. crt.	Felul tratamentului Termic	Tip aliaj	Temperatura de călire, °C			
			500	510	520	530
1	Călire + îmbătrânire naturală	1	117	119	98	106
2		2	116	118	92	102
3	Călire + îmbătrânire artificială obișnuită (170°C, 1,5 ore)	1	112	120	113	102
4		2	102	108	103	102

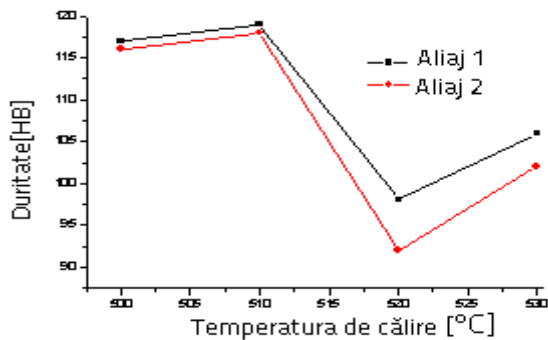


Fig. 2.24 Duritățile Brinell obținute după călire de la temperaturi diferite și îmbătrânire naturală la pentru aliajele 1 și 2 [50]

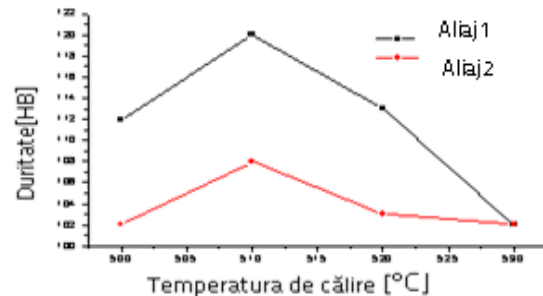


Fig. 2.25. Duritățile obținute după călire în apă și îmbătrânire artificială la 170°C, pentru aliajele 1 și 2 [50]

Pe lângă testarea influenței temperaturii de la care se face călirea s-au studiat și efectele aplicării unui câmp energetic exterior în timpul îmbătrânirii artificiale la 170°C și durata de 1,5 ore. Rezultatele experimentărilor sunt prezentate mai jos în tabel 2.5 și grafice prezentate în figurile 2.26 și 2.27.

Tabelul 2.5. Tratamente termice și durități obținute[50]

Nr. crt	Tipul tratamentului termic	Felul aliajului	Temperatura de călire, [°C]			
			500	510	520	530
1	Călire + îmbătrânire artificială în câmp electromagnetic alternativ	1	126	128	110	106
2		2	124	122	113	109

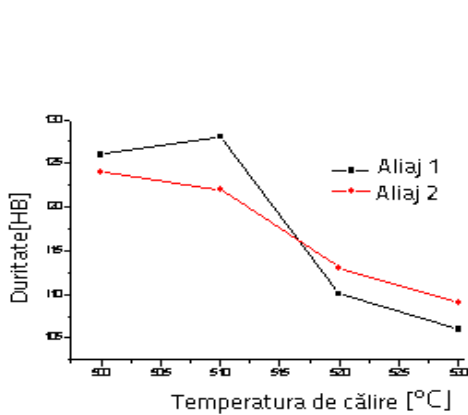


Fig.2.26. Rezultatele obținute după călire de la diferite temperaturi și îmbătrânire artificială în câmp electromagnetic alternativ [50]

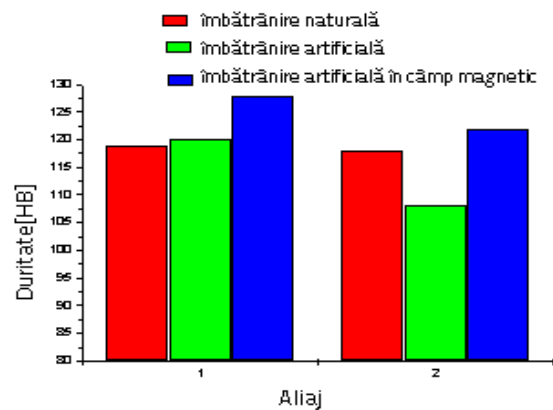


Fig.2.27. Rezultatele comparative ale tratamentului termic după mai multe variante ale îmbătrânirii: a- îmbătrânire naturală; b – îmbătrânire artificială obișnuită; c – îmbătrânire artificială în câmp electromagnetic alternativ [50]

Se constată că și în cazul utilizării câmpului electromagnetic cele mai bune rezultate le-au avut probele călite în apă de la 510°C; în același timp, pentru toate cazurile câmpul energetic exterior a condus la îmbunătățirea durității. Pentru a scoate în evidență eficiența variantelor de tratament termic, în figura 2.27 se prezintă comparativ rezultatele tratamentului termic aplicat după variantele studiate. Pentru aceasta s-a ales temperatura de călire cu cele mai bune rezultate și anume de 510°C.

Suprapunerea câmpului electromagnetic peste cel termic de la îmbătrânirea artificială are efecte benefice asupra procesului de durificare; considerăm că aportul suplimentar de energie de la nivelul rețelei cristaline contribuie la stimularea proceselor de difuzie, procese care provoacă ecruisarea rețelei cristaline prin formarea zonelor Guinier – Preston și /sau a fazelor η' și η'' .

Eficiența aplicării câmpului magnetic peste îmbătrânirea artificială s-a confirmat și în cazul aliajului AlCu4Mg1,5Mn (tabelul 2.6) [51].

Tratamentele termice aplicate și rezultatele obținute sunt prezentate în tabelul 2.6.

Tabelul 2.6. Tratamente termice aplicate și durități obținute [51].

Tip de tratament termic	Aliaj	HB Durități după călire și îmbătrânire			
		Temperatura de călire [°C]			
		500	510	520	530
Călire + îmbătrânire naturală (la 20°C, 7 zile)	AlCu ₄ Mg _{1,5} Mn	117	119	98	106
Călire și îmbătrânire artificială 170°C/1h		110	119	110	102
Călire și îmbătrânire artificială în câmp electromagnetic staționar 170°C/1h		112	129	114	105
Călire și îmbătrânire artificială în câmp electromagnetic alternativ 170°C/1h		126	128	110	106

Aceleași tratamente au fost aplicate și epruvetelor de tracțiune și rezistență iar rezultate sunt prezentate în tabelele 2.7 ... 2.10.

Tabelul 2.7. Rezultate privind rezistența mecanică la tracțiune [51]

Nr.	Aliaj	Îmbătrânire artificială în câmp magnetic staționar la 170°C/ 1 h											
		Temperatura de călire											
		500°C			510°C			520°C			530°C		
1	AlCu ₄ Mg _{1,5} Mn	σ [N/m ²]	δ [%]	ψ [%]	σ [N/m ²]	δ [%]	ψ [%]	σ [N/m ²]	δ [%]	ψ [%]	σ [N/m ²]	δ [%]	ψ [%]
		5,2·10 ⁸	3,5	-	3,12·10 ⁸	17,5	14,4	2,65·10 ⁸	7,5	4,9	2,2·10 ⁸	3,5	4,9

Tabelul 2.8. Rezultate privind reziliența [51]

Nr.	Aliaj	Îmbătrânire artificială în câmp magnetic staționar la 170°C/ 1 h		
		Temperatura de călire		
		500°C	510°C	520°C
1	AlCu ₄ Mg _{1,5} Mn	KCU [J/m ²]	KCU [J/m ²]	KCU [J/m ²]
		8,4	8,6	7,9

Tabelul 2.9. Rezultate privind reziliența [51]

Nr.	Aliaj	Îmbătrânire artificială în câmp magnetic alternativ la 170°C/ 1 h		
		Temperatura de călire		
		500°C	510°C	520°C
1	AlCu ₄ Mg _{1,5} Mn	KCU [J/m ²]	KCU [J/m ²]	KCU [J/m ²]
		6,1	5,2	5,25

Tabelul 2.10.Rezultate privind rezistența la tracțiune [51]

Nr.	Aliaj	Îmbătrânire artificială în câmp magnetic alternativ la 170°C/ 1 h								
		Temperatura de călire								
		500°C			510°C			520°C		
		σ_t [N/m ²]	δ [%]	ψ [%]	σ_t [N/m ²]	δ [%]	ψ [%]	σ_t [N/m ²]	δ [%]	ψ [%]
1	AlCu ₄ Mg _{1,5} Mn	3,55·10 ⁸	6,3	6,6	3,05·10 ⁸	8,5	4,9	3,3·10 ⁸	8,5	4,9

Concluzii

Câmpul electromagnetic alternativ oferă rezultate mai bune decât cel staționar.

Duritatea ridicată obținută se datorează de asemenea cantităților mari de cupru și magneziu din compoziție care dau naștere fazei solubile, ceea ce facilitează durificarea. Depășirea temperaturii optime de încălzire pentru călire compromite rezultatele în toate variantele.

2.3. Cercetări privind stimularea proceselor de transformare la tratamentele termice ale aliajelor de aluminiu prin aplicarea unui câmp vibrator

Vibrațiile mecanice aplicate într-un mediu în care se produce îmbătrânirea conduc la creșterea eficienței tratamentului termic datorită deformațiilor elastice ale celulei de bază. Astfel se obține o creștere de duritate semnificativă în comparație cu probele supuse tratamentului clasic.

În urma testelor experimentale, s-a observat ca un prim efect creșterea vitezei de difuzie a părților care suferă vibrații mecanice. Duritatea, precum și alte proprietăți mecanice au înregistrat o îmbunătățire semnificativă.

Cercetările au fost efectuate pe aliajul ATSi5Cux [51], cât și pe aliajul AlCu4Mg1,5Mn[50].

Călirea s-a făcut la 510°C urmată de îmbătrânire la 170°C cu aplicarea unui câmp vibrator cu o frecvență de 50Hz respectiv 200 Hz.

Studiile experimentale au fost efectuate pentru a studia influența energiei transmise de vibrațiile mecanice asupra fenomenului de îmbătrânire artificială a aliajelor de aluminiu ATSi5Cux.

Cercetările experimentale au vizat influenței aplicării tratamentelor termice neconvenționale asupra durității Brinell, pe probe cilindrice de dimensiuni 50x20mm. Tratamentele termice aplicate au fost legate de vibrațiile mecanice transmise mediului.

Vibrațiile mecanice sunt transportate în mediu cald, lichid (ulei), în care sunt ținute probele pentru îmbătrânire, utilizând o lamă elastică excitată de un electromagnet.

Valorile de duritate măsurate pe aliajele studiate imediat după călire, respectiv imediat după îmbătrânirea artificială clasică timp de 1 oră, sunt prezentate în tabelul 2.11.

Tabelul 2.11. Valorile durității Brinell după călire și după îmbătrânirea artificială / 1h [51]

Aliaj	Duritate Brinell	
	După călire	După îmbătrânire artificială/1h
ATSi ₅ Cu ₁	61	82
ATSi ₅ Cu ₂	65	78
ATSi ₅ Cu ₃	66	84

Duritatea Brinell a fost măsurată pe 6 seturi de eșantioane pentru fiecare categorie de aliaje de aluminiu studiate, informațiile obținute fiind citite pentru validare prin calcularea indicatorilor de precizie [51].

Pentru probele de aluminiu ATSi5Cu1 și ATSi5Cu2 ce au fost călite la 510°C în apă, în absența sau cu vibrații și a îmbătrânirii în ulei cald la 170°C timp de 1 oră, cu energie mecanică de vibrații la frecvența de 50 Hz, s-au obținut rezultatele prezentate în figura 2.28. De menționat că rezultatele obținute pentru valorile de duritate au fost validate și de calculul indicatorilor de precizie rezultați din prelucrarea statistică.

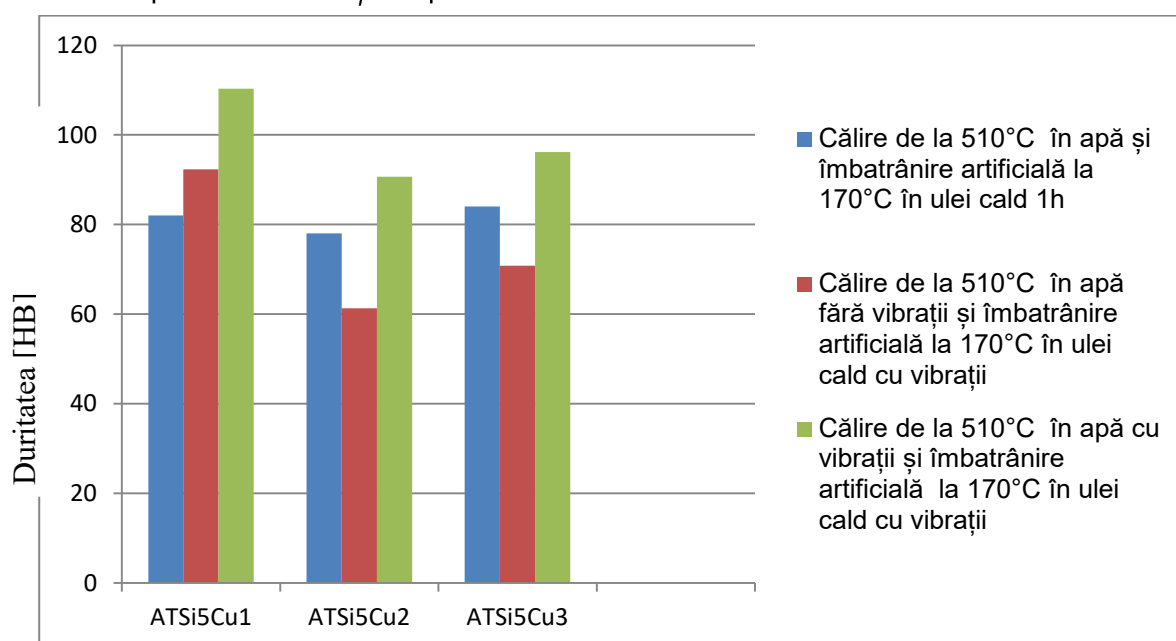


Fig. 2.28. Comparație între diferite tratamente termice [51]

Creșterea proprietăților mecanice s-a constatat și la aplicarea câmpului vibrator la tratamentul final al aliajului AlCu4Mg1,5Mn [50].

Valorile obținute în urma aplicării tratamentului termic sunt prezentate în tabelele 2.12 și 2.13.

