

CERCETĂRI PRIVIND ÎMBUNĂTĂȚIREA CARACTERISTICILOR CILINDRILOR DE LAMINOR ȘI COMPORTAREA ACESTORA ÎN EXPLOATARE

Teză destinată obținerii
titlului științific de doctor inginer la
Universitatea *Politehnica* Timișoara
în domeniul ȘTIINȚA ȘI INGINERIA MATERIALELOR
de către

Ing. Adina Păucă

Conducător științific:
Referenți științifici:

Prof.univ.dr.ing. Teodor Hepuț
Prof.univ.dr. ing. Maria Nicolae
C.S.P.I.dr.ing. Doru Romulus Pascu
Prof.univ.dr.ing. Victor Budău

Ziua susținerii tezei: 17.01.2014

Seriile Teze de doctorat ale UPT sunt:

- | | |
|---|--|
| 1. Automatică | 9. Inginerie Mecanică |
| 2. Chimie | 10. Știința Calculatoarelor |
| 3. Energetică | 11. Știința și Ingineria Materialelor |
| 4. Ingineria Chimică | 12. Ingineria sistemelor |
| 5. Inginerie Civilă | 13. Inginerie energetică |
| 6. Inginerie Electrică | 14. Calculatoare și tehnologia informației |
| 7. Inginerie Electronică și Telecomunicații | 15. Ingineria materialelor |
| 8. Inginerie Industrială | 16. Inginerie și Management |

Universitatea „Politehnica” din Timișoara a inițiat seriile de mai sus în scopul diseminării expertizei, cunoștințelor și rezultatelor cercetărilor întreprinse în cadrul școlii doctorale a universității. Seriile conțin, potrivit H.B.Ex.S Nr. 14 / 14.07.2006, tezele de doctorat susținute în universitate începând cu 1 octombrie 2006.

Copyright © Editura Politehnica – Timișoara, 2014

Această publicație este supusă prevederilor legii dreptului de autor. Multiplicarea acestei publicații, în mod integral sau în parte, traducerea, tipărirea, reutilizarea ilustrațiilor, expunerea, radiodifuzarea, reproducerea pe microfilme sau în orice altă formă este permisă numai cu respectarea prevederilor Legii române a dreptului de autor în vigoare și permisiunea pentru utilizare obținută în scris din partea Universității „Politehnica” din Timișoara. Toate încălcările acestor drepturi vor fi penalizate potrivit Legii române a drepturilor de autor.

România, 300159 Timișoara, Bd. Republicii 9,
tel. 0256 403823, fax. 0256 403221
e-mail: editura@edipol.upt.ro

Cuvânt înainte

Teza de doctorat a fost elaborată pe parcursul activității mele în cadrul Departamentului de Știința și Ingineria Materialelor a Universității Politehnica Timișoara.

Prezenta lucrare a fost elaborată, sub conducerea domnului *prof.univ.dr.ing.* **TEODOR HEPUȘ** căruia îi aduc mulțumirile mele pentru îndrumările, încurajările și exigența științifică manifestată în diverse momente, precum și pentru analiza atentă a tot ce am realizat în timp. Îi mulțumesc în mod deosebit pentru încredere, sprijin și atenție, atât dânsului cât și soției sale, d-na **Angela Hepuș**.

Doamnelor *conf.univ.dr.ing.* **Ana Socalici** și **Erika Ardelean**, le mulțumesc pentru tot sprijinul, sfaturile și prietenia necondiționată și pentru susținerea primită în orice moment.

Sincere mulțumiri și înaltă considerație aduc domnilor **profesori referenți științifici** ai acestei lucrări pe care au studiat-o cu discernământ, dându-mi indicații de înaltă calitate științifică, de care am ținut cont la redactarea finală a lucrării.

Mulțumesc domnului *C.S.I.dr.ing.* **Pascu Romulus**, cercetător principal în cadrul Institutului Național de Cercetare și Încercări Mecanice în Sudură pentru disponibilitatea de care a dat dovadă întotdeauna, referitor la persoana mea, la discuțiile pe care le purtam fie referitor la teză, fie la alte subiecte tot atât de importante despre viață și nu numai.

Mulțumesc de asemenea domnului *conf.dr.ing.* **Constantin Marta** și *ing.* **Aurel Midan** pentru amabilitatea și ajutorul acordat într-un punct dificil al cercetării. Domnului *conf.univ.dr.ing.* **Isidor Prejban** îi mulțumesc pentru ajutorul acordat în realizarea calculului tratamentului termic, de care am avut nevoie în partea experimentală a tezei.

Aduc mulțumirile mele, bunului meu coleg și prieten, *ing.* **Marius Moisa**, pentru susținerea morală și prietenia acordată încă din anii studenției și până în prezent, care m-a ajutat de câte ori a fost nevoie.

Îi mulțumesc pentru ajutorul pe care mi l-a acordat în desfășurarea tezei, în special la partea experimentală a colegului meu *dr.ing.* **Florin Drăgoi** de la Arcelo-Mittal Hunedoara.

De ce să nu spun că, în această perioadă a pregătirii prin doctorat au fost alături de mine cu toate puterile lor, membrii familiei mele.

Totuși, finalizarea acestei teze de doctorat nu ar fi fost posibilă fără ajutorul și sprijinul moral al soțului meu, *ing.* **Dan Fîntînă** și a părinților mei, cărora le mulțumesc pentru tot ce au făcut pentru mine, în același timp le mulțumesc copiilor mei **Anca** și **Vald** pentru ajutorul moral, susținere și înțelegere.

Hunedoara, ianuarie 2014

Adina PĂUCĂ căs. FÎNTÎNĂ

"Teza de doctorat a fost realizată cu sprijin parțial din grantul strategic POSDRU/107/1.5/S/77265, Proiect ID77265 (2010), cofinanțat din Fondul Social European "Investește în oameni", în cadrul Programului Operațional Sectorial Dezvoltare Resurse Umane 2007-2013".

Păucă, Adina

CERCETĂRI PRIVIND ÎMBUNĂTĂȚIREA CARACTERISTICILOR CILINDRILOR DE LAMINOR ȘI COMPORTAREA ACESTORA ÎN EXPLOATARE

Teze de doctorat ale UPT, Seria 11, Nr. 38, Editura Politehnica, 2013, 208 pagini, 144 figuri, 26 tabele.

ISSN: 1842-7855

ISBN: 978-606-554-760-5

Cuvinte cheie: oțel aliat, elaborare, tratamente termice, turnare, forjare, simulare

Rezumat

Scopul tezei de doctorat constă în creșterea caracteristicilor fizico-mecanice, prin alierea cu vanadiu până la o concentrație de 0,30 %.

Pentru realizarea temei propuse, s-au efectuat studii, cercetări experimentale și prin simulare, precum și modelări și prelucrări matematice în vederea determinării variației celor mai reprezentative elemente din compoziția chimică, asupra caracteristicilor mecanice și indirect. asupra durabilității.

Strategia de cercetare a constat în studiu bibliografic, analiza și interpretarea informațiilor obținute, cercetarea documentară cu privire la influența elementelor de aliere asupra caracteristicilor fizico-mecanice, precum și posibilități de analiză a defectelor apărute în elaborarea cilindrilor de laminor, cercetări și experimentări în fază de laborator, determinarea durabilității cilindrilor de laminor produși din oțelul 90VMoCr15, cercetări și experimentări prin programele de simulare *JMatPro* și *AnyCasting* și contribuții originale.

Au fost comparate datele obținute de la oțelul elaborat industrial cu datele obținute pe oțelul elaborat în fază experimentală, iar valorile medii pentru caracteristicile mecanice urmărite atât în stare rece, cât și în stare caldă, pentru ambele oțeluri (referință și experimental) ne permit să avem o primă apreciere a caracteristicilor la cald, dacă se cunosc cele la temperatură ambiantă.

Prezenta lucrare prezintă un număr de 7 capitole dintre care 6 capitole sunt contribuție proprie a autoarei și unul reprezintă o sinteză a informațiilor din literatura de specialitate referitor la influența elementelor de aliere.

Teza de doctorat se încheie cu capitolul 7 în care se prezintă contribuțiile originale și concluziile generale.

CUPRINS

Listă figuri.....	7
Listă tabele.....	12
Listă cu figuri anexe.....	13
Lista cu tabele anexe.....	15
1. PLAN DE DESFĂȘURARE A EXPERIMENTĂRIILOR ȘI CERCETĂRIILOR.....	17
1.1. Scopul cercetării.....	17
1.2. Obiectivele cercetării.....	18
1.3. Strategia cercetării.....	18
2. STADIUL ACTUAL AL TEHNOLOGIILOR DE FABRICAȚIE AL CILINDRILOR DE LAMINOR.....	21
2.1. Considerații generale.....	21
2.2. Clasificarea cilindrilor de laminor.....	21
2.3. Procesul general de fabricare.....	23
2.4. Fabricarea cilindrilor la SC Metalurgica Transilvana Aiud.....	26
2.4.1. Elaborarea oțelului destinat fabricării cilindrilor de laminor.....	26
2.4.1.1. Considerații tehnologice.....	26
2.4.1.2. Ajustarea și încărcarea cuptorului.....	27
2.4.1.3. Topirea încărcăturii.....	27
2.4.1.4. Afânarea băii metalice.....	28
2.4.1.5. Dezoxidarea oțelului.....	28
2.4.1.6. Corecția compoziției chimice.....	29
2.4.1.7. Evacuarea șarjei.....	29
2.4.2. Deformarea plastică a lingourilor de oțel destinat fabricării cilindrilor de laminor.....	30
2.4.3. Curățirea și controlul calității.....	31
2.4.4. Tratamentul termic al cilindrilor de laminor.....	31
2.5. Concluzii.....	34
3. INFLUENȚA ELEMENTELOR DE ALIERE ASUPRA CARACTERISTICILOR MECANICE ALE OȚELULUI 90MoCr15.....	37
3.1. Caracteristici generale.....	37
3.2. Influența microalierii cu vanadiu.....	38
3.3. Influența microalierii cu titan.....	39
3.4. Influența microalierii cu crom.....	40
3.5. Influența microalierii cu molibden.....	41
3.6. Influența microalierii cu mangan.....	41
3.7. Influența microalierii cu niobiu.....	42
4. ANALIZA CALITĂȚII CILINDRILOR PRODUȘI, DIN OȚELUL 90VMoCr15, LA S.C. METALURGICA AIUD.....	43
4.1. Posibilități de analiză a defectelor.....	43
4.2. Microstructura oțelurilor destinate cilindrilor de laminor.....	49
4.3. Rezultate la prelucrarea datelor în programul EXCEL.....	51
4.3.1. Influența compoziției chimice a oțelului asupra caracteristicilor mecanice.....	51
4.3.2. Analiza tehnologică. Concluzii.....	65
4.4. Rezultate la prelucrarea datelor în programul MATLAB.....	67
4.4.1. Influența compoziției chimice asupra caracteristicilor mecanice.....	67
4.4.2. Analiza tehnologică. Concluzii.....	82

4.5. Evaluarea durificării locale ale oțelurilor aliate mărcile 90VMoCr15.....	83
4.6. Durabilitatea cilindrilor de laminor din oțelul 90VMoCr15.....	84
4.7. Concluzii.....	87
5. CERCETĂRI DE LABORATOR PRIVIND MICROALIEREA OȚELULUI EXPERIMENTAL.....	91
5.1. Tehnologia elaborării oțelului microaliat în cuptorul cu inducție.....	91
5.2. Procesul tehnologic de elaborare a oțelului.....	92
5.3. Prelucrarea plastică prin forjare a oțelului experimental.....	99
5.4. Tratamente termice. Tehnologia de tratament termic aplicat oțelului experimental.....	105
5.5. Determinarea caracteristicilor mecanice ale oțelului experimental.....	106
5.5.1. Determinarea caracteristicilor mecanice ale oțelului de referință la temperaturi ridicate.....	110
5.6. Evaluarea tenacității oțelurilor aliate elaborate prin șarjele 1, 2, 3, 4..	110
5.7. Rezultate privind prelucrarea datelor în programele EXCEL și MATLAB.....	111
5.7.1. Prelucrarea datelor în programul de calcul EXCEL.....	111
5.7.2. Rezultate privind prelucrarea datelor în programul MATLAB.....	119
5.7.3. Comparație între valorile caracteristicilor mecanice pentru oțelul experimental și de referință obținut la temperatura ambiantă și temperatură ridicată.....	123
5.7.4. Analiza tehnologică a rezultatelor obținute la prelucrarea datelor în programul de calcul EXCEL.....	124
6. SIMULAREA ÎN EXPLOATARE A COMPORTĂRII PROPRIETĂȚILOR DE MATERIAL A CILINDRILOR DE LAMINOR.....	124
6.1. Turnarea.....	124
6.1.1. Proprietăți termo-fizice și fizice în timpul solidificării.....	128
6.2. Proprietăți mecanice la temperatură ridicată.....	133
6.3. Durabilitatea.....	137
6.3.1. Estimarea proprietăților ciclice.....	140
6.3.2. Ciclul scăzut la oboseală al oțelului 90VMoCr15 – E.....	141
6.4. Diagramele TTT și CCT.....	142
6.4.1. Materiale și procedee experimentale.....	143
6.4.2. Curba CCT.....	144
6.4.3. Curba TTT.....	146
6.5. Determinarea mărimii grăunților de austenită.....	148
6.6. Concluzii parțiale.....	151
7. CONCLUZII FINALE. CONTRIBUȚII ORIGINALE. DIRECȚII DE CONTINUARE A CERCETĂRILOR.....	155
7.1. Concluzii finale.....	155
7.2. Contribuții personale.....	157
7.3. Direcții de continuare a cercetărilor.....	158
ANEXE.....	161
BIBLIOGRAFIE.....	211

Listă de figuri

Figura 2.1. Clasificarea cilindrilor de laminor în funcție de materialul folosit	21
Figura 2.2. Caja de laminor echipată	22
Figura 2.3. Cilindrii de laminare	23
Figura 2.4. Aspecte din timpul procesării cilindrilor de laminor	24
Figura 2.5. Cuptor electric cu arc, capacitate 50 tone	25
Figura 2.6. Turnarea oțelului în lingotieră	29
Figura 2.7. Forjarea semifabricatelor	29
Figura 2.8. Diagrama de tratament termic primar	30
Figura 2.9. Diagrama de tratament termic secundar	31
Figura 2.10. Prelucrarea cilindrului de laminor forjat	32
Figura 4.1. Conformitatea și neconformitatea cilindrilor 520x1700 pentru încercările mecanice	42
Figura 4.2. Conformitatea și neconformitatea cilindrilor 400x1200 pentru încercările mecanice	43
Figura 4.3. Epruvete prelevate din exploate	45
Figura 4.4.a. b. Microstructura obținută din probe: – șarja 9 – 178	45
Figura 4.5. Studiul microscopic al structurii oțelului deformat plastic (dimensiunea x 1000)	46
Figura 4.6. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de carbon	48
Figura 4.7. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de molibden	48
Figura 4.8. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de crom	49
Figura 4.9. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de siliciu	49
Figura 4.10. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de mangan	50
Figura 4.11. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de vanadiu	50
Figura 4.12. Variația rezistenței la tracțiune la rece și la cald în funcție de conținutul carbon	51
Figura 4.13. Variația rezistenței la tracțiune la rece și la cald în funcție de conținutul crom	51
Figura 4.14. Variația rezistenței la tracțiune la rece și la cald în funcție de conținutul de molibden	52
Figura 4.15. Variația rezistenței la tracțiune la rece și la cald în funcție de conținutul de siliciu	52
Figura 4.16. Variația rezistenței la tracțiune la rece și la cald în funcție de conținutul de mangan	53
Figura 4.17. Variația rezistenței la tracțiune la rece și la cald în funcție de conținutul de vanadiu	53
Figura 4.18. Variația alungirii la rece și la cald în funcție de conținutul de carbon	54

Figura 4.19. Variația alungirii la rece și la cald în funcție de conținutul de crom	54
Figura 4.20. Variația alungirii la rece și la cald în funcție de conținutul de molibden	55
Figura 4.21. Variația alungirii la rece și la cald în funcție de conținutul de siliciu	55
Figura 4.22. Variația găturii la rece și la cald în funcție de conținutul de carbon	56
Figura 4.23. Variația găturii la rece și la cald în funcție de conținutul de crom	56
Figura 4.24. Variația găturii la rece și la cald în funcție de conținutul de molibden	57
Figura 4.25. Variația energiei de rupere la rece și la cald în funcție de conținutul de carbon	57
Figura 4.26. Variația energiei de rupere la rece și la cald în funcție de conținutul de crom	58
Figura 4.27. Variația energiei de rupere la rece și la cald în funcție de conținutul de molibden	58
Figura 4.28. Variația energiei de rupere la rece și la cald în funcție de conținutul de siliciu	59
Figura 4.29. Variația energiei de rupere la rece și la cald în funcție de conținutul de vanadiu	59
Figura 4.30. Variația durității la rece în funcție de conținutul de carbon	60
Figura 4.31. Variația durității la rece în funcție de conținutul de crom	60
Figura 4.32. Variația durității la rece în funcție de conținutul de molibden	61
Figura 4.33. Variația durității la rece în funcție de conținutul de siliciu	61
Figura 4.34. Variația durității la rece în funcție de conținutul de mangan	62
Figura 4.35. Variația durității în funcție de conținutul de vanadiu	62
Figura 4.36. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de carbon și mangan	66
Figura 4.37. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de carbon și crom	67
Figura 4.38. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de carbon și molibden	67
Figura 4.39. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de carbon și vanadiu	68
Figura 4.40. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de siliciu și mangan	68
Figura 4.41. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de siliciu și molibden	69
Figura 4.42. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de siliciu și vanadiu	69
Figura 4.43. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de mangan și crom	70
Figura 4.44. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de mangan și molibden	70
Figura 4.45. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de mangan și vanadiu	71

Figura 4.46. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de crom și molibden	71
Figura 4.47. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de crom și vanadiu	72
Figura 4.48. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de molibden și vanadiu	72
Figura 4.49. Variația limitei de curgere în funcție de conținutul de carbon și siliciu	73
Figura 4.50. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de siliciu și crom (carbon mediu)	73
Figura 4.51. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de carbon și crom (siliciu mediu)	74
Figura 4.52. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de carbon și siliciu (crom mediu)	74
Figura 4.53. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de siliciu și molibden (carbon mediu)	75
Figura 4.54. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de carbon și molibden (siliciu mediu)	75
Figura 4.55. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de carbon și silicio (molibden mediu)	76
Figura 4.56. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de crom și molibden (carbon mediu)	76
Figura 4.57. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de carbon și molibden (crom mediu)	77
Figura 4.58. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de carbon și crom (molibden mediu)	77
Figura 4.59. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de crom și molibden (carbon mediu)	78
Figura 4.60. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de siliciu și molibden (crom mediu)	78
Figura 4.61. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de siliciu și crom (molibden mediu)	79
Figura 4.62. Variația estimatorului de durificare locală ΔHV_{10}	81
Figura 4.63. Variația durabilității cilindrilor de laminor în funcție de duritatea oțelului	82
Figura 4.64. Variația cantității de produse laminate/campanii de funcționare	83
Figura 4.65. Variația durabilității cilindrilor pentru diferite campanii de laminare	84
Figura 5.1. Cuptor cu inducție, capacitate 10kg	88
Figura 5.2. Încărcătura metalică compusă din oțel și fontă	91
Figura 5.3. Preîncălzirea încărcăturii metalice la temperatura de 690 – 710 °C	91
Figura 5.4. Topirea încărcăturii	91
Figura 5.5. Feroaliaje utilizate pentru dezoxidare și aliere	92
Figura 5.6. Tratament cu zguri reducătoare	92
Figura 5.7. Măsurarea temperaturii băii metalice	93
Figura 5.8. Lingotiere	93
Figura 5.9. Încălzire lingotiere	93

Figura 5.10. Turnarea oțelului în lingotiere	94
Figura 5.11. Solidificarea lingourilor	95
Figura 5.12. Încălzirea lingoului	97
Figura 5.13. Aspecte din timpul forjării lingourilor	97
Figura 5.14. Cameră de termoviziune FLIR T200	97
Figura 5.15. Evoluția temperaturii lingoului	98
Figura 5.16. Analiza metalografică	98
Figura 5.17.a și b Retasuri – principală și secundară	100
Figura 5.18. Diagrama de tratament termic pentru oțelul 90VMoCr15-E	104
Figura 5.19. Cuptor electric cu vatră fixă pentru efectuare TT	104
Figura 5.20. Forma și dimensiunile epruvetelor utilizate pentru încercările mecanice de încovoiere	106
Figura 5.21. Forma și dimensiunile epruvetelor utilizate pentru încercările mecanice la tracțiune	106
Figura 5.22. Valorile KV = f (șarjă) la temperatura de încercare de +20°C (zona verde)	108
Figura 5.23. Valorile KV = f (șarjă) la temperatura de încercare de + 565°C (zona roșie)	108
Figura 5.24. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de vanadiu al oțelului 90VMoCr15-E	109
Figura 5.25. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de molibden al oțelului 90VMoCr15-E	109
Figura 5.26. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de crom al oțelului 90VMoCr15-E	110
Figura 5.27. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de mangan al oțelului 90VMoCr15-E	110
Figura 5.28. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de carbon al oțelului 90VMoCr15-E	111
Figura 5.29. Variația rezistenței la rupere la rece și la cald în funcție de conținutul de vanadiu al oțelului 90VMoCr15-E	111
Figura 5.30. Variația rezistenței la rupere la rece și la cald în funcție de conținutul de molibden al oțelului 90VMoCr15-E	112
Figura 5.31. Variația rezistenței la rupere la rece și la cald în funcție de conținutul de crom al oțelului 90VMoCr15-E	112
Figura 5.32. Variația rezistenței la rupere la rece și la cald în funcție de conținutul de mangan al oțelului 90VMoCr15-E	113
Figura 5.33. Variația rezistenței la rupere la rece și la cald în funcție de conținutul de carbon al oțelului 90VMoCr15-E	113
Figura 5.34. Variația rezilienței KCU la rece și la cald în funcție de conținutul de molibden al oțelului 90VMoCr15-E	114
Figura 5.35. Variația rezilienței KCU la rece și la cald în funcție de conținutul de crom al oțelului 90VMoCr15-E	114
Figura 5.36. Variația rezilienței KCU la rece și la cald în funcție de conținutul de carbon al oțelului 90VMoCr15-E	115
Figura 5.37. Variația alungirea la rece și la cald în funcție de conținutul de crom al oțelului 90VMoCr15-E	115
Figura 5.38. Variația alungirea la rece și la cald în funcție de conținutul de carbon al oțelului 90VMoCr15-E	116

Figura 5.39. Variația limitei de curgere la rece în funcție de conținutul de carbon și crom	117
Figura 5.40. Variația limitei de curgere la rece în funcție de conținutul de carbon și vanadiu	117
Figura 5.41. Variația limitei de curgere la rece în funcție de conținutul de molibden și vanadiu	118
Figura 5.42. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de carbon și vanadiu	118
Figura 5.43. Variația găturii la rece în funcție de conținutul de molibden și vanadiu	119
Figura 5.44. Variația limitei de curgere la cald în funcție de conținutul de carbon și vanadiu	119
Figura 5.45. Variația limitei de curgere la cald în funcție de conținutul de molibden și vanadiu	120
Figura 6.1. Densitatea în funcție de temperatură, pentru diferite faze	124
Figura 6.2. Calculul densității în faza lichidă, în timpul solidificării oțelului de referință 90VMoCr15	124
Figura 6.3. Calculul vâscozității în funcție de temperatură, la oțelul de referință 90VMoCr15	125
Figura 6.4. Calculul vâscozității stării lichide în timpul solidificării	125
Figura 6.5. Vedere laterală, în diferite unghiuri, a lingotierei în programul AnyCating	126
Figura 6.6. Vedere de jos (dreapta) și de sus (stânga), în diferite unghiuri, a lingotierei în programul AnyCating	126
Figura 6.7.a. Temperatura în funcție de timp la solidificarea metalelor pure	127
Figura 6.7.b. Densitatea specifică funcție de timp	127
Figura 6.8. Diferite faze de solidificare a oțelului în lingotieră	128
Figura 6.9. Solidificarea oțelului și formarea retasurii (zonă cu defecte)	128
Figura 6.10. Schimbarea mecanismului de deformare de la DDG la DDC într-o curbă tensiune - deformare	130
Figura 6.11. Compararea limitei de curgere, în funcție de temperatură	130
Figura 6.12. Curbele tensiune – deformare pentru diferite regimuri de variație a tensiunii (a: date statistice și b: date reale)	131
Figura 6.13. Curbele tensiune – deformare calculate pentru diferite temperaturi	132
Figura 6.14. Curbele fluajului la temperatura de 850 °C	132
Figura 6.15. Curbele fluajului la diferite temperaturi pentru oțelul 90VMoCr15	133
Figura 6.16. Influența temperaturii asupra durității oțelului 90VMoCr15 – E	134
Figura 6.17. Influența temperaturii asupra modului lui Young	135
Figura 6.18. Evoluția limitei de curgere în funcție de temperatură și tensiune.	135
Figura 6.19. Modul de calcul al tensiunii funcție de numărul de cicluri în programul JmatPro	136
Figura 6.20. Curba tensiunilor funcție de numărul de cicluri, la o frecvență de încărcare de 50 Hz și amplitudinea de 1,00 %	138

Figura 6.21. Curba tensiunilor funcție de numărul de cicluri, la o frecvență de încărcare de 1 Hz și amplitudinea de 0,50 %	138
Figura 6.22. Prezența carburilor în oțelul 90VMoCr15	140
Figura 6.23. Diagrama volumului de carburi în lichid a oțelului 90VMoCr15	140
Figura 6.24. Calculul diagramei CCT ptr aliajul 90VMoCr15 [V =0,15 %]	141
Figura 6.25. Calculul diagramei CCT ptr aliajul 90VMoCr15 [V=0,25%]	141
Figura 6.26. Influența timpului de austenitizare după călire asupra durității	142
Figura 6.27. Calculul diagramei TTT pentru oțelul 90VMoCr15 [V=0,25 %]	143
Figura 6.28. Calculul diagramei TTT pentru oțelul 90VMoCr15 [V=0,15 %]	143
Figura 6.29. Transformarea izotermică	144
Figura 6.30. Estimarea mărimii grăuntelui de austenită la 950 °C pentru diferite intervale de timp, în sistem european și american	145
Figura 6.31. Estimarea mărimii grăuntelui de austenită la 850 °C pentru un timp de 480 min., în sistem european și american	145
Figura 6.32. Variația caracteristicilor mecanice funcție de mărimea grăunților (9 ASTM și respectiv 50 micrometri) la austenitizarea de 860 °C	147
Figura 6.34. Corelația microstructurii și limita de curgere	147

Listă tabele

Tabel 2.1. Clasificarea cilindrilor în funcție de tipodimensiunea semifabricatului	21
Tabel 2.2. Compoziția chimică pentru cilindrii de laminor la cele mai uzuale mărcii de oțel	32
Tabel 2.3. Tipurile de incluziuni obținute cu metoda ASTM E45	32
Tabel 2.4. Proprietățile mecanice admise pentru diferitele mărci de oțeluri	32
Tabel 3.1. Forma elementelor de aliere în oțeluri	35
Tabel 4.1. Caracteristici mecanice prescrise pentru cilindrii de laminor (NID 8536/1-79)	41
Tabel 4.2. Conformitatea și neconformitatea cilindrilor 520x1700 pentru încercările mecanice	42
Tabel 4.3. Conformitatea și neconformitatea cilindrilor 400x1200 pentru încercările mecanice	43
Tabel 4.4. Compoziția chimică a mărcii elaborate	44
Tabel 4.5. Valori medii caracteristici mecanice la rece și la cald	64
Tabel 4.6. Valorile estimatorului de durificare locală ΔHV_{10} .	81
Tabel 4.7. Duritatea și durabilitatea cilindrilor studiați	84
Tabel 5.1. Compoziția chimică a încărcăturii metalice	89
Tabel 5.2. Compoziția chimică a varului (calcinat)	89
Tabel 5.3. Compoziție chimică alumină tabulară	89
Tabel 5.4. Compoziția chimică a bauxitei	90
Tabel 5.5. Compoziția chimică TOPEXCA25	90

Tabel 5.6. Compoziția chimică a feromanganului	90
Tabel 5.7. Compoziția chimică a ferosiliciului	90
Tabel 5.8. Compoziția chimică a ferocromului	90
Tabel 5.9. Compoziția chimică a ferovanadiului	90
Tabel 5.10. Compoziția chimică a feromolibdenului	90
Tabel 5.11. Caracteristicile fizice pentru oțelul 90VMoCr15-E (șarje elaborate în cuptorul cu inducție)	95
Tabel 5.12. Caracteristicile fizice pentru oțelul 90VMoCr15-E	103
Tabel 5.13. Valorile minime și maxime ale energiei de rupere KV pentru temperatura ambiantă și la 565 °C	107
Tabel 5.14. Caracteristicile mecanice la rece și la cald	120
Tabel 6.1. Parametrii folosiți pentru calculul alajului 90VMoCr15-E	137
Tabel 6.2. Compoziția chimică a oțelului 90VMoCr15-E	139

Listă cu figuri Anexe

FIGURA 2.1.A. Schița de livare cilindru Ø 520	162
FIGURA 2.2.A. Plan operații de forjare nr. 5 – 468/1F	162
FIGURA 2.3.A. Fișă tehnologică de tratament termic nr. 5 – 468/	163
FIGURA 2.4.A. Fișă tehnologică de tratament termic nr. 5 – 468/b	165
ANEXA 6.A.	179
FIGURA 6.1.A. Densitatea funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15	179
FIGURA 6.2.A. Densitatea funcție de temperatură pentru diferiți constituenți ai oțelului	179
FIGURA 6.3.A. Volumul molar funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15	180
FIGURA 6.4.A. Volumul molar funcție de temperatura pentru diferiți constituenți ai oțelului	180
FIGURA 6.5.A. Expansiunea medie funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15	181
FIGURA 6.6.A. Expansiunea liniară funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15	181
FIGURA 6.7.A. Conductivitatea termică funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15	182
FIGURA 6.8.A. Conductivitatea termică funcție de temperatura pentru diferiți constituenți ai oțelului	182
FIGURA 6.9.A. Rezistivitatea electrică funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15	183
FIGURA 6.10.A. Rezistivitatea electrică funcție de temperatură pentru diferiți constituenți ai oțelului	183
FIGURA 6.11.A. Conductivitatea electrică funcție de temperatură	184
FIGURA 6.12.A. Conductivitatea electrică funcție de temperatură pentru diferiți constituenți ai oțelului	184
FIGURA 6.13.A. Modulul lui Young funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15	185

FIGURA 6.14.A. Modulul lui Young funcție de temperatură pentru diferiți constituenți ai oțelului	185
FIGURA 6.15.A. Modulul lui Bulk funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15	186
FIGURA 6.16.A. Modulul lui Bulk funcție de temperatură pentru diferiți constituenți ai oțelului	186
FIGURA 6.17.A. Modulul lui Shear funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15	187
FIGURA 6.18.A. Modulul lui Shear funcție de temperatură pentru diferiți constituenți ai oțelului	187
FIGURA 6.19.A. Coeficientul lui Poison funcție de temperatură..	188
FIGURA 6.20.A. Entalpia funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15.	188
FIGURA 6.21.A. Entalpia funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15.	189
FIGURA 6.22.A. Entalpia funcție de temperatură pentru diferiți constituenți ai oțelului	189
FIGURA 6.23.A. Entalpia la temperaturi ridicate pentru diferiți constituenți ai oțelului	190
FIGURA 6.24.A. Entropia funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15.	190
FIGURA 6.25.A. Entropia funcție de temperatură pentru diferiți constituenți ai oțelului	191
FIGURA 6.26.A. Căldura specifică funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15	191
FIGURA 6.27.A. Energia Gibbs funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15	192
FIGURA 6.28.A. Energia Gibbs funcție de temperatură pentru constituenții oțelului 90VMoCr15	192
FIGURA 6.29.A. Capacitatea termică funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15	193
FIGURA 6.30.A. Volumul de constituenți funcție de temperatură	193
FIGURA 6.31.A. Volumul de elemente în cementită funcție de temperatură	194
FIGURA 6.32.A. Volumul elementelor în carbura M(C,N) funcție de temperatură	194
FIGURA 6.33.A. Volumul de elemente în carbura $M_{23}C_6$ funcție de temperatură	195
FIGURA 6.34.A. Volumul de V în diferiți constituenți funcție de temperatură	195
FIGURA 6.35.A. Volumul de Mo în diferiți constituenți funcție de temperatură	196
FIGURA 6.36.A. Volumul de Cr în diferiți constituenți funcție de temperatură	196
FIGURA 6.37.A. Volumul de Mn în diferiți constituenți funcție de temperatură	197
FIGURA 6.38.A. Volumul de Ni în diferiți constituenți funcție de temperatură	197

FIGURA 6.39.A. Volumul de Si în diferiți constituenți funcție de temperatură	198
FIGURA 6.40.A. Volumul de Cu în diferiți constituenți funcție de temperatură	198
FIGURA 6.41.A. Volumul de P în diferiți constituenți funcție de temperatură	199
FIGURA 6.42.A. Volumul de S în diferiți constituenți funcție de temperatură	199
FIGURA 6.43.A. Volumul de C în diferiți constituenți funcție de temperatură	200
FIGURA 6.44.A. Volumul de Fe în diferiți constituenți funcție de temperatură	200

Listă cu figuri Anexe

TABELUL 4.1.A. Situația defectelor cu ultrasunete pentru cilindrii forjați în perioada 06.06.1995 – 15.04.1996	167
TABELUL 4.2.A. Compoziția chimică pentru șarjele oțelului de referință 90VMOCr15, referință 90VMOCr15, de la Metalurgica Aiud..	168
TABELUL 4.3.A. Caracteristicile mecanice la temperatura ambiantă, pentru șarjele oțelului de referință 90VMOCr15, de la Metalurgica Aiud	169
TABELUL 4.4.A. Caracteristicile mecanice la temperatura 565 °C, pentru șarjele oțelului de referință 90VMOCr15, de la Metalurgica Aiud	170
ANEXA 5.A. Echivalența în lume și valori ale tracțiunii și încovoierii la rece și la cald ale oțelului marca 90VMoCr15	171
TABELUL 5.1.A. Oțelul SUJ fabricat în Japonia	171
TABELUL 5.2.A. Oțelul 9Ch1 fabricat în Rusia	172
TABELUL 5.3.A. Oțelul 9Ch1F fabricat în Rusia	173
TABELUL 5.4.A. Oțelul B01280 fabricat în China	174
TABELUL 5.5.A. Oțelul Ch fabricat în Rusia	175
TABELUL 5.6.A. Oțelul GCr18Mo fabricat în China	176
Tabelul 5.7.A. Valori obținute pentru încercarea la tracțiune la temperatura ambiantă	177
TABELUL 5.8.A. Valori obținute pentru încercarea la tracțiune la temperatura de 565 °C	177
TABELUL 5.9.A. Valori obținute pentru încercarea la încovoiere prin șoc la temperatura ambiantă	177
TABELUL 5.10.A. Valori obținute pentru încercarea la încovoiere prin șoc la temperatura de 565 °C	178

1.PLAN DE DESFĂȘURARE A EXPERIMENTĂRILOR ȘI CERCETĂRILOR

Teza de doctorat reprezintă o contribuție în domeniul elaborării oțelului destinat fabricării cilindrilor de laminor. Cercetarea are un caracter tehnic, iar rezultatele și concluziile cuprinse în lucrare pot răspunde unor problemele specifice și actuale din industria metalurgică.

Plecând de la ideea că performanța cilindrilor de laminor în procesul de laminare este strâns legată de proprietățile mecanice, orice schimbare a compoziției chimice în scopul îmbunătățirii structurii oțelului trebuie să se regăsească în creșterea valorii proprietăților mecanice.

Pentru realizarea temei propuse se vor efectua studii, cercetări experimentale și prin simulare, precum și modelări și prelucrări matematice în vederea determinării variației celor mai reprezentative elemente chimice, în funcție de parametrii tehnologici, pentru a stabili modalitățile de influențare a acestora, în vederea obținerii unor rezultate, în condiții de eficiență tehnico-economică maximă. Aceste date fiind punctul de plecare în tema de cercetare propusă.

1.1. Scopul cercetării

Strategia de lucru urmărește abordarea a patru direcții de cercetare :

- determinarea caracteristicilor fizico-mecanice a oțelului industrial (denumit în teză *oțel de referință*) la temperatura ambiantă și la temperatura medie de lucru a cilindrilor de laminor (565 °C);

- elaborarea oțelului marca *90VMoCr15* microaliat prin creșterea conținutului de vanadiu de la 0,15 % până la 0,30 % și determinarea caracteristicilor fizico- mecanice a oțelului denumit de noi *oțel experimental*;

- modelarea matematică referitoare la determinarea intervalelor optime de variație a compoziției chimice asupra caracteristicilor de rezistență, respectiv plasticitate, pentru oțelul de referință și experimental;

- simularea în exploatare a cilindrilor de laminor prin programul de simulare *JMatPro* și *AnyCast*.

Teza de doctorat este de actualitate și prin rezultatele obținute, aduce o contribuție asupra oțelurile destinate fabricării cilindrilor de laminor, cu implicații concrete în domeniul fabricării acestora. Dezvoltarea tehnologiei construcției cilindrilor de laminare, impune folosirea metodelor moderne de cercetare, în scopul creării unor materiale noi, cu caracteristici superioare, pentru creșterea duratei de exploatare. Având în vedere cele prezentate anterior, în cadrul tezei de doctorat doresc să abordez, într-o manieră originală cercetarea fenomenelor și proceselor dinamice și de transfer între cilindrii, scopul fiind creșterea caracteristicilor mecanice și implicit a duratei de exploatare.

Prin cercetările care se vor efectua voi urmări scoaterea în evidență, că asigurarea unei compoziții chimice optime constituie un mijloc tehnic de asigurare a proprietăților de exploatare.

1.2. Obiectivele cercetării

Obiectivele cercetării sunt strâns legate de cele patru direcții de cercetare amintite.

În activitățile de cercetare efectuate s-a urmărit realizarea următoarelor obiective:

- analiza influenței compoziției chimice asupra caracteristicilor mecanice (rezistență și plasticitate) a oțelului de referință, la temperatura ambiantă și la temperatura medie de lucru a cilindrilor, după care s-a urmărit efectul adaosului de vanadiu asupra caracteristicilor fizico-mecanice și de exploatare a cilindrilor;

- stabilirea tehnologiei de elaborare și turnare a oțelului în lingouri;

- obținerea în fază de laborator a lingourilor experimentale turnate cu adaos de vanadiu până la 0,30 %, tratamentul termic aplicat și deformarea plastică prin forjare a acestuia, precum și determinarea caracteristicilor fizico-mecanice la temperatura ambiantă și la temperatura de 565 °C;

- analiza comportării în procesul de turnare, solidificare și exploatare a oțelului experimental obținut printr-un program de simulare;

- studiul influenței factorilor tehnologici de fabricație asupra calității oțelului destinat fabricării cilindrilor de laminor;

- efectuarea de cercetări în fază de laborator cu privire la îmbunătățirea compoziției chimice și a caracteristicilor mecanice prin microalieri cu vanadiu a oțelului experimental;

- efectuarea de cercetări în procesul de elaborare, turnare, solidificare și exploatare pentru îmbunătățirea calității oțelului, prin simulare;

Mod de lucru:

- documentare din literatura de specialitate;

- experimentări în fază de laborator;

- determinarea caracteristicilor calitative la temperatura ambiantă și la temperatura medie de lucru a cilindrilor (565 °C) la ISIM Timișoara precum și prelucrarea datelor;

- analiza tehnologică a rezultatelor obținute;

- verificarea prin simulare a caracteristicilor de material pentru cilindrii de laminor.