Tabelul 2.12. Duritatea HB rezultată în urma aplicării tratamentului termic [50]

Nr.	Aliaj	Duritatea HB după călire și îmbătrânire în câmp vibrator	
		Călire în apă de la 510°C + îmbătrânire la 170°C, 1h; 50 Hz	Călire în apă de la 510°C + îmbătrânire la 170°C, 1h; 200 Hz
1	AlCu ₄ Mg _{1,5} Mn	129	115

Tabelul 2.13. Proprietăți mecanice rezultate în urma aplicării tratamentului termic [50]

Nr.	Aliaj	Călire de la 510°C și îmbătrânire artificială la 170°C, cu utilizarea câmpului vibrator					
		Călire în apă + îmbătrânire la 170°C; 50Hz			Călire în apă + îmbătrânire la 170°C; 200Hz		
		σ_t [N/m ²]	δ [%]	ψ [%]	σ_t [N/m ²]	δ [%]	ψ [%]
1	AlCu ₄ Mg _{1,5} Mn	$5 \cdot 10^8$	18,2	19	$4,67 \cdot 10^8$	18,4	21,2

Se desprind următoarele rezultate privind efectul vibrațiilor asupra proprietăților în cazurile studiate:

- influența benefică a energiei mecanice asupra valorilor durității Brinell este vizibilă; toate valorile înregistrate pe eșantioane călite în apă de la o temperatură de 510°C, în prezența vibrațiilor și îmbătrânite artificial timp de o oră la o temperatură de 170°C, sunt mai mari decât valorile obținute prin tratamentele clasice;
- suprapunerea vibrațiilor mecanice asupra energiei termice în procesul de îmbătrânire artificială are efecte benefice asupra procesului de durificare; contribuția suplimentară a energiei la nivelul rețelei cristaline conduce la stimularea proceselor de difuziune, procese care determină duritatea rețelei cristaline prin formarea zonelor GP;
- îmbunătățirea coeficientului de difuzie conduce la creșterea valorilor de duritate și implicit a altor proprietăți mecanice;
- utilizarea frecvenței de 50 Hz conduce la rezultate superioare frecvenței de 200 Hz.

Concluzii generale

Cercetările întreprinse în cadrul capitolului II au avut în vedere tendința actuală pe plan mondial de orientare a proceselor de fabricație industrială, spre tehnologii noi, neconvenționale. În acest scop au fost studiate efectele unor astfel de tehnologii asupra unor aliaje feroase cât și neferoase. Cercetările au fost direcționate în funcție și de posibilitățile practice (în special baza materială).

Tehnologiile studiate și-au dovedit utilitatea prin efectele favorabile ale aplicării de câmpuri energetice eletromagnetice și vibratoare precum și a energiei solare. Toate acestea au avut ca scop îmbunătățirea performanțelor proprietăților, economii de energie clasică cât și diminuarea efectelor negative a poluării asupra mediului.

Energia solară s-a utilizat pentru operații de călire (în volum și superficială) având ca material de bază oțelurile de construcție.

Câmpul exterior vibrator precum și câmpul electromagnetic de mare intensitate, static și alternativ, și-au dovedit influența pozitivă în cazul procesului de îmbătrânire al aliajelor de aluminiu.

Cazurile cercetate au condus la rezultatele superioare în raport cu procedeele clasice atât din punct de vedere al proprietăților mecanice dar și datorită eficienței economice.

3. TRATAMENTE TERMICE DE SUPRAFAȚĂ

Având în vedere că produsele metalice suferă în multe cazuri solicitări de suprafață se impune o atenție deosebită a performanțelor acestei zone. În acest fel în ingineria industrială s-a dezvoltat o ramură importantă a tehnologiilor de fabricație și anume ingineria suprafețelor. Aici sunt cuprinse procedee care presupun modificarea structurii zonelor de suprafață ale pieselor (zone marginale) prin tratamente termice, cât și procedee care implică modificarea compoziției chimice a straturilor superficiale. Importanța mare acordată cercetărilor în acest domeniu se justifică atât prin cerințele consumatorilor, cât și prin rezultatele ce se obțin prin aceste procedee.

Având în vedere tendințele ce se manifestă în această direcție, în cadrul cercetărilor proprii și am abordat și aspecte privind ingineria suprafețelor. În această direcție s-au avut în vedere următoarele tipuri de procedee de prelucrare a suprafețelor care se încadrează în grupa de procedee neconvenționale:

- utilizarea radiației laser la tratamentele termice;
- utilizarea energiei fluxului de electroni;
- depuneri de filme subțiri tip PLD;
- testarea proprietăților mecanice ale straturilor depuse prin PLD.

3.1. Cercetări privind influența utilizării radiației laser la călirea oțelurilor

Tratamentele termice de durificare superficială cu laseri se bazează pe procesul de încălzire, uneori cu topire parțială, care necesită puteri specifice, superficiale de $10^3 \dots 10^5 \text{W/cm}^2$ și durate de 10^{-2} -1 secundă.

Prin încălzirea cu laser se obțin efecte de durificare a stratului superficial al pieselor, creșterea rezistenței la uzare și la coroziune la temperatura ambiantă, cât și la temperaturi înalte.

Durificarea se poate obține prin transformări de fază în stare solidă (călire structurală) sau prin călire superficială din stare lichidă (vitrifiere) prin distribuția energiei fasciculului laser cu intensități diferite.

La încălzirea cu laser, viteza de încălzire până la temperatura de austenitizare este mare, iar când sursa de încălzire este întreruptă, căldura din stratul superficial este transmisă spre exterior și respectiv spre miezul piesei cu o viteză superioară vitezei critice de călire; stratul superficial se autocăleşte, se produc transformări structurale, fără a fi nevoie de medii de răcire exterioare; vitezele de răcire a straturilor exterioare încălzite cu laser sunt mai mari de 1000°C/s .

Ciclul termic al călirii superficiale prin radiație laser este ascuțit, în sensul că tratamentul termic decurge fără perioada de menținere la temperatura maximă (fig.3.1).

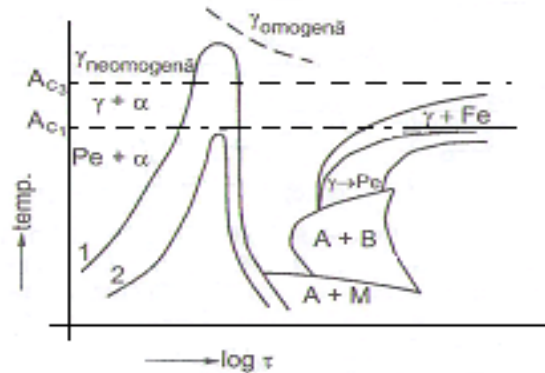


Fig.3.1. Ciclurile termice de călire superficială cu laser: 1 – la suprafață; 2 – la adâncimea de 0,5mm [54]

Din cauza duratei scurte de acțiune a radiației laser, stratul încălzit peste Ac_3 capătă o structură de austenită neomogenă, cu o granulație foarte fină); aceasta austenită se transformă în martensită neomogenă cu o matrice încărcată de dislocații. Din cauza neomogenității chimice este posibilă și păstrarea de austenită reziduală în structură. Ca urmare a acestor particularități, straturile superficiale călite se caracterizează printr-o distribuție favorabilă a tensiunilor interne de compresiune, prin tenacitate mare, alături de duritatea corespunzătoare, rezultând în final un ansamblu de calități ce recomandă procedeul.

Parametrii călirii cu radiația laser sunt [54]:

- temperatura - pentru determinarea temperaturii în stratul încălzit cu laser se folosește criteriul de temperatură adimensional.

$$\theta = T_k / T_s \quad (3.1)$$

unde: T_k – temperatura de încălzire pentru călire, în K;

T_s – temperatura curentă a suprafeței, în K.

- Adâncimea de călire se determină cu relația:

$$\left(\frac{Z_k}{2\sqrt{a\tau}} \right) = \frac{\theta}{\sqrt{\pi}} = 0,564 \left(- \right) \quad (3.2)$$

în care: Z_k – adâncimea de călire, în cm;

a – difuzivitatea termică a oțelului, în cm^2/s ;

– durata impulsului laser, în s.

- Temperatura maximă după durata de iradiere se situează în centrul petei ($r = 0$; $z = 0$):

$$= (0, \tau) = 2 \cdot \sqrt{\frac{\tau}{\pi \lambda}} \quad (3.3)$$

unde: q_s – fluxul termic superficial, în W/cm^2 ;

– conductivitatea termică a oțelului, în $W/m \cdot K$.

- Viteza de încălzire la adâncimea Z după timpul este dată de relația:

$$v_{inc} = \frac{q_s \sqrt{a}}{\lambda \sqrt{\pi \tau}} \exp\left(\frac{-z^2}{4a\tau}\right) \quad \left[\frac{grad}{s}\right] \quad (3.4)$$

Considerând cazul încălzirii unidirecționale a unui corp semimărginit cu o sursă superficială de intensitate constantă se găsesc expresiile diferiților parametri tehnologici la iradierea cu laser cu CO₂. Pentru aceasta se introduce condiția conform căreia adâncimea de călire atinge valoarea maximă atunci când suprafața atinge temperatura de caălire, ceea ce necesită o intensitate a sursei termice.

Efectele induse de radiația laser în materialul piesei depind de proprietățile optice, termice și mecanice ale materialului de prelucrat, intensitatea și energia radiației, lungimea de undă a radiației, structura radiației și regimul de funcționare al oscilatorului.

Materialele metalice absorb foarte bine radiația laser cu lungimea de undă mai mică de $4\mu m$, iar cele nemetalice pe cea cu lungime de undă mai mare de $4\mu m$. La densități mai mici de putere se produce încălzirea materialului pe o adâncime ce depinde de parametrii de material și de durata pulsului. La densități de putere de peste $10^5 W/cm^2$ apare topirea materialului la suprafață și încălzirea spre interior. Dacă densitatea de putere trece de $10^{11} W/cm^2$ se produce vaporizare, topire și încălzire, iar vaporii se prezintă sub formă de plasmă.

În cadrul cercetărilor experimentale s-au folosit două mărci de oțeluri carbon 1.0503, respectiv 1.0601 și două din oțeluri aliate 1.7035 și respectiv 1.6582, toate din grupa oțelurilor de îmbunătățire. Ca urmare, înaintea tratamentului termic superficial prin radiație laser s-a efectuat tratamentul termic de îmbunătățire, conform tabelului 3.1.

Tabelul.3.1. Tratamentul termic de îmbunătățire aplicat oțelurilor [54]:

Nr. crt.	Marca oțelului (după SR-EN)	Călire		Revenire			Duritatea [HRC]
		Temperatura [°C]	Mediu de răcire	Temperatura [°C]	Durata [h]	Mediu răcire	
1.	1.0503	840	Apă	600	1	Aer	32,5
2.	1.0601	830	Apă	600	1	Aer	37,5
3.	1.7035	840	Ulei	600	1	Aer	36,5
4.	1.6582	840	Ulei	600	1	aer	41

În continuare epruvetele au fost supuse călirii superficiale cu ajutorul laserului CO₂, parametrii utilizați fiind indicați în tabelul 3.2.

Tabelul 3.2. Condițiile de călire superficială cu laser CO₂ [54]

P [W]	V [mm/s]	D spot [mm]	D fascicul [mm]
700/800	7,5	3,5	30

Deoarece în general diametrul spotului nu acoperă lățimea piesei sunt necesare mai multe treceri succesive. În cazul epruvetelor supuse încercărilor au fost tratate 5-6 benzi.

Duritățile straturilor superficiale călite au fost măsurate cu ajutorul unui microdurimetru Vickers. În tabelul 3.3 sunt redate valorile maxime ale durităților obținute.

Tabelul 3.3. Duritatea oțelurilor pe suprafață [54]

Duritate Vickers (echivalent [HRC])			
Oțel 1.0503	Oțel 1.0601	Oțel 1.7035	Oțel 1.6582
61	64,5	56	57

O particularitate a straturilor călite superficial cu ajutorul laserului și obținute prin mai multe treceri o constituie variația durității între valori maxime și minime, durități măsurate după o direcție perpendiculară pe cea a benzilor călite. Diagrama obținută în urma acestor măsurători are un aspect sinusoidal, căin figura 3.2. Acest aspect se păstrează atât în cazul aplicării spoturilor distanțate, câtși în cel al spoturilor parțial suprapuse.

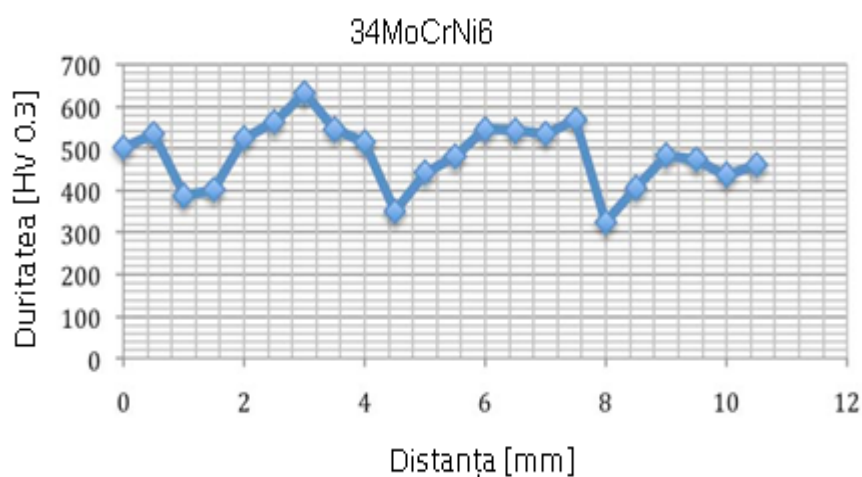


Fig.3.2. Oțel 1.6582 îmbunătățit și călit superficial cu laser; $P=700W$, durități Vickers (HV03) măsurate perpendicular pe direcția spoturilor [54]

Analizele efectuate prin spectrofotometrie cu raze X, respectiv EDAX și SEM scot în evidență elementele existente în stratul călit superficial, repartizarea acestora și microstructura (figurile 3.3-3.5).

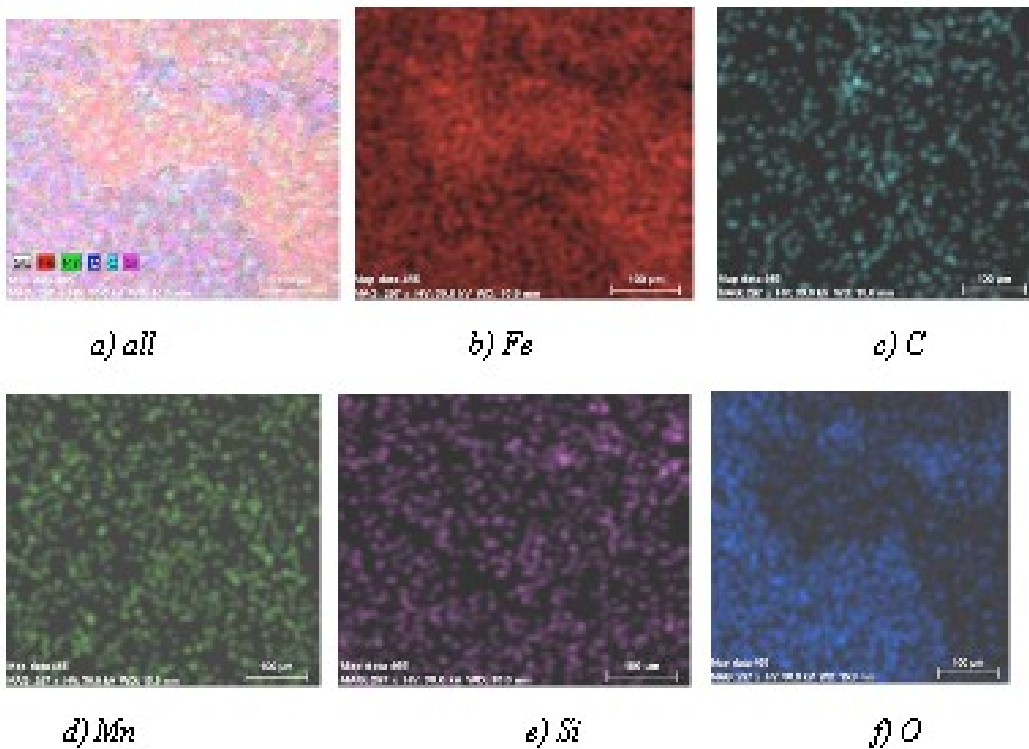
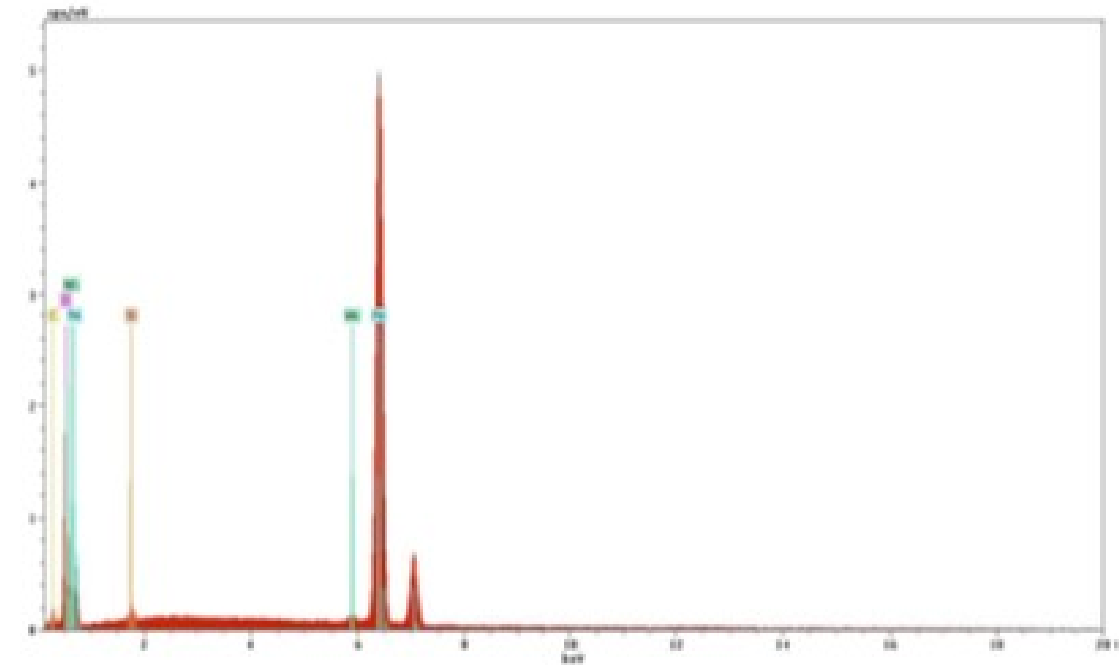


Fig. 3.3. Oțel 1.0305 îmbunătățit și călit superficial cu laser. Analiza EDAX cu spectrofotometru de fluorescență de raze X[54]

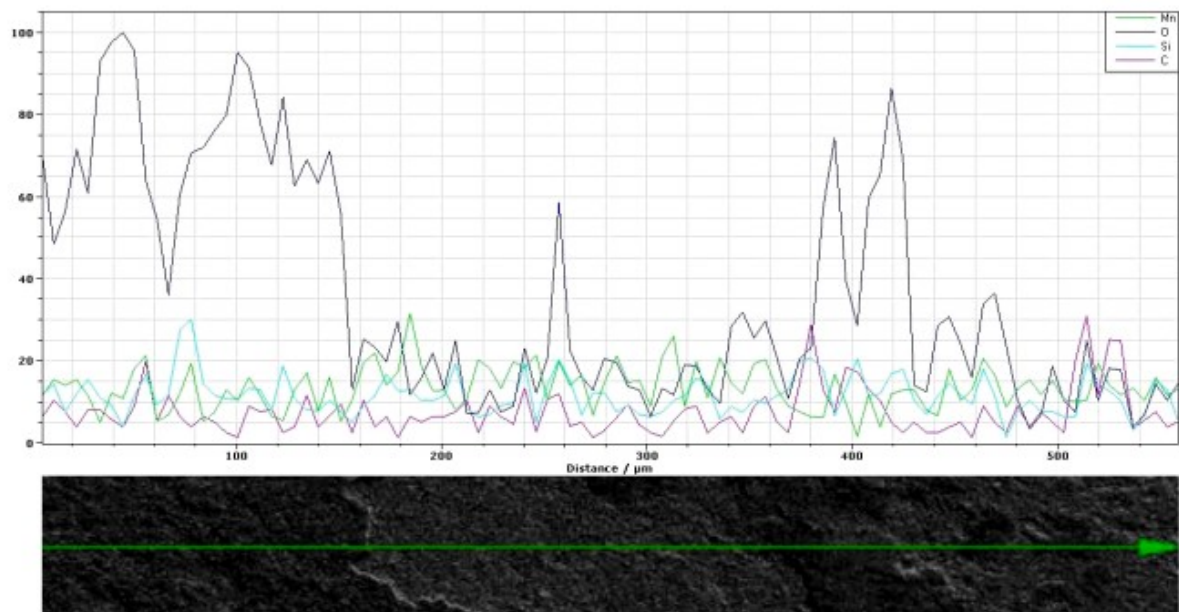


Fig. 3.4. Oțel 1.0305 îmbunătățit și călit superficial cu laser. Micrografii SEM + EDAX cu elemente identificate în microstructura stratului și reprezentarea lor grafică [54]

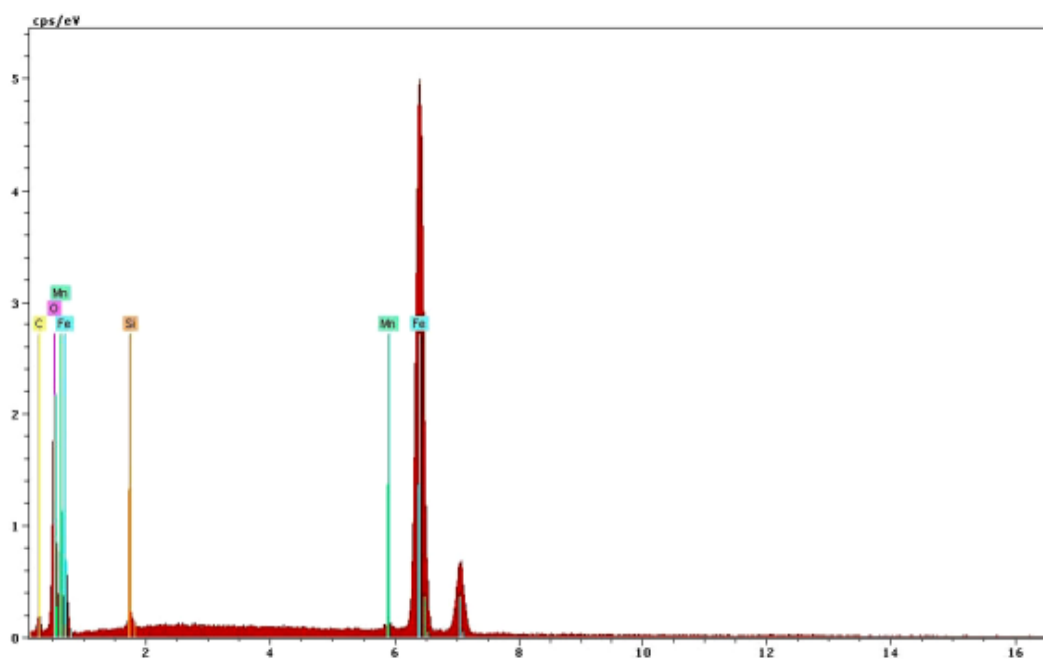


Fig. 3.5. Oțel 1.0305 îmbunătățit și topit superficial cu laser. Diracție de raze X [54]

Concluzii

Cercetările experimentale au arătat că energia laserului poate fi utilizată la tratamentele termice superficiale ale oțelurilor de îmbunătățire carbon și aliate.

Straturile superficiale călite capătă durități comparabile cu cele obținute prin procedee clasice sau chiar mai mari. Călirea cu laser prezintă următoarele avantaje:

- durată foarte scurtă a procedului;

- nu necesită medii de răcire externe (apă, ulei);
- durificarea poate fi realizată prin transformare structurală în stare solidă, sau prin topire superficială.

În cazul încercărilor proprii s-a realizat durificarea superficială prin ambele mecanisme, modificând puterea radiației laser:

- efectul radiației laser este local, încălzirea este urmată de răcire rapidă nefiind influențate zonele adiacente sau acestea sunt influențate într-o măsură mică;
- pot fi călite suprafețe mici, imposibil de realizat prin alte procedee.

3.2. Cercetări privind creșterea rezistenței la uzare a oțelurilor 1.0503, 1.0601, 1.7035 și 1.6582 prin aplicarea de tratamente termice cu laser

În cadrul acestor cercetări s-au folosit oțeluri de îmbunătățire aliate și nealiate care au fost supuse unor tratamente de suprafață cu ajutorul radiației laser. Acestea au fost precedate de tratamentul termic de îmbunătățire.

Tratarea suprafețelor cu fascicul laser se realizează în scopul obținerii unor calități superioare ale suprafeței materialelor: duritate, aspect, rezistență la agenți chimici, etc.

În urma tratamentelor termice de durificare superficială cu fascicul laser suprafața materialului capătă rezistență crescută la uzare.

Uzarea are loc la interacțiunea mecanică a reperului considerat cu un alt corp solid sau cu un mediu fluid cu particule solide în suspensie. Dacă interacțiunea are loc sub formă de frecare, atunci uzarea se definește ca "uzare prin frecare" [11, 18, 19, 20, 21]. Mărimea uzării poate fi exprimată prin mai multe mărimi și anume:

- prin uzura liniară, când se determină grosimea stratului uzat;
- prin uzura volumetrică, când se determină volumul materialului îndepărtat prin frecare;
- prin uzura gravimetrică, care se exprimă prin masa materialului pierdut prin frecare.

De asemenea procesul de uzare poate fi caracterizat și prin alți indicatori, cum ar fi [22]:

- viteza de uzare

$$u = V/l \quad (3.5)$$

unde: V – volumul materialului uzat;

l – lungimea de uzare.

Viteza de uzare este data de forța de apăsare:

$$u = f(F_n) \quad (3.6)$$

- intensitatea liniară de uzare

Se exprimă prin relația:

$$I_{lu} = \frac{\Delta H}{L_f} = \frac{\Delta H}{n \cdot L_1} \left[\frac{\mu m}{km} \right], \text{ adimensional} \quad (3.7)$$

unde : ΔH – grosimea totală a stratului uzat;

L_1 – lungimea de frecare la un ciclu;

n – numărul de cicluri;

Inversul intensității liniare de uzare se numește “rezistență la uzare”:

$$R_u = \frac{1}{I_{lu}} = \frac{L}{\Delta H} \quad (3.8)$$

- intensitatea gravimetrică de uzare

$$I_g = \frac{\Delta m}{L_f} \left[\frac{g}{km} \right] \quad (3.9)$$

în care: m – masa de material îndepărtată prin uzare;

Intensitatea gravimetrică de uzare mai poate fi exprimată și prin raportul dintre masa de material pierdută prin uzare și timpul de încercare:

$$I'_g = \frac{\Delta m}{\tau} \left[\frac{g}{min} \right] \quad (3.10)$$

- sensibilitatea la uzare este dată de relația:

$$\gamma = \frac{\Delta V}{F_f \cdot L_f} \left[\frac{mm^3}{N \cdot m} \right] \quad (3.11)$$

Încercările experimentale tribometrice s-au efectuat pe epruvete confecționate din patru oțeluri de îmbunătățire, două nealiate EN 1.0503 și EN 1.0601, respectiv două aliate EN 1.7035 și EN 1.6582[22]. Epruvetele au avut forma arătată în (fig.3.6) și au fost supuse tratamentului termic de îmbunătățire (călire+revenire) și îmbunătățire urmată de călire superficială cu laser (C+R+L).



Fig. 3.6. Epruvete destinate încercărilor de uzare [22]

În tabelul 3.4 sunt redate valorile durităților superficiale pentru epruvetele supuse celor două variante de tratament termic testate și testate tribologic.

Tabelul 3.4. Valorile durităților pentru epruvetele destinate testelor tribologice [22]

Marca oțelului	Simbolizare alfa numerică	1C45	1C60	41Cr4	34CrNiMo6
	Simbolizare numerică	1.0503	1.0601	1.7305	1.6582
Duritatea [HRC]	C+R [HRC]	33,8	38,1	37,6	41,8
	C+R+L [HV _{0,3}]	676	118	739	723

Tribometrul utilizat la încercări realizează rotirea în jurul unui ax vertical a unei plăci cilindrice din oțel rapid călit (care reprezintă piesa etalon. Epruveta supusă încercării este apăsată cu o forță constantă perpendiculară pe această placă. În figura 3.7 este prezentat modul de funcționare a dispozitivului.