1.3. Strategia cercetării

Strategia de cercetare a constat în parcurgerea următoarelor etape:

- studiu bibliografic, analiza și interpretarea informațiilor obținute;

- cercetarea documentară cu privire la influența elementelor de aliere precum și posibilități de analiză a defectelor apărute în elaborarea cilindrilor de laminor;

- cercetări și experimentări în fază de laborator;

- cercetări și experimentări prin programele de simulare *JMatPro* și *AnyCasting*;

- contribuții originale.

Prezenta teză este structurată pe șapte capitole:

În capitolul 1 se prezintă planul de desfășurare și cercetare a tezei de doctorat, respectiv modul de lucru.

În capitolul 2 sunt prezentate informațiile preluate din literatura de specialitate specifice, referitoare la elaborarea și turnarea oțelului microaliat destinat

fabricării cilindrilor de laminor precum și fluxul tehnologic de elaborare, turnare și deformare plastică în cadrul *SC Metalurgica Aiud*.

În capitolul 3 s-a analizat influența elementelor de aliere asupra oțelurilor, în conformitate cu diagrama de echilibru Fe – C.

În capitolul 4 s-a analizat influența compoziției chimice asupra caracteristicilor mecanice ale oțelului de referință la temperatura ambiantă, s-au determinat caracteristicile mecanice la temperatura de lucru (565 °C), s-a determinat microstructura oțelului de referință și s-a prezentat diagrama de tratament termic, precum și evaluarea durificării locale a oțelului.

În capitolul 5 am prezentat rezultatele experimentale privind microalierea băii metalice în vederea creșterii caracteristicilor mecanice pe baza cercetărilor privind modul de dizolvare și asimilare a elementelor chimice, precum și turnarea și deformarea oțelului experimental. S-a stabilit tehnologia de tratament termic aplicat.

Pentru realizarea temei s-au elaborat și turnat nouă șarje de oțel sub formă de lingouri cu o creștere a concentrație de vanadiu întrevalul 0,20 – 0,30 %, pentru fiecare determinându-se compoziția chimică și caracteristicile mecanice.

În capitolul 5 prin prelucrarea datelor experimentale în programele de calcul EXCEL și MATLAB s-a urmărit obținerea unor ecuații de corelație între caracteristicile mecanice, considerate parametrii dependenți și parametrii independenți, reprezentați prin elementele din compoziție chimică pe de o parte, iar pe de altă parte în funcție de temperatura analizată (s-a considerat T_r = temperatura mediului ambiant, T_c = temperatura ridicată, 565°C).

Rezultatele obținute sunt analizate din punct de vedere matematic și tehnologic, pe baza acestora făcându-se aprecieri asupra cercetărilor efectuate.

În capitolul 6 se prezintă rezultatele obținute prin simulare a cercetărilor efectuate în fază de laborator și industriale în soft-ul *JMatPro* și *AnyCasting*.

Rezultatele obținute în cadrul simulării confirmă valabilitatea cercetărilor efectuate în fază de laborator.

În capitolul 7 se prezintă concluziile finale privind cercetarea efectuată, contribuțiile originale și direcțiile viitoare de cercetare.

2. STADIUL ACTUAL AL TEHNOLOGIILOR DE FABRICAȚIE AL CILINDRILOR DE LAMINOR

2.1. Considerații generale

Cilindrii de laminor sunt organe de mașini destinate executării operației propriu-zise de deformare plastică a materialului metalic, dând laminatului forma și dimensiunile necesare. În timpul procesului de laminare, cilindrii de lucru sunt aceia care suportă presiunile materialului deformat și solicitările termice ce apar în special în cazul laminării la cald.

Dezvoltarea tehnologiei construcției cilindrilor de laminare, impune folosirea metodelor moderne de cercetare, în scopul creării unor materiale noi, cu caracteristici superioare, pentru creșterea duratei de exploatare.

Funcție de fenomenele care au loc în procesul de laminare a aliajului, tendințele la nivel mondial în producerea cilindrilor sunt de îmbunătățire, în principal a următoarelor caracteristici: rezistență mare la rupere, rezistență la uzură, stabilitate la fisurare, respectiv la oboseală termică, prindere bună a barei laminate și o finisare de calitate a suprafeței laminatului. De asemenea, cilindrii trebuie să prezinte o structură omogenă pe tăblie, atât pe lungimea cât și pe adâncimea calibrelor unde în special, duritatea trebuie să fie constantă la dimensiunile celui mai adânc calibru ce se execută pe cilindru [1].

De fapt, cilindrii nu trebuie să îndeplinească în totalitate aceste condiții la un loc, ele se aleg condiționat funcție de caja de lucru, linia de laminare, profilul laminatului și de calitatea materialului cilindrilor respectivi.

2.2. Clasificarea cilindrilor de laminor

Marea diversitate a produselor laminate și condițiile diferite de lucru au determinat crearea unei game diversificate de cilindrii. Cilindrii de laminare pot fi clasificați în funcție de materialul din care se execută, domeniul de utilizare, duritatea suprafeței de lucru, structura metalografică, dimensiunii și tehnologia de turnare.

Cilindrii de laminare se clasifică după mai multe criterii și anume:

– după materialul din care sunt confecționați (în acest caz trebuie să se țină seama de tipul laminorului, de diametrul acestuia, de cazele trenului de laminare, vitezele de laminare, temperatura de lucru a tăbliei, modul de răcire din timpul răcirii, dimensiunea calibrului, duritatea materialului laminat, presiunea exercitată asupra cilindrilor, etc.) [2, 3].

În figura 2.1 se prezintă o detaliere a cilindrilor de laminare în funcție de materialul din care se execută.

- după procedeul de fabricație:
- cilindrii din oțel turnat;
- cilindrii din oțel forjat;
- cilindrii din fontă.

Funcție de tipodimensiunea semifabricatului laminat sunt prezentate în tabelul 2.1 diferite tipuri de cilindri de laminor.

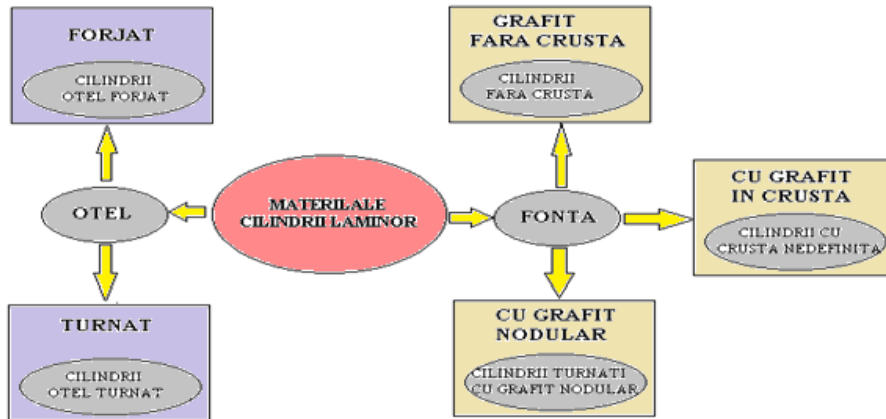


Fig.2.1. Clasificarea cilindrilor de laminor în funcție de materialul folosit

Tabelul 2.1. Clasificarea cilindrilor în funcție de tipodimensiunea semifabricatului [4, 5]

Nr. crt.	Tipul laminorului	Calitatea și tipul de cilindrilor folosiți
1	Blooming (Blumuri)	Cilindrii din oțel carbon forjat sau turnat, pentru laminoare mici și cilindrii din fontă
2	Laminoare de profile mari (traverse, șine)	Cilindrii din oțel forjat și cilindrii din fontă semidură
3	Laminoare de profile mici (rotund, pătrat, lat, sârmă)	-caje degrositoare cilindrii din oțel turnat sau forjat -caje intermediare cilindrii din fontă globulară turnați cu tăblie netedă -caje finisoare cilindrii din fontă cu coaja dură, iar în cazul folosirii de cilindrii aliați aceștia trebuie turnați cu tăblia netedă
4	Laminoare de platine	-caje degrositoare cilindrii din oțel sau din fontă semidură -caje finisoare cilindrii din fontă cu coaja dură (55-60 Shore)
5	Laminoare de tablă groasă	Cilindrii din fontă cu duritatea mai mică sau cilindrii din fontă semidură
6	Laminoare de tablă subțire (cilindrii nerăciți)	-caje degrositoare cilindrii din fontă dură (cu duritate scăzută) -caje finisoare cilindrii din fontă dură
7	Laminoare de tablă subțire	Cilindrii din oțel călit sau din fontă dură cu structură martensitico-ledeburitică
8	Laminoare la rece	Cilindrii din oțel călit sau din fontă dură cu structura martensitico-ledeburitică

Un exemplu de laminor echipat, prezentat în figura 2.2, este un ansamblu format din caja de laminor în care sunt montați cilindrii de laminor, rolele de ghidare, sisteme de prindere, iar pe fusuri sunt montate trefle.

Părțile funcționale ale unei caje de laminor sunt prezentate în figura 2.2, iar cele pentru un cilindru de laminor în figura 2.3.

2.3. Procesul general de fabricare

Procesul general de fabricare a cilindrilor de laminor constă în elaborarea oțelului în cuptor electric cu arc, tratamentul în afara agregatului, în instalația L.F. (ladle furnace), sau mai recent în instalația de tratament sub vid cu sau fără aport de căldură VAD/RH, după care oțelul se toarnă sub formă de lingou (pentru cilindrii obținuți prin forjare), respectiv în forma de turnare (cilindrii obținuți prin turnare).

Pe tot parcursul procesului de fabricație se urmărește respectarea parametrilor calitativi prevăzuți în instrucțiunile tehnologice. În timpul desfășurării procesului tehnologic de elaborare are loc monitorizarea temperaturii, a compoziției chimice și a gazelor utilizând un spectrometru și un analizor de gaze.

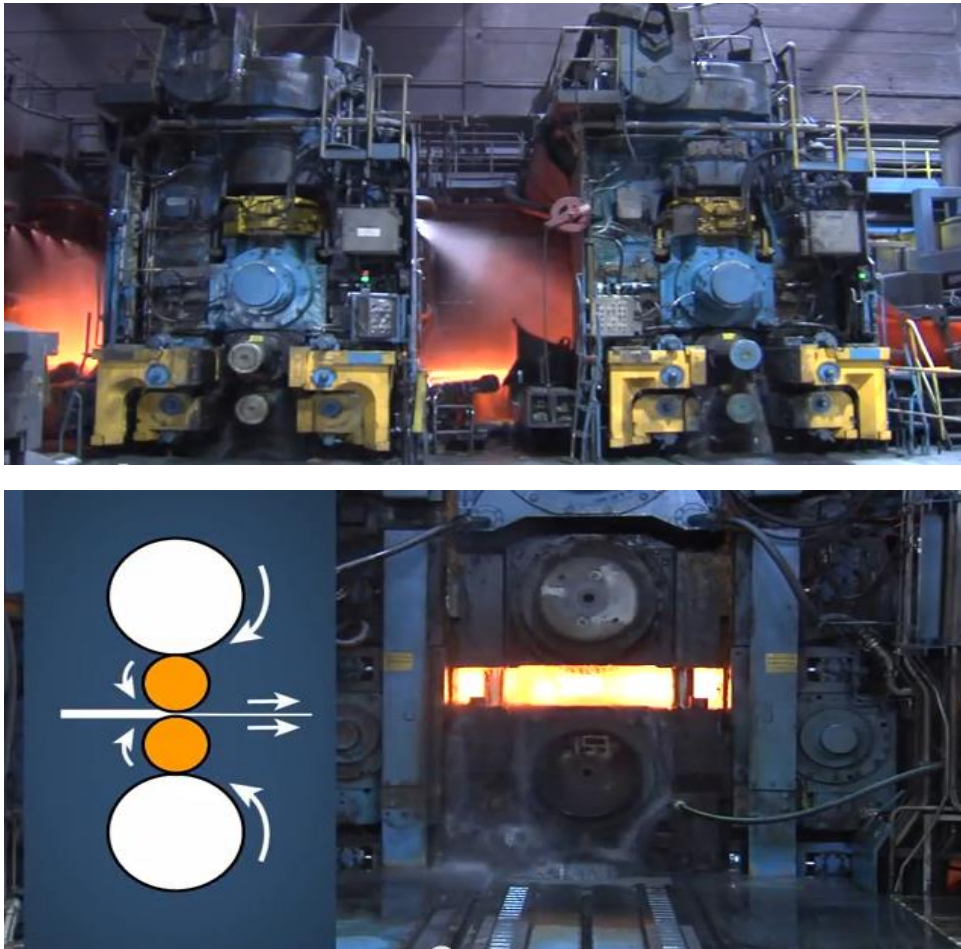


Fig.2.2. Caja de laminor echipată

Cercetările în domeniul producției cilindrilor de laminor sunt orientate pe două direcții principale:

- perfecționarea materialelor existente pentru cilindrii de laminare și a tehnologiilor lor de fabricație în uzinele de fabricație a acestora;
- elaborarea proceselor tehnologice de perspectivă, care să îmbunătățească substanțial calitatea cilindrilor, să permită mecanizarea și automatizarea operațiilor de producție a acestora și, totodată, să îmbunătățească condițiile de lucru [6].

La o abordare mai complexă, privind realizarea și exploatarea cilindrilor, s-au rezolvat o serie de probleme tehnice de perspectivă, legate de îmbunătățirea calitativă a materialelor existente, elaborarea unor materiale noi, de însușirea tehnologiei de producere a cilindrilor de diferite tipuri. În urma acestor cercetări, s-au elaborat compoziții noi de aliaje pentru cilindrii: oțeluri aliate hipereutectoide, oțeluri grafitizate aliate și nealiate, fonte crom-nichel, aliate cu cupru și vanadiu, fontă puternic silicioasă și altele [6].

Statele cu o industrie avansată folosesc cu succes pentru producția cilindrilor turnați un aliaj de fier cu un conținut de carbon de 1,30 până la 2,30 %. În combinatul din Magnitogorsk se utilizează, pentru cajele finisoare a laminoarelor de profil, cilindrii turnați din oțel, cu un conținut de carbon de 1,40 – 1,60 %, crom 0,90 – 1,25 %, nichel 0,90 – 1,25 % și molibden 0,10 – 0,30 %. [7].

În 1976, Japonia lansează pe piața internațională cilindrii mari de laminare (pentru profile, benzi și tablă) turnați dintr-un aliaj fier – carbon special, cu 1,40 – 2,30 % C mediu aliat cu crom, nichel și molibden [8].

În Franța, firma AKERS produce cilindrii de laminare din oțel hipereutectoid, cu 1,50 – 2,00 % carbon, 0,50 – 1,50 % siliciu, 0,50 – 1,50 % mangan, 0,90 – 1,50 % crom, 0,50 – 2,00 % nichel și maxim 0,50 % molibden [9].

Firma KAOTAI MACHINERY COMPANY LTD. din Taiwan, produce cilindrii din oțel cu conținut de carbon între 1,30 – 2,70 %, într-o gamă largă [7], cu următoarea simbolizare:

- *TL* (aliați cu Cr și duritatea 30 – 45 HSD);
- *TM* (mediu aliați cu Cr–Mo, duritatea 35 – 60 HSD);
- *TH* (înalti aliați cu Cr–Mo, duritatea 38 – 60 HSD);
- *TB* (aliați cu Cr–Ni–Mo, duritatea 45 – 70 HSD);
- *TA* (turnați duplex, duritatea 53 – 70 HSD).



Fig.2.3. Cilindrii de laminare



Fig.2.4. Aspecte din timpul procesării cilindrilor de laminor

În Anglia sunt turnați cilindri din oțel hipereutectoid, notați cu *GB 1*, cu dimensiunile tăbliei 500 x 900 mm și cu următoarea compoziție chimică medie: 2,02 % carbon, 0,76 % mangan, 0,66 % siliciu, 0,064 % fosfor, 0,058 % sulf, 1,50 % crom, 1,41 % nichel, 0,53 % molibden, iar în Austria, cilindrii turnați au indicativul *Au1* cu o compoziție medie: 1,82 % carbon, 0,90 % mangan, 0,63 % siliciu, 0,057 % fosfor, 0,043 % sulf, 1,35 % crom, 1,46 % nichel și 0,48 % molibden [10].

În Cehia sunt utilizați cilindrii turnați din oțel hipereotectoid cu o compoziție chimică (1,50 – 2,50) % carbon, (0,30 – 0,60) % siliciu, (0,40 – 1,00) % mangan, 0,05 % fosfor, 0,05 % sulf, (1,50 – 2,50) % crom, (1.50 – 2.00) % nichel, (0.25 – 0.30) % molibden [11].

Durabilitatea în funcționare a cilindrilor de laminare este puțin studiată în literatura de specialitate, atât pe plan național, cât și mondial. Până în prezent, există puține publicații de specialitate care să trateze în mod amănunțit, durabilitatea cilindrilor de laminare.

Literatura de specialitate este foarte restrânsă, mai mult fiind studiați doar cilindrii laminoarelor de tablă [12], iar majoritatea cercetărilor întreprinse nu sunt îndreptate asupra fenomenelor de suprafață la calibrele cilindrilor, ele se rezumă la studiul profilului, factor important privind calitatea produsului laminat, iar în alte lucrări se studiază calibrarea cilindrilor pentru obținerea geometriei produselor laminate.

În literatura de specialitate [13] se prezintă un studiu amănunțit asupra cilindrilor de laminor cu referire la tensiunilor termice care apar în interiorul cilindrilor. Alți cercetători [14] au abordat unele aspecte privind distrugerile cilindrilor de laminare cu referire asupra defectelor de material prezentând o analiză asupra ruperilor cilindrilor de laminare.

Un mare producător de cilindrii de laminor în țară este firma *FORTUS* Iași, specializată în producerea cilindrilor de laminor utilizați în laminoarele de tablă și profile. Aceasta furnizează cilindrii de laminor de calitate pentru clienții din peste 60 de țări, inclusiv Egipt, Grecia, Serbia, Ungaria, Croația.

2.4. Fabricarea cilindrilor la SC Metalurgica Transilvana Aiud.

2.4.1. Elaborarea oțelului destinat fabricării cilindrilor de laminor

2.4.1.1. Considerații tehnologice

În România fabricarea cilindrilor de laminor are o vechime de peste 40 de ani la fosta Întreprinderea Metalurgică Aiud în prezent **SC Metalurgica Transilvana Aiud**. Prin produsele realizate și prin tehnologiile aplicate, bazate pe o îndelungată experiență, SC Metalurgica Aiud și-a câștigat de-a lungul timpului un loc de frunte printre producătorii de piese turnate și cilindrii de laminor.

Oțelul este elaborat în cuptor cu arc electric, de topire de 50 tone/șarjă (figura 2.5) cu două zguri, iar utilizarea aluminiului ca dezoxidant s-a făcut numai după ce conținutul de sulf a coborât sub 0,013 %, cantitatea maximă utilizată este de 0,30 Kg/tonă de oțel lichid. Una din condițiile impuse a fost realizarea unei zguri albe (FeO) $\leq 0,80$ %.



Fig.2.5.Cuptor electric cu arc, capacitate 50 ton

2.4.1.2. Ajustarea și încărcarea cuptorului

După fiecare șarjă s-a efectuat ajustarea cuptorului, operație prin care se repară porțiunile uzate din vatră și din zona pereților care vin în contact cu zgura. Pentru ajustare s-au utilizat dolomita sinterizată, operația fiind făcută mecanizat cu mașina de ajustare. În medie, durata acestei operații nu depășește 10 minute. Periodic se repară pereții și la partea superioară utilizând același material.

Pe durata ajustării cuptorul este decuplat de la transformator, motiv pentru care durata ajustării trebuie să fie scurtă, pentru a nu se răcii cuptorul. Pe durata ajustării se reglează electrozii și dacă este cazul se prelungesc. Imediat după terminarea ajustării se trece la operația de încărcare.

Pe vatra cuptorului înainte de a se introduce bena cu fier selectat, se încarcă var în cantitate de 15 kg, pentru fiecare tonă de încărcătură (dacă vatra are tendința de adâncire) și minereu de fier sau oxid de fier (dacă vatra are tendința de creștere) și fier mărunț și curat și 1/3 din cantitatea de carburant prescrisă pentru marca ce se elaborează.

Încărcătura metalică a constat în fier vechi ușor 1/3 din cantitatea încărcată, urmată de fierul vechi greu pe fundul benei peste care s-a depus 1/3 din cantitatea de carburant și încă câte 15 kg de var pentru fiecare tonă de încărcătură, fierul vechi mijlociu, iar deasupra fierului vechi ușor și restul de carburant.

Fierul vechi ușor introdus la partea superioară asigură pătrunderea repede a arcului electric în încărcătură, ceea ce face ca acesta să lucreze acoperit cu cedare intensă de căldură încălzirii și reducerea radiațiilor spre boltă, iar fierul vechi introdus pe fundul benei protejează vatra cuptorului împotriva distrugerii, de bucățile de fier vechi greu. Carburantul se introduce în zona arcelor electrice, acesta contribuind la stabilizarea arceștor.

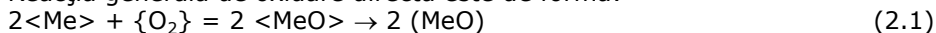
De regulă durata încălzirii nu depășește 10 minute.

2.4.1.3. Topirea încălzirii

Imediat după terminarea încălzirii se rabate bolta la cuptor, se verifică asezarea bolții și se cuplează cuptorul la transformator. Până la stabilizarea arcului electric se lucrează pe comandă manuală și la o putere de 60 – 70 % din cea a transformatorului. După stabilizarea arcului electric se lucrează pe comandă automată și cu putere maximă.

Pe durata topirii încălzirii metalice are loc oxidarea elementelor însoțitoare C, Si, Mn, P etc., fie direct cu oxigenul din atmosfera cuptorului, fie indirect cu oxigenul din zgura în formare, mai ales după ce încărcătura este complet acoperită de baie (oțel și zgură).

Reacția generală de oxidare directă este de forma:



Reacțiile generale de oxidare indirectă sunt de forma:



unde, Me este un element însoțitor (C, Mn, Si, P, Ti, V, etc.) care se oxidează în timpul topirii.

În timpul topirii se oxidează cca. 20 % din carbon, 70 – 90 % din siliciu, 55 – 70 % din mangan și fosfor.

La terminarea topirii obligatoriu se ia probă de oțel pentru determinarea compoziției chimice și se masoară temperatura. În funcție de datele obținute se conduce procesul de afânare.

2.4.1.4. Afânarea băii metalice

După terminarea topirii se evacuează parțial zgura de topire (cca. 40 %) și se formează o nouă zgură, prin adaos de minereu de fier (obligatoriu calcinat) de tip hematită, cu conținut de fier peste 60 %, sub formă de bulgări (granulație de 40 – 140 mm) și var cât mai proaspăt ars. Se adaugă în porții mici de 0,70 – 1,00 % minereu la intervale de 10 – 15 minute funcție, de temperatura băii (temperatura trebuie să crească în medie cu 1 °C/min. Se fac 4 – 5 adaosuri de minereu, iar adaosul de var se stabilește funcție de compoziția zgurei. În timpul afânării se oxidează 0,30 – 0,35 % din carbonul adus de încărcătură. Pe durata afânării se lucrează cu cca. 80 % din puterea transformatorului. La terminarea afânării obligatoriu se ia probă de oțel pentru determinarea compoziției chimice și se masoară temperatura. Dacă datele corespund fișei tehnologice se trece la următoarea fază, iar dacă carbonul este mai mare decât cel prescris se continuă oxidarea sau dacă este sub cel prescris se carburează baia metalică cu cocs, petrol sau resturi de electrozi.

2.4.1.5. Dezoxidarea oțelului

După terminarea oxidării se evacuează zgura din cuptor în proporție de 90 % și se formează o nouă zgură, prin adaos de amestec de var în proporție de 80 % și florină în proporție de 20 % și o cantitate de 2 % din greutatea șarjei.

Adaosul se face în baia metalică, de dorit să fie repartizat cât mai uniform pe suprafața băii. Ca urmare a acestui adaos conținutul de FeO din zgura scade și conform legilor difuziei va avea loc o tercere o oxigenului din baia metalică în zgură, rezultatul fiind dezoxidarea zgurii.

Pentru a reduce în continuare oxigenul din zgură, se face un ados de amestec reducător în proporție de 2 % din greutatea șarjei, în două până la trei reprize, la intervale de timp de 7 – 10 minute și cât mai uniform distribuită.

Amestecul reducător este în medie format din: 35 – 40 % var, 10 – 12 % florină, 28 – 30 % ferosiliciu praf, 10 % cocs, petrol și 10 % aluminiu. Un asemenea adaos asigură reducerea avansată a oxidului de fier (FeO), astfel încât se continuă procesul de difuzie a oxigenului din baia metalică în zgură.

Durata dezoxidării nu depășește de regulă 50 minute (nu este indicată depășirea acestei perioade, deoarece din date practice s-a constatat că randamentul dezoxidării scade în timp). Un asemenea amestec reducător asigură formarea unei zguri albe cu conținut de FeO sub 10,80 %.

De menționat că la începutul acestei etape, mai precis imediat după evacuarea zgurei, se predezoxidează baia metalică cu silicomangan în proporție de 2,50 kg/tonă și aluminiu 0,30 kg/tonă. În continuarea acestor adaosuri se face adaosul de ferocrom pentru conținutul mediu de crom și de feromolibden pentru conținutul mediu de molibden. Înainte cu 10 minute se face adaosul de ferovanadiu pentru conținutul mediu de vanadiu.

La terminarea acestei operații este obligatoriu să se ia probă de oțel pentru compoziția chimică și se masoară temperatura. Dacă datele corespund cu instrucțiunile tehnologice se evacuează oțelul din oală, urmând a fi procesat în instalația L.F. (ladle furnace). În cazul în care compoziția chimică nu corespunde se

face corecția acesteia, iar dacă temperatura este sub cea prescrisă se continuă procesul de încălzire.

În continuare oțelul a fost barbotat cu argon timp de 10 minute cu scopul de îndepărtare a gazelor și de omogenizare chimică și termică.

2.4.1.6. Corecția compoziției chimice

Se face atât în cuptor cât și în oală, în timpul evacuării, cu feroaliaje bine uscate sau calcinate. Ordinea de introducere a acestora în baia metalică și cantitatea este în funcție de tendința lor de oxidare și compoziția chimică urmărită.

Cantitatea necesară de feroaliaje se calculează cu relația [15]:

$$G_{\text{FeX}} = \frac{(X_f - X_i) \cdot 10 \cdot G_{\text{Sj}}}{\% X_{\text{Fe-X}} \cdot a_x} \quad (2.4)$$

unde: X este Mn, Si, V, etc;

X_f – procent de element dorit;

X_i – procent element de la care se face corecția;

$\% X_{\text{Fe-X}}$ – procent de element în feroaliaj;

a_x – gradul de asimilare al elementului în oțel (exprimat cu două zecimale);

G_{Sj} – greutate șarje (în tone);

G_{FeX} – cantitatea de feroaliaj;

FeX – denumire feroaliaj (notat ca indice) (FeMn; FeSi; FeV, etc.)

Ordinea adăugării pentru corecția compoziției chimice este următoarea:

– manganul se adaugă ca mangan metalic foarte rar (doar acolo unde conținutul de carbon este sub 0,01 %), de regulă sub formă de feromangan sau silicomangan, după ce s-a format zgura reducătoare;

– siliciul se adaugă ca ferosiliciu calcinat la 1150 °C cu 15 – 20 de minute înaintea evacuării, în cuptor, în proporție de 1/3 din cantitatea necesară, restul se adaugă în oală, în timpul evacuării, iar pierderile sunt de 10 – 15 %;

– vanadiul se adaugă sub formă de ferovanadiu, împachetat în cutii de tablă cu cca. 5 – 8 minute înaintea evacuării.

2.4.1.7. Evacuarea șarjei

Pentru evacuare se înclină cuptorul înspre spate, iar oala de turnare trebuie să fie astfel poziționată, încât jetul de oțel să curgă fără zgură, să nu lovească pereții oalei, să fie scurt și gros fără împrăștieri.

Pentru asigurarea unei suprafețe corespunzătoare a lingoului, în lingotieră se administrează prafuri unguente (cca. 2 kg/tonă), iar la finalul turnării s-au utilizat prafuri exoterme și termoizolante (2 kg/tonă).

Prafurile unguente având temperatura de topire relativ scăzută în contact cu oțelul lichid se zgurifică, iar pe măsură ce oțelul lichid urcă în lingotieră această zgură se interpune între crusta de oțel solidificată și peretele interior al lingotierei (practic are loc un proces de "ungere" a lingotierei), obținându-se un lingou cu o suprafață foarte fină.

Adosul de prafuri termoizolante asigură reducerea pierderilor de căldură din capul lingoului spre exterior, iar cele exoterme prin zgurificare cedează căldură, astfel încât, oțelul se menține lichid mai mult timp în capul lingoului, efectul fiind o retasură largă și puțin adâncă (pierderi mici prin șutare). În figura 2.6 se prezintă evacuarea oțelului din oală în lingotieră.

Oțelul lichid este turnat în lingotiere octogonale cu diametrul mediu de aproximativ 1100 mm la o temperatură de 1560 °C. La turnare jetul de oțel a fost protejat cu o perdea de argon.



Fig.2.6.Turnarea oțelului în lingotieră

După golirea a aproximativ jumătate din oțelul din oală se ia o probă pentru analiza chimică finală. Fiecare lingou este însoțit de o fișă tehnică, care cuprinde și numărul șarjei. După turnare lingourile se solidifică și se răcesc în lingotieră. Duratele de răcire în lingotiere sunt de aproximativ 20 ore.

Parametrii de tunare realizați la șarjele urmărite au fost:

- viteza de umplere cuprinsă între 185 – 215 mm/min;
- debitul de turnare cuprins între 0,147 – 0,208 to/min;
- timpul de umplere al maselotei 9 – 13 min.

2.4.2. Deformarea plastică a lingourilor de oțel destinat fabricării cilindrilor de laminor

Forjarea s-a făcut numai cu întindere (figura 2.7) și s-a asigurat un corioaj între 4 – 7 %. Au fost utilizate nicovale care să asigure deformarea materialului până în centrul semifabricatului.



Fig.2.7.Forjarea semifabricatelor

Oțelul studiat este un oțel aliat hipereutectoid forjat, care provine dintr-un lingou cu masa de 25 tone, din care s-au obținut doi cilindrii, prin forjare, numai prin întindere, la care s-a asigurat un coroaiaj de 5,40 %, conform Plan de operații forjare nr. 5 – 468/1F, care se regăsesc în Anexele 2.1.A și 2.2.A..

2.4.3. Curățirea și controlul calității

Curățirea și controlul calității constau în următoarele operații:

- se îndepartează, fără șocuri mecanice, eventualele bavuri;
- se figurează pe fusul inferior datele de identificare ale cilindrilor (număr sarjă, număr cilindru);
- se verifică vizual întreaga suprafață a cilindrilor, iar în cazul în care se încadrează în marca prescrisă și nu prezintă fisuri sau crăpături, cilindrii se recepționează și se expediază, pentru prelucrare.

2.4.4. Tratamentul termic al cilindrilor de laminor

Tratamentele termice sunt tehnologii de prelucrare la cald, constând într-o succesiune de operații compuse din încălziri și răcirii, la temperaturi stabilite și cu viteze de încălzire convenabil alese.

Îmbunătățirea caracteristicilor fizico-mecanice ale materialelor destinate cilindrilor de laminor se realizează printr-un tratament termic adecvat.

Oțelul a fost supus tratamentului termic de precauție pe brut forjat și tratamentului de îmbunătățire pe eboșat.

Tratamentul termic s-a făcut pe orizontală cu asigurarea unei uniformități înaintate a temperaturii, în spațiul de lucru al cuptoarelor și în piesa forjată. Diagramele s-au construit după fișele tehnologice de tratament termic nr. 5 – 468 a și b, care se regăsesc în Anexele 2.3.A și 2.4.A și care sunt prezentate în figura 2.8, respectiv 2.9.

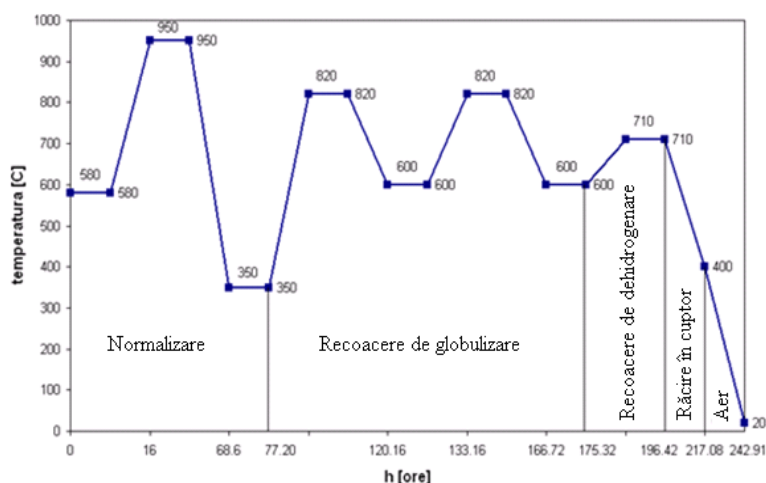


Fig.2.8.Diagrama de tratament termic primar

În ansamblu, cilindrii de laminor prezintă o serie de particularități care se reflectă în modul de executare și proiectare a operațiilor de tratament termic. O

cerință primordială o constituie diminuarea deformațiilor la tratament termic pe de o parte, iar pe de altă parte, prevenirea decarburării și oxidării este o condiție esențială. Cerințele enumerate influențează modul de stabilire a parametrilor tehnologici de tratament termic.

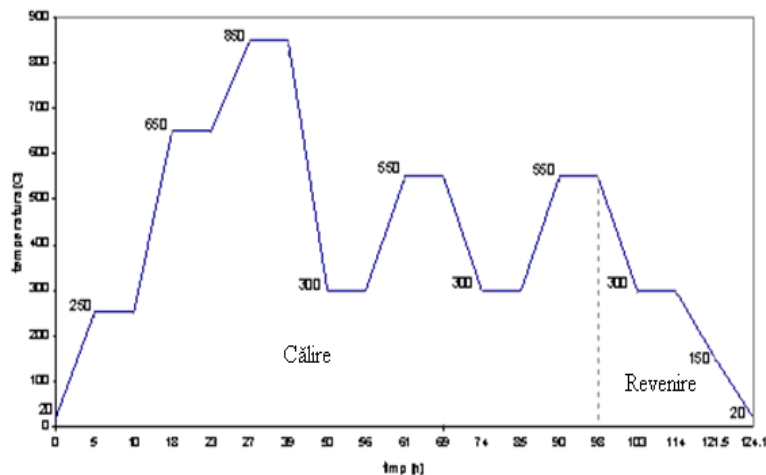


Fig.2.9.Diagrama de tratament termic secundar

Pentru pregătirea structurii în vederea prelucrării mecanice și pentru îmbunătățirea proprietăților finite, semifabricatul a fost supus industrial tratamentului termic cu schimbări structurale: de precauție (pe brut forjat cu preluare caldă de la forjă), respectiv tratamentului termic de îmbunătățire. Proprietățile unui material cu o anumită compoziție chimică pot varia în limite foarte largi, în funcție de microstructura sa.

Parametrii tratamentului termic au fost aleși în funcție de compoziția chimică, natura și dimensiunile materialului și mai ales de rezultatele urmărite impuse de către beneficiarii produsului finit.

Tratamentul termic de precauție (pe brut forjat – cu preluare caldă de la forjă) constă în:

- *normalizare*: recoacerea de austenizare cu creșterea temperaturii de la 580 °C, temperatură rezultată din procesul de forjare, la 950 °C; răcire în aer prin descărcare de pe cuptor până la o temperatură cuprinsă între 400 – 300 °C;

- *recoacere de globulizare*: încălzire de la 300 – 400 °C și menținere pendulantă între 600 °C și 800 °C, lucru care se regăsește în diagrama de tratament termic primar (figura 2.8);

- *recoacere de dehidrogenare*: (≈ 700 °C durată funcție de conținutul de hidrogen al oțelului lichid) se face încontinuu recoacerii de globulizare, realizându-se printr-o încălzire de la un palier inferior la temperatura acesteia ($\approx 600 - 650$ °C);

- *răcire*: se va face cu aproximativ 15 °C/h până la 400 °C, după care cuptorul se oprește și răcirea se face, în afara cuptorului, cu 15 °C/h până la temperatura ambientală.

Tratamentul termic de îmbunătățire (pe eboșat) constă în:

- *austenizare* (840 °C) și *călire* în ulei care va asigura uniformizarea temperaturii în toată masa peisei;

– *revenire* la 550 °C în trei etape de câte 6 h – 8 h, cu răciri intermediare până la 300 °C (cu viteze de încălzire și răcire de ≈ 50 °C/h).

Răcirea s-a făcut în continuarea unei răciri intermediare (300 °C) prin scăderea temperaturii cu 20 °C/h, până la 150 °C și apoi prin descărcare în aer.

În scopul testării calității și pentru controlul pe fluxurile de producție, firma este dotată cu laboratoare, echipamente și instrumentele necesare.

Compoziția chimică pentru cilindrii de laminor trebuie să corespundă prescripțiilor mărcii de oțel, în tabelul 2.2 fiind prezentate cele mai uzuale.

Puritatea oțelului este obținută cu metoda ASTM E45, tipurile de incluziuni sunt prezentate în tabelul 2.3, iar proprietățile mecanice admise pentru diferitele mărci de oțeluri sunt de asemenea prezentate în tabelul 2.4.

Oțelurile microaliate reprezintă o categorie importantă de oțeluri, estimată la cca. 12 % din producția mondială, dezvoltarea lor având un rol important în extinderea unor ramuri de vârf ale economiei, acestea reprezentând noi oportunități pentru viitor în fabricarea oțelului cu rezistențe mari. Fezabilitatea de a satisface toate nevoile din inginerie, cu mai puțin oțel este, de asemenea, avantajoasă pentru economie.