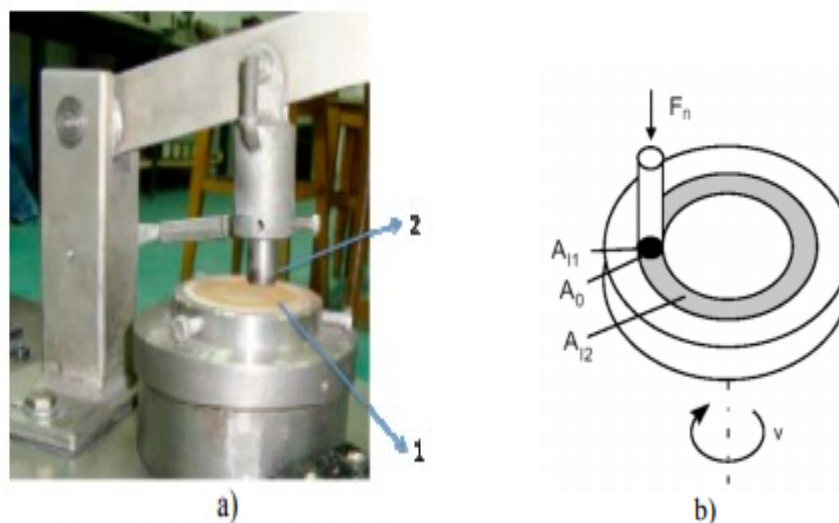


Fig. 3.7. Tribometru: a) Imagine foto; b) Schema functionala: 1. Placa din oțel rapid, 2. Epruveta [22]

La toate încercările efectuate s-au pastrat aceleași condiții de lucru, și anume: $F_n = 48\text{N}$; $n=600\text{ rot/min}$; $\frac{D_m}{2} = 5\text{ mm}$.

Reprezentarea grafică a evoluției uzurii în timpul încercărilor tribologice este prezentată în figurile 3.8-3.13.

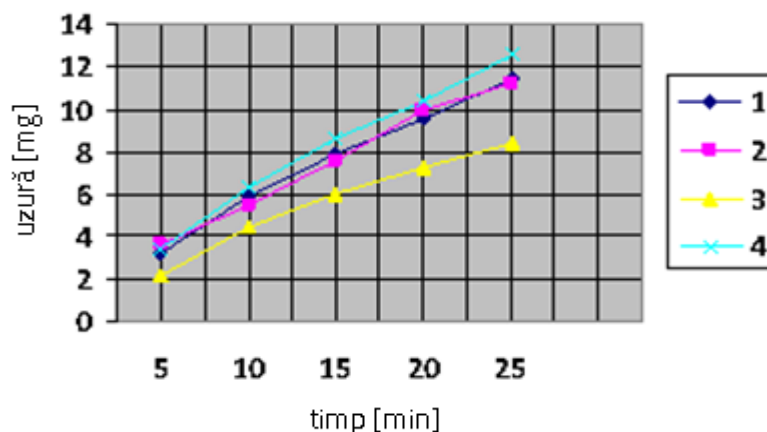


Fig. 3.8. Evoluția în funcție de timp a pierderilor de masă la încercarea de uzare a oțelurilor în stare îmbunătățită (C+R): 1 – oțel 1.0503; 2 – oțel 1.0601; 3 – oțel 1.7305; 4 – oțel 1.6582. [22]

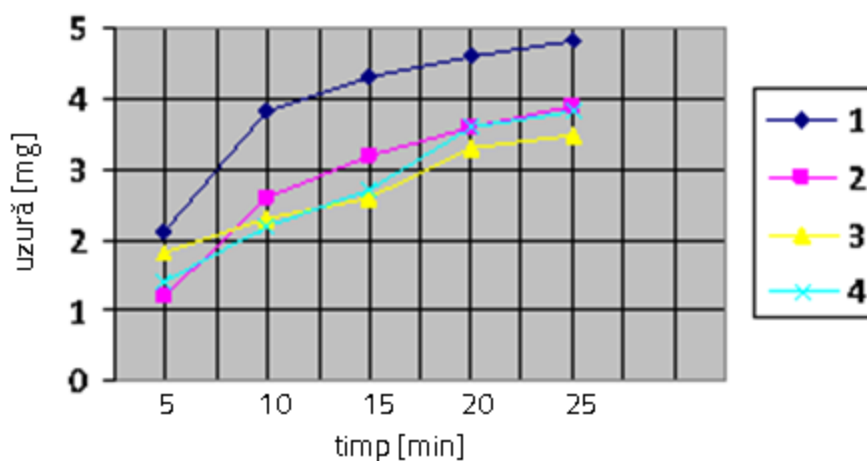


Fig. 3.9. Evoluția în funcție de timp a pierderilor de masă la încercarea de uzare a oțelurilor îmbunătățite și călite superficial cu laser (C+R+L): 1 – oțel 1.0503; 2 – oțel 1.0601; 3 – oțel 1.7305; 4 – oțel 1.6582 [22]

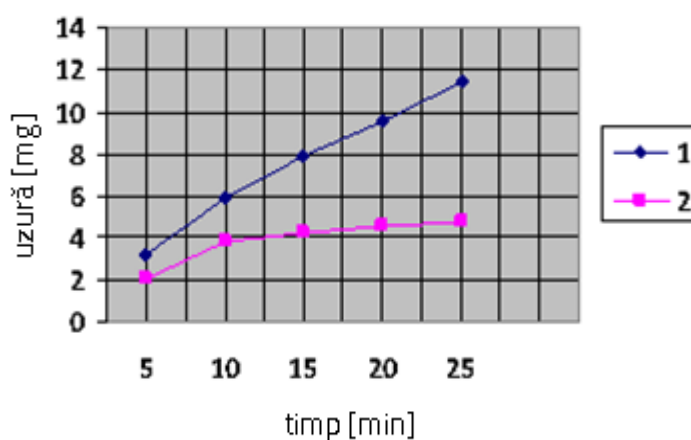


Fig. 3.10. Evoluția în funcție de timp a pierderilor de masă la încercarea de uzare a oțelului 1.0503: 1 – C+R; 2 – C+R+L [22]

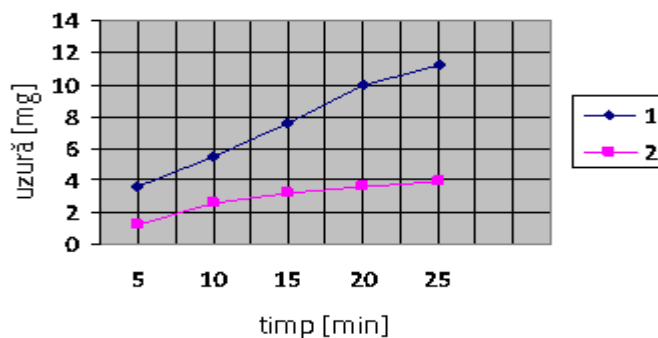


Fig. 3.11. Evoluția în funcție de timp a pierderilor de masă la încercarea de uzare a oțelului 1.0601: 1 – C+R; 2 – C+R+L. [22]

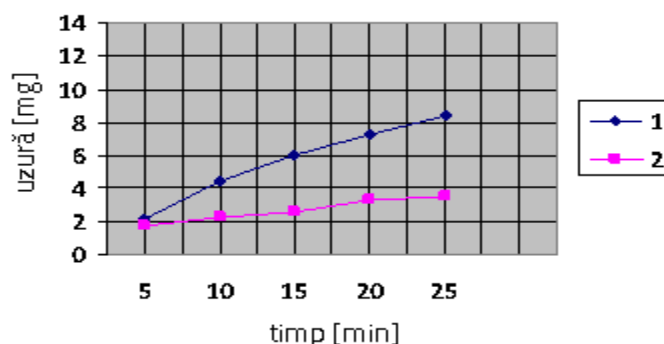


Fig. 3.12. Evoluția în funcție de timp a pierderilor de masă la încercarea de uzare a oțelului 1.7305: 1 – C+R; 2 – C+R+L [22]

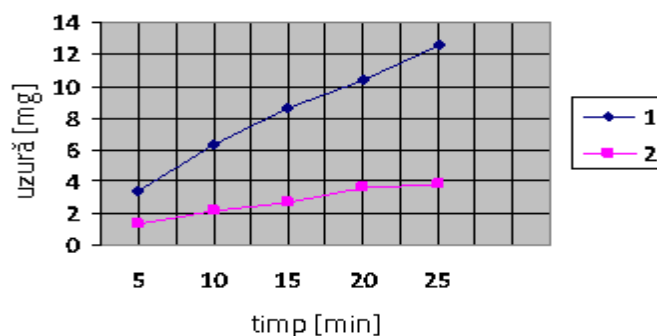


Fig. 3.13. Evoluția în funcție de timp a pierderilor de masă la încercarea de uzare a oțelului 1.6582: 1 – C+R; 2 – C+R+L [22]

În urma analizei rezultatelor rezultă următoarele **concluzii**:

- valorile durității au crescut după tratamentul termic cu laser (C + R + L) indiferent de oțelul studiat iar rezistența la uzare este mai bună decât în cazul tratamentului clasic (C+R).
- rezistența la uzare a oțelurilor este influențată de mulți factori, cei mai importanți fiind compoziția chimică și tratamentul termic aplicat;

- comportarea la uzare se îmbunătățește considerabil prin tratamente termice superficiale; acestea măresc duritatea straturilor exterioare și provoacă formarea de tensiuni interne de compresiune care sunt favorabile procesului.

3.3. Cercetări privind utilizarea energiei fluxului de electroni la tratamentul termic al suprafețelor

O altă direcție spre care au fost îndreptate cercetările efectuate, a fost studiul tratamentului termic de suprafață prin aplicarea unui flux de electroni pe suprafața pieselor [57]. Aplicarea fluxului de electroni s-a realizat pe materialul supus în prealabil tratamentului termic de îmbunătățire. Parametrii de lucru au fost astfel aleși încât să se realizeze încălzirea fără topire a stratului superficial. Pe probele astfel tratate s-au efectuat studii privind structurile metalografice, duritățile obținute și de asemenea rezistența la uzare.

Producerea fascicului de electroni se bazează pe fenomenul de emisie termoelectronică, adică pe proprietatea unui catod încălzit de a emite un flux de electroni. Fasciculul de electroni emis într-un spațiu vidat este apoi accelerat și focalizat asupra obiectului de tratat termic.

La prelucrarea superficială a metalelor utilizând fasciculul de electroni se pot aplica două variante de lucru, cu și fără topirea materialului:

- I - fără topirea materialului: fasciculul de electroni cu densități de putere de $10^3 \dots 10^4$ W/cm² este aplicat asupra suprafeței metalice timp de 1-3 secunde. După încetarea acțiunii spotului răcirea se face cu viteză mare, care poate ajunge și la 10^4 °C/s; în aceste condiții în oțeluri se formează martensita.

- II- cu topirea materialului: fasciculul de electroni cu densități mari de putere de $10^4 \dots 10^7$ W/cm², cu timp de bombardare a materialului de 10^{-2} - 10^{-1} secunde produce topirea unui strat superficial. Topirea și apoi solidificarea aproape instantanee durifică intens straturile exterioare.

La durificarea superficială cu flux de electroni se disting două moduri de lucru pentru acoperirea suprafeței de prelucrat: - prin baleierea suprafeței și - prin metoda punct cu punct.

Cercetările efectuate de noi au urmărit posibilitățile de durificare a suprafețelor oțelurilor prin bombardarea cu fascicul de electroni. În acest scop s-au ales două oțeluri supuse experimentărilor: OLC45 și 41 Cr4. Probele au fost supuse tratamentului de îmbunătățire clasic după care s-a aplicat călirea superficială. Parametrii de lucru la tratamentul cu fascicul de electroni sunt prezentați în tabelul 3.5. În cadrul cercetărilor s-a

aplicat varianta de lucru prin baleierea continuă a suprafeței probei, fără topirea stratului superficial.

Tabelul 3.5. Parametrii de lucru la tratamentul cu fascicul de electroni [57]

Nr. crt.	Marca oțelului	Tensiunea de accelerare U [Kv]	Intensitatea curentului I [mA]	Viteza de depl. a fasciculului v [cm/min]	Distanța de lucru l [mm]	Duritatea în strat HV _{0,005}
1.	OLC45	60	18	140	150	676
2.	41Cr4	60	18	140	150	739

Călirea superficială cu flux de electroni conduce la creșterea apreciabilă a durității stratului cu menținerea proprietăților din substratul îmbunătățit. Se constată în ambele cazuri existența structurii martensitice.

În cazul cercetărilor experimentale privind rezistența la uzare a epruvetelor, mărimea uzurii a fost determinată prin cântărire, după fiecare ciclu de 5 minute, pe o balanță analitică cu precizia de 10^{-4} g. Pentru evidențierea eficienței tratamentului cu flux de electroni s-au efectuat încercări la uzare pentru epruvete astfel tratate comparativ cu probe de referință, în stare îmbunătățită.

Rezultatele încercărilor sunt redată în diagramele din figurile 3.14-3.16.