Tab. 2.2.Compoziția chimică pentru cilindrii de laminor la cele mai uzuale mărcii de oțel

CLASA OȚELULUI	Role de lucru pentru:	COMPOZIȚIA CHIMICĂ ÎN OALA DE TURNARE, % VOL.							
		C	Si	Mn	P	S	Mo	V	Cr
55VMoCr12	bloom	0,50-0,60	0,20-0,37	0,35-0,65	max. 0,025	max. 0,025	0,30-0,50	0,10-0,20	1,00-1,30
65VMoCr15	slab și tablă groasă	0,60-0,70	0,20-0,37	0,65-0,90	max. 0,025	max. 0,025	0,30-0,50	0,10-0,20	1,40-1,70
90VMoCr15	profile	0,85-0,95	0,20-0,35	0,25-0,45	max. 0,025	max. 0,020	0,20-0,30	0,10-0,20	1,40-1,70
VMoCrNi17	durități între 65-75HS	0,52-0,62	0,15-0,35	0,60-0,80	max. 0,015	max. 0,015	0,50-0,60	0,10-0,20	1,60-1,90

Tab.2.3.Tipurile de incuziuni obținute cu metoda ASTM E45

Tipuri de incluziuni	A	B	C	D
subțire	1.5	1.5	1.5	1.5
groase	1.5	1.5	1.5	1.5

Tab.2.4.Proprietățile mecanice admise pentru diferitele mărci de oțeluri

CLASA OȚELULUI	CARACTERISTICILE MECANICE (minim)				
	Limita de curgere, Rp	rezistența la tracțiune, Rm	alungirea	gâtuire	duritatea
	daN/mm ²	daN/mm ²	%	%	HB
55MoCr12	450	800	10	30	240-280
65VMoCr15	500	900	10	30	275-320
90VMoCr15	700	800	10	30	260-330
80MoCr30	720	950	12	35	280-330
VMoCRNi17	650	950	10	30	280-330

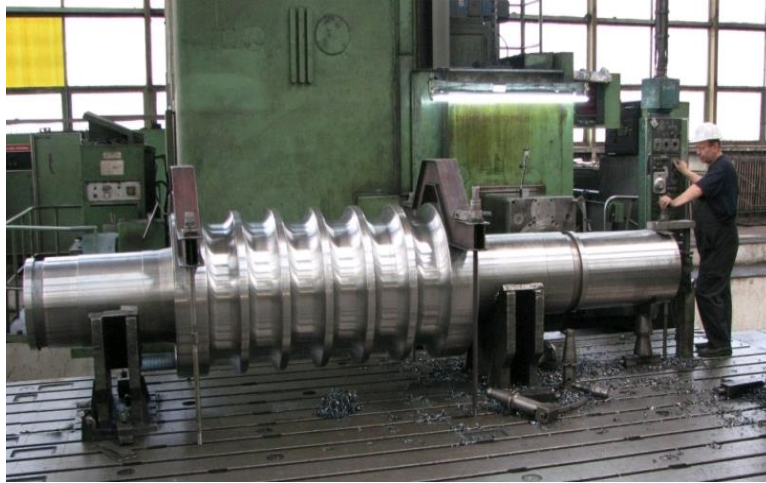


Fig.2.10. Prelucrarea cilindrului de laminor forjat

2.5. Concluzii

Din studiul literaturii de specialitate pot fi scoase în evidență următoarele concluzii:

- tendințele la nivel mondial în producerea cilindrilor sunt de îmbunătățire următoarelor caracteristici: rezistență la rupere, rezistență la uzură, stabilitate la fisurare, respectiv la oboseală termică să prezinte o structură omogenă pe tăblie duritatea constantă a calibrelor;
- clasificarea cilindrilor de laminare în funcție de materialul din care se execută pot fi cilindrii din oțel turnat, forjat și cilindrii din fontă;
- cercetările în domeniul producției cilindrilor de laminor sunt îndreptate spre elaborarea proceselor tehnologice de perspectivă spre automatizarea operațiilor de producție, perfecționarea materialelor și tehnologiei existente;
- oțelul destinat fabricării cilindrilor de laminor se elaborează în cuptor electric cu arc, tratamentul se face în afara agregatului, în instalația L.F. (ladle furnace), sau mai recent în instalația de tratament sub vid cu sau fără aport de caldură VAD/RH;
- pe tot parcursul procesului de fabricație se urmărește respectarea parametrilor calitativi prevăzuți în instrucțiunile tehnologice;
- în România, fabricarea cilindrilor de laminor are o vechime de peste 40 de ani la fosta, Întreprinderea Metalurgică Aiud, în prezent *SC Metalurgica Transilvana Aiud*;
- oțelul este elaborat în cuptor cu arc electric, de topire de 50 tone/șarjă cu două zguri;
- după fiecare șarjă se efectuează ajustarea cuptorului, operație prin care se repară porțiunile uzate din vatră și din zona pereților care vin în contact cu zgura;
- după terminarea topirii se evacuează parțial zgura de topire și se formează o nouă zgură, prin adaos de minereu de fier de tip hematită;
- corecția compoziției chimice se face atât în cuptor cât și în oală, în timpul evacuării, cu feroaliaje bine uscate sau caldate;

- oțelul lichid este turnat în lingotiere octogonale cu diametrul mediu de aproximativ 1100 mm la o temperatură de 1560 °C, la turnare jetul de oțel a fost protejat cu o perdea de argon pe tot fluxul tehnologic de elaborare turnare are loc monitorizarea temperaturii, a compoziției chimice și a gazelor;
- forjarea se execută numai cu întindere și s-a asigurat un corioaj între 4 – 7 %. Au fost utilizate nicovale care să asigure deformarea materialului până în centrul semifabricatului;
- tratamentul termic de precauție pe brut forjat și tratamentul de îmbunătățire pe eboșat s-a făcut pe orizontală cu asigurarea unei uniformități înaintate a temperaturii, în spațiul de lucru al cuptoarelor și în piesa forjată;
- puritatea oțelului este obținută cu metoda ASTM E45, iar proprietățile mecanice admise pentru diferitele mărci de oțeluri sunt impuse prin norme departamentale interne.

3.INFLUENȚA ELEMENTELOR DE ALIERE ASUPRA CARACTERISTICILOR MECANICE ALE OȚELULUI 90VMoCr15

3.1. Caracteristici generale

Unul din scopurile principale ale alierii este mărirea rezistenței constructive a aliajelor, adică a proprietăților mecanice care au o influență directă asupra duratei de funcționare a pieselor de mașini. La aceste proprietăți se referă, în primul rând, rezistența.

Pentru ca prin aliere să se modifice rezistența în direcția dorită, trebuie cunoscut mecanismul procesului care duce la distrugere. Dacă aliajul se află la temperaturi înalte, proprietățile sale plastice sunt ridicate și, prin urmare, ruperea este precedată de deformația plastică (tenacitate). Elementele de aliere influențează proprietățile aliajului datorită modificării structurii. Cromul modifică cel mai puțin proprietățile aliajului în structură perlitică, ridică brusc duritatea și rezistența oțelurilor în structură martensitică. Astfel, chiar o variație însemnată a compoziției chimice a aliajului, cu menținerea aceluiași tip de structură, nu are o influență prea mare asupra rezistenței și durității aliajului [17]. Elementele de aliere se găsesc sub formă de soluție, carburi sau compuși definiți ori sub formă de combinații cu oxigenul, sulful (incluziuni nemetalice).

Tabelul 3.1 prezintă formele în care se găsesc frecvent elementele de aliere în oțeluri.

Tab.3.1. Forma elementelor de aliere în oțeluri [16]

	Dizolvate în ferită	Carburi	Incluziuni nemetalice	Compuși diferiți
Ni	x	-	-	x
Si	x	-	SiO ₂ , silicați	x
Al	x	-	Al ₂ O ₃ , aluminați	x (N)
Zr	x	-	Oxizi	-
Mn	xx	x	Sulfuri, oxizi	-
Cr	x	x	Oxizi	-
W	x	x	-	x (N)
Mo	x	x	Oxizi	x (N)
V	x	xx	Oxizi	x (N)
Ti	x	xx	Oxizi	x (N, C)
P	x	-	-	-
S	x	-	Sulfuri (Mn, Zr, Fe)	-
Cu	x	-	-	-

Observație: xx înseamnă tendință mai mare spre această formă [16]

Forma în care se găsesc elementele de aliere în aliajele solidificate determină influența acestora asupra caracteristicilor fierului și al aliezelor sale cu carbonul. Prezența elementelor de aliere în fier, îi modifică substanțial proprietățile fizice, mecanice și tehnologice. Influența se manifestă chiar la conținuturi extrem de

mici, cum sunt cele care deosebesc fierul pur (obținut din disocierea carbonului) și fierul tehnic.

Datorită cerințelor multiple și compexe, impuse cilindrilor de laminor care lucrează în condiții de solicitări variabile compuse, la temperaturi de 1100 – 1150 °C este nevoie de alegerea corectă a materialelor de confecționare. Compoziția chimică trebuie să fie corespunzătoare și să aibe o serie de proprietăți fizico-mecanice și de exploatare a cilindrilor.

Cunoașterea comportării materialului, în cât mai multe condiții de exploatare permite luarea unor decizii referitoare la înlocuirea totală a zonei supusă observației sau eventual prelungirea duratei de funcționare a acestuia, sub o permanentă supraveghere a evoluției defectului existent [19].

Drumul de la un concept teoretic atractiv de substituție la realitatea comercială necesită un efort susținut al industriei siderurgice, în principal. Cu toate acestea, progresele realizate în ultimii 50 de ani în domeniul științei, tehnologiei, și aplicațiile ale oțelurilor microaliate, de înaltă rezistență fiind pregătite pentru aceasta provocare economică. *"Tehnologia inovatoare ne va ajuta să producem oțel de înaltă valoare adăugată, critice pentru succesul nostru și succesul clienților noștri"* [20].

Majoritatea oțelurilor aliate conțin mai multe elemente, însă unul din ele este acela care-i determină proprietatea principală de utilizare, celelalte ajutând la puritate, comportarea la prelucrare plastică, termică sau mecanică.

Prin urmare, duritatea și rezistența nu sunt determinate de compoziția chimică a aliajului, ci de microstructura lui. Se naște întrebarea, în ce constă, deci, influența favorabilă a elementelor de aliere asupra proprietăților mecanice ale acestor aliaje, care contribuie la aplicarea lor largă și cum aceasta poate fi pusă în concordanță cu influența redusă a acestor elemente asupra proprietăților [21].

3.2. Influența microalierii cu vanadiu

În aliajele fierului cu carbonul, vanadiul micșorează domeniul gama, fierul cu 1 % V nemaisuferind transformarea $\alpha - \gamma$.

Vanadiul este puternic carburigen, formează carburi de vanadium foarte fine și cu duritate mare, care se dizolvă greu în austenită la încălzire, fiind puțin solubil în cementită, oțelurile prezentând o structură fină și rezistență la supraîncălzire. Călibilitatea este influențată puternic la concentrații foarte mici de vanadiu (0.04 %), iar la concentrații mai mari, micșorează călibilitatea în cazul încălzirii la temperaturile uzuale de călire, prin formarea carburilor greu solubile. Conținutul de vanadiu în oțeluri trebuie să fie limitat, datorită greutateii de prelucrare prin deformare plastică și mecanică (rectificare). Vanadiul formează cu azotul nitruri stabile, astfel micșorându-se tendința de îmbătrânire a oțelului, iar pentru cele extra moi pentru deformarea la rece. Rezistența la curgere la cald și limita de elasticitate se îmbunătățește, la oțelurile semidure, în prezența vanadiului. Puterea de dezoxidare este dată de constanta de echilibru ($K_v = [V]^2[FeO]^3$), care are valoarea:

$$\lg K_v = -\frac{21000}{T} + 9.25 \quad (3.1)$$

Astfel la 1600 °C valoarea este de 1.3×10^{-2} , concluzia dedusă este că la această temperatură, vanadiul dezoxidează slab, efectul de dezoxidare fiind mai puternic la concentrații mari de vanadiu, ceea ce înseamnă că alierea cu vanadiu

trebuie făcută după o bună dezoxidare, pentru a nu a avea pierderi, acesta fiind scump [18].

Vanadiul cu carbonul formează soluții solide și combinații chimice numite carburi. Carbura de vanadiu V_4C_3 este foarte dură, se topește la $3100\text{ }^\circ\text{C}$ și se disociază la $2200\text{ }^\circ\text{C}$. Greutatea specifică a acestei carburi este $5,36\text{ g/cm}^3$. Adaosul de vanadiu, în oțelurile carbon, deplasează linia E - S a diagramei Fe - Fe_3C spre dreapta. Corespunzător cu aceasta, solubilitatea carbonului în Fe - γ crește considerabil. Astfel, de exemplu Fe - γ cu 5,60 % vanadiu, la temperatura de $1100\text{ }^\circ\text{C}$, dizolvă 2,70 % carbon. Conținutul în carbon necesar pentru formarea perlitei crește de asemenea punctul S [18]:

- la 0,40 % vanadiu corespunde la 0,95 % carbon;
- la 0,80% vanadiu - la 1,00 % carbon;
- la 1,50 % vanadiu - la 1,10% carbon;
- la 2,50 % vanadiu - la 1,30 % carbon;
- la 4,00 % vanadiu - la 1,70 % carbon;
- la 5,60 % vanadiu - la 1,90 % carbon.

Pentru elementele de microalierie vanadiu, niobiu și titan este importantă formarea compușilor chimici, nitruri, carburi, carbonitruri, compuși care au rol în finisare granulației și durificarea materialului fără scăderea rezilienței.

Principalele mecanisme care influențează structura oțelurilor microaliate sunt:

- vanadiul, finisează granulația austenitică și respectiv feritică, întârzierea recristalizării statice și dinamice în cursul deformării plastice la cald;
- niobiul finisează granulația austenitică și respectiv feritică, întârzie recristalizarea, crește temperatura de recristalizare;
- titanul finisează granulația austenitică și respectiv feritică, ridică temperatura de recristalizare și coboară temperaturile de transformare alotropică.

3.3. Influența microalierii cu titan

Prezența titanului exercită o influență considerabilă asupra microstructurii oțelurilor. Adaosul de titan micșorează cantitatea de perlită din oțel. În oțelul cu 0,18 % carbon și 1,10 % titan, perlita este absentă, iar la 0,40 % carbon există doar în cantitate neînsemnată.

După adăugarea titanului, microstructura oțelului se mărunțește, reducându- se și tendința de supraîncălzire. Prezența a 0,10 - 0,15 % Ti, preîntâmpină creșterea grăunților la încălzirea până la temperaturi de $1000 - 1100\text{ }^\circ\text{C}$.

În cantități mici titanul are influențe favorabile asupra proprietăților mecanice, datorită faptului că ridică temperatura de revenire.

Mărirea rezistenței oțelurilor conținând titan, în diferite medii corozive se explică, însă, nu prin faptul că titanul, având pentru carbon o afinitate mai mare decât are cromul, leagă carbonul existent, formând carburi de titan, împiedicând formarea carburilor de crom. Prezența titanului mărește rezistența oțelurilor refractare la oxidarea la temperaturi înalte.

Adaosul de titan exercită o influență favorabilă asupra întrebuințării generale a calității oțelului și a unor proprietăți mecanice.

Fiind elementul care posedă o mare afinitate pentru oxigen și azot, titanul adăugat în cantitate mică asigură o bună dezoxidare și degazificare a oțelului și realizarea unei microstructuri primare compacte și fine în oțelul turnat. Oțelul

dezoxidat cu titan, prezintă o lipsă a incluziunilor nemetalice, deoarece oxidul TiO_2 care se formează, spre deosebire de oxidul de aluminiu Al_2O_3 , trece cu ușurință în zgură, în metal rămânând doar în cantități reduse.

Datorită structurii fine, capacitatea oțelului turnat pentru deformarea plastică la cald este sporită. Titanul reduce tendința pentru formarea crăpăturilor în oțelurile autocălibile și inoxidabile, după sudură, prin legarea carbonului în carburi și reducerea concentrației acestuia în soluția solidă.

În cantități reduse (până la 0,02 – 0,05%) titanul este folosit ca adaos în multe oțeluri de construcție și de scule în scopul îmbunătățirii calității acestora, majorării compactității și micșorării microstructurii. Pentru îmbunătățirea proprietăților mecanice și mai cu seamă a celor plastice, în oțelurile de construcție de anumite calități se adaugă titan până la 0,10 – 0,15 %. Titanul se întrebunțează ca element de aliere pentru îmbunătățirea într-un grad mai pronunțat a calității și proprietăților altor oțeluri mai înalte aliate. [18]

3.4. Influența microalierii cu crom

Cromul este cel mai utilizat element de aliere în elaborarea oțelurilor (după mangan și siliciu care sunt utilizați ca și dezoxidanți). Cromul stabilizează și durifică ferita și austenita, datorită solubilității lui în acestea se mărește rezistența la coroziune.

Având tendința de a forma carburi de crom și fier, induce în oțel proprietăți dintre cele mai variate, astfel în fierul pur cromul restrânge domeniul austenitic, la conținuturi de peste 1,30 % rămânând în forma α până la topire. Cu cât crește conținutul de crom domeniul austenitic devine tot mai restrâns. Cromul fiind legat de carbon se dizolvă mai mult în masa metalică de bază, modifică de asemenea temperatura de transformare martensitică.

La conținuturi mai mari de 2,70 % crom, oțelul este feritic la orice conținut de carbon. Dizolvarea cromului în ferită mărește rezistența și duritatea acestuia.

Prin tendința cromului de a forma carburi, la creșterea conținutului de carbon și la același conținut de crom, concentrația acestuia scade în soluții.

La temperaturi ridicate, cu cât conținutul de crom este mai mare, iar conținutul de carbon mai mic, se formează carburi stabile care determină o deplasare pronunțată a transformării perlitice.

Datorită temperaturii înalte de trecere în soluție a carburilor cu crom și a scăderii conținutului de crom din soluția solidă, la creșterea conținutului de carbon, trebuie avut în vedere mai întâi conținutul celorlalte elemente, în cazul urmăririi rezistenței la coroziune chimică și apoi, în funcție de conținutul de carbon și crom, modul de încălzire și răcire.

Cromul se folosește în:

- oțeluri pentru construcții pentru a mări capacitatea de călire;
- oțeluri moi de cimentare pentru mărirea durității superficiale, datorită vitezei de difuzie a carbonului în oțelurile cu crom;
- oțeluri semidure în vederea mării durității superficiale, create prin tratament termic de călire de suprafață;
- oțeluri pentru rulmenți pentru menținerea granulației fine;
- oțelurile inoxidabile pentru mărirea rezistenței la coroziune chimică [18].

La concentrații scăzute de crom (0,30 – 0,40 %) oțelurile au o duritate ridicată și o rezistență de rupere la tracțiune bună. Prin adaos de 1,00 % Cr oțelurile își măresc rezistența de rupere la tracțiune cu 8 – 10 x 10 MPa, în timp ce alungirea scade cu 1,50 %. Pentru conținuturi mai mari de crom în oțel iau naștere carburi de crom, astfel la un conținut de carbon mai mic se formează C_3Cr_7 , iar la un conținut mai mare se formează cementite aliate $(CrC)_3Fe$. Pentru concentrații de 12 % Cr se formează oțeluri antiacide, inoxidabile, termostabile și refractare.

3.5. Influența microalierii cu molibden

Molibdenul aparține grupei elementelor carburigene, însă influența sa se manifestă la peste 0,60 % [13] majoritatea cilindrilor sunt aliați cu molibden în proporție de 0,30 – 0,50 % [21]. Turnarea cilindrilor cu conținuturi de molibden sub 0,25 % nu este recomandată, deoarece nu conduce la îmbunătățirea vizibilă a structurii acestora [22].

Dizolvat în ferită, molibdenul o durifică și îi mărește rezistența la fluaj. Acesta este un element care reacționează cu carbonul formând carburi complexe de fier cu molibden, chiar la conținuturi mici de molibden (sub 0,03 %). Are o afinitate ridicată la carbon, formând carburi greu fuzibile și cu o solubilitate scăzută. Molibdenul adăugat în oțelurile aliate favorizează îmbunătățirea proprietăților mecanice și se utilizează în condiții deosebit de severe de funcționare. Odată cu creșterea conținutului de molibden (2,00 – 2,50 %) crește, atât rezistența la curgere la cald, cât și duritatea oțelului. La un conținut de 2,00 – 2,50 % molibden reziliența se mărește ușor, iar la concentrații mai mari ale molibden reziliența se mărește intens (pentru conținut de carbon $\leq 3,00$ %). Molibdenul este un element alfaigen ca și cromul, dar mai puțin decât siliciul.

Domeniul austenitic din oțeluri este restrâns de prezența molibdenului, devenind închis la concentrații de 2,00 %, ridicând temperatura de transformare eutectoidă și deplasând-o la concentrații mici de carbon. Molibdenul durifică ferita și îi mărește rezistența la fluaj, el dizolvându-se în ferită. Viteza de difuzie în austenită este de aproximativ patru ori mai mare decât a wolframului și de două ori mai carburigen decât wolframul, acest lucru determină o mai bună omogenitate în stare caldă, având o prelucrabilitate și tenacitate în oțeluri cu un carbon ridicat, dar prezintă o sensibilitate mare la decarburare și la tratament termic.

Viteza de transformare perlitică scade la conținuturi de 0,50 % molibden, însă acest lucru mărește călibilitatea. La un conținut de până la 1,50 % molibden temperatura de transformare martensitică scade și se micșorează tendința de înmuiere la revenire a oțelurile călite, acest lucru evidențiindu-se chiar și la un conținut de 0,20 % molibden.

La o menținere în palierul temperaturilor cuprins între 400 – 600 °C, oțelurile cu conținut de 2,00 % molibden își mențin duritatea ridicată, efectul de fragilitate la revenire este anulat, în oțelurile cu molibden, datorită precipitării fin dispersată a unor constituenți asemănători carburilor. Molibdenul este folosit în oțelurile aliate împreună cu alte elemente de aliere [18].

3.6. Influența microalierii cu mangan

Manganul se găsește aproape în toate oțelurile, ca element însoțitor, iar efectul asupra proprietăților acestora se evidențiază la conținuturi mai mari de 0,60

– 0,80 %, la trecerea oțelului carbon în domeniul oțelului aliat. Manganul prezintă o solubilitate nelimitată în Fe – γ și limitată la 3,00 % mangan în Fe – α , iar cu fierul formează soluții solide. Duritatea și rezistența oțelurilor crește la dizolvarea manganului în soluțiile solide α și γ , rezultând rezistențe egale cu cele ale oțelurilor cu un conținut mare de carbon, prezentând o mai bună tenacitate și ductilitate.

La concentrațiile care se întâlnesc în oțeluri, manganul nu formează carburi distincte, chiar dacă are afinitate față de carbon, el înlocuind fierul în cementită, dând carburi de tipul $(FeMn)_3C$, cu proprietăți similare carbunii Fe_3C . Manganul influențează temperatura și conținutul de carbon al transformării eutectoide, acestea scăzând, dar încetinește transformarea austenitei și coboară temperatura de transformare martensitică, determinând mărirea sensibilității la crăpare după sudură (la oțelurile cu conținut mai mare de 0,20 % Mn).

Crește sensibil fragilitatea oțelului cu un conținut de 1,50 – 2,00 % mangan și prezintă o reziliență scăzută cu circa 50 % la revenirea urmată de o răcire lentă. Manganul poate înlocui nichelul, în oțelurile inoxidabile, având și rol de dezoxidant, iar la un conținut de opt ori mai mare decât sulful se elimină complet fragilitatea la roșu. Mărește capacitatea de legare a sulfului sub formă de sulfuri, la temperaturi înalte de topire și de dezoxidare cu siliciu [18].

3.7. Influența microalierii cu niobiu

Asemănător vanadiului și titanului, niobiu deplasează punctul eutectoid pe axa concentrațiilor spre dreapta. Pentru oțeluri cu 1.00 % niobiu, acesta încetinește procesul de revenire în oțel; în intervalul temperaturilor de revenire 500 °C - 600 °C apare duritatea secundară atunci când călirea a fost efectuată la temperaturi înalte. Oțelurile călite cu niobiu, cu conținut redus de carbon, manifestă tendința pentru durificare dispersă, conform curbei de solubilitate limitată a Fe_3Nb_2 în Fe – α . Adăosul de niobiu exercită o influență deosebit de pronunțată în privința prevenirii coroziunii intercristaline.

Pentru elementele de microaliere vanadiu, niobiu și titan este importantă formarea compușilor chimici, nitruri, carburi, carbonitruri, compuși care au rol în finisarea granulației și durificarea materialului fără scăderea energiei de rupere.

Oțelurile microaliate au avut o creștere însemnată în ultimii ani, acest oțel reprezentând noi oportunități pentru viitor în fabricarea oțelului cu rezistențe mari. Plecând de la următoarele concluzii din literatura de specialitate „*utilizarea microalierii la fabricarea produselor din oțel duce la îmbunătățirea calității și la creșterea caracteristicilor mecanice, metoda microalierii este convenabilă fiind ieftină*” [23].

4. ANALIZA CALITĂȚII CILINDRILOR PRODUȘI, DIN OȚELUL 90VMoCr15, LA S.C. METALURGICA AIUD

4.1. Posibilități de analiză a defectelor

Pentru a scoate mai bine în evidență stadiul actual al producerii cilindrilor de laminor, am făcut o analiză a acestora, pe baza datelor obținute atât pentru cilindrii produși curent (12 cilindrii), cât și a celor existenți (167 cilindrii) în arhiva SC. Metalurgica Aiud. Menționez că Metalurgica Aiud (la fel ca alte unități producătoare de utilaj metalurgic – de turnare și laminare) dețin date în arhivă, privitoare la aceste utilaje până la ieșirea din uz.

S-a considerat ca punct zero sau punct de plecare, caracteristicile mecanice prescrise (impuse de beneficiar) pentru oțelul studiat, destinat cilindrilor de laminor, acestea fiind prezentate în tabelul 4.1.

Tab.4.1.Characteristici mecanice prescrise pentru cilindrii de laminor
(NID 8536/1-79)

Limta de curgere convențională	Rp ₀₂	min. 785 N/mm ²
Rezistența la tracțiune	R _m	min. 951,210 N/mm ²
Alungirea	A	min. 10%
Coeficientul de gătuire	Z	min. 30 % în studiul efectuat
Reziliența (impactul)	KCU	min. 30 J/cm ²
Duritatea Vickers	HV	283 – 360
Duritatea Brinell	HB	283 – 360

Față de caracteristicile fizico-mecanice prevăzute în N.I.D. 8536/1-79, valorile solicitate, impuse de beneficiar pentru limita inferioară a rezistenței la curgere și a celei la tracțiune sunt valori mai mari cu 85 N/mm², respectiv 151 N/mm², dar acestea nu constituie motiv de refuz dacă celelate caracteristici se încadrează în limitele solicitate (alungire, gătuire, energia de rupere, duritate).

Lotul de cilindri supus analizei a cuprins 179 cilindrii forjați produși la SC Metalurgica Aiud. Pe baza rezultatelor obținute (prezentate în Anexa 4.1.A) s-a efectuat o analiză a defectelor prezentată mai jos, iar bilanțul este următorul:

– dintr-un număr de 34 cilindrii 520 x 1700 mm executați, 26 au fost livrați, iar 8 cilindrii au fost rebut. Analiza pentru conformitatea cu caracteristicile mecanice a fost făcută doar pe cei 26 de cilindrii livrați, deoarece în bazele de date ale producătorului nu au fost găsite date pentru cilindrii rebut;

– pentru conformitatea cilindrilor la caracteristicile mecanice prescrise, s-au prelevat un număr de 55 de probe din cei 26 de cilindrii, care au fost supuse încercărilor pentru determinarea caracteristicilor mecanice. Din punct de vedere al încadrării în caracteristicile mecanice din N.I.D. situația se prezintă astfel: 10 cilindrii – 6 caracteristici ; 6 cilindrii – 5 caracteristici, 4 cilindrii – 4 caracteristici;

2 cilindrii – 3 caracteristici, 1 cilindru – 2 caracteristici, 2 cilindrii – 1 caracteristică și unul nici o caracteristică.

De asemenea am făcut o centralizare a *fiecarei caracteristici mecanice luată individual*, în toate probele prelevate din cei 26 cilindrii. În tabelul 4.2 și figura 4.1 se prezintă conformitatea probelor din cei 26 cilindrii la caracteristicile mecanice impuse de producător:

Tab.4.2.Conformitatea și neconformitatea cilindrilor 520x1700 pentru încercările mecanice

Total cilindrii livrați	26		100%	
Încercări Mecanice	Conformitate (nr. cil. și procent)		Neconformitate (nr. cil. și procent)	
R_{p0,2}	18	69,23 %	8	30,77 %
R_m	18	69,23 %	8	30,77 %
A₅	22	84,62 %	4	15,38 %
Z	21	80,77 %	5	19,23 %
KCU	22	84,62 %	4	15,38 %
HB	22	84,62 %	4	15,38 %

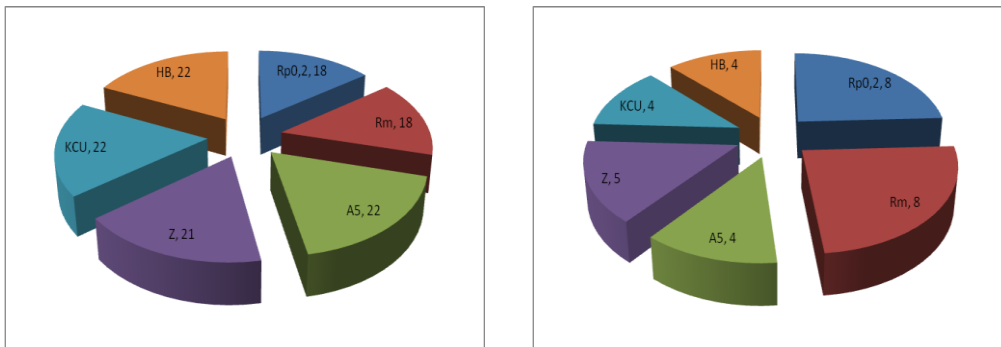


Fig.4.1.Conformitatea și neconformitatea cilindrilor 520 x 1700 pentru încercările mecanice

În urma analizei celor 330 de valori obținute pentru cele 6 încercări mecanice ale celor 55 de probe, se obțin 260 de valori în parametrii prescriși, reprezentând 78,88 %, iar 70 valori (21,12 %) nu îndeplinesc normele impuse.

Aceeași analiză a fost efectuată și pentru *cilindrii 400 x 1200 mm* care au fost executați într-un număr de 29 de cilindrii, dintre care 27 au îndeplinit cerințele pentru caracteristicile mecanice, fiind livrați, iar 2 nu au trecut testele:

– pentru conformitatea cilindrilor *la caracteristicile mecanice prescrise*, s-au prelevat un număr de 60 de probe din cei 27 de cilindrii, care au fost supuse încercărilor pentru determinarea caracteristicilor mecanice. Din punct de vedere al încadrării în caracteristicile mecanice din N.I.D. situația se prezintă astfel: 9 cilindrii – 6 caracteristici; 7 cilindrii – 5 caracteristici, 3 cilindrii – 4 caracteristici; 2 cilindrii – 3 caracteristici, 3 cilindrii – 2 caracteristici, 2 cilindrii – 1 caracteristică și unul nici o caracteristică.

De asemenea, ca și în cazul anterior am făcut o centralizare a *fiecarei caracteristici mecanice luată individual*, în toate probele prelevate din cei 27 cilindrii. În tabelul 4.3 și figura 4.3 se prezintă conformitatea probelor din cei 27 cilindrii la caracteristicile mecanice impuse de producător.

În urma analizei celor 360 de valori obținute pentru cele 6 încercări mecanice ale celor 60 de probe, se obțin 268 de valori în parametrii prescriși, reprezentând 74,44 %, iar 92 valori (25,56 %) de valori nu îndeplinesc normele impuse.

– pentru a fi livrați cilindrii cu mai multe probe s-au considerat conformi doar cei care au obținut valori impuse pentru toate cele șase încercări mecanice.

În tabelul 4.3 și figura 4.2 se prezintă conformitatea probelor din cei 27 cilindrii la caracteristicile mecanice impuse de producător.

Tab.4.3.Conformitatea și neconformitatea cilindrilor 400x1200 pentru încercările mecanice

Total cilindrii livrați	27		100%	
Încercări Mecanice	Conformitate (nr. cil. și procent)		Neconformitate (nr. cil. și procent)	
R_{p0,2}	15	55,55 %	12	44,45 %
R_m	17	62,96 %	10	37,04%
A₅	16	59,26 %	11	40,74 %
Z	16	59,26 %	11	40,74 %
KCU	14	51,85 %	13	48,15 %
HB	18	66,67 %	9	33,33 %

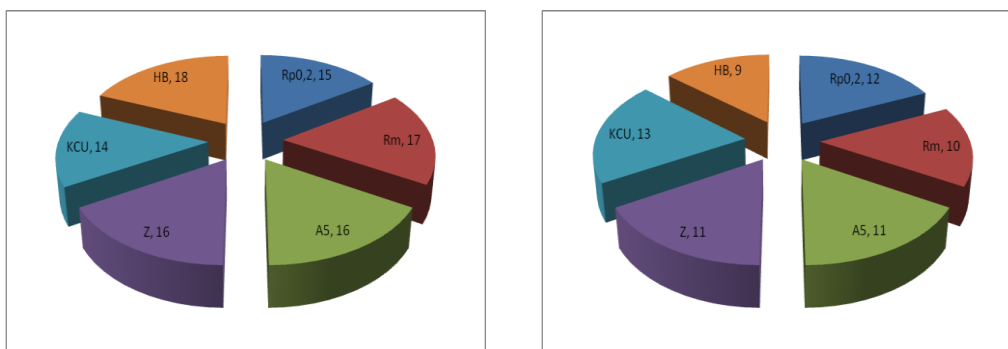


Fig.4.2. Conformitatea și neconformitatea cilindrilor 400x1200 pentru încercările mecanice

Plecând de la cele amintite mai sus obiectivul urmărit a fost culegerea datelor privind execuția și caracteristicile mecanice obținute pe cilindrii executați precum și, documentarea privind noi tehnologii, de elaborare, microaliere, turnare, forjare și tratament termic pentru cilindrii de laminor.

Din analiza celor două loturi de cilindrii am tras concluzia că, valorile caracteristicilor mecanice cumulate pentru cele șase caracteristici studiate sunt: pentru cilindrii cu dimensiunea 520 x 1700 mm conforme în proporție de 78,88 % din total cilindrii, iar pentru cei cu dimensiunea de 400 x 1200 mm conformitatea este în proporție de 74,44 %.

Rezultatul cumulării acestor defecte, se poate rezuma la faptul că, în procesul de fabricare a cilindrilor de laminor există o problemă deosebit de gravă și în același timp de actualitate. Din datele industriale analizate, pentru durabilitate rezultă că, valorile înregistrate sunt destul de scăzute, ceea ce induce obligativitatea analizelor critice în vederea înlăturării cauzelor care conduc la obținerea rezultatelor

mai puțin satisfăcătoare din punct de vedere al comportării, în exploatare a cilindrilor de laminare.

Creșterea frecvenței defectelor, în ultimii ani trebuie căutată în parametri tehnologici care sau înrăutățit, în acest timp. Considerăm că parametrii cu influență negativă semnificativă în acest sens sunt folosirea unor materiale necorespunzătoare în elaborare și turnare, umplerea incompletă a maselotierelor, repararea incorectă a acestora după fiecare turnare, scăderea sub limita acceptabilă a fiabilității presei hidraulice pentru forjare. Posibilitatea ca puritatea realizată după elaborare să fie necorespunzătoare și să nu asigure plasticitatea necesară pentru evitarea apariției discontinuităților în material, regimul de încălzire și deformare plastică nu este corelat sau nu se poate corela cu puritatea realizată sunt unele din aspectele cu influență negativă asupra parametrilor tehnologici.

În acest scop este necesar să cunoaștem cât mai precis caracterul tensiunilor de solicitare, materialele utilizate, evaluare cât mai exactă a caracteristicilor acestora pentru determinarea duratei de exploatare și compararea acestora cu anumite valori impuse dinainte [24, 25, 26, 27, 28, 29, 30, 31, 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38].

Tema este de actualitate și vizează efectuarea unor studii și cercetări pentru realizarea de compoziții chimice optime, în vederea obținerii unei eficiențe maxime. Prin cercetările care se vor efectua, voi urmări scoaterea în evidență a faptului că, asigurarea unei compoziții chimice optime constituie un mijloc tehnic de asigurare a proprietăților de exploatare.

Plecând de la acest lucru, oțelul care face obiectul cercetării reprezintă unul dintre cele mai solicitate oțeluri pentru fabricarea cilindrilor de laminor, în momentul de față, în industrie și este prezentat în tabelul 4.4. acesta urmând a fi microaliat cu vanadiu, în funcție de influența, acestuia până la valoarea de 0,30 %.

Necesitatea abordării temei rezidă din importanța cunoașterii în detaliu a fenomenelor și proceselor fizico-chimice, precum și a interacțiunii și intercondiționărilor între elementele din compoziția chimică a oțelului destinat fabricării cilindrilor de laminor.

În cadrul programului de cercetare am ales oțelul 90VMoCr15 care prezintă cele mai bune caracteristici mecanice, funcție de compoziția elementelor de aliere și unul din cele mai solicitate oțeluri pentru fabricarea cilindrilor de laminor în momentul de față.

Tab.4.4.Compoziția chimică a mărcii elaborate

	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Ti	Fe
STAS	0,85 - 0,95	0,25 - 0,45	0,20 - 0,35	max 0,03	max 0,03	1,40 - 1,70	max 0,30	max 0,20	0,20 - 0,30	0,10 - 0,20	0,00	100 - Σelem
Aleg	0,90	0,40	0,30	0,03	0,03	1,55	0,15	0,15	0,25	0,25	0,15	95,99

Oțelul ales ne-a fost pus la dispoziție de către SC *Metalurgica Aiud*, acesta existând în arhiva laboratoarelor ca și contraprobe ale oțelurilor elaborate. Compoziția chimică și caracteristicile mecanice pentru șarjele alese sunt prezentate în Anexele 4.2.A și 4.3.A. Pentru caracteristicile mecanice s-a luat în considerare media obținută pentru trei încercări efectuate pe fiecare șarjă, încercările mecanice fiind efectuate în laboratoarele SC *Metalurgica Aiud*.

Deoarece cilindrii de laminor lucrează în condiții de temperaturi ridicate, am determinat caracteristicile mecanice ale șarjelor analizate și la temperatura de 565 °C, rezultatele fiind prezentate în Anexa 4.4.A.

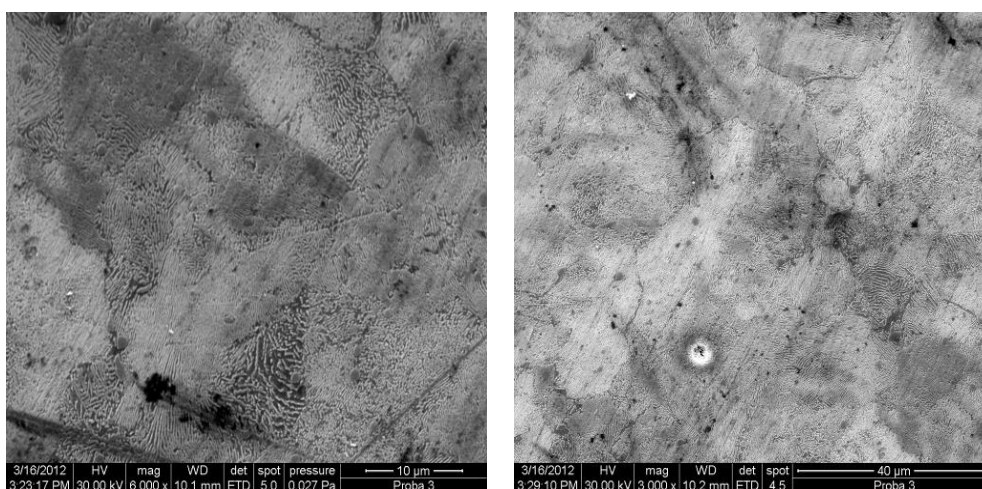
4.2. Microstructura oțelurilor destinate cilindrilor de laminor

Cele mai importante caracteristici mecanice (rezistența și tenacitatea) depind de structura metalului, din acest motiv am prelevat probe din contraprobe ale șarjelor oțelului studiat existent în arhiva laboratoarelor *Metalurgica Aiud*, prezentate în figura 4.3.

Au fost efectuate studii ale microstructurii oțelurilor turnate pentru a scoate în evidență forma și mărimea grăuntelui primar. În figura 4.4 se prezintă microstructura probei pentru oțelul 90VMoCr15 turnat industrial. Determinarea microstructurii s-a făcut conform normelor SR ISO 643/1993 [40] referitoare la semifabricatele de oțel deformate plastic.



Fig.4.3.Epruvete prelevate din exploatre



a – șarja 9-178

b – șarja 9-171

Fig.4.4.Microstructura obținută din diferite probe

Pentru studiul macrostructurii au fost luate probe în conformitate cu STAS 11961/1-83 [41] și s-a studiat cu precădere porozitatea centrală, porozitatea generală, pătratul de segregare și aspectul general al secțiunii (figura 4.4).

Concomitent cu probele pentru studiul macro au fost luate probe pentru studiul microscopic al structurii oțelului deformat plastic la dimensiunea $\times 1000$ mm. Analiza acestor probe a scos în evidență o neuniformitate structurală, neomogenitate și zone cu structuri diferite (rețea de cementită, insule de cementită, ace de cementită și perilită), obținute în urma deformării plastice (figura 4.5.)

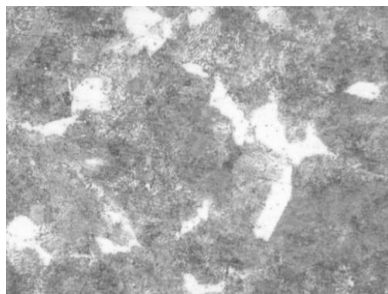
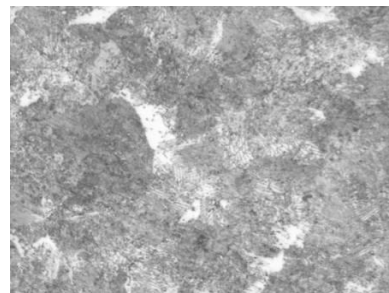
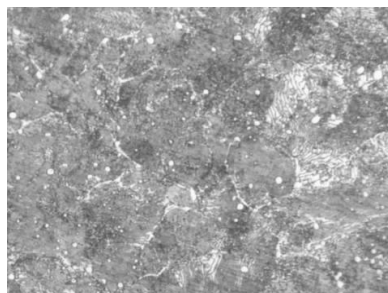
**Proba 1****Proba 2****Proba 3****Proba 4****Proba 5****Proba 6**

Fig.4.5.Studiul microscopic al structurii oțelului deformat plastic (dimensiunea $\times 1000$)

Am folosit un microscop optic pentru a determina fazele foarte fine de tip precipitări inter-intragranulare ($\times 1000$) [42].

Având în vedere cele prezentate anterior, necesitatea abordării temei rezidă și din importanța cunoașterii în detaliu a fenomenelor și proceselor fizico-chimice, precum și a interacțiunii și intercondiționărilor între elementele din compoziția chimică a oțelului destinat fabricării cilindrilor de laminor.

Elementele chimice ale oțelurilor, atât cele de bază cât și cele de aliere pot influența caracteristicile mecanice, îndeosebi duritatea.

4.3. Rezultate la prelucrarea datelor în programul EXCEL

4.3.1. Influența compoziției chimice a oțelului asupra caracteristicilor mecanice

Din multitudinea de șarje elaborate la SC Metalurgica Aiud am selectat un număr de 26 șarje pentru care caracteristicile mecanice sau încadrat în limitele impuse de Norma Internă Departamentală (NID) și de Caietele de Sarcini (CS) stabilite cu beneficiarii.

Optimizarea este operația de studiere a unei probleme în urma căreia se obține un rezultat, care în comparație cu alte rezultate posibile este cel mai bun, cel mai indicat, cel mai potrivit și în baza căruia se poate lua o decizie cu caracter tehnico-economic. Căutarea celei mai bune soluții comportă fie găsirea pe calea studiului a unor adevăruri definitive, fie a unor adevăruri relative, valabile numai în anumite condiții și care în raport cu adevărurile definitive, includ implicații și erori [43, 44].

Caracteristici fizico-mecanice au fost considerați parametri dependenți, iar elementele din compoziția chimică s-au considerat ca fiind independente. Pentru a cunoaște influența elementelor din compoziția chimică asupra caracteristicilor fizico-mecanice, datele au fost prelucrate în programul de calcul EXCEL. Acest program permite obținerea unor ecuații de corelație simplă, existând posibilitatea exprimării sub formă grafică și analitică, sub forma unor funcții lineare, polinomiale de gradul 2 până la 6, exponențiale, logaritmice și de putere.

Pentru o apreciere mai bine fundamentată a dependențelor, am calculat și reprezentat sub formă grafică și analitică limitele domeniilor de variație atât pentru partea superioară, cât și pentru partea inferioară a domeniului.

Având în vedere condițiile de lucru a cilindrilor am determinat caracteristicile fizico-mecanice și la cald precum și corelații similare cu cele pentru caracteristici mecanice la rece. Menționez că atât corelațiile pentru încercările la rece, cât și cele la cald sunt prezentate pe aceeași diagramă (în aceeași figură).

În continuare am prezentat rezultatele obținute în programul de calcul EXCEL. Totodată pentru fiecare corelație s-a determinat ecuația curbei de regresie, precum și ecuațiile pentru curbele care delimitează domeniul de variație (atât cel superior, cât și cel inferior).

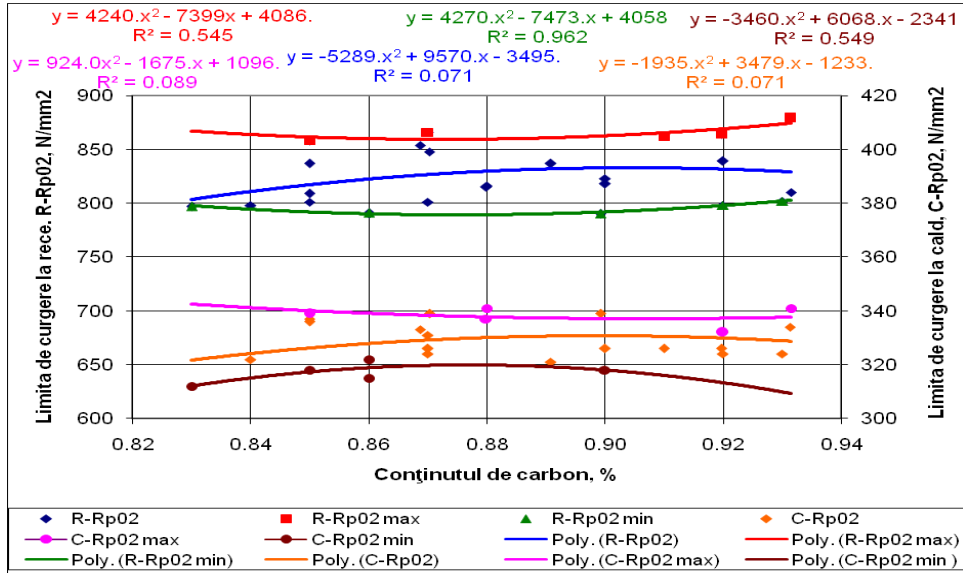


Fig.4.6. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de carbon

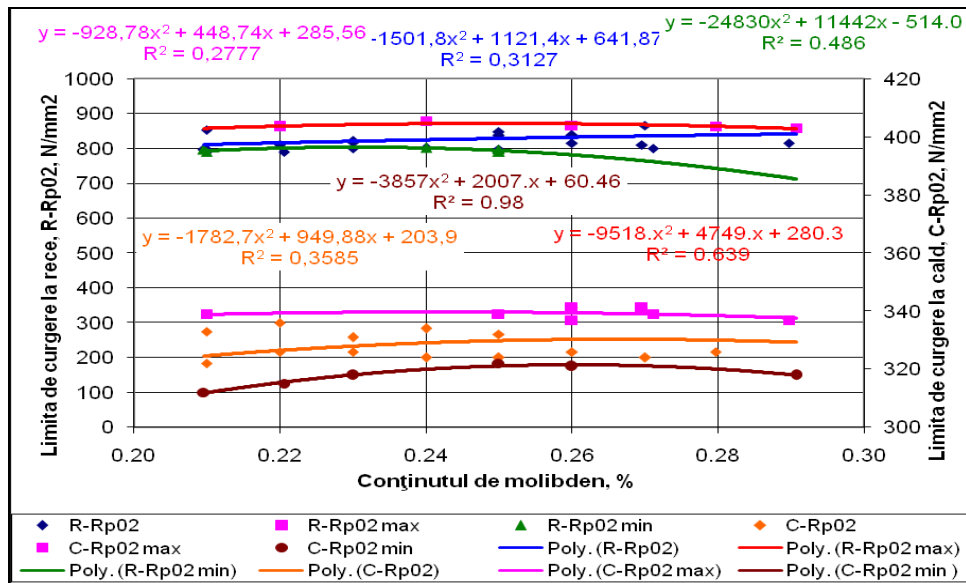


Fig.4.7. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de molibden

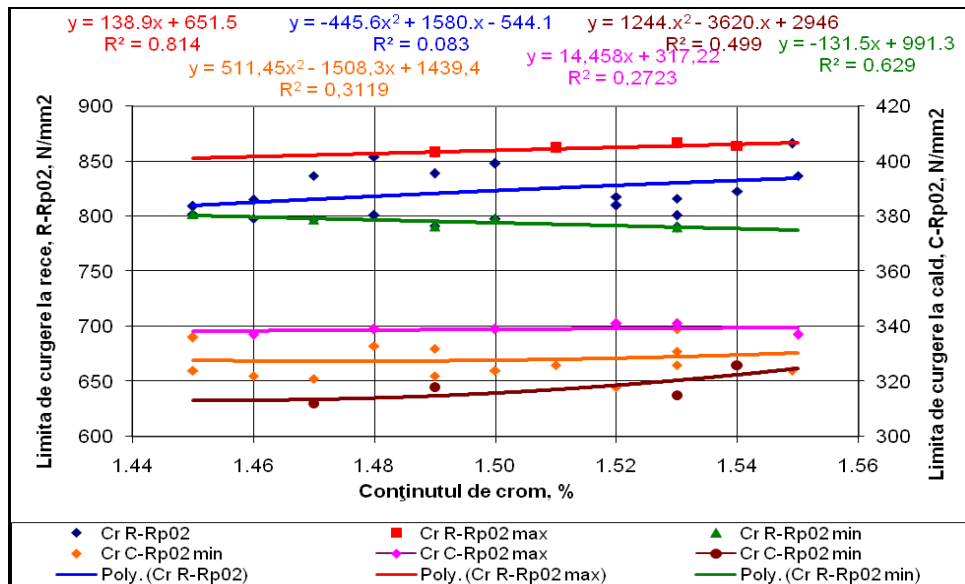


Fig.4.8. Variatia limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de crom

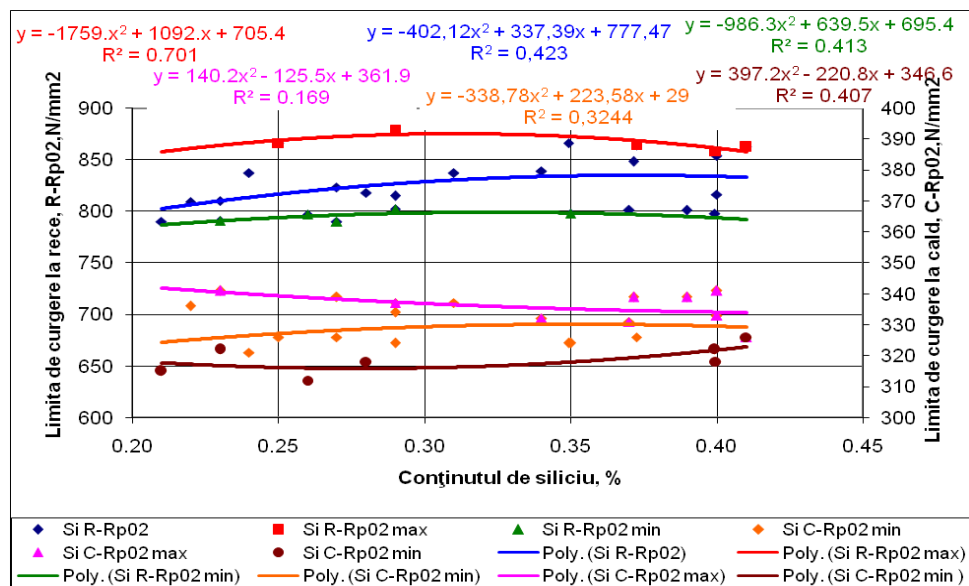


Fig.4.9. Variatia limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de siliciu

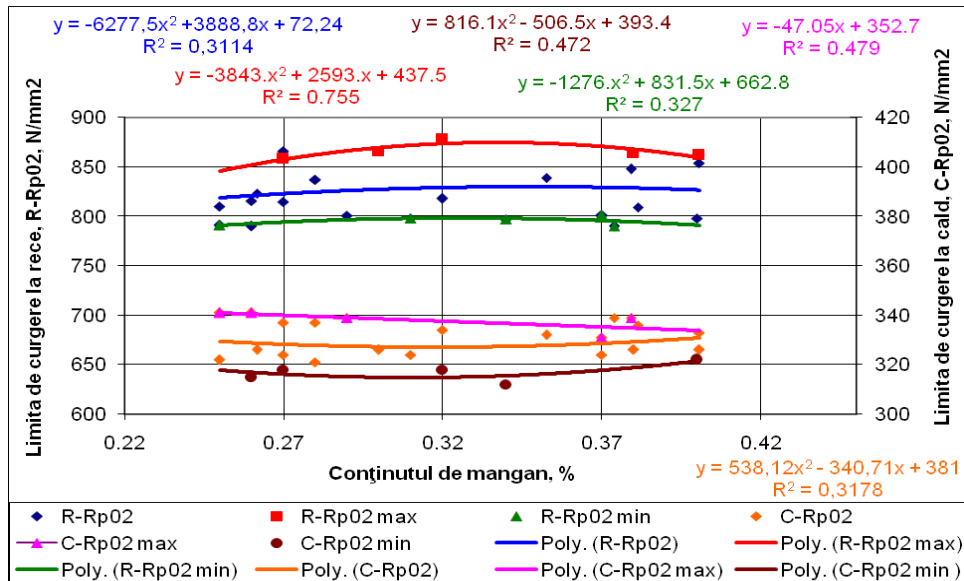


Fig.4.10. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de mangan

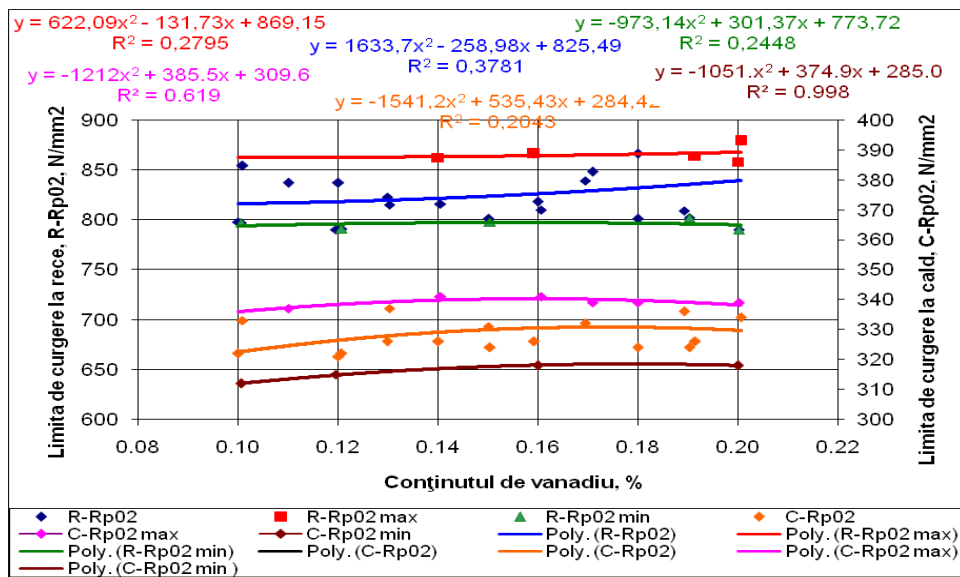


Fig.4.11. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de vanadiu

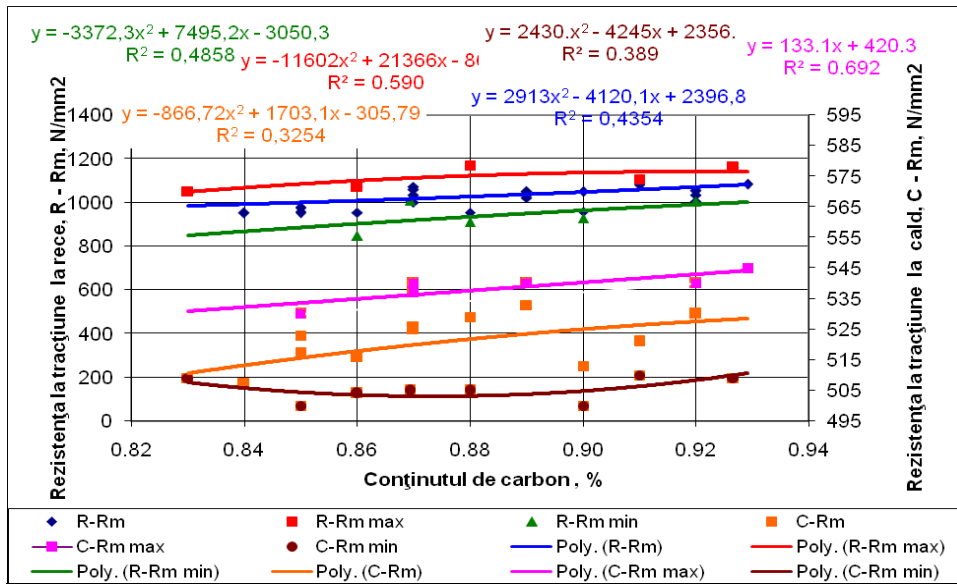


Fig.4.12. Variația rezistenței la tracțiune la rece și la cald în funcție de conținutul carbon

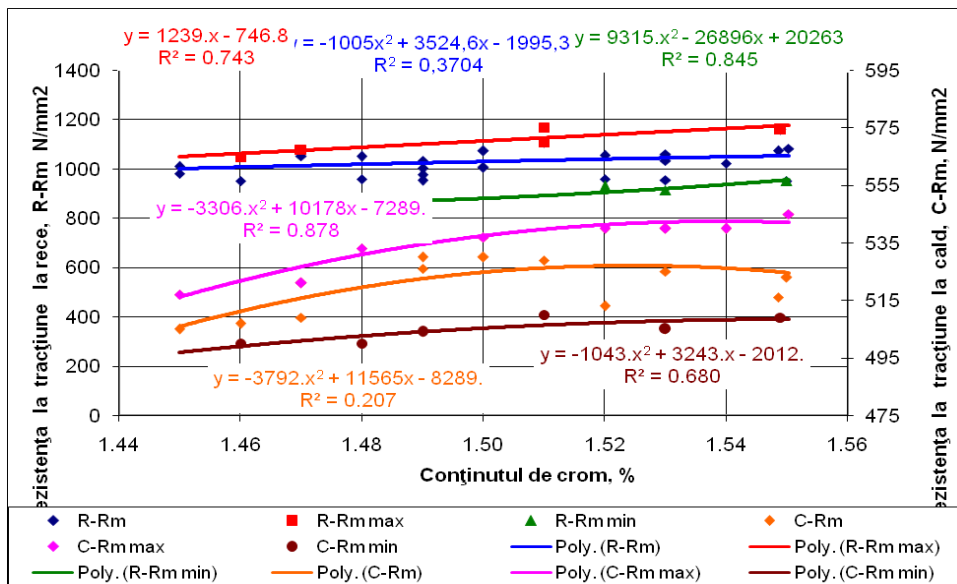


Fig.4.13. Variația rezistenței la tracțiune la rece și la cald în funcție de conținutul crom

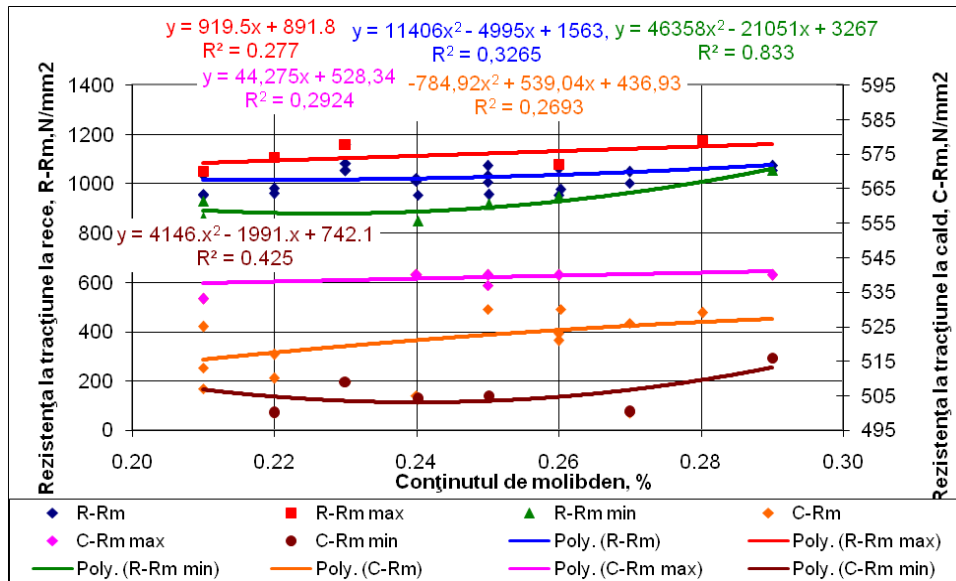


Fig.4.14. Variația rezistenței la tracțiune la rece și la cald în funcție de conținutul de molibden

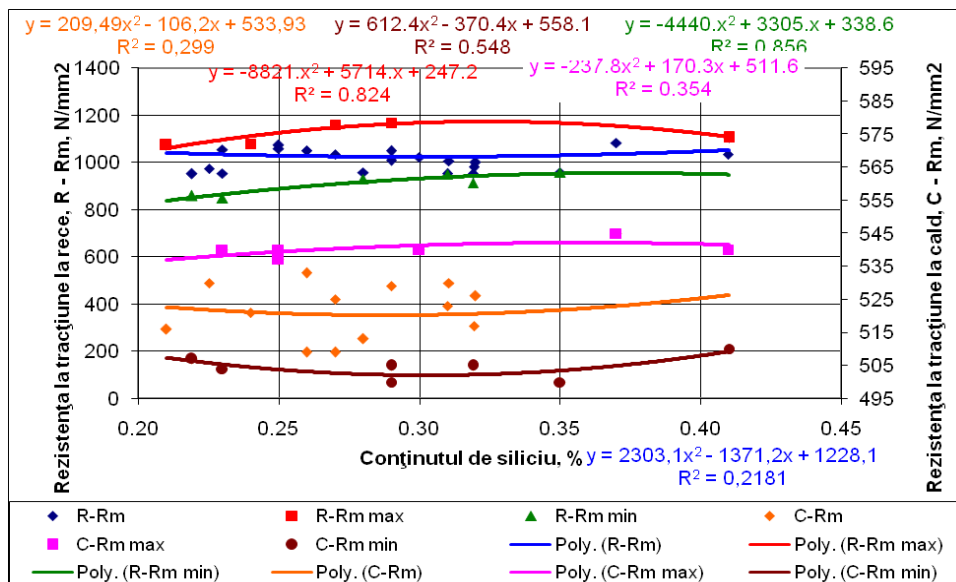


Fig.4.15. Variația rezistenței la tracțiune la rece și la cald în funcție de conținutul de siliciu

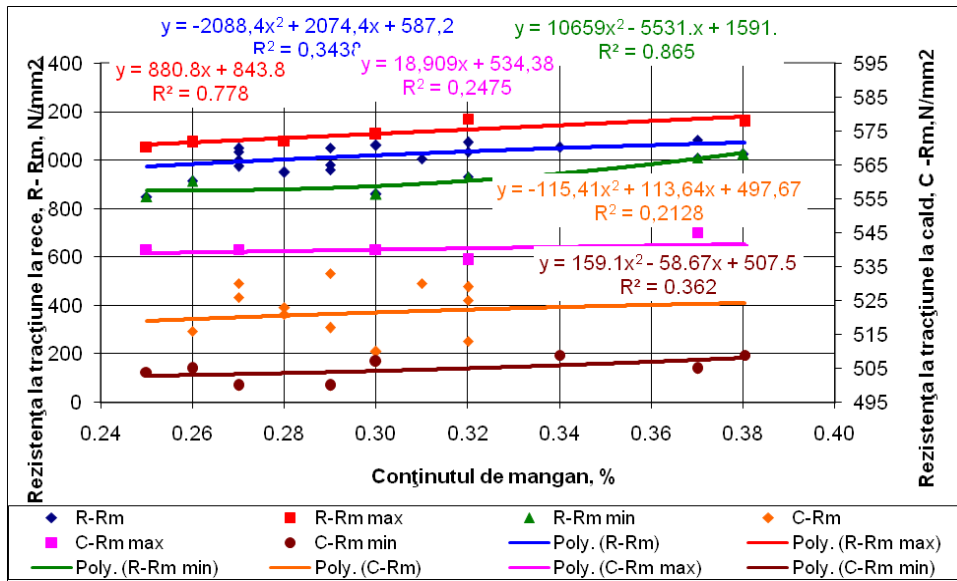


Fig.4.16. Variația rezistenței la tracțiune la rece și la cald în funcție de conținutul de mangan

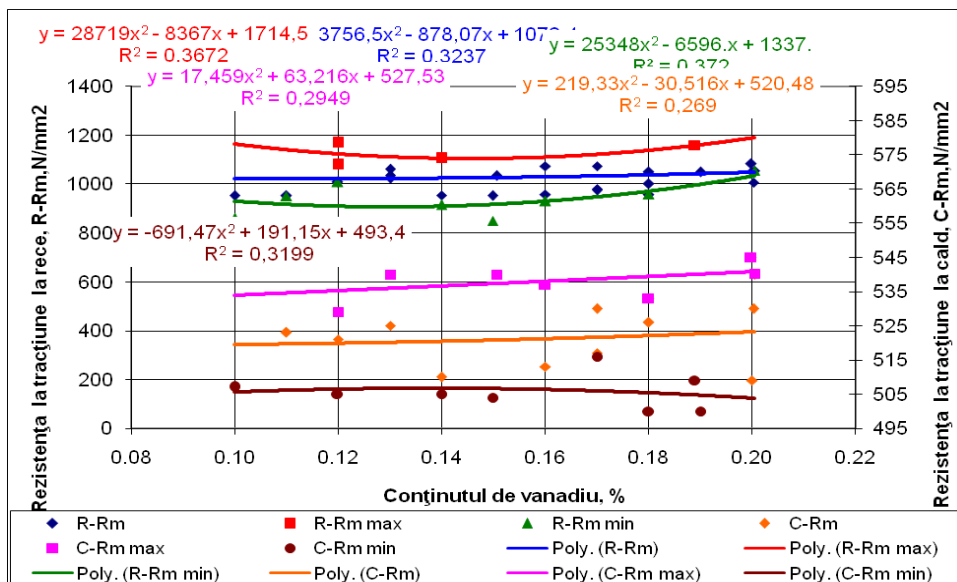


Fig.4.17. Variația rezistenței la tracțiune la rece și la cald în funcție de conținutul de vanadiu

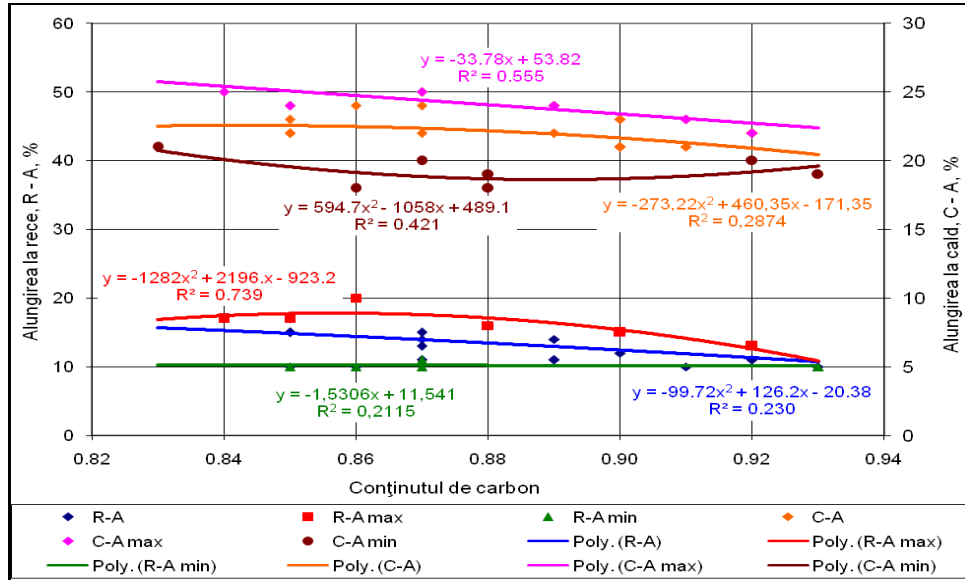


Fig.4.18. Variația alungirii la rece și la cald în funcție de conținutul de carbon

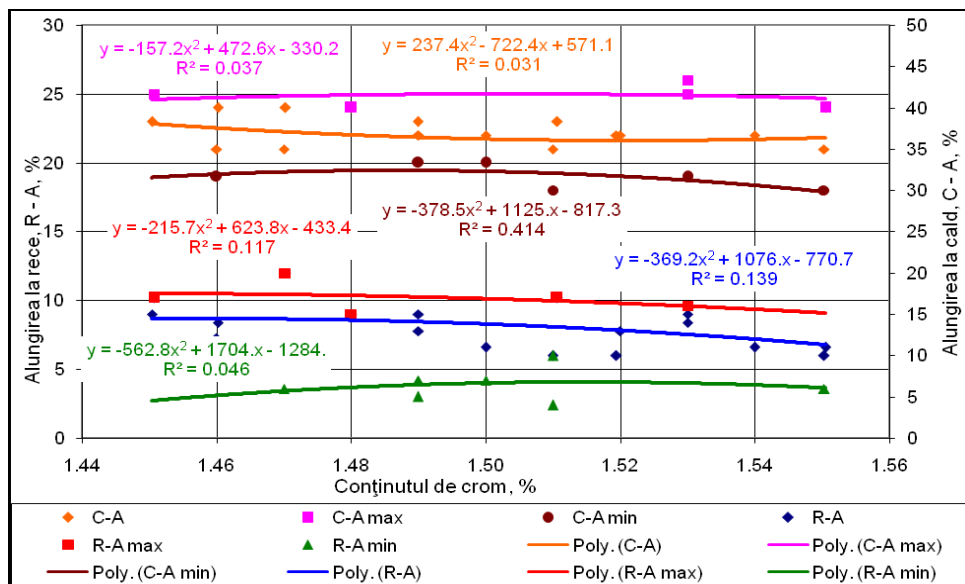


Fig.4.19. Variația alungirii la rece și la cald în funcție de conținutul de crom

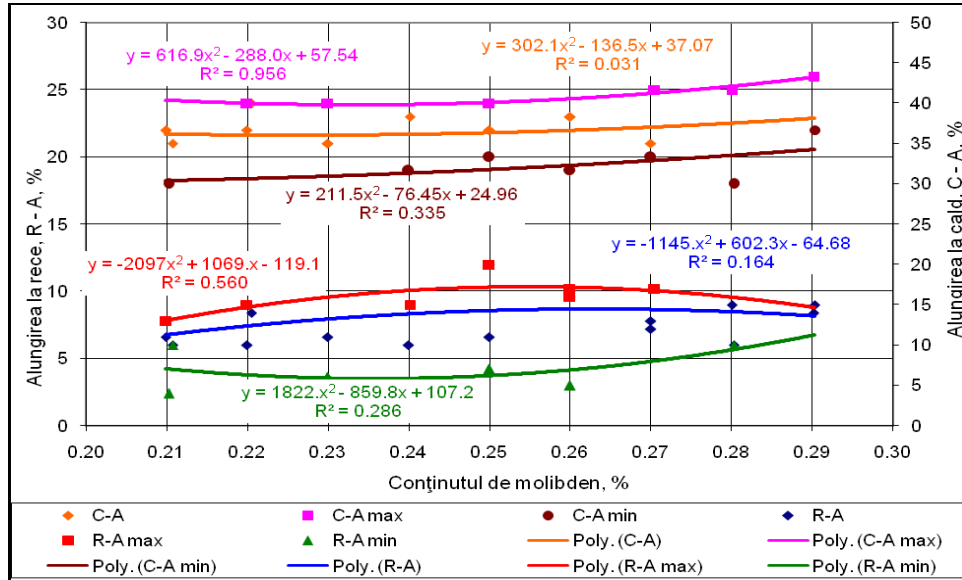


Fig.4.20. Variatia alungirii la rece și la cald în funcție de conținutul de molibden

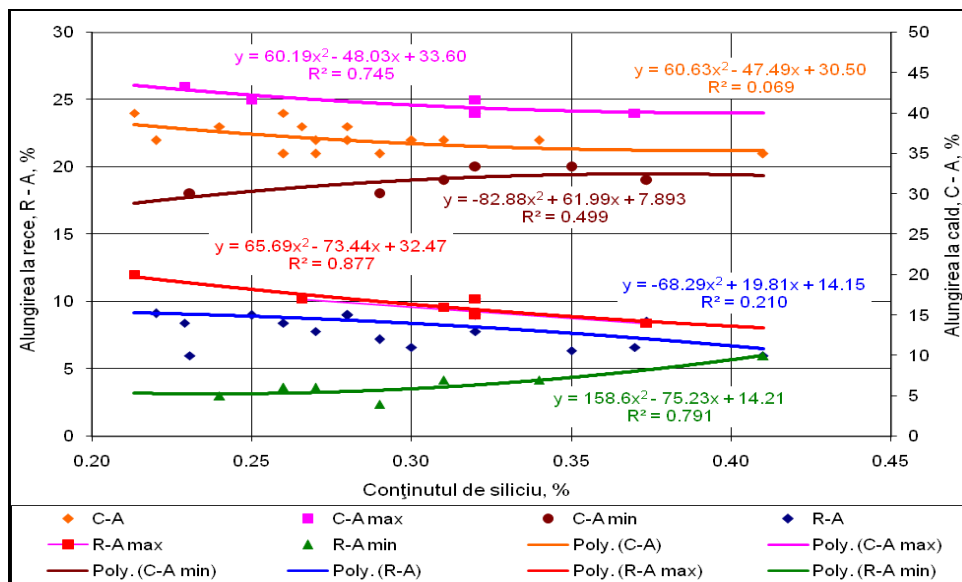


Fig.4.21. Variatia alungirii la rece și la cald în funcție de conținutul de siliciu

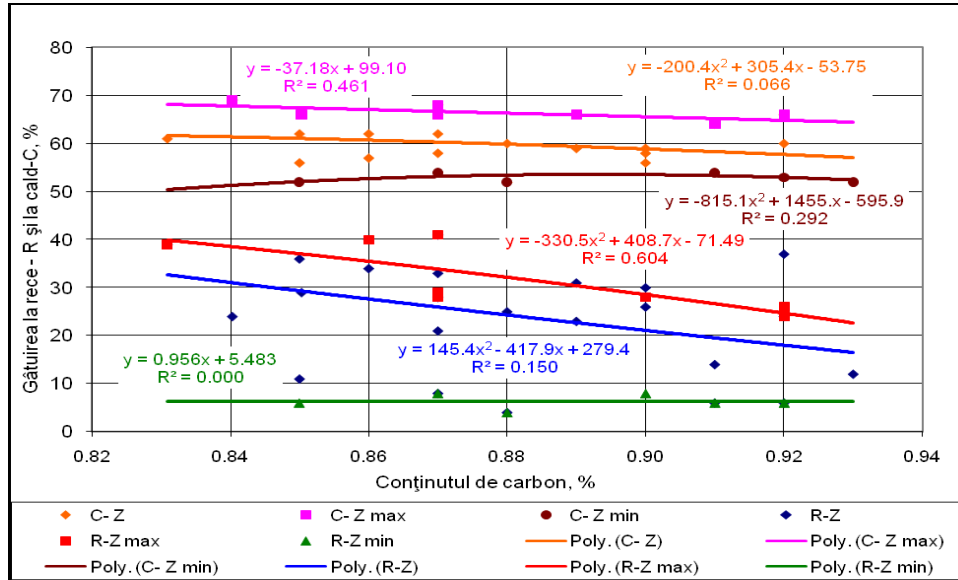


Fig.4.22. Variația gătirii la rece și la cald în funcție de conținutul de carbon

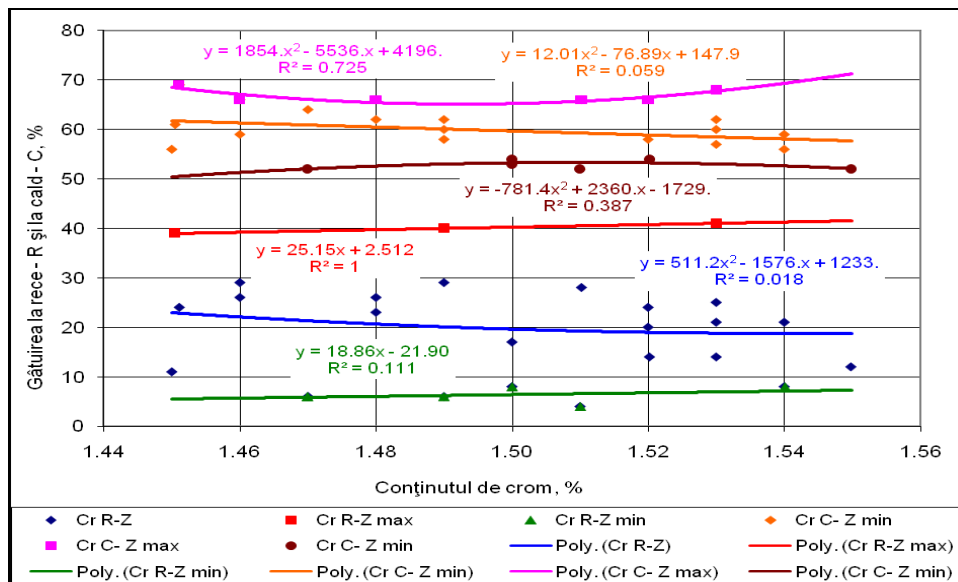


Fig.4.23. Variația gătirii la rece și la cald în funcție de conținutul de crom

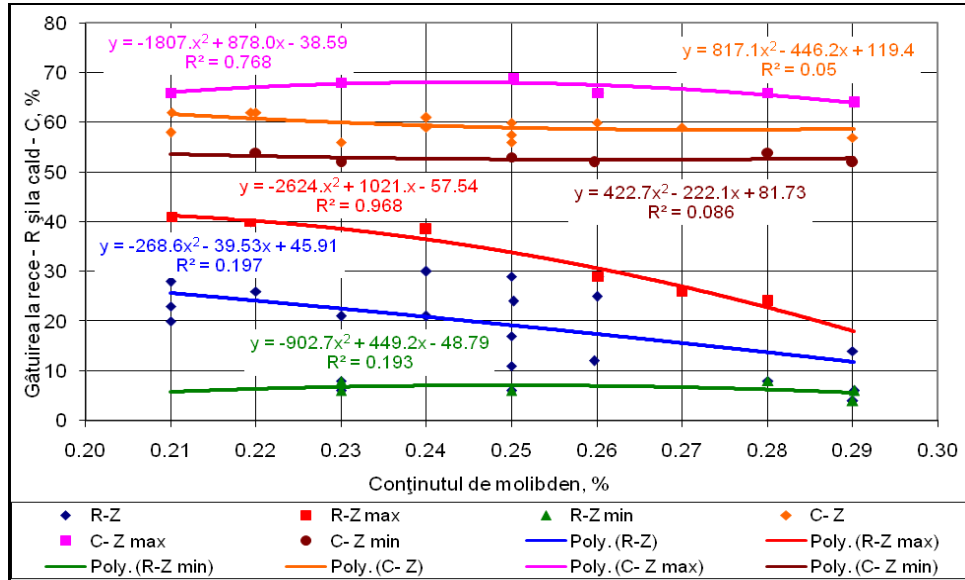


Fig.4.24. Variația găturii la rece și la cald în funcție de conținutul de molibden