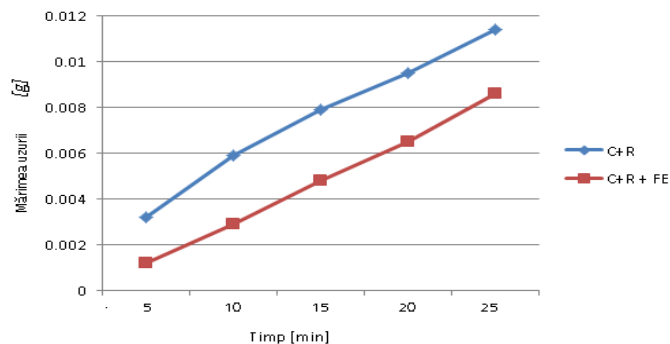


Fig.3.14. Mărimea uzurii la probele din OLC45 supuse la tratamentul termic de îmbunătățire (C+R) și apoi la tratamentul termic cu flux de electroni (C+R+EF)[57]

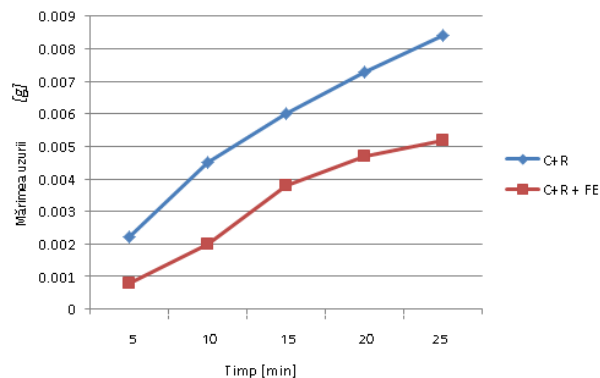


Fig.3.15. Mărimea uzurii la probele din 41Cr4 supuse la tratamentul termic de îmbunătățire (C+R) și apoi la tratamentul termic cu flux de electroni (C+R+EF) [57]

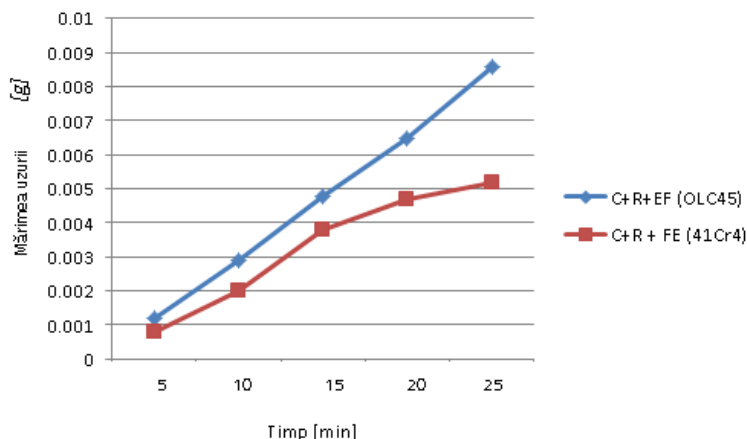


Fig.3.16. Măritimea uzurii la probele supuse la tratamentul termic cu flux de electroni (C+R+EF) pentru oțelurile OLC45 și 41Cr4 [57]

Cercetările efectuate au condus la următoarele concluzii:

- evoluția uzurii în timp a fost mai accentuată la oțelul de îmbunătățire carbon OLC45 comparativ cu cea a oțelului de îmbunătățire aliat 41Cr4.
- eficiența călirii superficiale cu fluxul de electroni se concretizează printr-o creștere a rezistenței la uzare cu 30 până la 60% în funcție de clasa oțelului.

3.4. Depuneri de filme de SiC pe oțeluri de îmbunătățire în scopul creșterii rezistenței la uzare cu ajutorul PLD

În cadrul cercetărilor am mai avut în vedere și depunerile de filme subțiri cu ajutorul radiației laser. Raza laser acționează asupra materialului de adaos (ținta), o vaporizează, iar jetul obținut se proiectează asupra piesei (substrat) ca în figura 3.17[54].

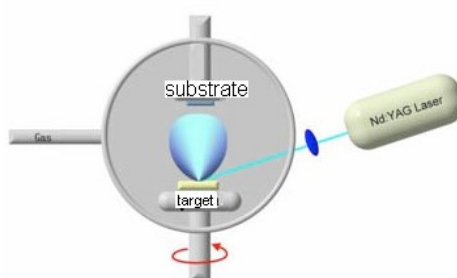


Fig.3.17. Sistemul de depunere de filme subțiri prin metoda laser-pulsată [54]

În acest caz, radiația laser focalizată cade sub un unghi de 45° pe țintă. Plasma de vapori se formează cu o distribuție unghiulară, directionată după normală.

Depunerile de filme subțiri se realizează în incinta de reacție vidată sau conținând azot la presiuni de $5 \cdot 10^{-2}$ -1mbar.

Asupra rezultatelor privind depunerile de filme subțiri cu ajutorul laserilor influențează mai mulți parametri cum ar fi:

- distanța țintă-substrat - dimensiunea medie a particulelor depuse și rugozitatea filmelor sunt sensibil influențate de distanța dintre țintă și substrat; dacă această distanță este mică, depunerea prezintă porțiunile ieșite în relief și rugozitatea stratului este mare; dacă distanța se mărește, depunerea este mult mai uniformă, se observă mai puține particule ieșite în evidență, iar rugozitatea stratului rezultă mai mică. În figura 3.18 sunt ilustrate aceste diferențe, în funcție de distanța substratului față de țintă.



Fig. 3.18. Imagini AFM pentru două filme depuse pentru diferite distanțe țintă-substrat: a) 3 cm; b) 2 cm [54]

- temperatura substratului - un rol important în depunerea laser-pulsată îl are temperatura substratului; cu cât temperatura substratului este mai scăzută în timpul depunerii, cu atât rugozitatea stratului depus este mai mare (fig. 3.19).

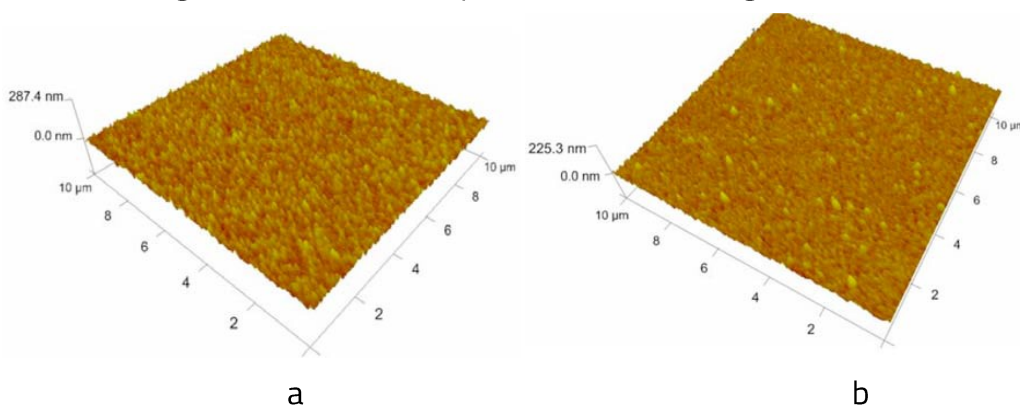


Fig. 3.19. Imagini AFM și rugozitatea straturilor depuse la temperaturi diferite ale substratului: a) 20°C; b) 150°C [54]

- presiunea de lucru - presiunea din incintă influențează în mod pregnant aspectul depunerilor; creșterea presiunii finisează în mod sensibil mărimea particulelor depuse. Păstrând cunoscute temperatura substratului, fluența, energia și frecvența laserului, presiuni de lucru diferite conduc la situația prezentată în figura 3.20.

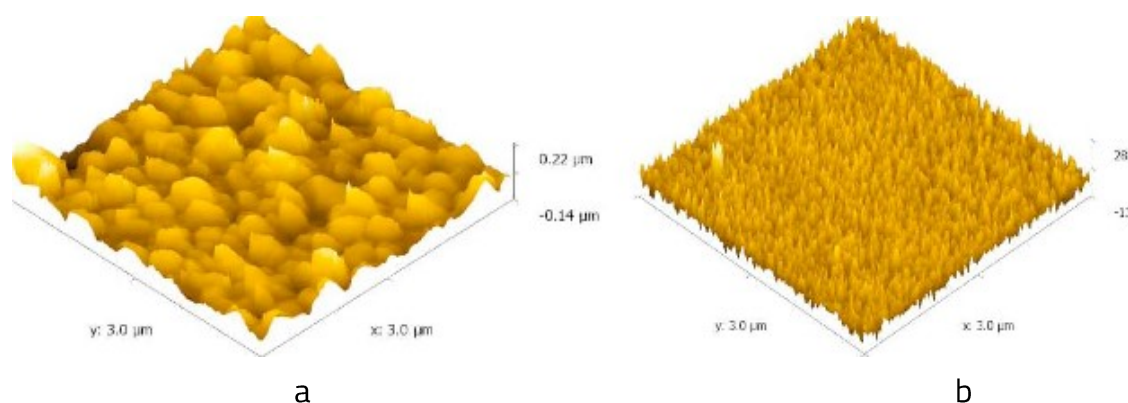


Fig.3.20. Imagini AFM ale suprafețelor probelor depuse la presiuni diferite: a) 10^{-5} torr; b) 3,5 torr [56]

Având în vedere toate acestea, încercările experimentale au fost efectuate pe epruvete din de oțelurile de îmbunătățire prezentate în tabelul 3.6. Acestea au fost supuse inițial tratamentului termic de îmbunătățire obținându-se durități și structuri caracteristice.

Pe probele supuse îmbunătățirii s-au efectuat depuneri de filme din carbură de siliciu cu ajutorul radiației laser-pulsată în scopul creșterii rezistenței la uzare. Laserul a funcționat la parametrii indicați în tabelul 3.7.

Tabelul 3.7. Paramerii radiației laser[54]

Ținta	P [mbar]	P_{N_2} [mbar]	d[cm]	Pulsuri [n]	[nm]	Densitatea de energie [J/cm ²]
SiC	10^{-4}	0,05	4	60000	193	3

În tabelul 3.8 sunt indicate microduritățile obținute în straturile depuse pentru diferite distanțe țintă-substrat.

Tabelul 3.8. Microdurități obținute în stratul depus pe oțelul 1.0503 [54]

Marca oțelului	Tratament termic substrat	Tratament superficial	Distanța [mm]	Duritate [HV _{0,005}]
1.0503	Îmbunătățire	PLD	1,5	634
			3	670
			4,5	1106
			6	905
			7,5	571
			9	541

Se constată că creșterea distanței țintă-substrat este favorabilă din punct de vedere a durității stratului până la circa 4,5 cm; peste această valoare se înregistrează scăderea durității superficiale pe probele din oțel 1.0503, cu depuneri de SiC.

În urma cercetărilor experimentale se poate concluziona că metoda de depunere a straturilor subțiri prin PLD pe oțeluri de îmbunătățire este avantajoasă deoarece prin sursa de căldură strict localizată se obține durificarea suprafeței numai în zonele de interes; ca urmare, deformațiile sunt practic neglijabile.

De asemenea se remarcă obținerea de pelicule cu duritate mare. Carbură de siliciu, fiind un material dur, prin formarea pe un substrat tenace a acestei pelicule se poate conta pe o îmbunătățire apreciabilă a rezistenței la uzare. Pentru piese de dimensiuni reduse procedeul devine aplicabil și în același timp rentabil datorită timpului extrem de scurt de tratament superficial.

3.4.1. Proprietățile mecanice ale filmelor nanocristaline obținute prin PLD

a- Filme de SiC

Carbură de siliciu este un material cu proprietăți mecanice, optice, termochimice, electronice și electrice excelente, motiv pentru care are o largă utilizare în microelectronică, acoperiri de protecție pentru scule, etc [56]. Studiile recente sugerează utilizarea SiC în industria nucleară ca acoperiri de încapsulare pentru combustibilul nuclear. Pentru astfel de aplicații filmele depuse de SiC trebuie să-și mențină proprietățile la temperaturi cuprinse între 500 și 800°C și chiar mai mari, până la 1000°C, în cazul producerii unui accident. Depunerea de filme de SiC de înaltă calitate este un proces provocator datorită randamentului scăzut de sputtering, temperatura ridicată de topire și reactivitatea cu oxigenul. Rezultate bune recente s-au obținut folosind tehnici CVD, cu fascicul de ioni sau tehnici de pulverizare. Folosind depunerea PLD, filmele de SiC rezultate sunt de calitate bună și sunt foarte utile pentru investigarea proprietăților acestora.

Creșterea filmelor de SiC a necesitat un laser cu o fluentă ridicată, un vid rezidual foarte scăzut, CH₄ de înaltă puritate și multe încercări. Rezultatele obținute din simulări ale curbelor de reflexie cu raze X achiziționate din peliculele PLDgrown au arătat că acestea o rugozitate scăzută a suprafeței (rmsvalue <1 nm) și o densitate în jur 3,20 g / cm³, aproape identică cu valoarea tabelară pentru SiC.

În urma analizelor cu raze X s-a observat ca filmele sunt nanocristaline, iar cercetările prin spectroscopie foto-electronică au arătat că filmele conțin o concentrație de oxigen destul de scăzută, sub 2-3%.

Pentru programul experimental PLD utilizat pentru depunerea filmelor s-a folosit un laser cu excimer KrF ($\lambda = 248$ nm, durata impulsului $\tau = 25$ ns, fluctuația de 8 J / cm², rata de

repetiție de 40 Hz) într-o incintă de oțel inoxidabil vidată - pentru a elimina țintele policristaline SiC (Angstrom Sciences). Presiunea maximă în incintă a fost de 10^{-6} Pa. Deoarece proprietățile filmelor depuse s-au îmbunătățit odată cu creșterea temperaturii substratului, cercetările la filmele depuse s-au limitat la temperatura maximă de 1000°C . După depunere, filmele s-au menținut o oră la temperatura de depunere și apoi au fost răcite lent la temperatura camerei la o viteză de $5^{\circ}\text{C} / \text{min}$. Conform măsurătorilor de ellipsometrie, grosimea filmelor depuse a fost de aproximativ $1 \text{ }\mu\text{m}$ și $0,5 \text{ }\mu\text{m}$, $\pm 5\%$ pe o zonă de 2 cm^2 pentru seria de probe SiC 17 (27000 impulsuri) și SiC 18 (14000 impulsuri). Proprietățile mecanice ale filmelor subțiri au fost investigate folosind un dispozitiv de nanoindentare produs de CSM Instruments (NHT-2) echipat cu un vârf de diamant Berkovici. Pentru a minimiza contribuțiile substratului, s-au efectuat experimente de indentare controlând penetrarea adâncimii între 80 și 120 nm și 40 și 150 nm la sarcini maxime cuprinse între 4 - 7 mN și 1-11 mN pentru probele SiC 17 și, respectiv, probele SiC 18. Duritatea și modulul redus au fost determinate după modelul lui Oliver și Pharr.

La fiecare serie de probe s-a făcut o matrice de măsurări cu deplasări X și Y de 0,05 mm, cu următorul protocol: sarcină liniară, rată de încărcare = $100 \text{ nm} / \text{min}$, pauză în timpul încărcării maxim 2s (pentru a minimiza efectul de fluaj) și rata de descărcare = $100 \text{ nm} / \text{min}$. Având în vedere variația grosimii peliculelor depuse cu PLDs-au luat în considerare numai indicațiile situate în zona centrală a filmelor. Rezoluția de încărcare a echipamentului este de 40 nN, cu o încărcătură utilizabilă de încadrare între 0,1 și 500 mN. Derivarea termică, care poate influența măsurătorile cu adâncimi mai mici de 100 nm, a fost contracarată cu ajutorul unui inel de referință din zirconiu, care a fost în contact cu suprafața probei. Inelul de referință acționează ca o incintă locală pentru protecția pasivă a locurilor de măsurare de la curenți de aer, unde sonore și modificări ale umidității și temperaturii. Temperatura și umiditatea mediului s-au menținut constant în timpul măsurătorilor. Pentru comparație s-au efectuat măsurători de nanoindentare pe substratul de siliciu, urmând următorul protocol: încărcare liniară, adâncimea de penetrare 300 nm, vitezele de încercare $1000 \text{ nm} / \text{min}$. Testele de zgâriere au fost efectuate pe un tester CSMI un identor cu vârf de oțel 100Cr6 cu raza vârfului = $100 \text{ }\mu\text{m}$). Sarcina a fost aplicată progresiv, de la 0,03 N la 9 N pentru probele SiC 17 și de la 0,03 la 8 N pentru probele SiC 18, cu o viteză de $1 \text{ N} / \text{min}$. Lungimea testelor a fost de 3 mm, fiind limitată la suprafața eșantioanelor cu o grosime relativ uniformă. Trei urme au fost realizate pe fiecare probă măsurată, cu o deplasare pe axa Y de 0,2 mm între fiecare urmă. Valorile critice de sarcină au fost obținute după analiza optică a liniilor de uzură și acestea sunt definite după cum urmează: Lc1 - pentru apariția primelor fisuri din film; Lc2 -

sarcina corespunzătoare primei delaminări a filmului; $Lc3$ - sarcina responsabilă pentru delaminarea a mai mult de 50% din peliculă de pe pista de uzură.

Testele de uzură mecanică (figura 3.21) au fost efectuate la temperatura de 25°C și 900°C în atmosferă de aer utilizând un tribometru uscat cu bilă pe disc de la CSM Instruments. Bilele de rulmenți au fost fabricate din Si₃N₄ având un diametru de 5 mm. Încărcarea normală a fost stabilită la 1,00 N, viteza maximă liniară la 0,05 m / s și starea de stop la 2400 cicluri. Compoziția chimică a filmelor a fost investigată prin spectroscopie fotoelectronică (XPS).

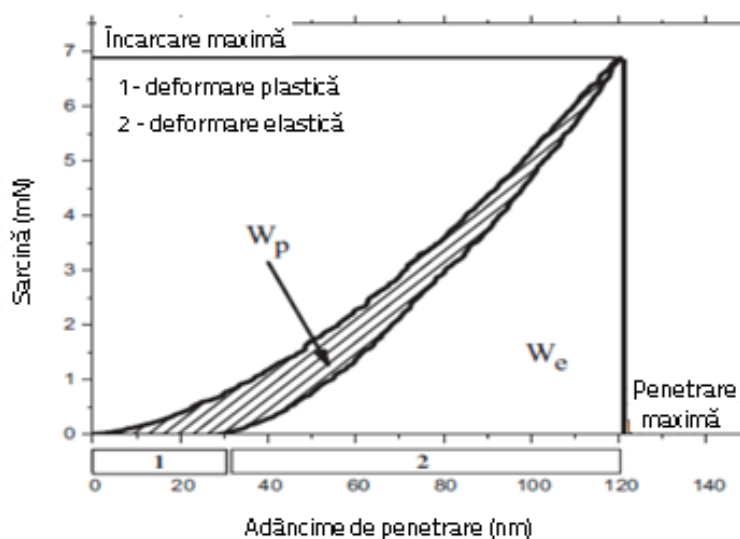


Fig.3.21. Curbele de încărcare-descărcare pentru o adâncime de penetrare de 120 nm înregistrată pentru eșantionul SiC 17[56]

Măsurătorile de nanoindentare au fost efectuate în mai multe locuri, și pe mai multe eșantioane, cu adâncimi diferite de penetrare. Rezultatele reprezentative sunt prezentate în tabelul 3.9. În general, rezultatele au arătat că filmele au fost foarte tari, prezentând valori de la 32 până la 41 GPa pentru ambele probe, în timp ce valorile modului de elasticitate au fost de aproximativ 250-260 GPa, valori tipice pentru filme de bună calitate din SiC.

După investigarea ulterioară a datelor se pot face mai multe observații. În figura 3.22 este reprezentată o curbă tipică încărcare-descărcare pentru o adâncime de penetrare de 120 nm înregistrată pentru eșantionul SiC 17. Din evoluția curbelor de încărcare-descărcare se poate observa că filmul prezintă un grad foarte mic de deformare plastică. O evoluție similară a fost observată pentru măsurătorile rămase, indiferent de adâncimea de penetrare, ceea ce conduce la concluzia că aceste caracteristici mecanice sunt relativ omogene pe toată grosimea măsurată a filmelor.

Tabelul 3. 9. Caracterizarea mecanică a filmelor de SiC obținută prin nanoindentare (Hit-duritatea pe adâncime, Eit-modului de indentare: W_p – plastic, W_e – elastic, u_p - proporția) [56]

Proba	Adâncime de penetrare [nm]	H_{it} [GPa]	E_{it} [GPa]	HV Vickers	W_p	W_t	u_p	H/E	H^3/E^2
SiC17	80	32,6	238	3023	20,60	104,83	0,1965	-	-
	90	34,3	232	3176	27,77	139,01	0,1997	-	-
	120	35,5	239	3290	62,22	325,96	0,1908	-	-
	120	36,2	242	3351	68,62	318,95	0,2151	-	-
	Media aritmetică	34,6	237,7	3210	-	-	-	0,14	0,73
	Eroare relativă	±5,91%	±2,41%	±5,82%	-	-	-	-	-
SiC18	40	32,7	261	3029	1,26	13,23	0,0952	-	-
	80	37,3	259	3456	18,25	119,94	0,1521	-	-
	100	35,6	254	3297	33,52	204,8	0,1636	-	-
	100	35,1	237	3250	30,58	184,05	0,1661	-	-
	150	35,2	285	3258	212,71	697,01	0,3051	-	-
	Media aritmetică	35,1	259,2	3258	-	-	-	0,13	0,64
	Eroare relativă	±7,04%	±9,95%	±7,02%	-	-	-	-	-
Si (substrat)	Media aritmetică	11,2	130	1042	1034,8	2035,0	0,50	0,08	0,08
	Eroare relativă	±0,38%	±3,58%	±0,38%	±0,91%	±1,92%	±1%	-	-

Se poate observa că, în ceea ce privește raportul H / E este posibil ca filmul de SiC pentru eșantionul SiC 17 să fie mai gros, el comportându-se puțin mai bine în timpul testelor de uzură. În tabelul 3.10 sunt prezentate valorile măsurate experimental pentru încărcările critice privind aderența la substrat pentru fiecare lot. Dacă comparăm valorile critice de încărcare pentru fiecare probă, observăm că eșantionul SiC18 prezintă în general valori mai ridicate, deci o mai bună aderență la substrat. Având în vedere că variabila principală în timpul depunerii filmelor pe substraturile de siliciu a fost numărul de impulsuri, pare să existe o mică influență a acestui parametru asupra aderenței la substrat.

Tabelul 3.10. Valorile critice de încărcare rezultate din testele de aderență pe eșantioanele SiC17 și SiC18 [56]

Probă	Urmă	Lc_1 [N]	Lc_2 [N]	Lc_3 [N]
SiC17	1	2,47	3,91	7,61
	2	2,63	4,64	5,43
	3	2,64	3,80	5,11
	Media aritmetică	2,58	4,11	6,05
	Eroare relativă	±4,26%	±12,89%	±25,78%
SiC18	1	3,09	4,23	7,59
	2	2,58	4,32	7,43
	3	2,79	4,04	7,55
	Media aritmetică	2,82	4,20	7,52
	Eroare relativă	±8,51%	±3,09%	±1,19%

Având în vedere valorile din tabelul 3.10 se poate observa că aderența filmelor de SiC la substratul de siliciu este în această situație particulară mai mică decât aceea măsurată pentru filmul subțire. Mai probabil, explicația privind aderența mai mică la substratul provine de la discrepanța caracteristicilor mecanice ale substratului în comparație cu filmele, un caz tipic al unui film foarte dur pe un sistem de substrat moale.

Această observație este în primul rând întărită și de apariția traseelor de zgârieturi. În figurile 3.22 și 3.23 sunt prezentate imaginile capturate din regiunile unde încărcările critice privind aderența la au fost observate pe substraturi, pentru eșantionul SiC 17 și proba SiC 18 forma (șuruburi) și orientarea spărturilor (deschise spre direcția zgârieturilor) din fig. 3.22 și 3.23 sunt caracteristice procesului numit cracare prin grosime.

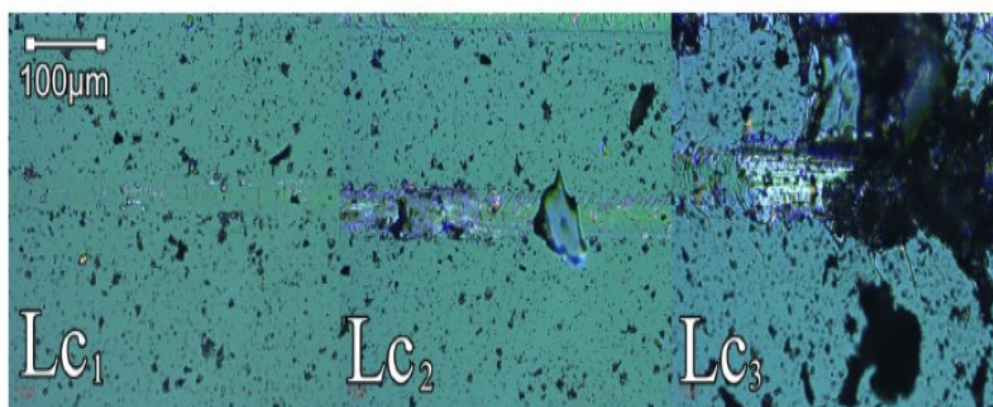


Fig. 3.22. Imagini microscopice optice ale zonelor în care s-au observat sarcini critice de încercare de aderență – proba SiC17[56]

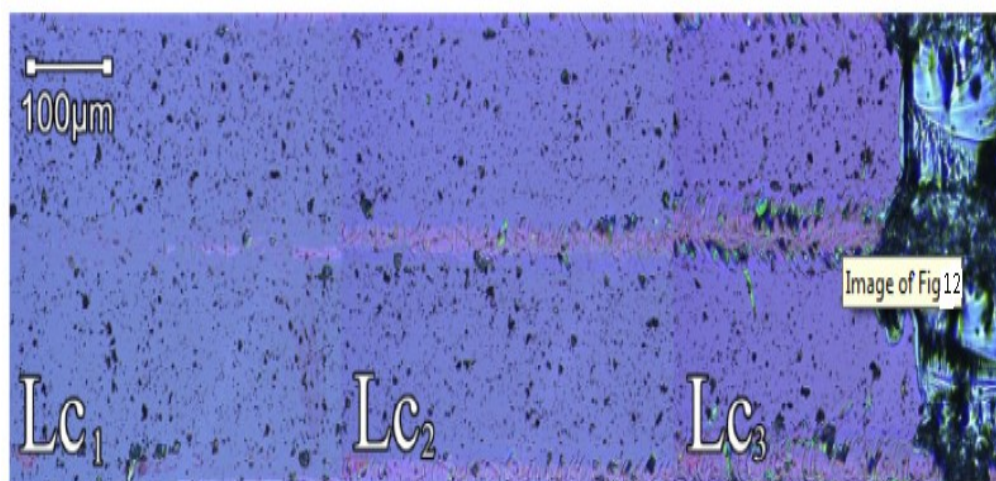


Fig. 3.23. Imagini microscopice optice ale zonelor în care s-au observat sarcini critice de încercare de aderență – proba SiC18 [56]

Coeficienții de frecare înregistrați și adâncimile de penetrare din timpul testelor de uzură înregistrate pentru eșantionul SiC 17 la temperatura camerei și 900°C sunt redată în

figura 3.24. Valorile estimate ale materialului uzat precum și rata de uzură pentru ambele eșantioane sunt prezentate în tabelul 3.11.

Tabelul 3.11. Parametrul de uzură înregistrat la probele de SiC la temperatura camerei și 900°C [56]

Probă	SiC17		SiC18	
T[°C]	25	900	25	900
Volumul uzat (V), mm ³	0,45	0,32	0,70	0,35
Rata de uzură, mm ³ /m	9,99E-03	7,14E-03	1,54E-02	7,82E-03
Coeficientul de frecare (μ)	0,495	0,495	0,668	0,673

Comportamentul suprafeței eșantioanelor în timpul testelor este diferit dacă se folosesc temperaturi diferite. În primul caz (temperatura camerei), prima parte a curbei prezentată în figura 3.24, stânga (1-182 s) a fost influențată de neomogenitatea și rugozitatea suprafeței, următoarea parte (platou) fiind reprezentativă pentru fricțiunea reală. La testul de temperatură ridicată, chiar dacă temperatura utilizată de 900°C a fost foarte ridicată, este evident că filmul de SiC 17 a fost distrus după o lungime asemănătoare (aproximativ 17.30 m,) ca în cazul testării la temperatura camerei.