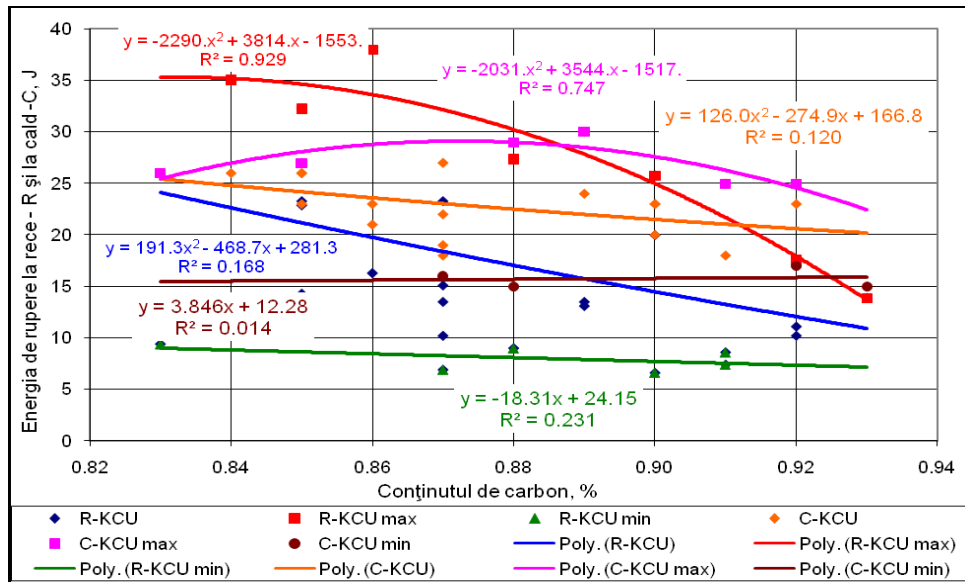


Fig.4.25. Variația energiei de rupere (KV) la rece și la cald în funcție de conținutul de carbon

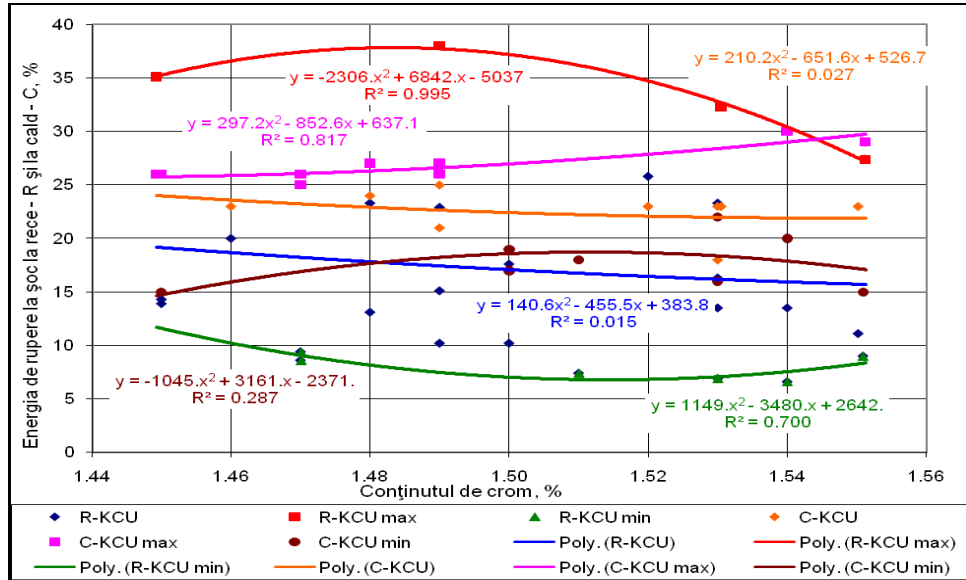


Fig.4.26. Variația energiei de rupere (KV) la rece și la cald în funcție de conținutul de crom

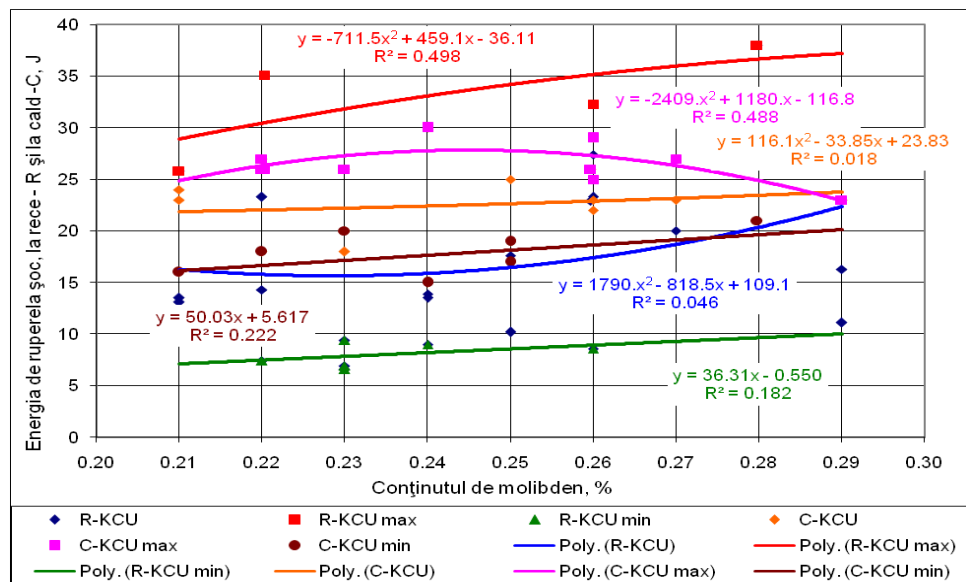


Fig.4.27. Variația energiei de rupere (KV) la rece și la cald în funcție de conținutul de molibden

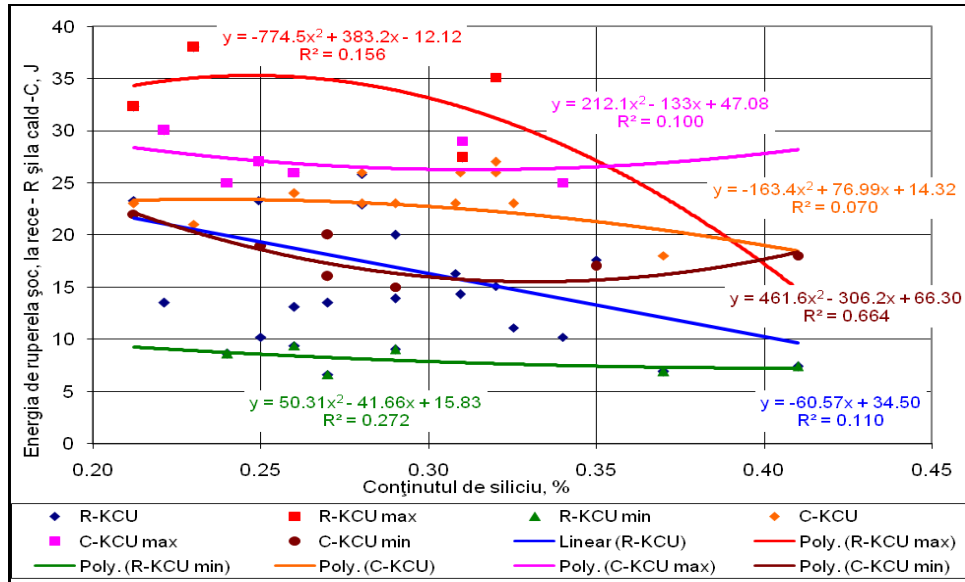
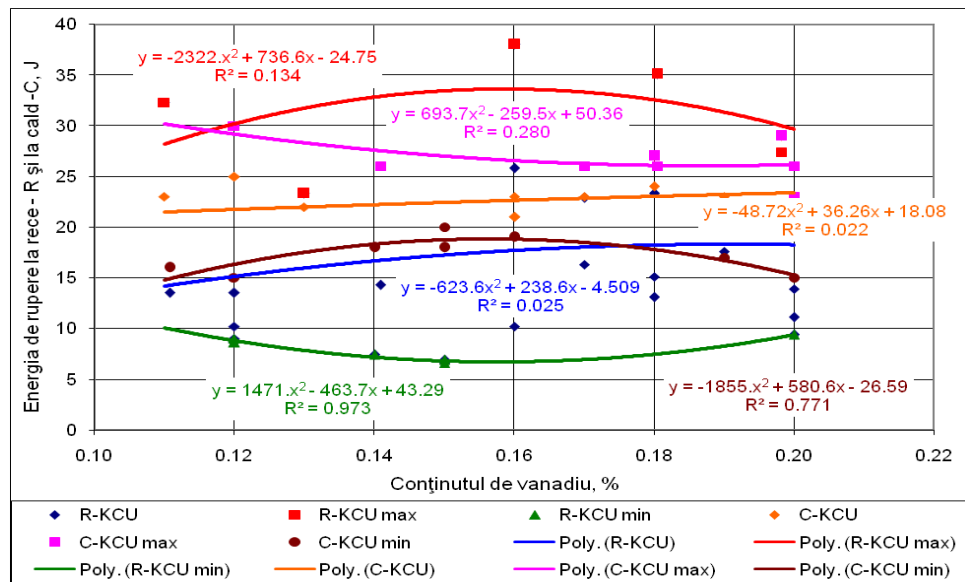


Fig.4.28. Variația energiei de rupere (KV) la rece și la cald în funcție de conținutul de siliciu



4.29. Variația energiei de rupere (KV) la rece și la cald în funcție de conținutul de vanadiu

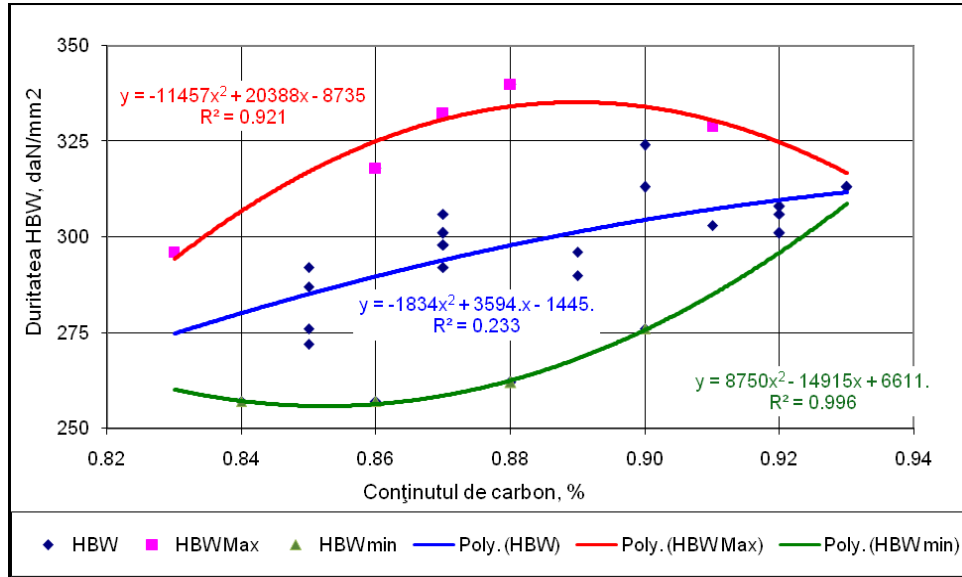


Fig.4.30.Variația durității la rece în funcție de conținutul de carbon

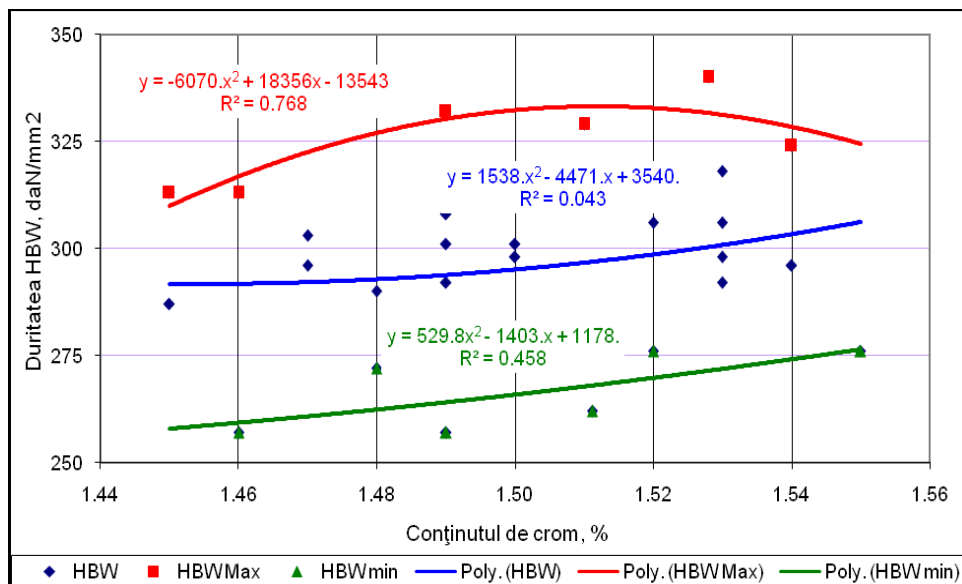


Fig.4.31.Variația durității la rece în funcție de conținutul de crom

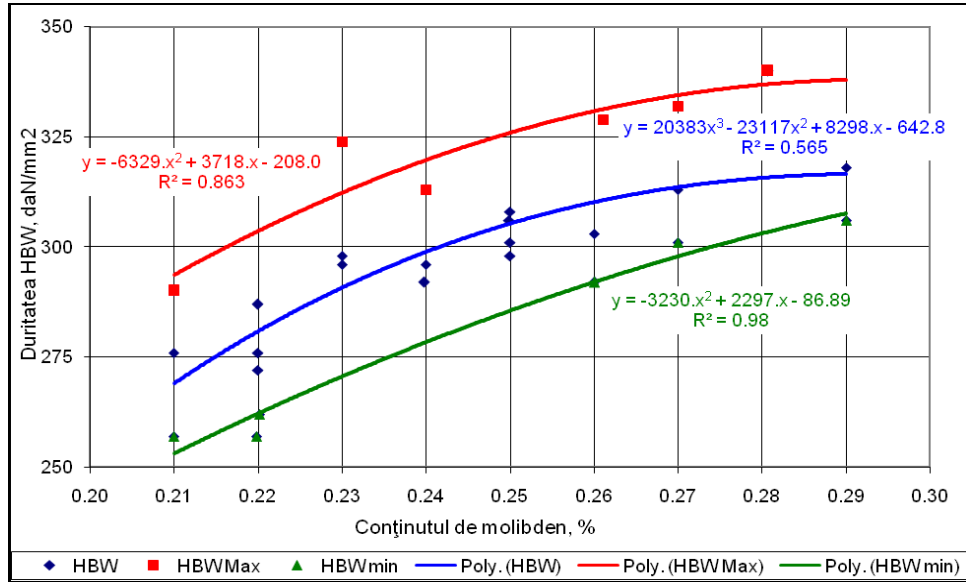


Fig.4.32. Variația durității la rece în funcție de conținutul de molibden

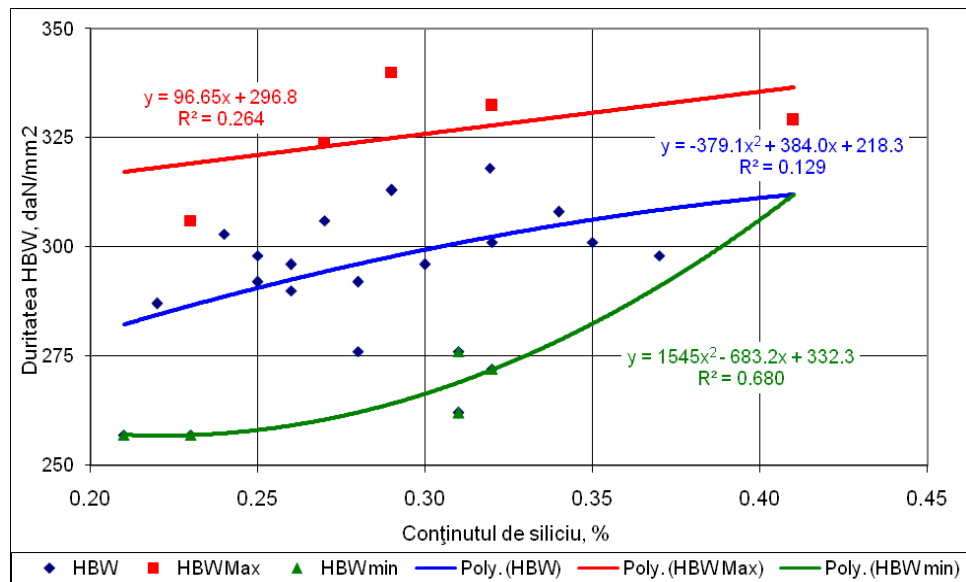


Fig.4.33. Variația durității la rece în funcție de conținutul de siliciu

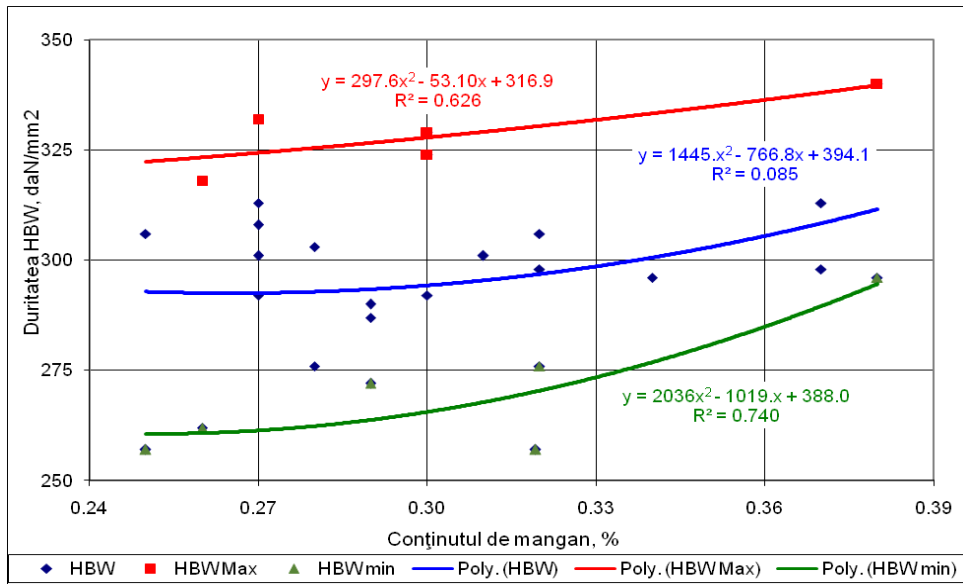


Fig.4.34. Variația durității la rece în funcție de conținutul de mangan

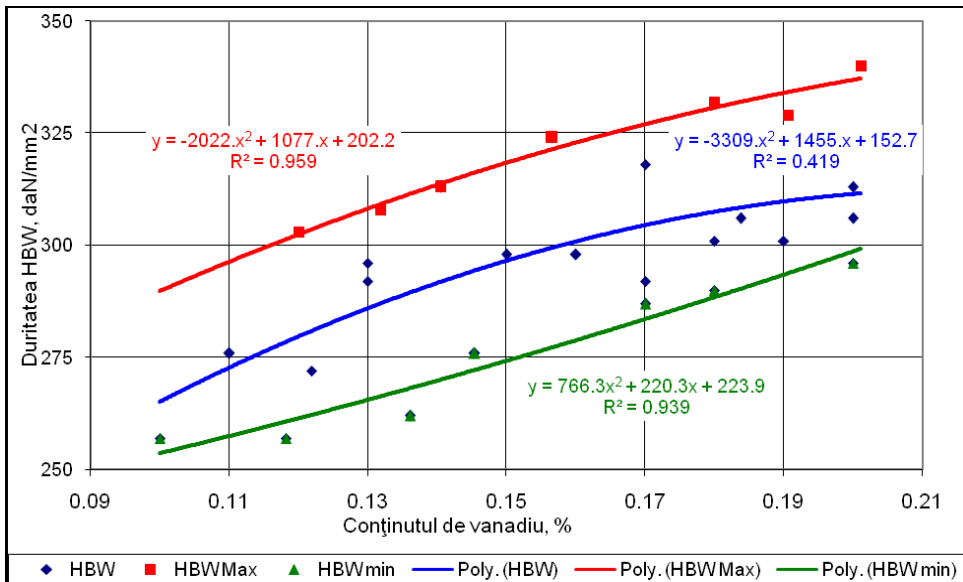


Fig.4.35. Variația durității în funcție de conținutul de vanadiu

4.3.2. Analiza tehnologică. Concluzii

În urma analizei corelațiilor obținute prin prelucrarea datelor experimentale în programul de calcul EXCEL și exprimate sub formă analitică și grafică în figurile 4.6 – 4.35 rezultă următoarele 6 concluzii:

- corelațiile exprimate prin funcții polinomiale de gradul 2, redau influența dintre compoziția chimică a aliajului considerat parametru independent și caracteristicile mecanice considerate ca parametri dependenți;

- în toate corelațiile se prezintă expresia funcției polinomiale de gradul 2 și valoarea coeficientului de corelație (am considerat că aceste funcții pe de o parte redau foarte bine dependențele, iar pe de altă parte sunt relativ simple din punct de vedere analitic);

- valorile medii a elementele din compoziția chimică pentru șarjele analizate (C = 0,88 %; Si = 0,28 %; Mn = 0,30 %; Cr = 1,50 %; Mo = 0,24 %; Ni = 0,24 %; Cu = 0,16 %; V = 0,15 %; Al = 0,2 %; S = 0,05; P=0,01%) se încadrează în limitele prevăzute pentru oțelul 90VMoCr15 (pentru nici un element valorile nu au depășit limitele impuse);

- influența elementelor din compoziția chimică asupra caracteristicilor mecanice corespunde informațiilor din literatura de specialitate [18, 47], prin corelații fiind reprezentată și influența cantitativă a acestora;

- în fiecare reprezentare se pune foarte bine în evidență influența elementelor din compoziția chimică, atât la temperatura ridicată (la cald); cât și la temperatura ambiantă (la rece) a caracteristicilor mecanice;

- din punct de vedere a conținuturilor de sulf și fosfor acestea sunt mult sub limita maximă prevăzută de standard, ceea ce se reflectă și în valorile pentru caracteristicile calitative;

- domeniile de variație a parametrilor dependenți sunt foarte bine delimitate atât la partea superioară, cât și la cea inferioară;

- în toate cazurile se constată o creștere a limitei de curgere și a rezistenței la tracțiune în funcție de conținuturile de carbon, siliciu, mangan și elementelor principale de aliere (Cr, Mo, V), astfel că odată cu creșterea acestora, cresc și valorile pentru aceste caracteristici;

În ceea ce privește cromul, o creștere a conținutului cu 0,10 % conduce la o creștere a **limitei de curgere** (figura 4.8) la rece cu 29,02 N/mm², iar cea la cald este nesemnificativă (2,98 N/mm²), pentru rezistența la rupere (figura 4.13) la temperatura ambiantă se observă o creștere cu 49,65 N/mm², în timp ce, pentru temperatura ridicată crește cu 20,75 N/mm².

La o creștere a conținutului de molibden în intervalul 0,21 – 0,29 % conduce la creșterea limitei de curgere (figura 4.7) cu 10,12 N/mm² și cu 5,11 N/mm² la cald, iar în ceea ce privește R_m (figura 4.14) în același interval aceasta crește cu 39,65 N/mm² la rece și la cald cu 7,82 N/mm².

Vanadiul este elementul din compoziția chimică asupra căruia am acționat și care face diferența între oțelul de referință și cel experimental (R – E). Creșterea vanadiului cu 0,10 % conduce la o creștere a limitei de curgere (figura 4.11) cu 29,54 N/mm² la rece și la cald cu 6,65 N/mm², iar R_m (figura 4.17) crește cu cca. 30,25 N/mm² la rece și cu cca. 3,13 N/mm² la cald.

Influența acestor elemente asupra caracteristicilor menționate este determinată de formarea unor constituenți între structura și elementele menționate precum și, carburi care sunt dispersate în masa de bază a oțelului.

Valorile determinate pentru R_{p0.2} și R_m în stare rece sunt superioare celor determinate în stare caldă (în raport de aproximativ 1:2). Referitor la influența

elementelor menționate la studiul $R_{p0.2}$ și R_m acestea conduc la o scădere a valorilor pentru A și Z atât la rece, cât și la cald astfel încât, aceste influențe corespund datelor din literatura de specialitate.

Dacă analizăm influența principalelor elemente de aliere se constată că o creștere a conținutului de crom cu 0,10 % conduce la o reducere a găturii (figura 4.23) și a alungirii (figura 4.19) cu cca. 5,34 % atât la rece, cât și la cald.

Alungirea (figura 4.20) este influențată pozitiv de molibden, în sensul în care o creștere a acesteia cu 0,08 % conduce la o creștere în stare rece cu 3,12 %, iar în stare caldă cu 3,52 %.

Molibdenul are o influență mai pronunțată asupra găturii (figura 4.24): astfel că la rece la o variație a Mo cu 0,08 %, valoarea acesteia se reduce cu 12,02 %, iar la cald conduce la o scădere cu 4,61 %.

Valorile determinate pentru alungire și gătuire în stare caldă (565 °C) sunt mai mari decât cele determinate în stare rece (la temperatură ambiantă).

Referitor la **energia de rupere** se constată că:

– variația Cr cu 0,10 % duce la o reducere a valorilor KCU (figura 4.26) cu 3,08 J pentru starea rece și 2,07 J pentru starea caldă, fapt cauzat de formarea carburilor;

– o creștere a Mo cu 0,08 % conduce la o creștere a KCU pentru starea rece cu 7,12 J și pentru starea caldă cu 2,09 J. Explicația tehnică constând în influența Mo asupra tartamentului termic de revenire;

– o creștere a conținutului de V cu 0,09 % conduce la o creștere a KCU cu 8,05 J (figura 4.29) pentru starea rece și 3,01 J pentru stare caldă. Explicația tehnologică constă în formarea carburilor dispersate și influența asupra grăuntelui de austemită;

Duritatea este influențată pozitiv de carbon, siliciu, crom, vanadiu și molibden (figura 4.30 – 4.35) astfel că la o creștere a:

– carbonului cu 0,12 % conduce la o creștere a durității cu până la 40 daN/mm²;

– conținutului de crom cu 0,25 % îi corespunde o creștere a durității cu până la 50 daN/mm²;

– molibdenul cu 0,08 % duritatea crește cu 45,11 daN/mm²;

– vanadiu cu 0,12 % duritatea se îmbunătățește cu 39,77 daN/mm².

Rezultatele obținute în programul de calcul EXCEL și exprimate atât sub formă analitică cât și grafică permit ca, în funcție de valorile dorite pentru caracteristicile mecanice să se poată alege domeniul de compoziție chimică avându-se în vedere influența complexă a elementelor de aliere asupra acestora [47].

Valorile medii pentru caracteristicile mecanice urmărite atât în stare rece, cât și caldă, precum și raportul acestora (stare rece/satare caldă) se prezintă în tabelul 4.5.

Tab.4.5.Valori medii caracteristici mecanice la rece și la cald

Stare valori medii	Caracteristici mecanice					
	$R_{p0.2}$	R_m	A	Z	KCU	HB
	N/mm ²		[%]		J/cm ²	daN/mm ²
rece	664,38	1020,35	11,69	20,07	17,11	294,15
cald	328,57	521,30	21,96	59,62	22,57	-
rece/cald	2,022	1,95	0,53	0,33	0,75	-

4.4. Rezultate la prelucrarea datelor în programul MATLAB

4.4.1. Influența compoziției chimice asupra caracteristicilor mecanice

Dezvoltarea continuă a tuturor ramurilor industriei metalurgice și a construcțiilor de mașini impune introducerea unor elemente de analiză de mare eficiență, care să parcurgă, într-o perioadă minimă drumul de la cercetare la producția industrială. Modelarea proceselor constă și în cea de analiză a funcționării instalațiilor industriale. Prin analiza de regresie se urmărește determinarea formei funcției matematice care leagă variabilele dependente v ale procesului tehnologic de variabilele independente (parametrii tehnologici) x, y, z, \dots , adică $v = f(x, y, z, \dots)$.

Analiza de regresie poate fi simplă: când se analizează influența unei singure variabile independente x asupra variabilei dependente v sub forma $v = f(x)$ sau multiplă: când se analizează influența a mai multor variabile independente x, y, z funcție de variabila dependentă v , sub forma: $v = f(x, y, z)$

Analiza de regresie poate fi dată și în funcție de forma matematică a ecuației de regresie, astfel:

– liniară: forma ecuației de regresie este:

$$v = a_0 + a_1x + a_2y + a_3z + \dots, \quad (4.1)$$

unde a_0, \dots , sunt coeficienți reali;

– neliniară: ecuația de regresie ia orice formă matematică, mai puțin cea liniară (regresie exponențială, pătratică, etc.) [45, 46].

Planul de regresie oferă cea mai bună reprezentare a unor domenii în sistem bidimensional, astfel că se caută expresii matematice ale influenței a două variabile independente x, y asupra variabilei dependente v .

Suprafața de regresie oferă cea mai bună reprezentare a unor domenii în sistemul tridimensional, astfel că ecuația suprafeței de regresie va fi dată de relația $v = f(x, y, z)$.

Programul Matlab permite generarea suprafețelor de regresie determinate de ecuații de grad 1, 2, 3, ..., n , cât și a ecuațiilor care descriu matematic suprafața de regresie. Ecuațiile suprafețelor de regresie sunt exprimate prin funcții polinomiale de gradul 1, 2, 3 și 4, atât sub formă grafică cât și analitică. De asemenea, funcțiile Matlab permit realizarea unor reprezentări grafice atât în plan bidimensional (care permit reprezentarea dreptei și a parabolei de regresie), cât și în planul tridimensional (care permite și prezentarea planului de regresie) [47].

În programul MATLAB au fost prelucrate aceleași date ca și în programul EXCEL, date referitoare la influența compoziției chimice asupra caracteristicilor mecanice, considerați parametri independenți, atât la temperatura ambiantă, cât și la temperatură ridicată, deoarece s-a dorit să se stabilească atât ecuații de corelație dublă, cât și posibilitatea unei comparații tehnologice cu corelațiile simple obținute în programul EXCEL.

Corelațiile sunt exprimate atât sub formă analitică, cât și sub formă grafică, sub forma unor suprafețe care prezintă suprafețe cu punct de maxim sau de minim, nu întotdeauna situat în intervalul tehnologic, sau suprafețe cu punct staționar. Corelațiile duble sunt exprimate prin funcții polinomiale de gradul 2, atât sub formă grafică cât și analitică. Sunt prezentate suprafețele de corelație, curbele de nivel proiectate bidimensional și tridimensional – figurile 4.36 – 4.61.

Reprezentările grafice sunt suprafețe care prezintă ca punct staționar, fie punct de extrem (de maxim) și ele se acceptă ca recomandări tehnologice sau se află în domenii apropiate limitelor tehnologice.

De asemenea, se prezintă pentru fiecare corelație abaterea (S) de la suprafața de regresie și coordonatele punctelor de maxim sau coordonatele punctului șa.

Datele au fost modelate sub forma ecuației hipersuprafeței de regresie 4.2, pentru care s-a pus în evidență coeficientul de corelație r:

$$v(x, y, z) = C_1 x^2 + C_2 y^2 + C_3 z^2 + C_4 x \cdot y + C_5 x \cdot z + C_6 y \cdot z + C_7 x + C_8 y + C_9 z + C_{10} \quad (4.2)$$

Corelațiile rezistenței la tracțiune, limitei de curgere și alungirii în funcție de compoziția chimică sunt prezentate în continuare:

Ecuația de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru R_m în funcție de carbon și mangan este:

$$R_m = 0,9436 \cdot C^2 - 1,4011 \cdot Mn^2 - 0,8603 \cdot C \cdot Mn - 1,2950 \cdot C + 1,6184 \cdot Mn + 0,3795 \quad (4.3)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,5130 \quad (4.4)$$

Coordonate punct șa:

$$C = 0,80 \% \quad Mn = 0,30 \% \quad R_m = 1006,50 \text{ N/mm}^2$$

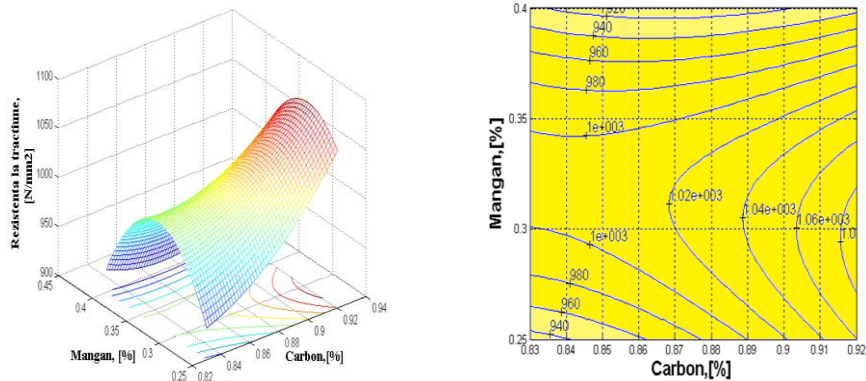


Fig.4.36. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de carbon și mangan

Ecuația de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru R_m în funcție de carbon și crom este:

$$R_m = 2,8752 \cdot C^2 + 3,9126 \cdot Cr^2 - 4,7040 \cdot C \cdot Cr + 2,0480 \cdot C - 7,5283 \cdot Cr + 4,7671 \quad (4.5)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,4663 \quad (4.6)$$

Coordonate punct de minim:

$$C = 0,8477 \% \quad Cr = 1,4717 \% \quad R_m = 955,4481 \text{ N/mm}^2$$

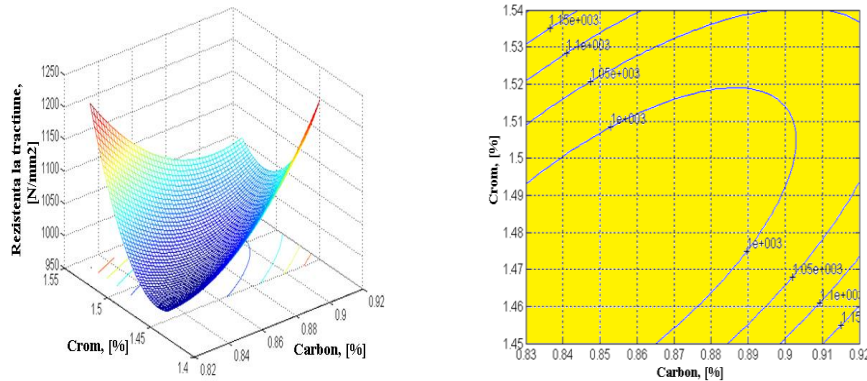


Fig.4.37. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de carbon și crom

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru R_m în funcție de carbon și molibden este:

$$R_m = - 1,0055 C^2 + 3,2156 Mo^2 - 0,3063 C \cdot Mo + 1,9662 C - 1,3766 Mo - 0,6422 \quad (4.7)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,4407 \quad (4.8)$$

Coordonate punct de șa:

$$C = 0,90 \% \quad Mo = 0,30 \% \quad R_m = 1022,40 \text{ N/mm}^2$$

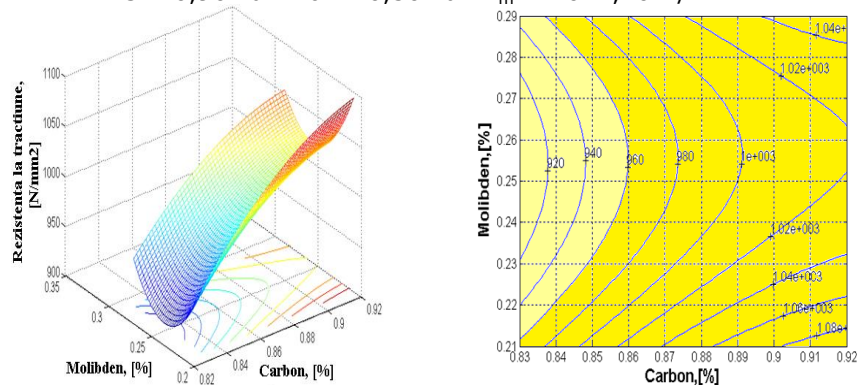


Fig.4.38. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de carbon și molibden

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru R_m funcție de carbon și vanadiu este:

$$R_m = 1,0230 C^2 + 3,8772 V^2 - 4,4080 C \cdot V - 0,9590 C + 2,6265 V + 0,2501 \quad (4.9)$$

Coeficientul de corelație:
 $r^2 = 0,4386 \quad (4.10)$

Coordonate punct de șa:

$$C = 1,20 \% \quad V = 0,30 \% \quad R_m = 1154,30 \text{ N/mm}^2$$

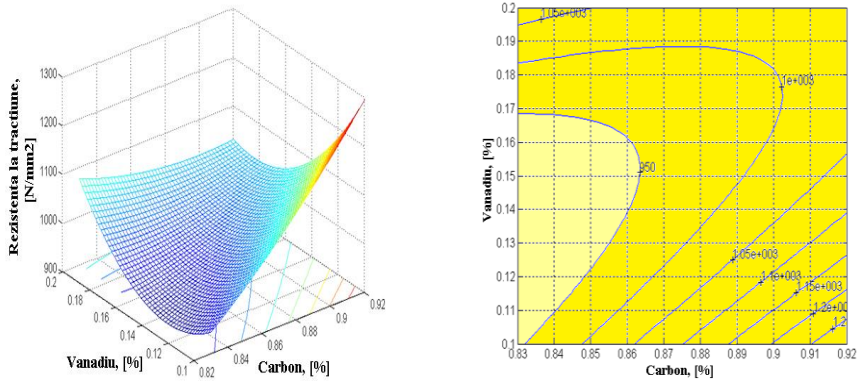


Fig.4.39. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de carbon și vanadiu