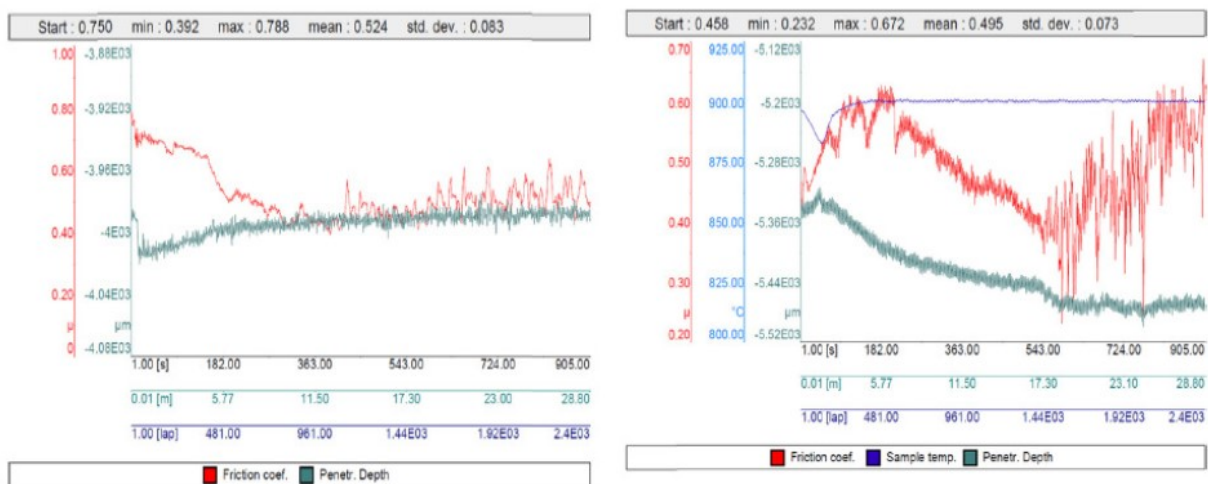


Fig.3.24. Coeficientul de frecare, adâncimea de penetrare și înregistrările de temperatură în timpul testelor de uzură efectuate pe proba SiC17 în aer la temperatura camerei (stânga) și 900°C (dreapta) [56]

Proba a prezentat o valoare medie mai mică a volumului uzat și a coeficientului de frecare. Există două rezultate importante din aceste teste: în primul rând, coeficienții de frecare măsurați pentru aceste filme subțiri nanostructurate de SiC sunt asemănători cu alte măsurători raportate în literatură pentru filmele mult mai groase de SiC sau mostre. În al doilea rând, nu au existat diferențe majore între uzură și proprietățile măsurate la temperatura camerei și cele măsurate la 900°C. Aceste rezultate au arătat că filmele SiC ar

putea menține legăturile lor mecanice la temperaturi foarte ridicate, făcându-le atractive pentru aplicații speciale în reactoarele nucleare.

Rezultate arată că astfel de filme SiC ar putea fi utilizate cu succes în aplicații la temperaturi ridicate cum ar fi încapsularea combustibilului nuclear.

c- Filme de TiC

Au fost investigate proprietățile structurale și mecanice ale filmelor TiC obținute folosind tehnica de depunere cu laser pulsant pe substraturi (100) Si la 500°C la presiuni diferite în atmosferă de CH₄ sau N₂ de înaltă puritate[58].

Se constată că:

Analizele cu difracție cu raze X au arătat că filmele au fost nanocristaline, dimensiunile grăunților scăzând odată cu creșterea atmosferei gazoase utilizate în timpul depunerii și au prezentat valori de microtensiune în jur de 1%. Simulările curbelor de reflexie cu raze X au arătat că filmele au densități apropiate de valoarea tabelară. Suprafața a fost acoperită de un strat de contaminare cu oxi-carbură cu grosimea de ~ 2 nm care s-a format atunci când filmele au fost expuse la mediu și foarte netede, cu o suprafață de rms de aproximativ 1 nm. Investigațiile spectroscopiei fotoelectronice cu raze X au arătat un nivel scăzut de impurități de oxigen de aproximativ 5-7% odată ce stratul de suprafață al contaminării a fost îndepărtat prin pulverizare ionică. Investigațiile privind nanoindentările și testele de zgârietură au arătat că filmele erau dure și aderente.

Concluzii generale

Ca și concluzie generală a capitolului III se poate spune că o atenție sporită în ultimii ani se constată în cazul studierii suprafețelor pieselor metalice. Acest lucru este justificat și prin faptul că suprafața este cea mai expusă solicitărilor mecanice și chimice.

În acest context atenția în ceea ce privește cercetarea s-a îndreptat și spre tratamentele de suprafață cu utilizarea laserului ca sursă de energie respectiv fluxul de electroni. Radiația laser s-a utilizat pentru călirea superficială a unor oțeluri de construcție și de asemenea la depunerea de straturi subțiri. Depunerile s-au studiat prin prisma rezistenței la uzare cât și a aspectului metalografic. Rezultatele obținute sunt relevante.

Creșterea rezistenței la uzare s-a mai realizat și prin depuneri de SiC și TiC cu ajutorul PLD.

Toate aceste studii s-au dovedit semnificative prin prisma rezultatelor obținute; ca urmare se justifică atenția acordată acestui domeniu.

(B-II) PLANURI DE EVOLUȚIE ȘI DEZVOLTARE A CARIEREI

Studii și formare profesională:

Sunt născută în Dragășani, jud. Vâlcea, la data de 11.10.1965. Cursurile primare și gimnaziale le-am efectuat în cadrul Școlii Generale din com. Orlești, jud. Vâlcea, între anii 1972 – 1980.

În continuare, am urmat Liceul Industria nr.8 din Rm. Vâlcea, pe care l-am absolvit în anul 1984. Studiile universitare le-am urmat la Universitatea Transilvania din Brașov, facultatea de Utilaj Tehnologic și Metalurgie, specializarea Turnarea Metalelor între anii 1986 – 1992, învățământ seral, absolvită în anul 1992 cu media 10 (zece).

Începând din octombrie 1999 m-am înscris la doctorat, sub conducerea științifică a d-lui prof. dr. ing. Giacomelli Ioan, la forma cu frecvență, până în data de 30.09.2002, după care am trecut la forma fără frecvență până în 25.06.2005, când am susținut public teza de doctorat.

Titlul tezei de doctorat a fost „Studii și cercetări privind tratamentele termice neconvenționale ale aliajelor pe bază de aluminiu”.

Cariera universitară și activitate profesională:

După absolvirea facultății (din 1993 până în 1996) am desfășurat activitatea profesională în calitate de inginer mecanizare la SC. Tunele Brasov SA (unde am lucrat și pe perioada facultății ca muncitor). Din 1996 am început să desfășor activitate în calitate de cadru didactic asociat și din 1999 ca cercetător doctorand la Universitatea “Transilvania” din Brașov la Facultatea de Știința și Ingineria Materialelor, Catedra de Știința Materialelor, unde am ocupat pe rând următoarele funcții:

1996 – 1999 cadru didactic asociat

01.10.1999 – 30.09.2002 – doctorand cu frecvență

01.10.2002 - 2014 - șef lucrări (Ordin.Rector. nr. 1680/22.07.2002)

2015 – până în prezent – conferențiar (O.R. nr. 7215/13.02.2015)

Activitate didactică

În cadrul activității didactice, începând cu anul 1996, am desfășurat lucrări de laborator, seminar, proiect și predare de cursuri la disciplinele aferente următoarelor specializări:

Activitatea de cercetare a continuat pe parcursul elaborării tezei de doctorat, sub îndrumarea domnului prof. dr. ing. Giacomelli Ioan la Universitatea Transilvania din Braşov, în paralel cu activitatea didactică.

În perioada în care am lucrat ca și cadru didactic la Universitatea Transilvania din Braşov am desfășurat activitate de cercetare în cadrul a 20 proiecte de cercetare naționale pe bază de contract (cu CNCSIS, CEEEX, PNII, PE, beneficiari din industrie), unde am fost membru în colectiv sau director de proiect, participând activ la activitățile de cercetare, la activitățile de diseminare a rezultatelor cercetării și la alte activități specifice.

În ultimii ani am desfășurat activitate având responsabilități majore în cadrul mai multor proiecte de cercetare. Astfel am fost de responsabil financiar la un contract PNII-Domeniul 3- 31-004/2007 "Tehnologie de procesare a deșeurilor periculoase din industria aluminiului secundar pentru obținerea de coagulanți utilizați la purificarea apelor, în scopul prevenirii poluării mediului și a conservării resurselor naturale", precum și director de proiecte la 2 contracte de cercetare cu beneficiari din industrie și director la 2 proiecte de cercetare internaționale în colaborate cu parteneri din Spania (din programul tip SFERA).

Contracte cu beneficiari din industrie:

1. Studii și cercetări pentru îmbunătățirea calității produselor SC ALRO Slatina și instruirea personalului operator, 2010-2011, valoare 97105 RON, beneficiar SC ALRO SA Slatina;
2. Analiza caracteristicilor neomogenită ilor structurale în produsele de tip bară din aliajul ATSi7Mg0.3, 2014-2015, valoare 45.087 RON, beneficiar SC ALRO SA Slatina;

Contracte internationale cu parteneri din Spania:

1. Proiect international SFERA II, Using the solar energy at heat treatments at surfaces of the metal alloys, octombrie 2014 , valoare 13734,9 Euro;
2. Proiect international SFERA II, Research on using solar energy to heat treatment of steels surface, octombrie 2016, valoare 12363,1Euro.

Pe plan național am dezvoltat o relație de colaborare cu SC ALRO SA Slatina, colaborare concretizată prin 2 contracte de cercetare în corelație aplicativă a cercetărilor efectuate în cadrul tezei de doctorat precum și în legătură cu alte activități din procesul de fabricație.

În cadrul activităților didactice, educative și științifice cu studenții am desfășurat activități din cadrul proiectelor de cercetare, precum și activități de perfecționare și efectuare de vizite de studii la studenților din cadrul departamentului, cu beneficiari din industrie din domeniul

specializarilor aferente departamentului Stiinta Materialelor (S.C.BODYCOTE Braşov, SC STAR TRANSSION Cugir, ALRO SA și ALPROM Slatina, s.a).

Pe plan internațional am dezvoltat o relație de colaborare cu Ben Gurion University of the Negev, din Israel și Universitatea Politehnica din TORINO, Italia.

La Ben Gurion University of the Negev am avut un stagiu de documentare, perfectionare și cercetare în perioada februarie 2002 – martie 2002 și o Bursă ERASMUS 2018 iar în anul 2016 am mers la Universitatea Politehnica din TORINO, Italia într-un stagiu pentru cercetare cadrul Bursei Universității Transilvania din Braşov, etapele 2015 și 2016.

Experiență managerială

2008 – până în prezent – responsabil cu orarul pe facultate;

2010 – până în prezent – responsabil cu practica pe departament;

2014 – până în prezent – director adjunct de departament și membru în Consiliul Departamentului de Știința Materialelor;

2010 – până în prezent - responsabil cu calitatea pentru programele de studii la specializările IAIM și IEDM.

2015- până în prezent - Director Specializarea Ingineria Biomaterialelor (specializare pe care am înfiintat-o).

Dezvoltarea activității didactice

Deoarece activitatea didactică reprezintă un aspect important al prezentei propuneri, este necesar ca dezvoltarea abilităților pedagogice să se desfășoare continuu în timp în concordanță cu funcția didactică ocupată. Ocuparea unei funcții superioare, implică cerințe superioare și reprezintă un aspect esențial al activității cadrului didactic. Aceasta se realiza numai prin muncă și voință, prin fixarea și îndeplinirea unor obiective specifice și generale ce urmează a fi îndeplinite:

- adoptarea unei conduite didactice corecte și adecvate față de studenți prin utilizarea unor metode moderne de predare și de evaluare;

- dezvoltarea unei atitudini academice proprii și împreună cu colegii de departament favorabilă activităților didactice universitare;

- orientarea către sintagma „învățăturii centrate pe student”;

- valorificarea resurselor și competențelor proprii și ale colegilor pentru dezvoltarea unor activități didactice de calitate;

- realizarea unei legături mai puternice între teorie și practică prin strângerea și dezvoltarea pe scară mai largă a relațiilor cu mediul industrial;
- afișarea pe platforma e-learning a cursurilor predate, cu actualizarea acestora la fiecare început de an universitar, realizând astfel accesul mai ușor al studenților la informații;
- afișarea la timp a temelor de licență sau de dizertație și propunerea unor teme de actualitate cu largă aplicabilitate industrială;
- participarea, organizarea și coordonarea de programe postuniversitare de formare și dezvoltare profesională continuă și proiecte educaționale;
- dezvoltarea și extinderea permanentă a parteneriatelor cu mediul socio-economic în vederea facilitării interacțiunii dintre potențialii angajatori și studenți;
- continuarea activității de publicare de cărți de specialitate în edituri internaționale și naționale în concordanță cu disciplinele la care sunt titulară ;
- sprijinirea și încurajarea studenților, cu precădere a masteranzilor de a participa la conferințe naționale și internaționale dedicate acestora;
- implicarea în activități de cercetare ce-i vizează direct: evaluarea cadrelor didactice de către studenți, activități studentești, etc.;
- tutoriat: relația profesor – student bazată pe respect și profesionalism;
- perfecționarea continuă în domeniul didactic;
- promovarea, etc.

Dezvoltarea activității de cercetare

Invatamântul superior implică în paralel cu activitatea didactică, necesitatea de a se efectua și activitate de cercetare, individuală sau în colectiv, din resurse proprii sau în cadrul proiectelor de cercetare.

Obiectivele activității de cercetare științifică o voi realiza pe două direcții care se completează reciproc și anume:

- activitatea de cercetare propriu-zisă prin propunerea și derularea de proiecte de cercetare științifică și
- diseminarea rezultatelor prin publicare de articole, preponderent ISI cu factor de impact, prezentare de lucrări la Conferințe Internaționale, precum și elaborarea de propuneri de brevete de invenție.

În sprijinul îndeplinirii obiectivelor propuse mai sus îmi propun să desfășor următoarele activități:

- elaborarea de propuneri de proiecte de cercetare finanțate din fonduri naționale și internaționale;
- activități de cercetare independente;
- dotarea laboratoarelor de cercetare cu aparatură specifică, din fondurile alocate prin diferite proiecte propuse;
- colaborare cu alte departamente ce cercetare din cadrul Institutului ICDT PRO DD de pe lângă Universitatea Transilvania din Brașov, precum și cu alte colective de cercetare din țară și străinătate;
- cercetarea experimentală și inovativă implică menținerea și extinderea colaborării cu mediul economic industrial, necesitatea creșterii competitivității produselor realizate de IMM-uri reprezentând o prioritate națională, în vederea realizării producției de serie, când în mod obligatoriu participarea mediului economic în schema de finanțare;
- formarea profesională continuă reprezintă o condiție necesară și obligatorie a oricărui cadru didactic pentru a performa într-un domeniu. Astfel, voi participa la stagii de instruire în țară și străinătate pentru dobândirea de noi competențe, atât în ce privește activitatea de cercetare cât și cea didactică;
- publicarea de lucrări la diferite reviste de specialitate și la diferite evenimente științifice din țară și străinătate;
- publicarea în continuare a unor cărți de specialitate, la edituri recunoscute național, în care să se facă cunoscute rezultatele cercetării;
- participarea activă la conferințe, evenimente științifice organizate local, național și internațional;
- Experiența profesională și științifică acumulată de la terminarea tezei de doctorat și până în prezent demonstrează (dovedesc) faptul că am abilitățile și competențele necesare pentru a performa în continuare în domeniul ingineriei industriale.