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru R_m funcție de siliciu și mangan este:

$$R_m = 0.5286 Si^2 - 1.8008 Mn^2 - 0.1266 Si \cdot Mn - 0.2897 Si + 1.1761 Mn - 0.0372 \quad (4.11)$$

Coeficientul de corelație:
 $r^2 = 0,4872 \quad (4.12)$

Coordonate punct de șa:

$$Si = 0,30 \% \quad Mn = 0,30 \% \quad R_m = 1032,00 \text{ N/mm}^2$$

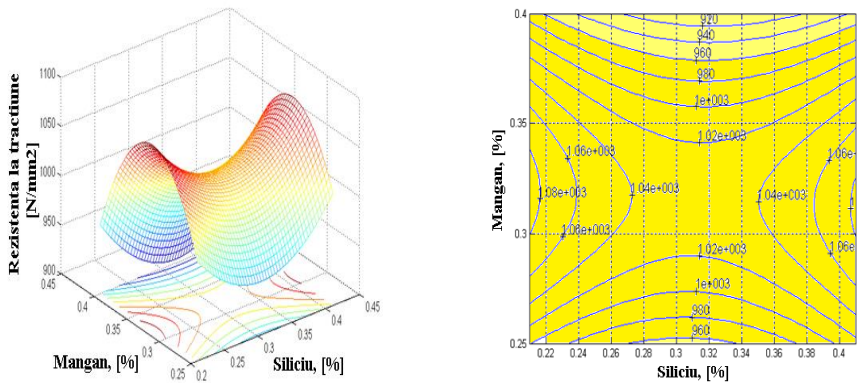


Fig.4.40. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de siliciu și mangan

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru R_m funcție de siliciu și molibden este:

$$R_m = 0,8859 \cdot Si^2 + 2,2916 \cdot Mo^2 + 2,2546 \cdot Si \cdot Mo - 1,0409 \cdot Si - 1,7756 \cdot Mo + 0,4610 \quad (4.13)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,3591 \quad (4.14)$$

Coordonatele punctului de minim:

$$Si = 0,2527 \% \quad Mo = 0,2631 \% \quad R_m = 959,0874 \text{ N/mm}^2$$

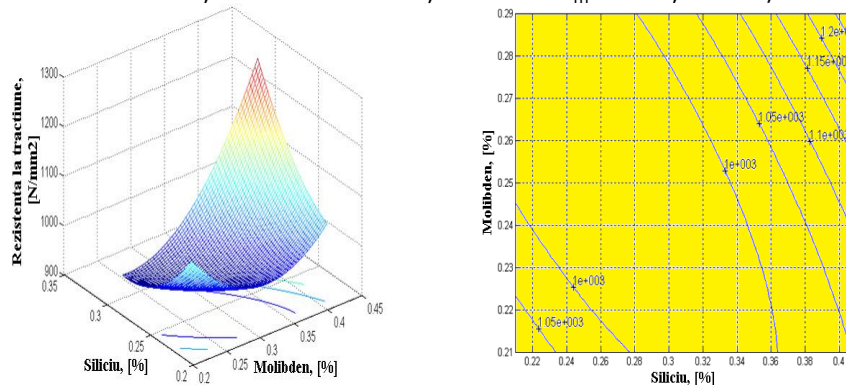


Fig.4.41. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de siliciu și molibden

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru R_m funcție de siliciu și vanadiu este:

$$R_m = 6,8482 \cdot Si^2 - 8,9008 \cdot V^2 + 9,4772 \cdot Si \cdot V - 5,4583 \cdot Si + 0,4146 \cdot V + 1,7288 \quad (4.15)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,3462 \quad (4.16)$$

Coordonate punct de sa:

$$Si = 0,30 \% \quad V = 0,20 \% \quad R_m = 1001,80 \text{ N/mm}^2$$

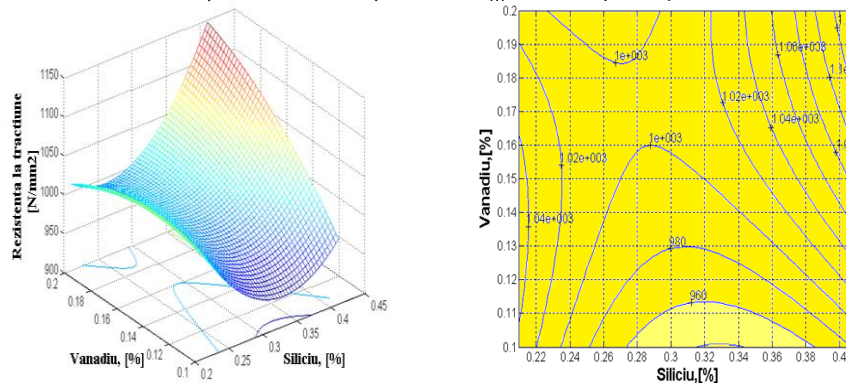


Fig.4.42. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de siliciu și vanadiu

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru R_m funcție de mangan și crom este:

$$R_m = -0,3253 \cdot Mn^2 + 0,6601 \cdot Cr^2 - 0,0191 \cdot Mn \cdot Cr + 0,2330 \cdot Mn - 1,9641 \cdot Cr + 1,4391 \quad (4.17)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,6856 \quad (4.18)$$

Coordonate punct de sa:

$$Mn = 0,30 \% \quad Cr = 1,50 \% \quad R_m = 1023,00 \text{ N/mm}^2$$

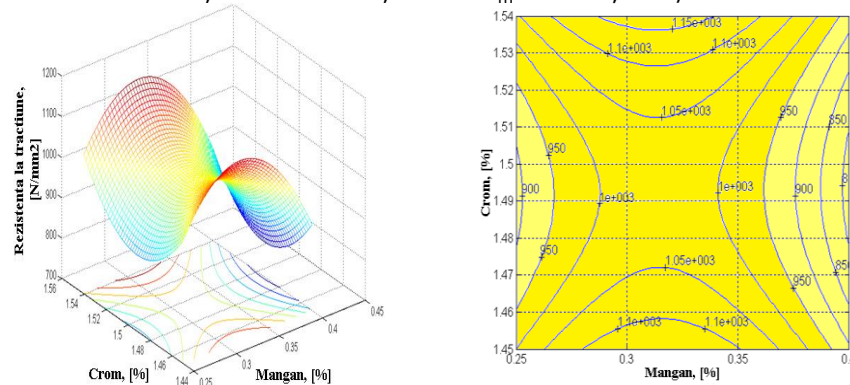


Fig.4.43. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de mangan și crom

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru R_m funcție de mangan și molibden este:

$$R_m = -1,8580 \cdot Mn^2 + 7,2600 \cdot Mo^2 + 3,4450 \cdot Mn \cdot Mo + 0,3040 \cdot Mn - 4,7482 \cdot Mo + 0,6517 \quad (4.19)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,7180 \quad (4.20)$$

Coordonate punct de sa:

$$Mn = 0,25 \% \quad Mo = 0,30 \% \quad R_m = 1010,10 \text{ N/mm}^2$$

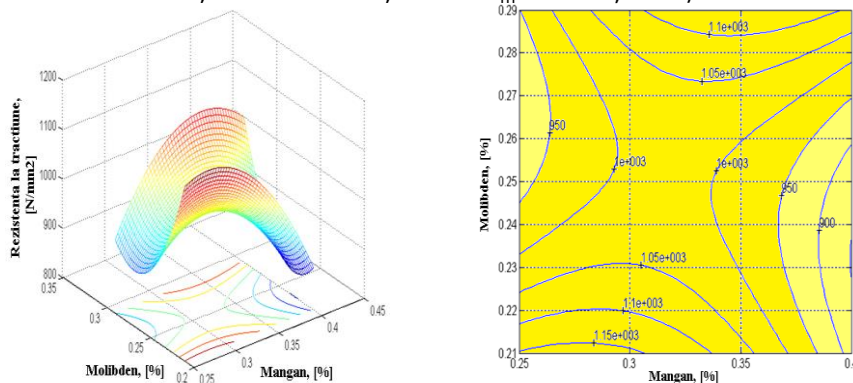


Fig.4.44. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de mangan și molibden

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru R_m funcție de mangan și vanadiu este:

$$R_m = -2,3001 \cdot Mn^2 + 1,2469 \cdot V^2 + 1,8395 \cdot Mn \cdot V + 1,1817 \cdot Mn - 1,0035 \cdot V - 0,0046 \quad (4.21)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,5451 \quad (4.22)$$

Coordonate punct de șa:

$$Mn = 0,30 \% \quad V = 0,20 \% \quad R_m = 1035,90 \text{ N/mm}^2$$

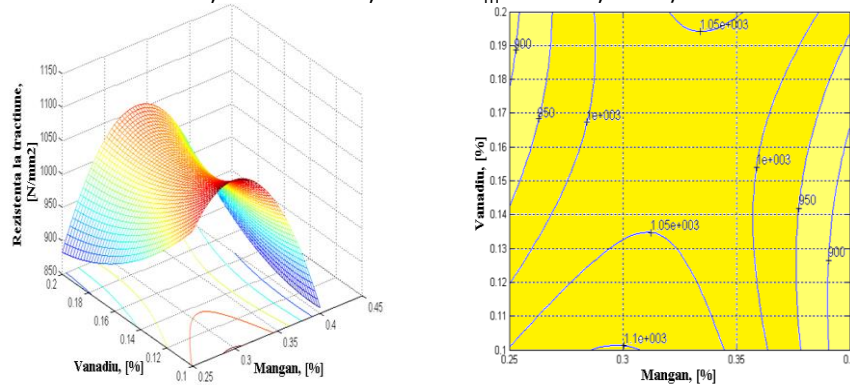


Fig.4.45. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de mangan și vanadiu

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru R_m funcție de crom și molibden este:

$$R_m = 1,3659 \cdot Cr^2 + 1,3932 \cdot Mo^2 - 3,4622 \cdot Cr \cdot Mo - 3,1630 \cdot Cr + 4,4627 \cdot Mo + 1,8651 \quad (4.23)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,5046 \quad (4.24)$$

Coordonate punct de șa:

$$Cr = 1,5172 \% \quad Mo = 0,2835 \% \quad R_m = 983,3354 \text{ N/mm}^2$$

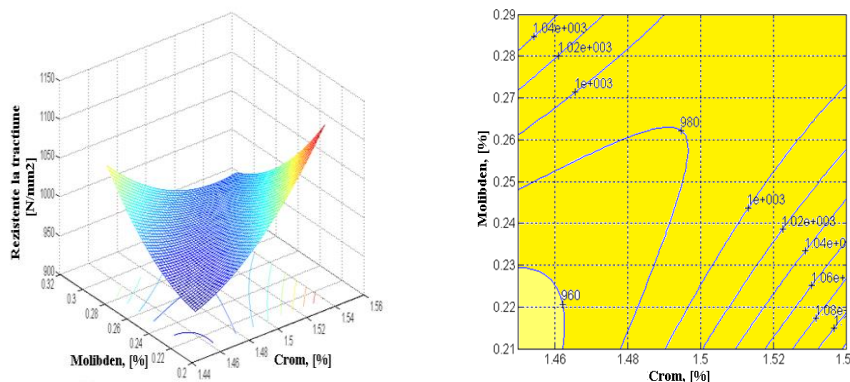


Fig.4.46. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de crom și molibden

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru R_m funcție de crom și vanadiu este:

$$R_m = 1,3311 \cdot Cr^2 - 0,5364 \cdot V^2 - 1,3225 \cdot Cr \cdot V - 3,7004 \cdot Cr + 2,1462 \cdot V + 2,6436 \quad (4.25)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,3928 \quad (4.26)$$

Coordonate punct de șa:

$$Cr = 1,4784 \% \quad V = 0,1781 \% \quad R_m = 992,9388 \text{ N/mm}^2$$

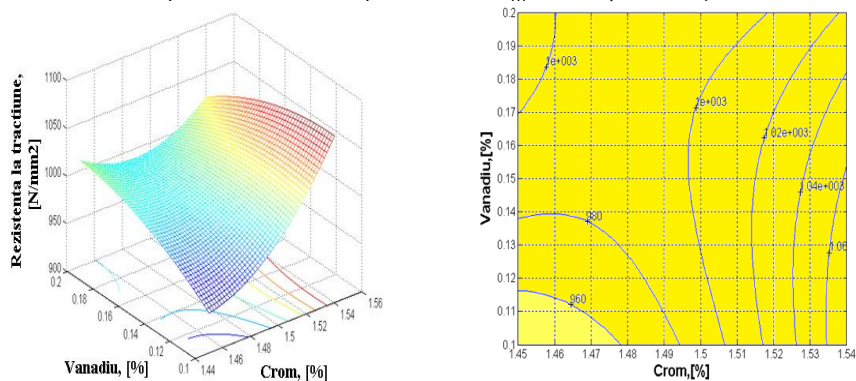


Fig.4.47. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de crom și vanadiu

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru R_m funcție de molibden și vanadiu este:

$$R_m = 9,9697 \cdot Mo^2 - 8,7886 \cdot V^2 + 2,7616 \cdot Mo \cdot V - 5,5146 \cdot Mo + 2,0849 \cdot V + 0,6374 \quad (4.27)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,5578 \quad (4.28)$$

Coordonate punct de șa:

$$Mo = 0,30 \% \quad V = 0,20 \% \quad R_m = 1007,90 \text{ N/mm}^2$$

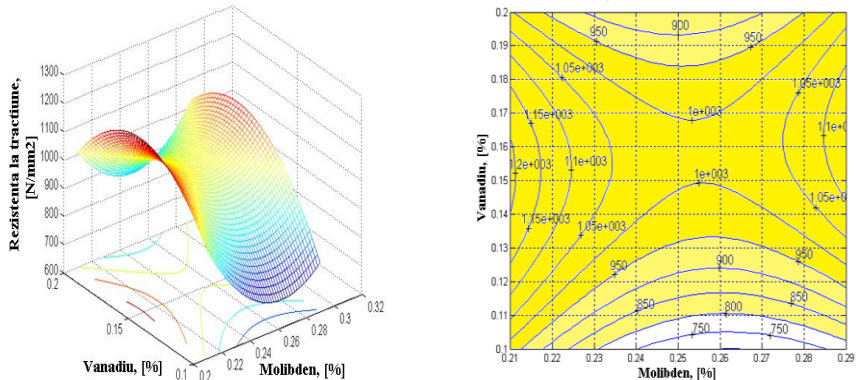


Fig.4.48. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de conținutul de molibden și vanadiu

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru $R_{p0.2}$ funcție de carbon și siliciu este:

$$R_{p0.2} = -3,8447 \cdot C^2 - 0,3321 \cdot Si^2 + 1,5317 \cdot C \cdot Si + 6,4491 \cdot C - 1,1529 \cdot Si - 2,6562 \quad (4.29)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,4614 \quad (4.30)$$

Coordonate punct de maxim:

$$C = 0,9118 \% \quad Si = 0,3668 \% \quad R_{D0.2} = 724,1591 \text{ N/mm}^2$$

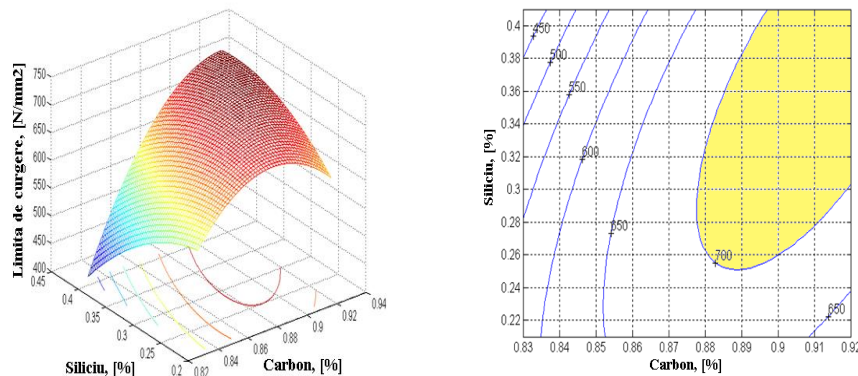


Fig.4.49. Variația limitei de curgere în funcție de conținutul de carbon și siliciu

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru alungire la rece, funcție de carbon, siliciu și crom este:

$$A - R = f(C, Si, Cr) \quad (4.31)$$

$$A = -1,0784 \cdot C^2 - 0,2403 \cdot Si^2 - 0,1228 \cdot Cr^2 + 0,5631 \cdot C \cdot Si + 1,0518 \cdot C \cdot Cr + 0,3367 \cdot Si \cdot Cr + 0,1217 \cdot C - 0,8682 \cdot Si - 0,6921 \cdot Cr + 0,6506 \quad (4.36)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,8022 \quad (4.32)$$

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru A funcție de siliciu și crom (carbon mediu) este:

$$A = -240,3470 \cdot Si^2 - 122,8389 \cdot Cr^2 + 336,7309 \cdot Si \cdot Cr - 372,4446 \cdot Si + 233,8872 \cdot Cr + 78,1051 \quad (4.33)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,5811 \quad (4.34)$$

Coordonate punct de maxim:

$$Si = 2,7068 \quad Cr = 2,7580 \quad A = 13,4335 \% \quad C_{med} = 0,8804$$

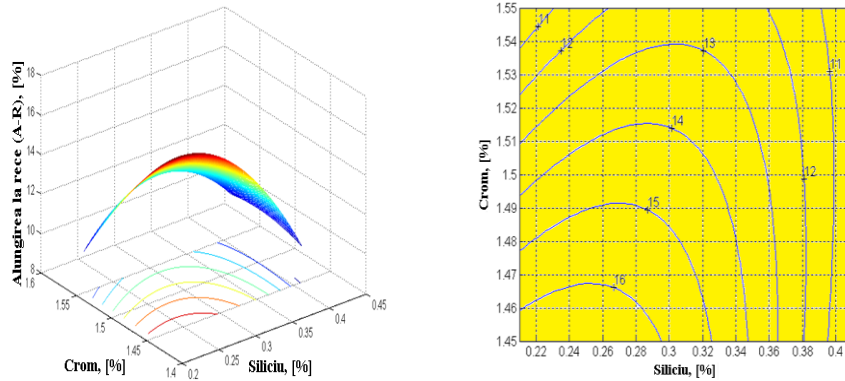


Fig.4.50. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de siliciu și crom (carbon mediu)

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru A funcție de carbon și crom (siliciu mediu) este:

$$A = -1,0784 \cdot C^2 - 0,1228 \cdot Cr^2 + 1,0518 \cdot C \cdot Cr + 0,2856 \cdot C - 0,5940 \cdot Cr + 0,3775 \quad (4.35)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,7622 \quad (4.36)$$

Coordonate punct de sa:

$$C = 0,9623 \quad Cr = 1,7017 \quad A = 9,4427 \% \quad Si_{med} = 0,2912$$

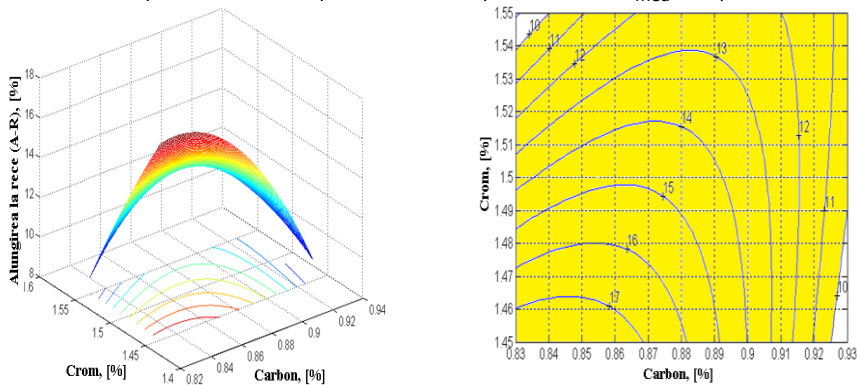


Fig.4.51. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de carbon și crom (siliciu mediu)

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru A la rece, funcție de carbon și siliciu (crom mediu) este:

$$A = -1,0784 \cdot C^2 - 0,2403 \cdot Si^2 + 0,5631 \cdot C \cdot Si + 1,6998 \cdot C - 0,3630 \cdot Si - 0,6643 \quad (4.37)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,5245 \quad (4.38)$$

Coordonate punct de maxim:

$$C = 0,8513 \% \quad Si = 0,2422 \% \quad A = 15,2570 \% \quad Cr_{med} = 1,5004$$

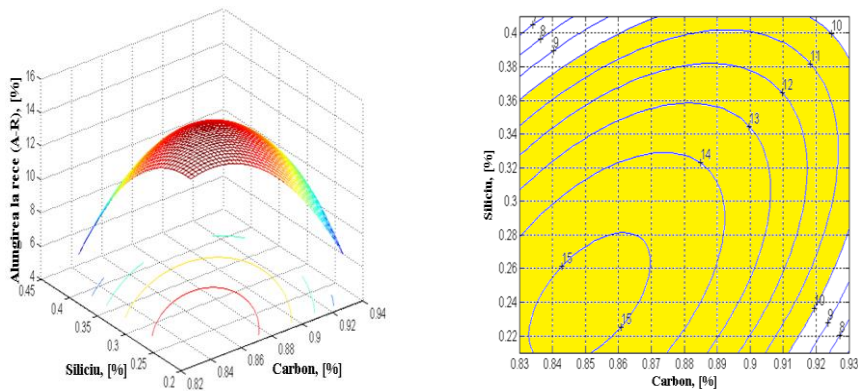


Fig.4.52. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de carbon și siliciu (crom mediu)

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru A la rece, funcție de carbon, siliciu, molibden este:

$$A - R = f(C, Si, Mo) \quad (4.39)$$

$$A = -0,2688 \cdot C^2 - 0,3493 \cdot Si^2 - 2,4716 \cdot Mo^2 + 0,2368 \cdot C \cdot Si - 2,0524 \cdot C \cdot Mo - 0,4877 \cdot Si \cdot Mo + 0,8462 \cdot C + 0,1060 \cdot Si + 3,1531 \cdot Mo - 0,7299 \quad (4.45)$$

Coefficientul de corelație:

$$r^2 = 0,7372 \quad (4.40)$$

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru A la rece, funcție de siliciu și molibden (carbon mediu) este:

$$A = -0,3493 \cdot Si^2 - 2,4716 \cdot Mo^2 - 0,4877 \cdot Si \cdot Mo + 0,3145 \cdot Si + 1,3463 \cdot Mo - 0,1933 \quad (4.41)$$

Coefficientul de corelație:

$$r^2 = 0,2932 \quad (4.42)$$

Coordonatele punctului de maxim:

$$Si = 0,2792 \quad Mo = 0,2448 \quad A = 15,3384 \% \quad C_{med} = 0,8804$$

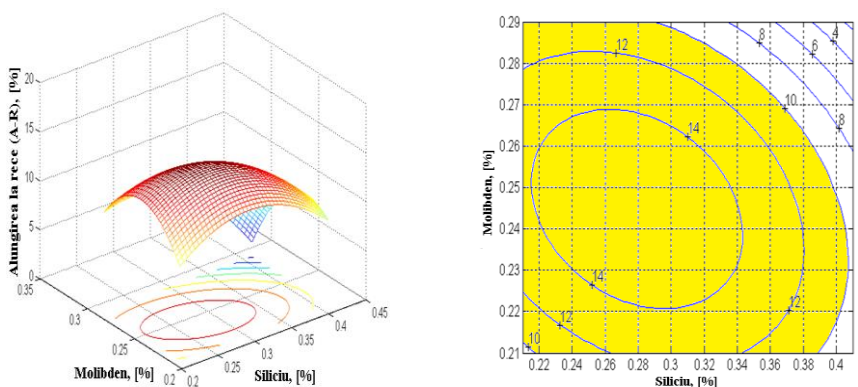


Fig.4.53. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de siliciu și molibden (carbon mediu)

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru A la rece, funcție de carbon și molibden (siliciu mediu) este:

$$A = -0,2688 \cdot C^2 - 2,4716 \cdot Mo^2 - 2,0524 \cdot C \cdot Mo + 0,9151 \cdot C + 3,0111 \cdot Mo - 0,7287 \quad (4.43)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,6550 \quad (4.44)$$

Coordonate punct de șa:

$$C = 1,0656 \quad Mo = 0,1667 \quad A = 9,8980 \% \quad Si_{med} = 0,2912$$

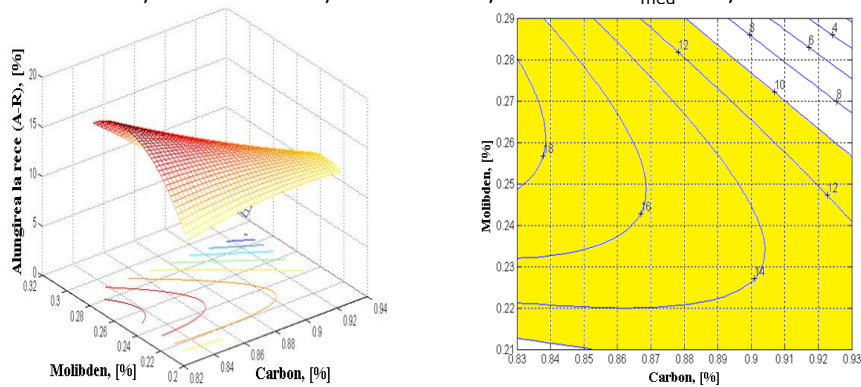


Fig.4.54. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de carbon și molibden (siliciu mediu)

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru A la rece, funcție de carbon și siliciu (molibden mediu) este:

$$A = -268,8294 \cdot C^2 - 349,3367 \cdot Si^2 + 236,7896 \cdot C \cdot Si + 340,9557 \cdot C - 14,0458 \cdot Si - 103,5252 \quad (4.45)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,6094 \quad (4.46)$$

Coordonate punct de maxim:

$$C = 0,7350 \quad Si = 0,2290 \quad A = 20,1681 \% \quad Mo_{med} = 0,2462$$

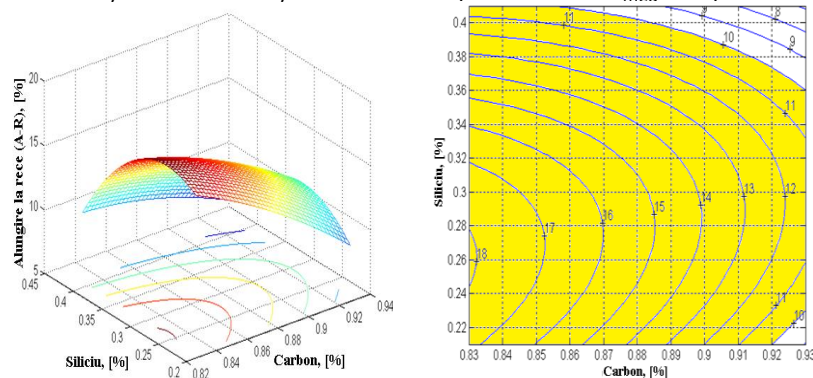


Fig.4.55. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de carbon și siliciu (molibden mediu)

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru A la rece, funcție de carbon, crom și molibden este:

$$A - R = f(C, Cr, Mo) \quad (4.47)$$

$$A = -1,3314 \cdot C^2 - 0,4845 \cdot Cr^2 - 1,7139 \cdot Mo^2 + 1,1377 \cdot C \cdot Cr - 1,7033 \cdot C \cdot Mo + 0,8363 \cdot Cr \cdot Mo + 1,0093 \cdot C + 0,2088 \cdot Cr + 1,0875 \cdot Mo - 0,6698 \quad (4.48)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,8498 \quad (4.49)$$

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru A la rece, funcție decrom și molibden (carbon mediu) este:

$$A = -0,4845 \cdot Cr^2 - 1,7139 \cdot Mo^2 + 0,8363 \cdot Cr \cdot Mo + 1,2104 \cdot Cr - 0,4121 \cdot Mo - 0,8133 \quad (4.50)$$

Coeficul de corelație:

$$r^2 = 0,3255 \quad (4.51)$$

Coordonate punct de maxim:

$$Cr = 1,4507 \quad Mo = 0,2337 \quad A = 16,5561 \% \quad C_{med} = 0,8804$$

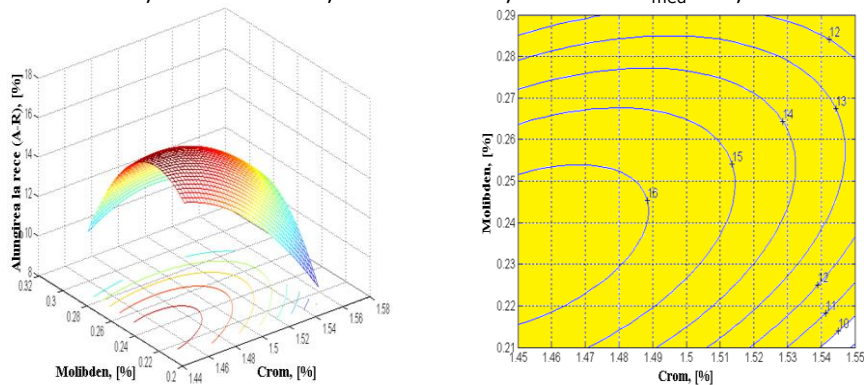


Fig.4.56.Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de crom și molibden (carbon mediu)

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru A la rece, funcție de carbon și molibden (crom mediu) este:

$$A = -1,3314 \cdot C^2 - 1,7139 \cdot Mo^2 - 1,7033 \cdot C \cdot Mo + 2,7162 \cdot C + 2,3422 \cdot Mo - 1,4473 \quad (4.52)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,6073 \quad (4.53)$$

Coordonatele punctului de maxim:

$$C = 0,8546 \quad Mo = 0,2586 \quad A = 16,2160 \% \quad Cr_{med} = 1,5004$$

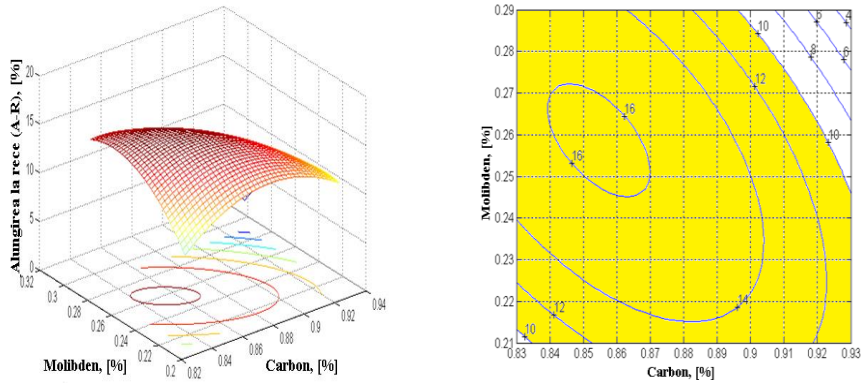


Fig.4.57. Variatia alungirii la rece în funcție de conținutul de carbon și molibden (crom mediu)

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru A la rece, funcție de carbon și crom (molibden mediu) este:

$$A = -1,3314 \cdot C^2 - 0,4845 \cdot Cr^2 + 1,1377 \cdot C \cdot Cr + 0,590 \cdot C + 0,4147 \cdot Cr - 0,5060 \quad (4.54)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,7567 \quad (4.55)$$

Coordonate punct de maxim:

$$C = 0,8113 \quad Cr = 1,3803 \quad A = 19,5149 \% \quad Mo_{med} = 0,2462$$

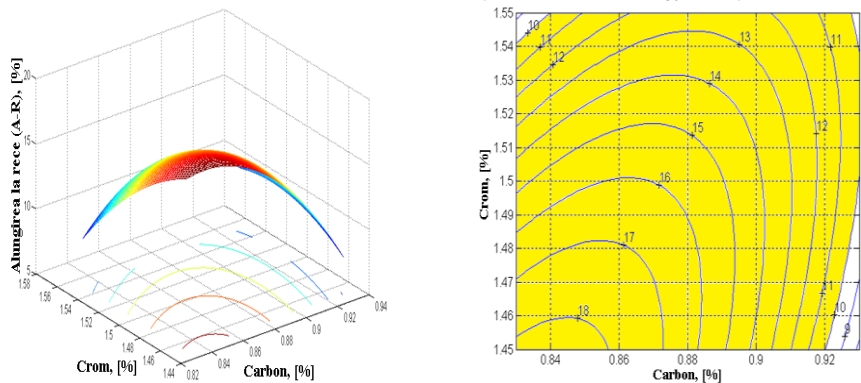


Fig.4.58. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de carbon și crom (molibden mediu)

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru A la rece, funcție de siliciu, crom și molibden este:

$$A - R = f(Si, Cr, Mo) \quad (4.56)$$

$$A = -262,9027 \cdot Si^2 - 201,6792 \cdot Cr^2 + 95,7595 \cdot Mo^2 + 736,2562 \cdot Si \cdot Cr - 204,0603 \cdot Si \cdot Mo + 413,0271 \cdot Cr \cdot Mo - 914,6046 \cdot Si + 258,6924 \cdot Cr - 589,6699 \cdot Mo + 48,3703 \quad (4.57)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,6724 \quad (4.58)$$

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru A la rece, funcție de crom și molibden (carbon mediu) este:

$$A = -201,6792 \cdot Cr^2 + 95,7595 \cdot Mo^2 + 413,0271 \cdot Cr \cdot Mo + 473,0562 \cdot Cr - 649,0828 \cdot Mo - 240,2068 \quad (4.59)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,4312 \quad (4.60)$$

Coordonate punct de șa:

$$Cr = 1,4472 \quad Mo = 0,2680 \quad A = 15,1218 \% \quad C_{med} = 0,291$$

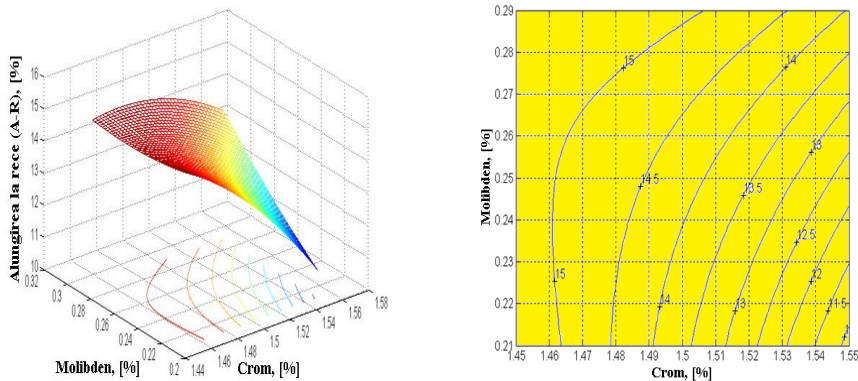


Fig.4.59.Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de crom și molibden (carbon mediu)

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru A la rece, funcție de siliciu și molibden (crom mediu) este:

$$A = -262,9027 \cdot Si^2 + 95,7595 \cdot Mo^2 - 204,0603 \cdot Si \cdot Mo + 190,0629 \cdot Si + 30,0297 \cdot Mo - 17,5025 \quad (4.61)$$

Coeficientul de corelație

$$r^2 = 0,4049 \quad (4.62)$$

Coordonate punct de șa:

$$Si = 0,2988 \quad Mo = 0,1615 \quad A = 13,3162 \% \quad Cr_{med} = 1.5004$$

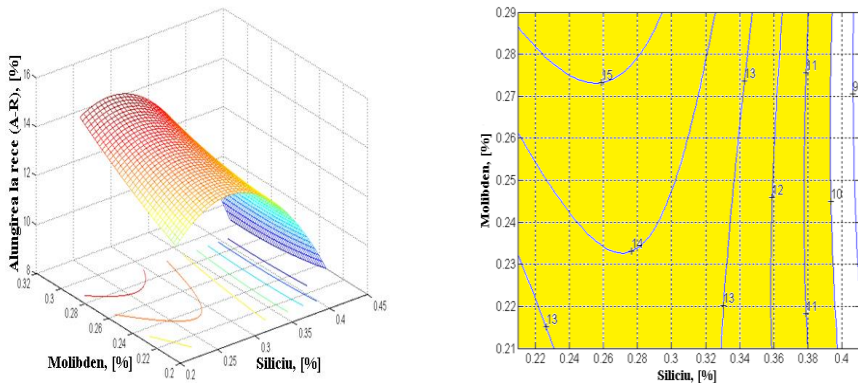


Fig.4.60.Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de siliciu și molibden (crom mediu)

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru A la rece, funcție de siliciu și crom (molibden mediu) este:

$$A = -262,9027 \text{ Si}^2 - 201,6792 \text{ Cr}^2 + 736,2562 \text{ Si} \cdot \text{Cr} - 964,8348 \text{ Si} + 360,3606 \text{ Cr} - 90,9770 \quad (4.63)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,4049 \quad (4.64)$$

Coordonate punct de șa:

$$\text{Si} = 0,3753 \quad \text{Cr} = 1,5785 \quad A = 12,3698 \% \quad \text{Mo}_{\text{med}} = 0,246$$

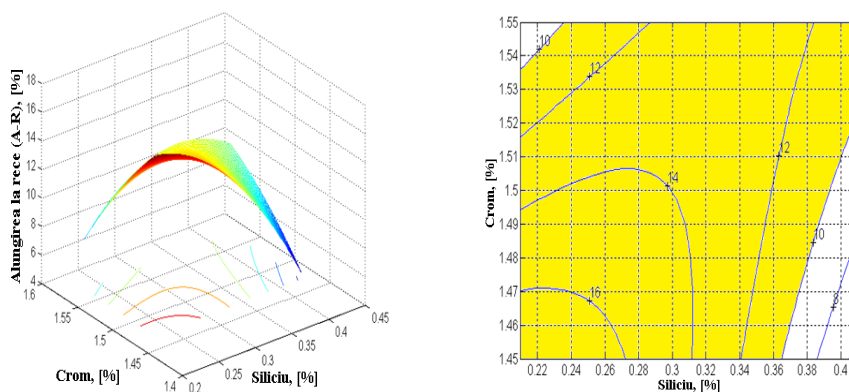


Fig.4.61. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de siliciu și crom (molibden mediu)

4.4.2. Analiza tehnologică. Concluzii

Compoziția chimică a oțelurilor reprezintă unul din cei mai importanți parametri ai procesului de fabricație a cilindrilor de laminor.

Diagramele pot fi folosite în stabilirea parametrilor tehnologici ai procesului pentru care caracteristicile mecanice ale cilindrilor de laminor să aibă valorile dorite.

Curbele de nivel ale acestor dependente pot fi considerate diagrame de corelare a compoziției chimice și pot ghida la conducerea unui proces de optimizare a compoziției chimice în vederea realizării caracteristicilor mecanice recomandate de către tehnologi.

Suprafața de regresie rezultată din prelucrarea datelor în programul de calcul Matlab, s-a făcut pentru câte două elemente chimice din compoziția chimică, considerate variabile dependente și câte o caracteristică mecanică considerată variabilă independentă.

Pe baza variației valorilor pentru coeficienții de corelație și abaterile de la suprafața de corelație și având în vedere nivelul de complexitate al funcțiilor prin care sunt exprimate corelațiile, se poate considera că funcțiile de gradul 2 redau foarte bine dependențele urmărite.