Tematica activității de cercetare viitoare se va încadra în primul rând pe linia continuării cercetărilor prezentate în această lucrare și anume, studiul și obținerea de rezultate în vederea extinderii și aplicării în ingineria industrială a procedeelor de procesare termică a pieselor metalice prin tratamente termice clasice inovative și prin procedee neconvenționale. Extinderea se va referi la aplicarea procedeelor de prelucrare și la alte tipuri de aliaje, iar aplicarea industrială la implementarea concretă la tipuri de piese.

Dezvoltarea profesională

Deși baza activității este cea didactică și de cercetare, este foarte importantă dezvoltarea profesională prin implicarea activă în activitățile suport la toate nivelurile: departament – facultate – universitate. Acest tip de activități suport urmăresc dezvoltarea prestigiului profesional, care caracterizează cadrele universitare. Ca urmare, voi continua să mă implic activ în viața comunității academice la toate nivelurile, astfel:

- implicarea în viața academică și administrativă a departamentului, facultății și universității;
- implicarea în elaborarea și la implementarea politicilor și a strategiilor de dezvoltare a departamentului și a universității;
- desfășurarea de activități profesional - administrative: admitere, examene, târguri educaționale etc.;
- implicarea în promovarea imaginii profesionale a instituției, în mass-media și în alte instituții și organizații;
- promovarea în licee a specializărilor departamentului: fără o promovare adecvată printre cei care pot fi studenți și fără a le prezenta avantajele pe care specializările le pot oferi pe piața muncii este destul de dificil a se îndeplini cifra de școlarizare și de a realiza un proces didactic de calitate.
- accesarea de mobilități în programe finanțate în vederea schimbului de experiență;
- dezvoltarea de relații de parteneriat inter-instituțional;
- participarea activă ca membru al unor Asociații profesionale din care fac parte, etc.

(B-III) BIBLIOGRAFIE

1. Alexandru I. – Știința materialelor metalice, EDP, București, 1996;
2. Bunea D., Șaban R., Vasile T., Gheorghe D., Brânzei M. – Alegerea și tratamentele termice ale materialelor metalice, EDP. București, 1996;
3. Dulămi ă T., Vermeșan G., Munteanu Alex.- Tehnologia tratamentelor termice, E.D.P. București 1980;
4. Dulămi ă T., Florian E.: Tratamente termice și termochimice; E.D.P., București 1982;
5. Dumitrescu C-tin., Șaban R. – Metalurgie fizică Tratamente termice, Ed. Fair Partners, București, 2001;
6. Giacomelli I.- Utilajul și tehnologia tratamentelor termice, Universitatea Brașov 1986;
7. Munteanu, Alex. Teoria difuziei și a transformărilor de fază în stare solidă, Universitatea Transilvania Brașov 1995;
8. Popescu N., Șaban R., Bunea D., Pencea I. – Știința materialelor pentru ingineria mecanică, vol. I, Ed. Fair Parteners, București, 1999;
9. Popescu N., Șaban R., Bunea D., Pencea I. – Știința materialelor pentru ingineria mecanică, vol. II, Ed. Fair Parteners, București, 1999;
10. Popescu N., Vitănescu C. –Tehnologia tratamentelor termice, E.T. București 1974;
11. Giacomelli I.,și col. - Tehnologii neconventionale cu transformari de faza. Ed. LuxLibris, 2000;
12. Vermesan G., și col. - Procedee speciale de tratamente termice, I.P.Cluj-Napoca, 1990;
13. Cazacu M., Giacomelli I., Stoicanescu M., Vasile G. - Structural aspects of thermomechanical treatments of a low allied construction steel, Metalurgia International, vol XVIII, Special Issue no.6, 2013;
14. Cazacu M., Giacomelli I., Stoicanescu M., Vasile G. - Wear behavior of layers deposited by welding, Metalurgia International, vol XVIII, Special Issue no.6, 2013;
15. Candea N.V. - Bazele cercetarii experimentale in sudura. Universitatea Transilvania din Brasov, 1999;
16. D'agostino R. - Fondamenti di tribologia, vol I, Napoli, 2002;
17. Iovanas R. și col.- Stadiul actual si perspective in domeniul incarcarii si reconditionarii prin sudare, Brasov, 1993;
18. Ruff A.W. - National Institute of Standards and Technology,ASM Metal Handbook Friction, Lubrification and Wear, 18, 687 ,1992;

19. Olsson H., Astrom K. J., C. C. de Wit, Gafvert M., Lischinsky P. - Eur. J. Control, 4(3). 176 1998;
20. Sanchez-Santana U., Rubio-Gonzalez C., Gomez-Rosas G., Ocana J.L., Molpeceres C., Porro J., Morales M., Wear 260, 847, 2006;
21. Bonny K., De Baets P., Quintelier J., Vleugels J., Jiang D., Van der Biest O., Lauwers B., Liu W. - Tribology International 43, 40, 2010;
22. Cazacu M., Zara A, Stoicănescu., M., Giacomelli I. - Wear resistance of heat treatable steels, surface hardened with concentrated energy sources, Journal Of Optoelectronics And Advanced Materials, Vol. 15, No. 9 - 10, September – October 2013, p. 1125 – 1130;
23. Torodoc N., Stoicanescu M., Giacomelli I.- The cyclical annealing applied to high-speed steels, Metalurgia International vol.XVI Special Issue no. 5 ,2011;
24. Stoicanescu M., Popa P., Cazacu M., Giacomelli I. – The influence of the heat treatment after hardening on the properties of tool steels for cold plastic deformation, Metalurgia International vol. XVII no. 10, 2012;
25. Garza-Montes-de-Oca NF, Rainforth WM. - Wear mechanisms experienced by a work roll grade high speed steel under different environmental conditions, Wear, 2009;267:441–448;
26. Bryson W. - Heat treatment, Selection and application of tool steels. Portland, (USA): Hanser-Gardner,2005;
27. Dumitrescu C, Saban R. - Metalurgie fizica si tratament termic, București, Fair Parteners,2001;
28. Popescu V.J., Chiriac C. - Otel rapid, București, AGIR, 2002;
29. Czichos H, Saito T, Smith L. - Springer Handbook of materials, measurement, methods, ~~Springer Science+Business Media, 2006~~;
30. Druga L., Ghelec E., Manea V. - How to increase the efficiency of thermochemical treatments. International Conference on Materials Science & Engineering BRAMAT. 2003: 30 – 33;
31. Mitelea I., Lugscheider E., Tillmann W. - Stiinta materialelor în inginerie mecanică, Timișoara Publisher Welding, 1999;
32. Olson G.B., Owen W.S. – Martensite, ASM International, 1992;
33. Stoicănescu M., Giacomelli I. - Tratamente termice neconventionale - Ghid practic , Brasov: Universitatea Transilvania din Brasov, 2002;
34. Krauss G. - Martensitic transformation, structure and properties in hardenable steels, Hardenability concepts with applications to steel, Warrendale (PA), AIME, 1978, 229-248;

35. Campbell F.C. - Elements of metallurgy and engineering alloys, ASM International, 2008, 195-196;
36. Speich G.R., Leslie W.C. - Tempering of steel, Met. Trans. 1972, 3: 1043–1054;
37. Zhou H., Li Y., Qi J. - An investigation of the auto tempering of low carbon martensite, Chinese Journal of mechanical engineering, 1984, 20:1-12;
38. Popa P., Giacomelli I., Stoicanescu M.- Studies and research on the effects of nitriding and multiple nitrocarburetings applied at steel for plastic deformation tools, Tratamente termice și Ingineria suprafețelor, Vol.IX, Nr.3/2010, 33-41;
39. Ene E., Stoicanescu M., Zăra A., Giacomelli I. - The influence of thermal and thermochemical treatments applied to rapid steels concerning wear resistance, **Lucrare în evaluare**;
40. Koch C.C. - ~~Materials science and engineering, A 287, 2000, 212.~~
41. Conrad H.- Materials science and engineering, A 287, (2000), 205;
42. Stoicanescu M. - Studies concerning the possibility of hardening through thermic isothermal treatment of the casting alloys of aluminum, revista Recent, 2014;
43. STOICĂNESCU M., VEȚELEANU A. - The influence of working parameters on the results of the thermic treatment applied to some aluminium alloys, International Journal of modern manufacturing technologies, 2013;
44. Smeadă M., Stoicănescu M., Radomir I., Geamăn L. - Artificial ageing of aluminum alloys. Statistical studies of results, Procedia - Social and behavioral sciences 00 (2011) 000–000, BEM 2012;
45. Pitulice C., Giacomelli I., Stoicanescu M. - The influence of heat and surface treatment on the wear resistance of titanium alloys, International Conference of scientific paper, AFASES 2014, Brasov;
46. Collings E.W., Boyer R., Welsch G. - Physical metallurgy of titanium alloy, Alfa-beta alloys, in materials properties, Handbook-Titanium alloys, ASM International, 1994;
47. Stoicanescu M., Pitulice C., Giacomelli I.- Studies on structural changes in titanium alloys by heat treatment, Journal of optoelectronics and advanced materials, Vol. 17, no. 9-10, 2015, 1410 – 1416;
48. Stoicanescu M. , Smeada M. - Stationary magnetic field influence on mechanical properties of aluminum alloys. Experimental results, Metalurgia International, 2010 Supplement, 30;

49. Stoicanescu M., Buzamet E., Budei D. V., Craciun V., Budei R., Cosnita M., Crisan A. - Possible causes in breaking of dental implants research. Materials science forum. ISSN: 1662-9752, Vol. 907, 104-118;
50. Stoicănescu M., Smeadă M., V. Geamăn, Radomir I.- The influence of work parameters about the heat treatment applied to AlCu4Mg1,5Mn - aluminum alloy, Procedia - Social and behavioral sciences, 00 (2011) 000–000, BEM 2012;
51. Stoicanescu M., Smeada M. - Studies regarding mechanical properties improvement of aluminum alloy type AlSi5Cu_x and results validation by calculating precision indicators, Procedia technology, 00 (2016) 000–000;
52. Giacomelli I., Serban C.- Thermic and thermochemical heat treatment nonconventional methods, EVIEC VIII Ben Gurion University, Israel, 1997 ;
53. Zara A., Stoicănescu M., Giacomelli I., Cazacu M.- The using of laser radiation at surface hardening of improvement steels, Journal of optoelectronics and advanced materials, Vol. 15, no. 9 - 10, 2013, 1084 – 1089;
54. Stoicănescu M., Zara A., Giacomelli I., Vasile G., Milosan I. -Using the laser radiation at hard deposits on steels to improve, Journal of intense pulsed lasers and applications in advanced physics, Vol.4, no.4, 2014, 71-75;
55. Craciun D., Socol G., Cristea D.V., Stoicanescu M., Olah N., Balazsi K., Stefan N., Lambers E., Craciun V. - Mechanical properties of pulsed laser deposited nanocrystalline SiC films, Applied Surface Science 336, 2015, 391–395;
56. Craciun D., Popescu C., Cristea D., Stoicanescu M., Milos I., Lambers E., Socol G., Craciun V. - Hard TiC films grown by pulsed laser deposition, Materials Today: Proceedings, Vol. 2, Issue 6, 2015, 3790-3796;
57. Zara A., Stoicanescu M., Giacomelli I. - Using the electron beam at steel superficial heat treatment and the article: Lucrare în evaluare;
58. Van Ingelgem Y., Vandendael I., Van den Broek D., Hubin A., Vereecken J. - Influence of laser surface hardening on the corrosion resistance of martensitic stainless steel, Electrochimica Acta 52, 2007, 7796–7801;
59. Pitts J.R., Stanley J.T., Fields C.L. - Proceedings of the 4th International Symposium on research development and applications of solar thermal technology, Sta.Fe, NM (6), 1988;
60. Fernandez B.J., Lopez V., Vazquez A.J., Martinez D. - Cladding of Ni super alloy powders on AISI4140 steel with concentrated solar energy, Solar Energy Mater. Solar Cells 53,1998, 153–161;

61. Trombe F., Foex M. - Sur un nouveau procédé de traitement des métaux à l'aide de l'énergie solaire, *Compt. Rend.*240 (2): 196–198. January 10, 1955. (A new process for the treatment of metals by means of solar energy ,*Solar Energy*, Volume 1, Issue 1, January 1957, 63;
62. Llorente J., Vazquez A.J. - Solar hardening of steels with a new small scale solar concentrator, *Materials Chemistry and Physics* 118 , 2009, 86–92;
63. Rodríguez J., Cañadas I., Zarza E.- PSA vertical axis solar furnace SF5, Elsevier, *Energy Procedia*, 49, 2014, 1511 – 1522;
64. Stoicanescu M., Crisan A., Milosan I., Pop M. A., Garcia J. R., Giacomelli I., Ciobanul. - Applied concentrated solar energy to heat treatment of steel 1.1730, **Lucrere în evaluare**;
65. Stoicănescu M., Ciobanu I., Garcia J. R., Cañadas Martinez I., Crișan A., Pop M. A., Milosan I., Munteanu S. I. - Computer simulation of concentrated solar energy heating of metallic parts, **Lucrere în evaluare**;
66. Stoicanescu M. -Tratamente termice aplicate aliajelor metalice, Ed. Universității Transilvania din Brașov, 2014, ISBN 978-606-19-0385-6;
67. Emamy M., Pourbahari B. , Malekan M., Emami K. - Effects of Mg₂Sn intermetallic on the microstructure and tensile properties of Al–15% Mg₂Si–X% Sn composite, *Journal of material research*, Get access Vol. 31, Issue 24 28, 2016, 3891–3899;
68. Suciu M.V. – Cercetări privind deformarea plastică și tratamentul termic al unor aliaje de aluminiu speciale destinate industriei aeronautice, Teza de doctorat, 1997.