4.5. Evaluarea durificării locale ale oțelurilor aliate mărcile 90VMoCr15

Încercările de duritate Vickers (HV10) conform SR EN ISO 6507 – 1: 2006 [48] s-au efectuat cu aparatul Zwick 3212 prin amplasarea amprentelor de duritate pe grosimea oțelurilor aliate în secțiune transversală. Rezultatele încercărilor de duritate sunt cuprinse în tabelul 4.5. De asemenea în tabelul 4.6 s-au introdus și valorile estimatorului de durificare locală ΔHV_{10} , pentru oțelul luat în studiu.

Acesta a fost comparat cu un oțel fabricat la Metalurgica Aiud cu aceeași destinație și anume 55VMoCr12.

Tab.4.6.Valorile estimatorului de durificare locală ΔHV_{10}

Duritatea HV10				Estimator de durificare locală, ΔHV_{10} [%]
Valori individuale	Valoare minimă	Valoare maximă	Valoare medie	
Oțel 90VMoCr15 – Șarja 9-178 (A)				
360, 370, 360, 320, 360, 350, 360, 360, 370, 360	320	370	357	13,51
Oțel 90VMoCr15 – Șarja 9-176 (B)				
280, 240, 280, 270, 260, 270, 283, 270, 315, 280	240	315	275	23,80
Oțel 55VMoCr12 – Șarja 9-59 [7] (C)				
300, 290, 300, 300, 320, 290, 310, 300, 270, 280	270	310	296	12,90
Oțel 55VMoCr12 – Șarja 9-57 (D)				
340, 300, 350, 330, 330, 310, 340, 300, 310, 290	290	350	320	17,14
Oțel 55VMoCr12 – Șarja 9-56 [7] (E)				
310, 310, 250, 240, 290, 290, 280, 350, 350, 330	240	350	300	31,42

Estimatorul de durificare locală, ΔHV_{10} s-a calculat cu relația:

$$\Delta HV_{10} = \frac{HV_{10_{max}} - HV_{10_{min}}}{HV_{10_{max}}} \cdot 100[\%] \quad (4.65)$$

în care:

- $HV_{10_{max}}$ este duritatea maximă, determinată într-o zonă a oțelului analizat;

- $HV_{10_{min}}$ este duritatea minimă, determinată în altă zonă a oțelului analizat [49].

Se consideră [97], dacă $\Delta HV_{10} \geq 50 \%$, în zonele examinate s-au dezvoltat straturi neomogene cu durificări locale accentuate, riscul apariției ruperilor fragile fiind ridicat.

Variația estimatorului de durificare locală, ΔHV_{10} la șarjele de oțeluri aliate analizate este prezentată în figura 4.62.

Existența acestor tendințe (T1, T2) de creștere a durificării locale poate sta la baza dezvoltării accentuate ale tensiunilor interne și implicit la fragilizarea structurală pe grosime, cu riscuri ridicate de apariție a ruperilor fragile în zonele examinate ale șarjelor oțelurilor mărcile 90VMoCr15 și 55VMoCr12.

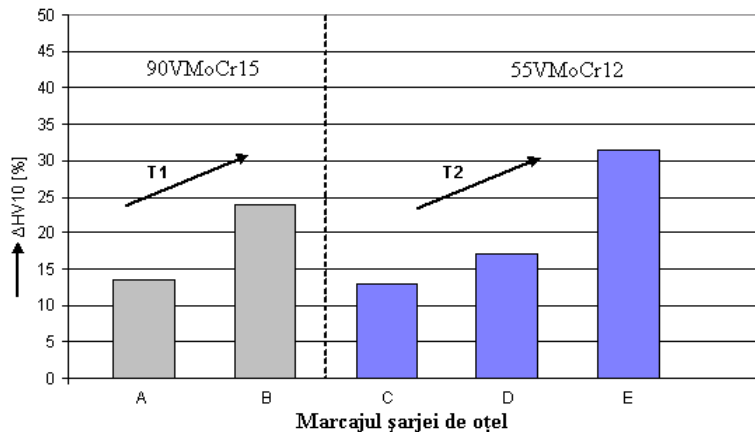


Fig.4.62. Variația estimatorului de durificare locală $\Delta HV10$

4.6. Durabilitatea cilindrilor de laminor din oțel 90VMoCr15

Situațiile înregistrate în practica industrială demonstrează, încă o dată, că durabilitatea cilindrilor de laminor este influențată de o serie de factori, întâlniți pe tot fluxul tehnologic, pornind de la elaborarea și turnarea aliajului, deformarea plastică la cald, tratamentele termice aplicate, corectitudinea calibrării, prelucrarea mecanică și exploatarea în cajele de laminare.

Durabilitatea cilindrilor (t/mm) se calculează, de regulă, prin raportul dintre cantitatea de material laminat (în tone) și grosimea minimă a crustei de lucru care se îndepărtează prin restrunjire (în mm), în vederea restabilirii profilului inițial al suprafeței cilindrilor.

Literatura de specialitate [13, 22] indică faptul că există o strânsă legătură între duritatea crustei de lucru și valoarea înregistrată a durabilității. Durabilitatea în exploatare este determinată de rezistența la uzură a cilindrilor, astfel încât se poate considera că la o duritate mare a crustei de lucru, uzura este redusă, însă nu există o dependență directă între aceste două caracteristici.

De obicei uzura cilindrilor la o montare în caje, se socotește în funcție de grosimea minimă a crustei uzate, ce se îndepărtează prin strunjire pentru restabilirea profilului inițial al cilindrului. Deși uzura în timpul procesului de laminare este un fenomen normal, aceasta poate fi dirijată prin crearea unor condiții care să conducă la micșorarea ei.

Ținându-se seama de totalitatea factorilor de influență asupra durabilității în exploatare a cilindrilor de laminare, în practica curentă a existat în permanență o evidență precisă a cilindrilor de laminare, începând cu menționarea firmei producătoare, indicativ (numărul și data) șarjă elaborare – turnare, număr cilindru, destinația cilindrului, tratamentul termic, calibrarea, procesarea mecanică, recepția, data intrării în exploatare, cantitățile laminate până la prima strunjire și între strunjiri, cauza scoaterii din uz etc., s-a considerat oportună, realizarea unei baze de date, folosind un sistem informatic.

La societatea la care s-a urmărit durabilitatea cilindrilor s-a format o bază de date informatizată începând cu anul 1974, care s-a perfecționat după anul 1990. Rolul acestor baze de date este de a reduce considerabil efortul regăsirii datelor referitoare la aceștia sau cu alte cuvinte, ca datele să fie stocate astfel încât să poată fi accesate și utilizate cu ușurință.

Consumul de cilindri de laminare are o mare influență asupra costului laminatelor, deci micșorarea acestuia duce la creșterea eficienței economice a secțiilor de laminare.

Determinările privind durabilitatea cilindrilor s-au făcut la Laminorul 650, caja K-II, pentru laminarea profilului U 22, pentru un număr de 12 cilindri, deoarece aceștia și-au finalizat campaniile de lucru.

Datele obținute sunt prezentate în tabelul 4.7, din care rezultă că, valorile înregistrate pentru durabilitate sunt relativ scăzute, ceea ce induce obligativitatea analizelor critice, în vederea înlăturării cauzelor care conduc la obținerea în exploatare, a rezultatelor nesatisfăcătoare, din punct de vedere al comportării în exploatare a cilindrilor de laminor.

Pentru aceasta pentru fiecare cilindru sunt prezentate, în tabelul XX, cantitățile de material laminat pentru fiecare campanie de lucru. Cantitatea laminată inițial reprezintă *campania I* de laminare, respectiv cantitatea de laminate până la uzarea calibrelor, după care cilindri sunt recalibrați, în vederea restabilirii profilului. Pentru cilindrii studiați, se îndepărtează la o rectificare, 19 mm din diametrul cilindrilor. *Campania II* de laminare este notată cu restrunjire 1, *campania III* cu restrunjire 2 la 38 mm, *campania IV*, cu restrunjire 3 la 52 mm și *campania V* cu restrunjire 4 la 68 mm. Astfel, se poate preciza faptul că la ultima campanie, au fost îndepărtați 68 mm din diametrul total al cilindrilor. Cu alte cuvinte, etapele de restrunjire se consideră că sunt aplicabile la 19, 38, 52 și 68 mm de la suprafața inițială a cilindrilor.

Din cei 26 cilindri a căror date au fost prelucrate pentru obținerea unor corelații între caracteristicile calitative și elementele din compoziția chimică au fost urmăriti un număr de 12 cilindri, deoarece aceștia și-au finalizat campaniile de lucru. Datorită faptului că aceștia au fost scoși din uz, pentru ei se cunosc, date privind comportarea și durabilitățile înregistrate în exploatare. Duritatea și cantitățile de laminate și durabilitatea pentru cei 12 cilindri sunt prezentate în tabelul 4.7.

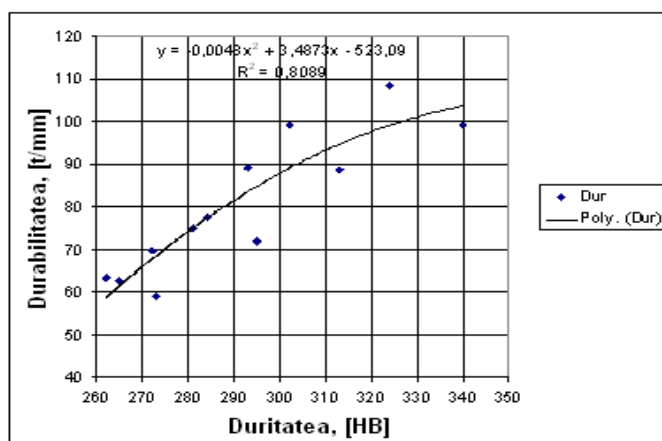


Fig.4.63.Variația durabilității cilindrilor de laminor în funcție de duritatea oțelului

Tab.4.7.Duritatea și durabilitatea cilindrilor studiați

Nr. șarjă	Cantitatea laminată, tone							Durabilitatea t/mm
	Duritate HB	Restrunjire nr./adâncime - mm					Total	
		0	1/19	2/38	3/52	4/68		
1	265	1556	844	953	742	157	4252	62,52
2	340	2716	1394	1740	1784	161	7885	115,96
3	273	1158	950	887	881	143	4019	59,10
4	284	2345	1216	1382	1436	182	5266	77,44
5	272	1825	928	831	934	228	4746	69,74
6	324	2648	1214	1623	1710	178	7373	108,43
7	293	2265	1097	1180	1195	321	6058	89,09
8	281	1947	1013	984	870	284	5098	74,97
9	295	1778	882	981	1028	211	4880	71,80
10	302	2108	1329	2149	946	213	6745	76,29
11	262	1804	697	801	854	144	4300	63,23
12	313	2213	1142	1206	1317	155	6033	88,72

Ca urmare a evidenței consumului de cilindri la laminorul de profile L 650, caja K-II, s-a constatat următoarele deficiențe:

– utilizarea cilindrilor din fontă (FNS 1) la laminarea profilelor U20, U22, U24, I20, I22 și I24 nu este economică, deoarece crește frecvența ruperilor, datorită eforturilor mari;

– cilindrii din oțel forjat 55VMoCr 12 rezistă, sunt tenace, dar acuză o uzură accentuată în exploatare.

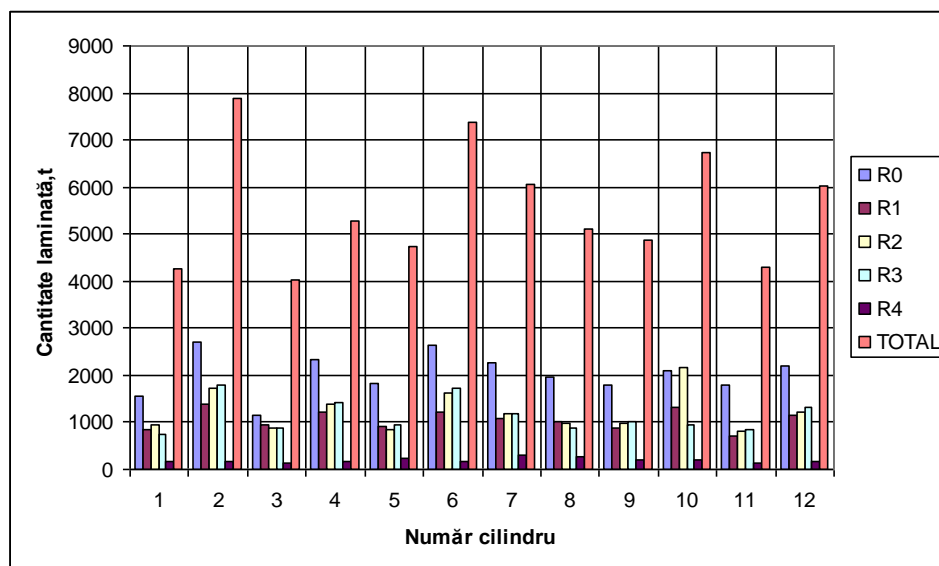


Fig.4.64.Variația cantității de produse laminate/campanii de funcționare

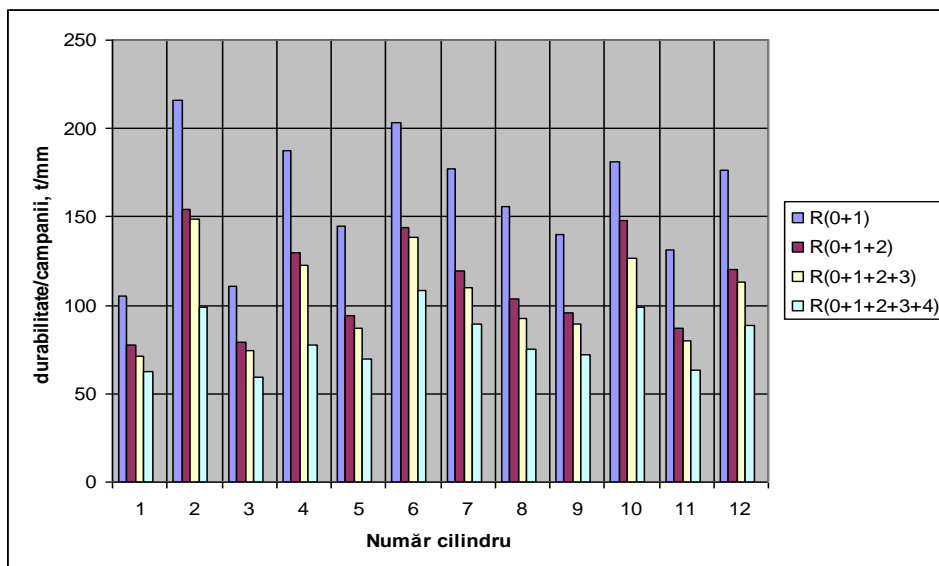


Fig.4.65.Variația durabilității cilindrilor pentru diferite campanii de laminare

Durabilitatea până la: R(0+1) -a doua restrunjire; R(0+1+2) -a treia restrunjire; R(0+1+2+3) -a patra restrunjire; R(0+1+2)+3+4) -pe toată durata de lucru (și după a patra restrunjire)

Introducerea în exploatare a cilindrilor din oțel (90VMoCr15) care prezintă calități atât asemănătoare cu cele ale fontei FNS 1, cât și a oțelului 55VMoCr12, luate la un loc, adică rezistenți la uzură și tenacitate ridicate, a condus la creșterea durabilității în exploatare a cilindrilor.

Pentru cei 12 cilindri urmăriți, durabilitatea medie a fost de 89,29 t/mm, ceea ce comparativ cu cea obținută la același laminor, aceeași cață și același profil laminat (U22), pentru cilindri din FNS 1 a fost de de 63,42 t/mm și pentru cilindrii din oțel 55VMoCr12 de 68,53 t/mm este mai bună, ceea ce justifică utilizarea cilindrilor din oțel de marcă 90VMoCr15.

De asemenea având în vedere datele prezentate în figura 4.65 consider că se justifică extinderea unor cercetări privind influențarea durtății prin creșterea conținutului unor elemente în compoziția chimică (în experimentările efectuate).

4.7. Concluzii

În urma analizei defectelor au rezultat următoarele concluzii:

- caracteristicile fizico-mecanice prevăzute în standard, pentru limita inferioară a rezistenței la curgere și a celei la tracțiune au valori mai mari cu 85×10 MPa, respectiv 151×10 MPa, decât valorile reale ale șarjelor, dar acest lucru nu constituie motiv de refuz, dacă celelate caracteristici se încadrează în limitele solicitate;

- din analiza celor două loturi de cilindri se desprinde concluzia că, valorile caracteristicilor mecanice cumulate pentru cele șase caracteristici studiate sunt: pentru cilindrii cu dimensiunea 520 x 1700 conforme în proporție de 47,88 % din

total cilindrii, iar pentru cei cu dimensiunea de 400 x 1200 conformitatea este în proporție de 58,71 %;

- ponderea defectelor cu ultrasunete a fost de 39,66 % dintre care 24,59 % sunt defecte centrale care pot fi eliminate și 15,70 % defecte care nu pot fi eliminate (necentrale);

- rezultatul cumulării acestor defecte, se poate rezuma la faptul că, în procesul de fabricare a cilindrilor de laminor există o problemă deosebit de gravă și în același timp de actualitate;

- considerăm că parametrii cu influență semnificativă negativă sunt folosirea unor materiale necorespunzătoare în elaborare și turnare, umplerea incompletă a maselotierelor, repararea incorectă a acestora după fiecare turnare, scăderea sub limita acceptabilă a fiabilității preseii hidraulice pentru forjare;

- posibilitatea ca puritatea realizată după elaborare să fie necorespunzătoare și să nu asigure plasticitatea necesară pentru evitarea apariției discontinuităților în material, iar regimul de încălzire și deformare plastică nu este corelat sau nu se poate corela cu puritatea realizată sunt unele din aspectele cu influență negativă asupra parametrilor tehnologici pe care îi considerăm.

- studiul microscopic al structurii oțelului la dimensiunea x 1000 mm a scos în evidență o neuniformitate structurală, neomogenitate și zone cu structuri diferite (rețea de cementită, insule de cementită, ace de cementită și perilită), obținute în urma deformării plastice;

- studiul microstructurii a scos în evidență dependența dintre dimensiunea grăuntelui cristalin și limita de curgere.

- au fost obținute ecuațiile de corelație și curbele de regresie care redau variația caracteristicilor mecanice ($R_{p0,2}$, R_m , A_5 , Z) în funcție de compoziția chimică cu ajutorul programului MS EXCEL 2000;

- pe baza studiului prezentat au rezultat valori de încadrare a elementelor studiate după cum urmează: 0,12 – 0,20 % V, 1,50 – 1,55 % Cr și 0,26 – 0,29 % Mo;

- corelațiile tridimensionale și curbele de contur pentru aceste suprafețe, între caracteristicile mecanice și elementele din compoziția chimică au fost obținute cu ajutorul programului MATLAB;

- domeniile de variație a caracteristicilor mecanice în funcție de elementele din compoziția chimică sunt bine delimitate în toate cazurile și pot fi utilizate de către tehnologi în scopul optimizării compoziției chimice a oțelului destinat fabricării cilindrilor de laminor, și implicit, pentru obținerea unor caracteristici de rezistență ridicate pentru aceste produse metalice.

Din analiza corelațiilor obținute prin prelucrarea datelor experimentale în programul de calcul MATLAB, și exprimate sub formă analitică și grafică în figurile 4.36 – 4.61 rezultă următoarele concluzii:

- s-au obținut ecuații de corelație dublă exprimate prin funcții polinomiale de gradul 2, parametrii dependenți fiind caracteristicile mecanice și parametrii independenți fiind elemente din compoziția chimică;

- având în vedere cele prezentate mai sus rezultă că din punct de vedere al coeficienților de corelație și al abaterilor de la suprafețele de regresie, toate corelațiile indiferent de gradul acestora sunt reprezentative;

- pe baza variației valorilor pentru coeficienții de corelație și abaterile de la suprafața de corelație și ținând cont de nivelul de complexitate al funcțiilor prin care sunt exprimate corelațiile, se poate spune că funcțiile de gradul 2 redau foarte bine dependențele urmărite;

- variația estimatorului de durificare locală, la șarjele de oțeluri aliate analizate indică existența tendințelor de creștere a durificării locale, acest lucru poate sta la baza dezvoltării accentuate ale tensiunilor interne și implicit la fragilizarea structurală pe grosime, cu riscuri ridicate de apariție a ruperilor fragile în zonele examinate ale șarjelor oțelurilor mărcile 90VMoCr15 și 55VMoCr12.

Rezultatele cercetării fundamentale și concluziile acumulate în cadrul acestui capitol constituie baza realizării scopului final al tezei și anume, confirmarea rezultatelor obținute prin modelare.

Pentru cilindrii produși din marca 90VMoCr15 introduși în exploatare la un laminor L 650, K-II pentru producerea unui semifabricat U22 durabilitatea medie este de 89,29 t/mm superioară cilindrilor din fontă FNS1 și celor din oțel 55VMoCr15.

5.CERCETĂRI DE LABORATOR PRIVIND MICROALIEREA CU VANADIU A OȚELULUI EXPERIMENTAL

5.1. Tehnologia elaborării oțelului aliat în cuptorul electric cu inducție

În cadrul programului de cercetare a fost stabilită tehnologia de aliere a băii metalice, în vederea creșterii caracteristicilor mecanice, pe baza cercetărilor privind modul de dizolvare și asimilare al acestor elemente.

Industrial pentru elaborarea oțelului destinat fabricării cilindrilor de laminor, se folosesc în prezent cuptoare electrice cu arc și cu inducție, acestea alegându-se funcție de greutatea cilindrilor. Pentru producerea cilindrilor cu greutate mai mare de 5 tone, se utilizează de obicei cuptoare electrice cu arc. În prezent, tehnologia de elaborare prevede obligatoriu un tratament în oala de turnare, sau puțin o barbotare cu gaz inert (argon) și un tratament cu zguri sintetice, dar de dorit o instalație de tratament în vid (VAD – vid arc degazare) sau tratament în oală cu aport de căldură (L.F. – ladle furnace).

Această combinație de agregate (respectiv flux tehnologic), prezintă avantajul că asigură posibilitatea elaborării oricărui oțel aliat indiferent de gradul de aliere, în funcție de componența încărcăturii și a posibilităților de procesare a acestuia în oală (vidare și aport de căldură) [50].

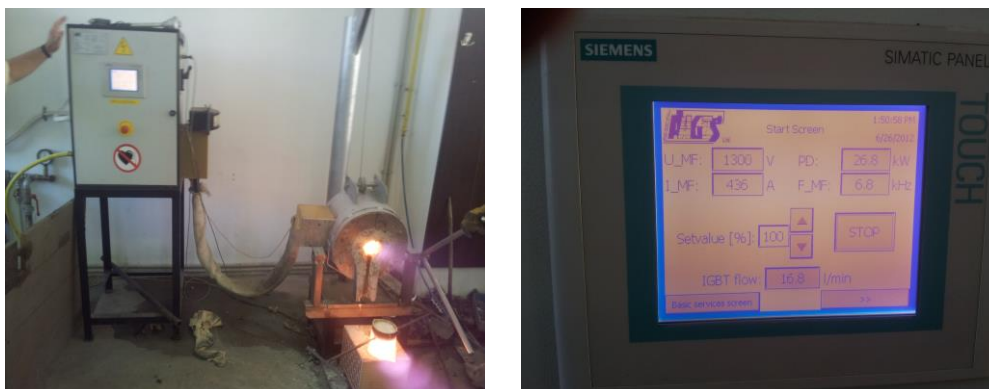


Fig.5.1. Cuptor cu inducție, capacitate 10kg

Pentru producerea oțelului necesar experimentărilor prevăzute în planul de cercetare, s-a utilizat un cuptor electric cu inducție (figura 5.1) existent în dotarea Laboratorului de Topituri Metalice din cadrul Facultății de Inginerie din Hunedoara – Universitatea "Politehnica" din Timișoara, cu următoarele caracteristici:

- capacitate 10 kg (fontă/oțel);
- diametru creuzet 100 mm;

- înălțime creuzet 220 mm;
- frecvența curentului 100 KHz;
- puterea transformatorului 150 KVA;
- tensiunea primar 500 V;
- tensiunea în secundar 167 V;
- tensiunea variabilă 100/83/50 V;
- puterea la înaltă frecvență 50 kW;
- durata topirii 50 – 60 min;
- căptușeală bazică – magnezită.

Ca urmare a agitației intense a băii metalice topite sub acțiunea forțelor electrodinamice, se produce o omogenizare chimică și termică a băii metalice, se elimină supraîncălzirile locale și se reduc în consecință pierderile de metal (0,5 % – 0,8 %) [51]. De asemenea la cuptorul cu inducție zgomotul de funcționare are valori mici (sub 70 – 80 dB) și poluarea mediului ambiant este redusă (cantitatea prafului fiind de ordinul 0.5 kg/t față de cuptoarele cu arc, unde este de 5 – 8 kg/t).

Ca în orice echilibru, pe lângă avantajele, cuptorul cu inducție prezintă și o serie de dezavantaje cum ar fi:

- temperatura zgurii este scăzută, ca urmare aceasta este puțin reactivă făcând imposibilă reacția dintre metal și zgură;
- căptușeala bazică necesară pentru producerea de oțeluri este mai puțin rezistentă comparativ cu cea activă;
- antrenarea zgurii în șarjă.

Turnarea oțelului s-a făcut în lingotiere cu secțiune rotundă, confecționate din grafit, greutatea unui lingou turnat fiind de 4,50 kg cu secțiune circulară.

5.2. Procesul tehnologic de elaborare a oțelului

Experimentările au fost executate în condiții de laborator, utilizând încărcătură nealiată, curată și mărunțită. Încărcătura metalică pentru elaborarea oțelului experimental, se caracterizează prin: compoziția chimică și starea fizică.

Compoziția chimică și comportarea elementelor din încărcătura metalică influențează cantitatea de zgură și compoziția chimică a oțelului.

Compoziția chimică medie a încărcăturii metalice, feroaliajelor și materialelor pentru formarea zgurei sunt prezentate în tabelele 5.1 – 5.10.

Tab.5.1. Compoziția chimică a încărcăturii metalice

Deșeu	Compoziția chimică, %											
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	Nb	Ti	Fe
Oțel	0,12	0,40	0,25	0,03	0,03	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	99,17
Fontă	4,12	0,95	0,71	0,05	0,15	-	-	-	-	-	-	94,02

Tab.5.2. Compoziția chimică a varului (calcinat)

Compoziția chimică, %					
CaO	MgO	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	SiO ₂	Alți oxizi
96,12	0,98	0,61	0,28	0,78	1,17

Tab.5.3. Compoziția chimică alumină tabulară

Compoziția chimică, %							
Al ₂ O ₃	CaO	MgO	SiO ₂	Fe ₂ O ₃	V ₂ O ₅	TiO ₂	Alți oxizi
99,23	0,11	0,12	0,06	0,05	0,15	0,13	0,15

Tab.5.4. Compoziția chimică a bauxitei

Compoziția chimică, %					
Al₂O₃	Fe₂O₃	CaO	MgO	SiO₂	TiO₂
74,52	11,56	2,55	2,08	6,25	3,04

Tab.5.5. Compoziția chimică TOPEXCA 25

Compoziția chimică, %								
Al₂O₃	CaO	MgO	SiO₂	V₂O₅	Fe₂O₃	TiO₂	C	S
72,51	10,02	12,54	1,01	2,02	0,77	0,20	0,10	0,05

Tab.5.6. Compoziția chimică a feromanganului

Compoziția chimică, %					
Mn	Si	C	P	S	Fe
78,01	0,80	6,50	0,24	0,01	13,77

Tab.5.7. Compoziția chimică a ferossiliciului

Compoziția chimică, %					
Si	Al	C	Ca	P	S
65,77	1,60	0,176	0,53	0,028	0,010

Tab.5.8. Compoziția chimică a ferocromului

Compoziția chimică, %				
Cr	C	S	P	Si
69,02	8,75	0,044	0,016	0,24

Tab.5.9. Compoziția chimică a ferovanadiului

Compoziția chimică, %					
V	Al	Si	C	P	S
81,10	1,17	0,78	0,11	0,045	0,022

Tab.5.10. Compoziția chimică a feromolibdenului

Compoziția chimică, %					
Mo	C	Cu	Si	P	S
74	0,01	0,38	0,78	0,04	0,08

Încărcătura cuptorului (tabelul 5.1 și figura 5.2) a constat din deșeu de oțel carbon, fontă și materiale pentru formarea zgurii, astfel: 8 kg deșeu oțel, 2 kg fontă pentru carburare și 0,150 kg amestec pentru zgură (75 % var, 25 % alumină tabulară – tabelele 5.2 și respectiv 5.3). Deșeurile de oțel carbon au constat din probe de oțel prelevate din baia metalică la terminarea tratamentului secundar, de la o oțelărie electrică cu flux tehnologic: cuptor electric cu arc tip E.B.T. (Excentric Bottom Tapping) -L.F.(Ladle - Furnace) – T.C. (Turnare continuă).

S-a ales acest tip de material metalic pentru a lucra cu încărcătură curată și de compoziție chimică cunoscută, situație dorită în practica curentă. Pentru ca topirea să decurgă corespunzător, deșeurile au fost astfel alese încât încărcătura din cuptor să fie cât mai compactă, iar în ceea ce privește fonta aceasta a constat din probe de laborator utilizate pentru determinarea compoziției chimice.

La început s-au încărcat cele două kg fontă, patru kg deșeu de oțel și materiale pentru formarea zgurii, iar după o încălzire la cca. 700 °C (figura 5.3) s-a intensificat regimul termic, iar pe măsura topirii încărcăturii s-a continuat adaosul restului de încărcătură metalică (pe vatra cuptorului formându-se baia metalică) stabil prin operația de dozare.



Fig.5.2. Încăcătura metalică compusă din oțel și fontă

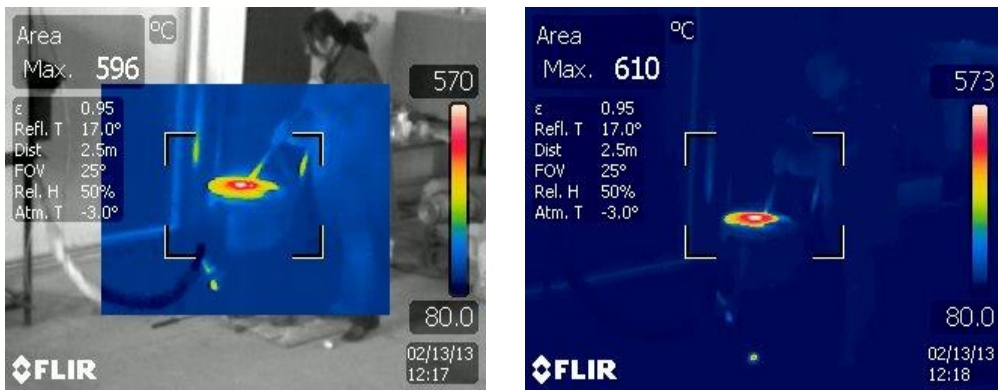


Fig.5.3. Preîncălzirea încărcăturii metalice la temperatura de 690 – 710 °C

După terminarea topirii (figura 5.4) s-a continuat încălzirea băii metalice timp de 5 min, în acest timp fiind făcut și adaosul de dezoxidanți (10g FeMn + 10g FeSi + 5g Al [tabelele 5.6 și 5.7]; alumiul folosit ca dezoxidant a avut un conținut de Al = 99 %), iar în continuare s-au adăugat feroaliajele pentru aliere: FeMn, FeCr, FeMo și FeV (tabelele 5.8 -5.10; figura 4.5).

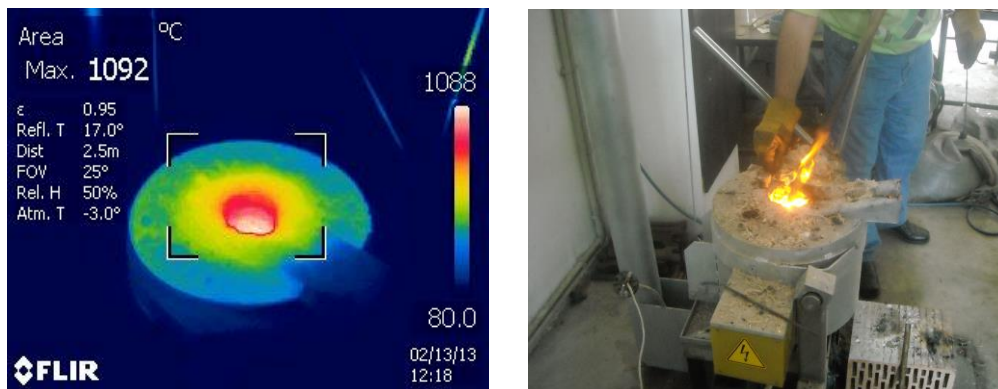


Fig.5.4. Topirea încărcăturii



Fig.5.5. Feroaliaje utilizate pentru dezoxidare și aliere

După aceste adaosuri, în continuare s-a procedat la un tratament cu zgrură sintetică (figura 5.6), pentru dezoxidare și desulfurare. În acest sens s-a imersat în baie 200 g amestec reducător (125 g var + 50 g TOPEX + 25 g bauxită (tabelele 5.2, 5.4 și 5.5), în proporție de 2 % din greutatea șarjei), introdus într-un "cartuș" metalic (din tablă subțire de oțel), prins la o bară de lemn, cu ajutorul căreia se iversează până la fundul creuzetului (figura 5.6).



Fig.5.6. Tratament cu zguri reducătoare

Se menține imersat până la topirea amestecului, și în continuare se amestecă baia metalică cu această bară de lemn, pe toată durata acestei operații

(cel puțin 4 minute). În același timp cuptorul fiind alimentat cu energie, baia metalică este agitată electromagnetic (într-o anumită măsură echivalentă cu barbotarea cu argon), ceea ce este favorabil procesului de rafinare (practic o tratare cu zguri sintetice în L.F.). La terminarea acestei operații, oțelul s-a lăsat circa 5 minute în cuptor pentru decantarea incluziunilor, timp în care s-a măsurat temperatura oțelului (figura 5.7), după care s-a decuplat cuptorul de la rețeaua electrică, în vederea turnării.

Oțelul s-a turnat sub formă de lingouri, cu masa de 4,5 kg/lingou, utilizând lingotiere de grafit (figura 5.8) în prealabil încălzite (figura 5.9). Aspecte privind turnarea oțelului sunt prezentate în figura 5.10. Durata elaborării a fost cuprinsă între 65 – 80 minute.



Fig.5.7. Măsurarea temperaturii băii metalice



Fig.5.8 Lingotiere



Fig.5.9. Încălzire lingotiere

După terminarea turnării (figura 5.11), respectiv umplerii lingotierelor, acestea s-au lăsat nemișcate pentru răcirea lingourilor (pe cât posibil nu în curenți de aer), până când temperatura suprafeței lingotierei a scăzut sub $200\text{ }^{\circ}\text{C}$, după care a avut loc striparea. Am luat această măsură pentru a nu se produce tensiuni termice în zona superficială a lingoului și pentru a obține o structură de solidificare cât mai apropiată de cea din practica curentă.

Din fiecare șarjă s-a turnat un număr de 2 lingori, diferența de oțel până la cca. $9,00\text{ kg}$ a rămas sub formă de scoarțe pe jghebul de evacuare și căptușeala refractară a cuptorului. Aceste resturi au fost topite la următoarea șarjă.

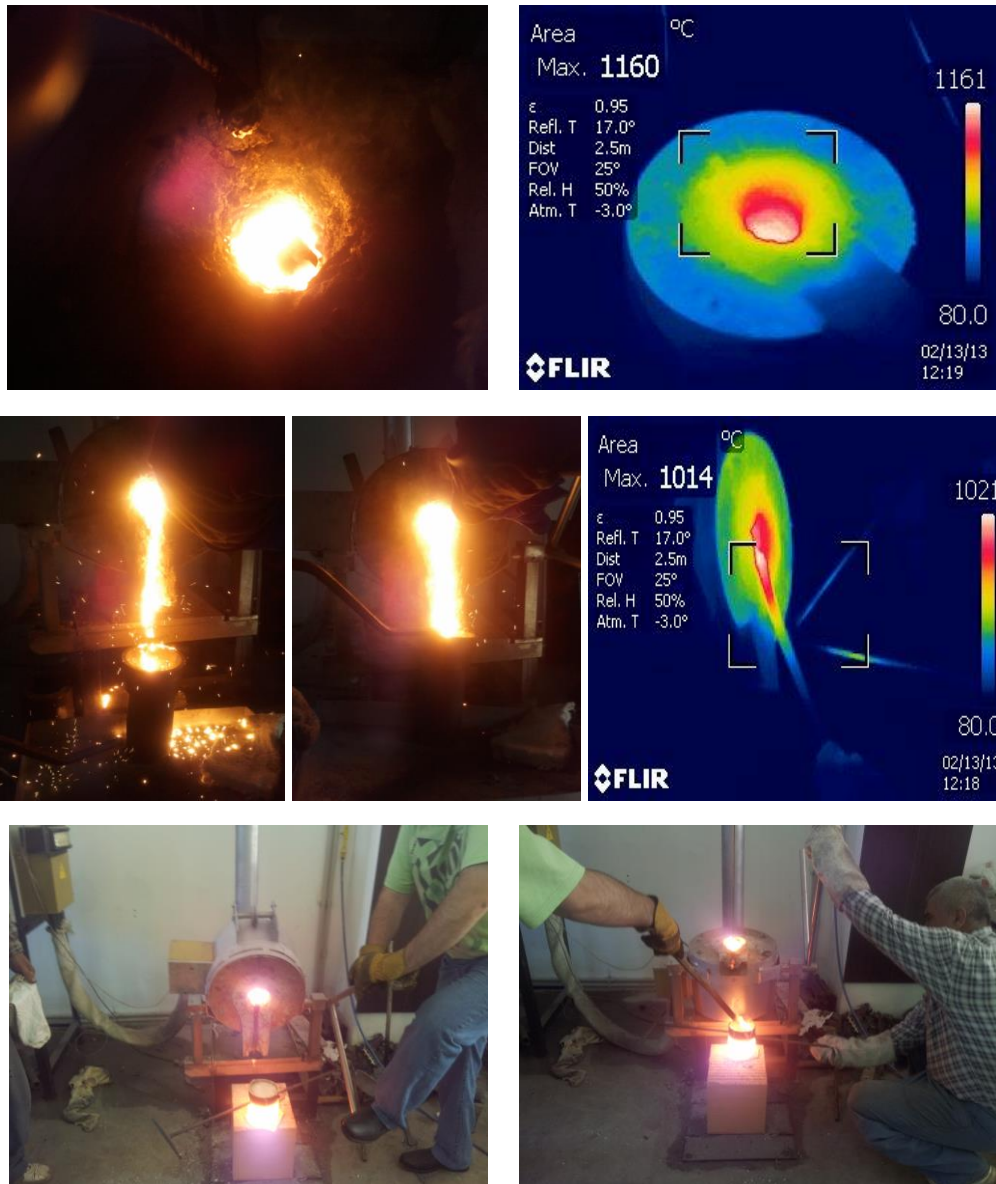


Fig.5.10. Turnarea oțelului în lingotiere

Tab.5.11. Compoziția oțelului experimental 90VMoCr15-E

Nr. șarjă	Compoziția chimică, %											Temp. Turnare °C
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Al	S	P	
1	0,91	0,39	0,43	1,50	0,22	0,28	0,20	0,28	0,03	0,021	0,017	1525
2	0,92	0,41	0,40	1,58	0,21	0,29	0,19	0,29	0,03	0,018	0,015	1531
3	0,92	0,38	0,45	1,60	0,23	0,30	0,19	0,25	0,02	0,019	0,016	1530
4	0,90	0,42	0,39	1,54	0,24	0,28	0,17	0,26	0,02	0,021	0,017	1528
5	0,93	0,43	0,44	1,51	0,26	0,27	0,23	0,28	0,02	0,021	0,015	1526
6	0,93	0,37	0,44	1,58	0,24	0,27	0,21	0,27	0,03	0,018	0,015	1532
7	0,93	0,41	0,41	1,60	0,25	0,29	0,20	0,29	0,02	0,019	0,016	1530
Med.	0,92	0,40	0,42	1,56	0,235	0,28	0,20	0,27	0,021	0,020	0,016	-

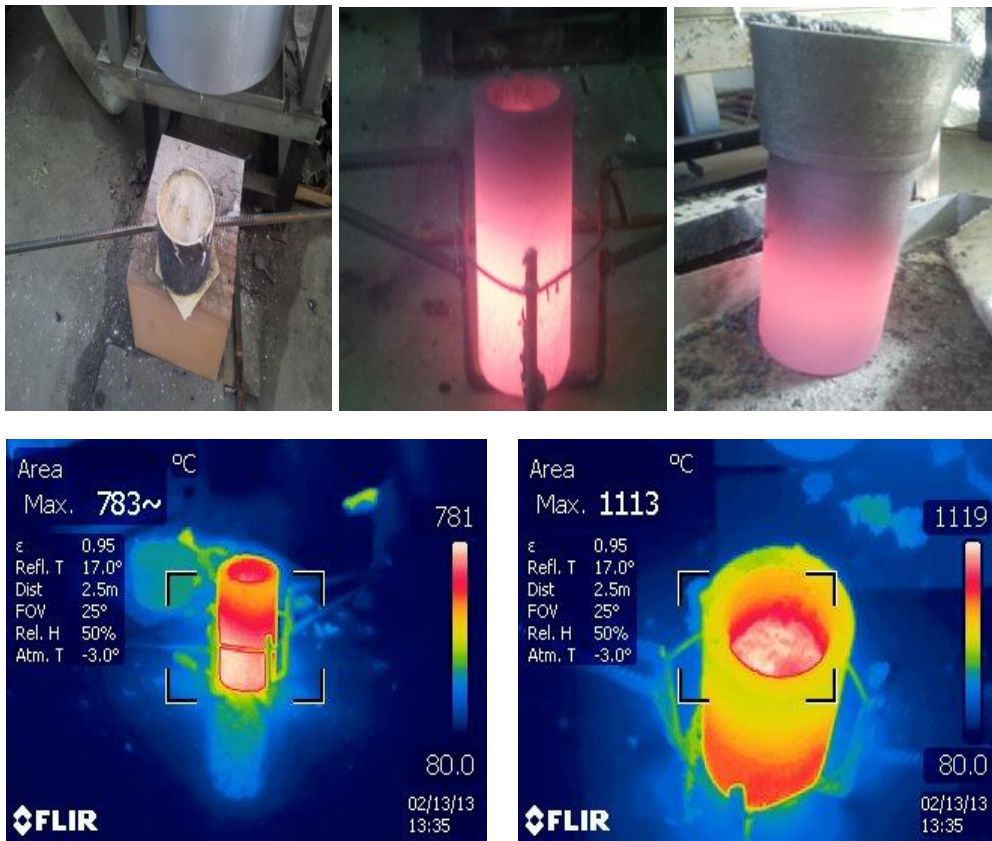


Fig.5.11. Solidificarea lingourilor

În tabelul 5.11 se prezintă compoziția chimică pentru șarjele elaborate și recepționate precum și temperatura oțelului la evacuare (corespunde cu temperatura oțelului la turnare).

5.3. Prelucrarea plastică prin forjare a oțelului experimental

Materialele forjabile sunt metalele și aliajele care pot fi deformate plastic, pe utilaje specifice, care acționează prin șoc sau fără șoc (prin presare). Cele mai des folosite aliaje sunt oțelurile, reprezentând 90 % din totalul materialelor forjabile, restul fiind metale și aliaje neferoase.

Cercetările experimentale au avut în vedere că oțelul este slab aliat, nestandardizat, care în practică se elaborează în baza normelor departamentale interne sau a caietelor de sarcini. Prezența elementelor de aliere permite obținerea unor caracteristici de rezistență superioară și cu o tenacitate și plasticitate ridicată, astfel că piesele obținute sunt de înaltă calitate.

Oțelul experimental s-a elaborat luând în considerare oțelul de referință, și prevăzând limite mai ridicate pentru elementele de aliere, în mod deosebit pentru vanadiu. Pe plan mondial se utilizează pentru fabricația cilindrilor, oțeluri cu compoziție chimică apropiată de cea a oțelului de referință și experimental (Anexa 5.1.A – 5.6.A). Pentru a putea compara datele obținute industrial cu datele experimentale, obținute prin elaborarea oțelului experimental, oțelul a fost forjat și supus aceleași succesiuni de operații, cu observația că s-au făcut calculele necesare forjării și tratamentelor termice, ținând cont de dimensiunile lingourilor turnate din oțelul experimental. Forma lingoului experimental este un cilindru de dimensiune $\varnothing = 75$ mm și lungime de 150 mm.

Odată cu creșterea conținutului de elemente de aliere și al conținutului de carbon, plasticitatea oțelurilor scade, rezistența la deformare plastică crește, sensibilitatea la fisurare sau crăpare accentuându-se, iar domeniul temperaturilor pentru deformarea la cald îngustându-se, lucru valabil și în cazul oțelului experimental [52].

Pentru a se putea forja, oțelul experimental trebuie să aibă o rezistență mică și o plasticitate mare, motiv pentru care oțelul a fost supus operației de încălzire până la temperatura de 1150 °C, într-un cuptor cu flacăra.

Plasticitatea reprezintă capacitatea metalelor și a aliajelor de a se deforma remanent, fără să-și distrugă integritatea, supusă acțiunii forțelor exterioare, însă forma și dimensiunile modificându-se, volumul rămânând constant.

Frojabilitatea reprezintă caracteristica tehnologică pe care o au metalele și aliajele de a-și schimba forma cu grade mari de deformare sub acțiunea unei forțe exterioare reduse. Frojabilitatea metalelor crește odată cu creșterea indicatorilor de plasticitate, cu o rezistență opusă deformării mai scăzute.

Prin intermediul încercărilor de refulare și de întindere, la diferite temperaturi, grade și viteze de deformare, obținem indicatorii de stabilire a plasticității și frojabilității.

La stabilirea procesului tehnologic am ținut cont de masa piesei având greutatea de 4,5 kg, configurația cilindrică, numărul de 14 lingouri turnate (7 șarje, 2 lingouri/șarjă), de tratamentul termic preliminar aplicat pieselor forjate și nu în ultimul rând de succesiunea operațiilor de forjare ale oțelului experimental. Operațiile de încălzire (figura 5.12.) și forjare (figura 5.13) a lingourilor supuse deformării, s-a efectuat în cadrul societății Feba Hunedoara.

În cadrul procesului de forjare, am avut în vedere că *temperatura de deformare* să fie sub temperatura de topire, pentru a nu apărea fenomene de topire locală care, conduc la o scădere a proprietăților plastice. Temperatura a fost în permanență controlată cu camera de termoviziune FLIR T 200, figura 5.14.



Fig.5.12. Încălzirea lingoului

Evoluția temperaturii lingourilor pe durata procesării la cald este prezentată în figura 5.15:

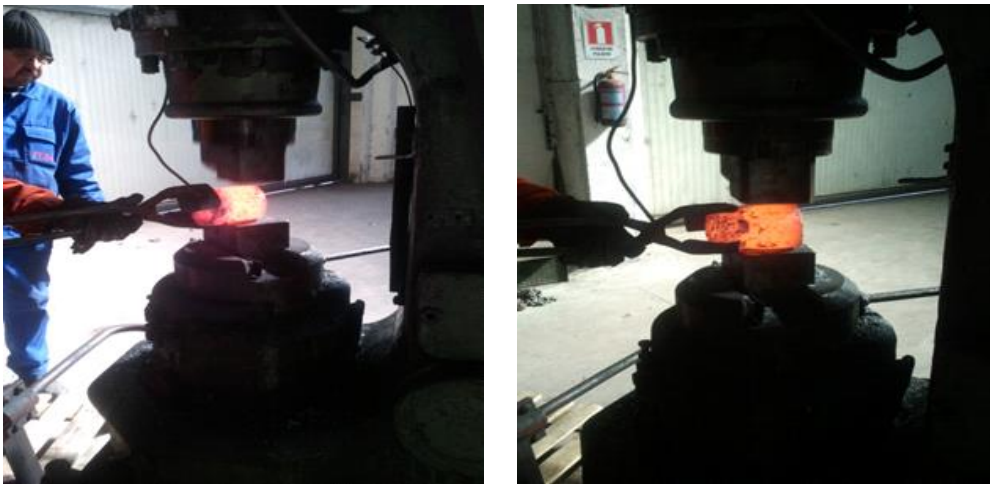


Fig.5.13. Aspecte din timpul forjării lingourilor



Fig. 5.14. Cameră de termoviziune FLIR T200

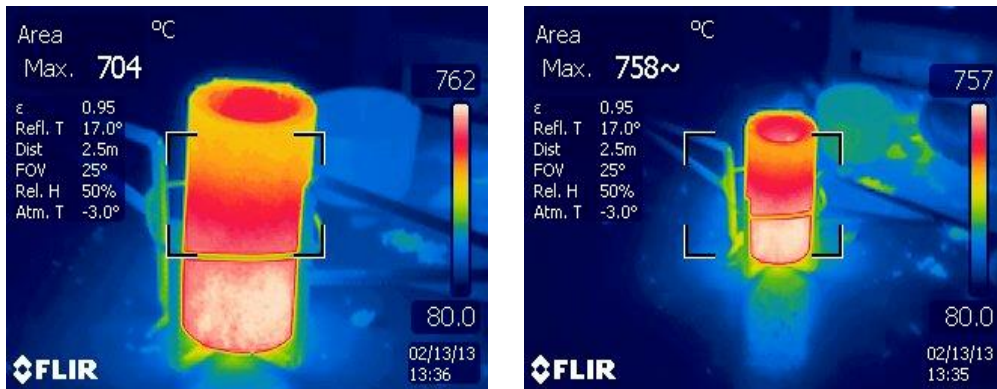


Fig. 5.15. Evoluția temperaturii lingoului

Viteza de încălzire și menținere pe palier s-a ales în funcție de compoziția chimică a aliajului și de dimensiunile semifabricatului, iar la *structura materialului* am urmărit, ca prin încălzire acestea să fie fine, uniforme și pe cât posibil omogene. Astfel că, de la structura de ferită și perlită, la temperatura mediului ambiant, prin încălzire s-a obținut structuri monofazice, austenitice.

Plecând de la aceste considerații, oțelul experimental analizat s-a supus unui grad de coroaie mult mai mare decât a oțelului de referință printr-o operație de *întindere*, care s-a realizat prin alungirea semifabricatului în detrimentul secțiunii transversale. Această operație constă într-o succesiune de refulări parțiale cu deosebirea că, datorită prezenței capetelor exterioare, deformarea plastică se face pe una din direcțiile orizontale, deformarea plastică neproducându-se simultan în întreg volumul semifabricatului.

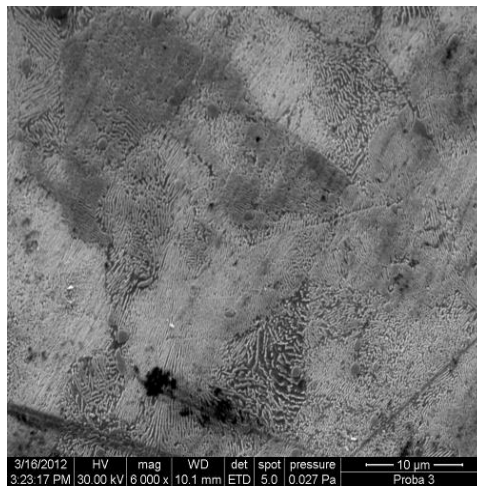


Fig.5.16. Structura metalografică

Din analiza metalografică (figura 5.16) a oțelului experimental reiese că, forma grăunților cristalini este echiaxială (au aceeași dimensiune pe cele trei direcții), înaintea deformării plastice.

După deformare, grăunții sunt alunșiți pe direcția de curgere (perpendiculară cu forța exterioară care produce deformarea). Odată cu creșterea

forței de deformare, s-a produs și o alungire a grăunților mai pronunțată, iar datorită faptului că procesul de deformare are loc la temperaturi peste temperatura de recristalizare, grăunții revin la forma echiaxială, dar cu un grad de finețe mai mare, sub efectul temperaturilor înalte și ca urmare a unor fenomene complexe de difuzie și generare a structurii [52].

În cazul semifabricatelor obținute din lingourile turnate cu adaos de elemente de aliere, a rezultat o structură cristalină uniformă din punct de vedere al dimensiunii grăunțului. Aspectele prezentate mai sus sunt redată în figura 5.16.

Datorită schimbului de caldură dintre piesă, mediul ambiant și forjă (nicovala și ciocan), în timpul deformării plastice, aceasta se răcește. Tensiunile termice, care se formează în intervalul de temperaturi de deformare plastică la cald și a reducerii vitezei de răcire (datorat efectului termic al deformării), nu conduc la distrugerea integrității piesei, indiferent de compoziția chimică sau a mărimii acesteia, datorită plasticității. Însă la cumulara tensiunilor termice cu tensiunile de deformare plastică (de același sens), materialul metalic își poate distruge integritatea chiar și în intervalul temperaturilor de deformare plastică.

Tensiunile care se formează în materialul forjat sunt:

Tensiunile termice care apar datorită diferenței de temperatură dintre straturile exterioare și interioare cresc, odata cu creșterea vitezei de racire și a diametrului materialului forjat mai ales pentru un coeficient de conductibilitate a căldurii scăzut.

Tensiuni de deformare plastică se formează în urma a două procese opuse: *ecruisarea și recristalizarea*.

Ecruisarea conduce la formarea unor tensiuni interne considerabile, care cresc cu scăderea temperaturii de deformare plastică, iar procesul de recristalizare înlătură ecruisajul, deci fiind înlaturate și tensiunile interne (care sunt însă frânate de scăderea temperaturii materialului forjat) [52].

La deformarea plastică efectuată la temperaturi existente în partea inferioară a intervalului de deformabilitate la cald, cu viteza de deformare ridicată și la un grad mare de deformare se măresc tensiunile interne de deformare (crește ecruisajul) și astfel se îngreunează recristalizarea. În aceste condiții, ca urmare a deformării plastice la cald, în materialul supus deformării apar tensiuni interne remanente, a căror mărime depinde de viteză, corioaj și temperatura, acestea cresc cu creșterea vitezei și a gradului de deformare precum și cu scăderea temperaturii.

- *Tensiunile structurale* apar în unele materiale metalice care sub acțiunea unor factori interni și externi pot suferi transformări structurale și energetice, însoțite de modificări ale proprietăților.

Acești factori sunt:

- interni: presiune, radiații, câmpuri electromagnetice, temperatura;
- externi: structură, puritate, compoziție [52].

Mecanismul transformărilor este determinat de fluctuațiile termice și de concentrație, care apar în microvolume, astfel că se trece printr-o succesiune de stări metastabile până se ajunge la o stare stabilă. Se disting două tipuri de fluctuații: *omogene* (rearanjamente foarte mici de atomi, extinse în volume mari) și *eterogene* (prin restructurări riguroase, însă în volume mici), astfel apărând tensiuni superficiale la interfețele de separare dintre ele.

Pentru a ne asigura de corectitudinea rezultatelor obținute prin forjare, am verificat calitatea pieselor forjate, acestea depinzând pe de o parte de calitatea semifabricatelor folosite, iar pe de altă parte de corectitudinea operațiilor executate în secția de forjare. Astfel, s-a făcut o distincție mai clară între defectele pieselor forjate care le-am clasificat în *defecte de material și defecte de forjare*.

Defectele de material le-am denumit pe cele care însoțesc semifabricatul folosit la forjare, iar defectele de forjare sunt defectele care apar în urma procesului de forjare și de execuție necorespunzătoare a operațiilor de forjare sau în urma proceselor auxiliare forjării (debitare, încălzire sau răcire etc.)

Ca și defecte de material am identificat *retasurile* care sunt goluri de contracție și care apar în urma solidificării materialului metalic supus forjării. După locul amplasării se deosebesc două tipuri de retasuri: *principală* (în partea superioară a lingoului – figura 5.17.a) și *secundară* (în interiorul sau spre piciorul lingoului – figura 5.17.b), fiind separată printr-o punte de metal solidificat, de cea principală. Ambele feluri de retasuri au fost observate în jurul axei longitudinale a lingoului.

Retasura principală am eliminat-o prin șutare (debitare), iar cele secundare au fost supuse controlului cu ultrasunete pentru identificarea defectelor interne; ele neputând fi puse în evidență aflându-se în mijlocul sau chiar în partea dinspre piciorul lingoului, lingourile care au fost depistate cu defecte au fost scoase din procesul tehnologic, folosindu-se numai cele fără defecte.



Fig.5.17. Retasuri: a – principală; b – secundară

Lingoul prezentat în figura 5.17 prezintă retasuri secundare de întidire mare care nu se vor suda în timpul forjării. De regulă retasura secundară se sudează în timpul deformării la cald, cu următoarele condiții: presa sau forja să fie puternice, coroaia mare și pereții retasurii să nu fie oxidați.

Datorită faptului că pereții retasurii principale sunt acoperiți cu oxizi și incluziuni nemetalice, în timpul forjării retasurile nu se sudează sau se sudează foarte greu, iar pentru retasurile secundare este nevoie de o forjare cu grad mare de coroaia și o temperatură aflată în partea superioară a intervalului a temperaturii de deformare. Acesta reprezintă un argument important în decizia de a efectua forjarea cu un grad de coroaia mult mai mare decât al oțelului experimental.

Din lingourile turnate, numai două au fost cu retasură secundară nesudată, al doilea lingou de la șarjele nerecepționate (temperatura necorespunzătoare). Consider că temperatura de turnare a fost situată la limita inferioară și oțelul nu a avut fluiditate necesară.

Microretasurile sunt goluri foarte mici în masa lingoului și mai ales în zona axială a acestuia, formându-se atunci când metalul lichid rămâne izolat față de restul

metalului care nu s-a solidificat în întreg volumul lingoului, iar pentru sudarea acestora, în urma procesului de forjare, este suficient gradul mare de deformare stabilit și de o temperatură ridicată.

În urma analizei metalografice pentru oțelul experimental, după forjare microreteturile s-au sudat astfel încât nu mai prezintă defecte.

Incluziunile nemetalice sunt particule de impurități (silicați, oxizi, etc.) înglobate în masa metalică de bază, pot fi plastice sau fragile, iar după temperatura de topire, pot fi topite la temperaturi mai înalte sau mai joase (micșorează plasticitatea și îngreunează deformarea plastică) decât temperatura de topire a metalului sau aliajului în care sunt încorporate. Pentru incluziunile nemetalice cu temperatura de topire mai scăzută decât a masei metalice se recomandă un tratament termic de recoacere sau normalizare, pentru reducerea influenței asupra plasticității.

În timpul forjării, incluziunile plastice s-au alungit pe direcția de curgere a materialului, iar cele fragile s-au fărâmițat, orientându-se în aceeași direcție. La revenirea grăunților cristalini la forma echiaxială (datorită recristalizării), incluziunile au ramas nedeformate, ele nesuferind fenomene de recristalizare, conferind structurii un aspect fibros. Existența structurii fibroase continue în piesele forjate conferă proprietăți mecanice superioare în raport cu alte procedee de fabricație.

Fisurile sunt discontinuități de material care se produc în urma distrugerii integrității acestuia din cauza tensiunilor de întindere la care a fost solicitat. Uneori, acestea sunt confundate cu crăpăturile, întrucât prin fisuri se înțeleg adesea discontinuități mici, iar prin crăpături discontinuități mari.

De asemenea fisurile sunt de regulă discontinuate în interiorul materialului, iar crăpăturile sunt situate la suprafața acestuia. După forma sub care se prezintă fisurile pot fi: longitudinale, liniare sau concentrice, și mai rar transversale. În general fisurile apărute la răcirea după terminarea solidificării se sudează foarte greu, iar în cele mai multe cazuri nu se pot suda. Pentru sudarea acestor defecte forjarea trebuie executată la temperaturi cât mai ridicate (cât permite marca de oțel) și cu grade mari de deformare plastică. Însă, ținând cont de faptul că, la răcirea după solidificare fisurile apărute, și în special cele transversale, nu se sudează, lingourile cu aceste defecte se rebutează. În cazul studiat asemenea defecte nu au apărut.

Defectele de suprafață sunt crăpăturile transversale și longitudinale, pori, suprapunerile de material și alte defecte vizibile cu ochiul liber. La un număr de două lingouri s-a constatat existența unor mici crăpături transversale, ceea ce a impus o decojire parțială a acestuia, adâncimea acestora fiind de sub 15%. La restul lingourilor nu au fost constatate alte defecte de turnare.

Defecte de forjare, în cazul nostru, *fisurile și crăpăturile longitudinale* care apar de obicei în urma unei forjării necorespunzătoare, nu au apărut deoarece, pe de o parte forjarea a fost corespunzătoare, iar pe de altă parte, aceste defecte apar numai în cazul semifabricatelor cu secțiune patrată și apar numai în planul diagonalelor, iar în cazul studiat secțiunea fiind circulară, evident nu au apărut asemenea defecte.

Fisurile și crăpăturile transversale se datorează forjării cu valori reduse ale gradului de deformare unitară și ale raportului dintre grosimea de prindere și grosimea semifabricatului cu secțiune transversală (atât la cel cu secțiunea patrată cât și rotundă). Și în acest caz, aceste defecte nu au apărut deoarece am ales un grad mare de corioaj.

Un alt defect care poate apărea este *suprapunerea de material* care reprezintă imprimarea unei porțiuni de material în masa metalică de bază, fără a se suda între ele, iar ca aspect se aseamănă cu crăpăturile. Cauza apariției o constituie fie forjarea necorespunzătoare (apar de regulă transversal), fie prezența acestora în semifabricatele laminate (apar de regulă longitudinal). În cazul nostru, datorită faptului că lingoul a avut o secțiune simplă, și anume cilindrică, acest lucru nu s-a întâmplat, cum de altfel nu au prezente nici discontinuități de material, care în ruptură apar sub forma unor pete argintii sau întunecate și care au forma rotundă sau ovală.

Cauza apariției acestora o constituie pe de o parte conținutul de hidrogen ridicat, iar pe de alta parte forjarea la temperaturi scăzute și cu viteze necorespunzătoare. Piesele trebuie să corespundă atât din punct de vedere dimensional, cât și din punct de vedere al valorilor caracteristicilor mecanice. Asemenea defect nu a apărut pe probele forjate.

Caracteristicile mecanice pe care trebuie să le îndeplinească piesele după forjare sunt: rezistența la rupere, limita de curgere, gătuirea, alungirea, duritatea și reziliența, cu excepția duriității, celelalte valori trebuie indicate atât pentru direcția longitudinală, cât și pe direcția transversală. La oțelurile fără defecte, valorile caracteristicilor mecanice depind nu numai de compoziția chimică ci și de structura acestora.

Principalii factori care conduc la obținerea unor valori necorespunzătoare ale caracteristicilor mecanice sunt: defectele de material și de forjare, abaterile de la compoziția chimică indicată, execuția necorespunzătoare a operațiilor de forjare.

Abaterile dimensionale după forjare au corespuns conform cotelor indicate în desenul de execuție cu cel al cotelor obținute după operația de forjare [52].

5.4. Tratamente termice. Tehnologia de tratament termic aplicat oțelului experimental

Starea inițială a lingourilor experimentale după deformare prezintă grăunții alungiți pe direcția de curgere, și o alungire a grăunților mai pronunțată datorită gradului mult mai mare de deformare care a fost aplicat lingoului. Pentru modificarea de structură, s-a aplicat aceleași succesiuni de operații ale tratamentului termic, ca și în cazul oțelului de referință (elaborat industrial) cu mențiunea ca s-au făcut calculele necesare, ținând cont de noile dimensiuni după forjare.

Caracteristicile fizico-mecanice ale oțelului studiat pentru experimentare sunt calculate cu ajutorul nomogramelor și datelor empirice [53].

Calcululele sunt efectuate considerând compoziția chimică corespunzătoare valorilor medii ale șarjelor experimentale elaborate.

Pentru oțelul 90VMoCr15 – E sunt redate valorile medii obținute pe cele 7 șarje recepționate în tabelul 5.11:

$$\text{Densitatea materialului [54] calculată cu relația:} \\ \rho = 7,871 - 0,025 C = 7848, \quad \text{kg/m}^3 \quad (5.1)$$

$$\text{Coeficientul de dilatație liniară:} \\ \beta \cdot 10^6 = 11,5 + 0,92 \cdot 10^{-2} T - 1,925 C + 0,4 C^2 \quad (5.2)$$

$$\text{Conductivitatea termică calculată cu relația:} \\ \lambda_0 = 66 - 29,4 \Sigma + 8 \Sigma^2, \quad \text{W/m}^0\text{C} \quad (5.3)$$

$$\Sigma = \% C + \% Mn + \% Si + \% S + \% P + \% Cr + \% Mo + \% V, \% \quad (5.4)$$

$$\Sigma = 3,70\%$$

Căldura specifică la diferite temperaturi, calculată cu relația:

$$c = 0,11 + 0,6T \cdot 10^{-4}, \text{ J/kg}^{\circ}\text{C} \quad (5.5)$$

Pentru temperatura între 600 – 900 °C (873 – 1173 K) predomină transmiterea căldurii prin radiație, deci avem a_r (coeficient de transmitere de căldură) a căror valori se regăsesc în nomograme, iar pentru celelalte temperaturi predomină transmiterea căldurii prin convecție a_c [55].

Difuzitatea materialului la diferite temperaturi [53], se calculează cu relația:

$$a = \lambda / c \cdot \rho, \quad (5.6)$$

Tab.5.12.Caracteristicile fizice pentru oțelul 90VMoCr15 – E

Temperatura [°C]	Conductiv. termică		Căldura specifică	Coeficient transfer căldură	Difuzitatea termică a materialelor la diferite temperaturi
	$\lambda_0=66-29.4S+8S^2$		$c=0.11+0.8T \times 10^{-4}$	a	$a_T=(\lambda_0/c\rho)10^{-6}$
	$\lambda_0=77.52$ [W/m°C]		c [J/kg°C]	[W/m²°C]	a_T [m²/s]
20	λ_0	77,52	466,66	10	21,67
350	$0,88\lambda_0$	68,22	577,06	47	15,06
400	$0,85\lambda_0$	65,89	593,79	50	14,14
600	$0,75\lambda_0$	58,14	660,70	93	11,21
710	$0,71\lambda_0$	55,03	697,49	118	10,05
820	$0,70\lambda_0$	54,26	734,39	162	9,41
950	$0,66\lambda_0$	51,16	777,78	209	8,38

Duratele menținerii la palierale de temperatură ale oțelului experimental, sunt calculate ținând cont de diferențele de greutate între cele două lingouri, iar cu rezultatele obținute s-a construit diagrama necesară tratamentului termic al oțelului analizat, prezentat în figura 5.18.

Pentru pregătirea structurii în vederea prelucrării mecanice și pentru îmbunătățirea proprietăților finite, semifabricatul forjat a fost supus tratamentului termic cu schimbări structurale, respectiv tratamentului termic de îmbunătățire.

Pentru diminuarea tensiunilor interne și pentru prevenirea fisurării semifabricatului forjat, încălzirea pentru tratamentul termic s-a realizat în mai multe etape. Prin aplicarea încălzirii în trepte, diferența de temperatură pe secțiune se reduce, iar pericolul de fisurare se diminuează.

Sucesiunea operațiilor de tratament termic s-a făcut în cadrul Laboratorului de Tratamente Termice din cadrul Facultății de Inginerie Hunedoara – Universitatea Politehnică Timisoara, pe un cuptor electric cu vatră fixă și cu putere de încălzire până la 1700 °C, prezentat în figura 5.18.

Tratamentul termic (pe brut forjat – fără preluare caldă de la forjă, cu încărcarea probelor în cuptor la temperatura mediului ambiant) constă în:

- *normalizare*: recoacerea de detensionare cu creșterea temperaturii de la temperatura mediului ambiant până la 950 °C, cu o viteză de încălzire de 16 °C/min, răcire în cuptor până la o temperatură de 350 °C;

- *recoacere de globulizare*: încălzire de la 350 °C și menținere pendulată între 600 °C și 820 °C, lucru care se regăsește în diagrama de tratamentului termic.

- *răcirea intermediară*: se va face cu aproximativ $3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$, până la $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, după care cuptorul se oprește;
 - *răcirea finală*: se face în continuarea răcirii intermediare ($400\text{ }^{\circ}\text{C}$) prin descărcare în aer.

Recoacerea de detensionare se execută de obicei la $T_0 + 20 - 30\text{ }^{\circ}\text{C}$. Pentru oțeluri valoarea acestei temperaturi critice este de $550\text{ }^{\circ}\text{C}$, astfel că se asigură o detensionare eficientă pentru oțeluri la $600 - 650\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Durata de menținere la temperatura de recoacere nu trebuie să depășească $6 - 8\text{ h}$, apreciindu-se empiric timpul de menținere la $2\text{ min}/\text{mm}$ din grosimea de piesei. Vitezele de încălzire și răcire se aleg cât mai mici pentru a se evita adaosul de tensiuni suplimentare. În practică se utilizează $v_{inc} = 100 - 120\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{h}$ [56].

După aplicarea tratamentului termic s-a obținut o structură corespunzătoare, iar din probe s-au pregătit epruvete pentru etapa de încercări mecanice, acestea realizându-se la *Institutul Național de Cercetare - Dezvoltare în Sudura și Încercări de Materiale (I.N.C.D.S.I.M.) din Timișoara*.

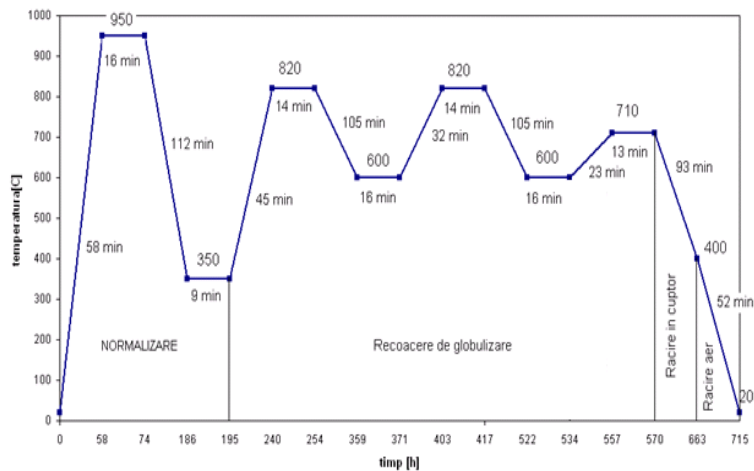


Fig.5.18. Diagrama de tratament termic pentru oțelul 90VMoCr15-E (25)



Fig.5.19. Cuptor electric cu vatră fixă pentru efectuare tratamentului termic

5.5. Determinarea caracteristicilor mecanice ale oțelului experimental

Deoarece cilindrii de laminor lucrează în condiții de temperaturi ridicate, este necesar ca pe lângă cunoașterea caracteristicilor mecanice la temperatura ambiantă să fie cunoscute și caracteristicile mecanice la temperatura de lucru.

Concluzia studiilor efectuate până în prezent și relatate în literatura de specialitate [24, 25, 27, 28, 29, 30, 31] este aceea că: „*numeroase aspecte ale comportării materialelor în condiții reale de exploatare rămân încă în afara cunoștințelor teoretice și ele nu pot fi studiate cu succes decât prin mijloace experimentale, iar orice studiu al comportării materialelor, în condiții precizate, este incomplet fără înregistrarea cunoștințelor teoretice cu date experimentale, obținute prin cercetări de laborator*”.

Determinarea caracteristicilor mecanice pentru oțelurile studiate, s-au efectuat prin încercări mecanice statice distructive de tracțiune și încovoiere prin șoc la temperaturi de 20 °C și temperaturi ridicate (> 565 °C) s-au efectuat la *I.N.C.D.S.I.M. din Timișoara*.

Cilindrii de laminor la cald lucrează în condiții deosebit de grele, preluând tensiuni locale concomitent cu curgerea materialului incandescent și răcirea bruscă a suprafeței de lucru cu apa de răcire. Aici trebuie să menționăm faptul că oboseala termică a cilindrilor este excesiv de pronunțată, acesta fiind motivul principal pentru care s-a decis studierea și încercarea oțelului la temperatura de lucru a cilindrilor de laminor.

Încercările mecanice efectuate la temperaturi ridicate sunt: *încercarea la tracțiune*, aceasta fiind și una dintre cele mai uzuale încercări (datorită faptului că ne pune la dispoziție cele mai multe date despre starea materialului) și *încercarea la încovoiere prin șoc* în domeniul temperaturilor ridicate.

5.5.1. Determinarea caracteristicilor mecanice ale oțelului experimental la temperaturi ridicate

Determinarea caracteristicilor mecanice pentru oțelul studiat sau efectuat prin încercări mecanice statice distructive de tracțiune și încovoiere prin șoc la temperaturi ridicate (> 565 °C). În cadrul programului de desfășurare a lucrării sau efectuat următoarele activități:

- prelevarea și prelucrarea de probe și epruvete;
- încercări mecanice de tracțiune la temperatură ridicată, conform SR EN ISO 6892 – 1:2010 [57] la temperatura de 565 °C;
- încercări de încovoiere prin șoc la o temperatură ridicată, conform SR EN 148 – 1:2011[58];

Forma și dimensiunile epruvetelor utilizate pentru încercările mecanice la temperatura ridicată, sunt prezentate în figura 5.20 și 5.21.

Dimensiunea adoptată pentru încercarea la tracțiune a epruvetelor, este una circulară obținută prin strunjire, iar pe lungimea calibrată au fost rectificată și pentru care s-a respectat valoarea constantă a factorului dimensional $k = 5,65$.

Încercarea la tracțiune în domeniul temperaturilor ridicate este reglementată prin normativul SR EN ISO 6892 – 1:2010 [57] și constă în „*încălzirea epruvetelor la temperatura de încercare și menținerea la această temperatură pe toată durata încercării, urmată de aplicarea lentă a unei sarcini progresive de tracțiune în direcția*

axei longitudinale a epruvetei, în vederea determinării caracteristicilor mecanice. Normativul prevede că: „epruveta trebuie încălzită într-un dispozitiv de încălzire la temperatura specificată și menținută apoi cel puțin zece minute înainte de încercare”. Abaterea între temperatura specificată și cea indicată este de $\pm 3\text{ }^{\circ}\text{C}$ la temperaturi $< 600\text{ }^{\circ}\text{C}$.

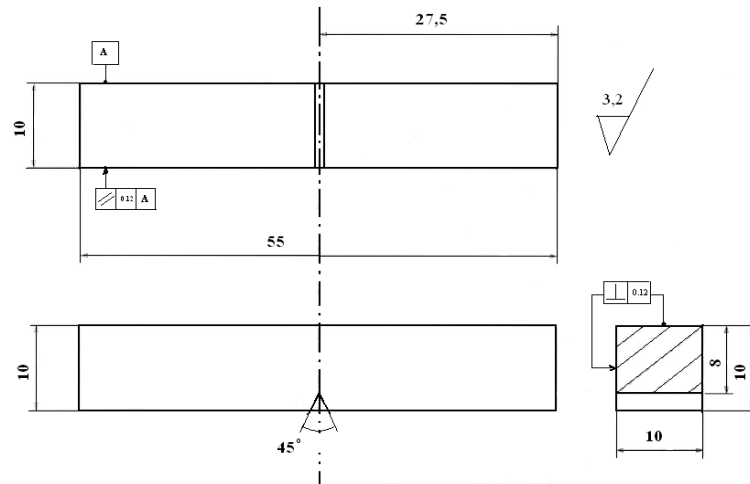


Fig.5.20. Forma și dimensiunile epruvetelor utilizate pentru încercările mecanice de încovoiere

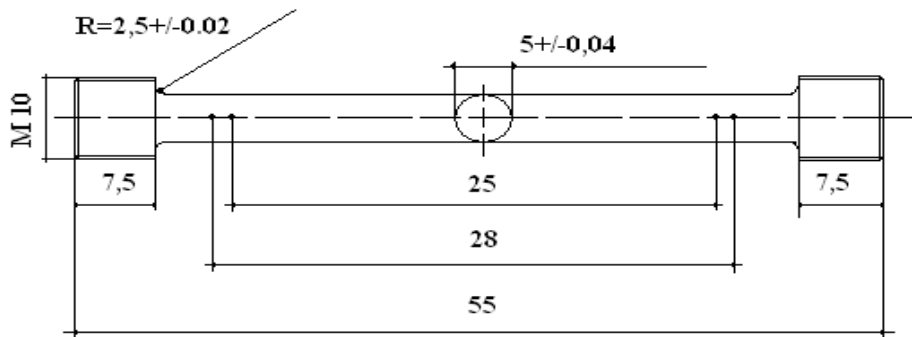


Fig.5.21. Forma și dimensiunile epruvetelor utilizate pentru încercările mecanice la tracțiune

Încercarea la tracțiune la temperatura de $565\text{ }^{\circ}\text{C}$ s-a efectuat folosind o mașină universală tip ZD 10/90, NR. 8/75. Încercarea la încovoiere în domeniul temperaturilor ridicate este reglementată prin normativul SR EN ISO 148 - 1:2011 [58]. Normativul prevede că „după ce epruveta atinge temperatura ridicată dorită se asigură un timp de menținere la această temperatură și apoi se scoate din cuptorul de încălzire și se așează pe mașina de încercat în vederea efectuării experimentului. Ruperea trebuie efectuată în 5 secunde. Mașina de încercare la încovoiere, la temperatura ridicată, folosită a fost un ciocan pendul Charpy tip PSW 30 nr. 403/10/63, clasa I de precizie deținând buletinul de verificare metrologică nr. 0124179/2009 și certificatul de etalonare nr. 173/2007. Pentru încercările mecanice

la temperatură ridicată sau mai folosit șubler electronic nr. C 801230570, certificat de etalonare nr. TM-112-2453/2009 și comparatorul electronic nr.1031200441, certificat de etalonare nr. TM – 112 – 2455/2009.

Rezultatele încercării la tracțiune, respectiv încovoiere la temperatura ridicată (565 °C) sunt prezentate în Anexa 5 (tabelul 5.7A – 5.10A).

5.6. Evaluarea tenacității oțelurilor aliate elaborate prin șarjele 1, 2, 3, 4

Evaluarea tenacității oțelurilor aliate elaborate prin șarjele 1 – 4 s-a efectuat prin analiza valorilor energiilor de rupere KV determinate atât la temperatura ambiantă (+20 °C) cât și la temperaturi ridicate (+ 565 °C).

Valorile acestor energii de rupere sunt sintetizate în tabelul 5.13. De asemenea în tabel s-au introdus și valorile minime pilot impuse în industrie.

Tab.5.13. Valorile minime și maxime ale energiei de rupere KV pentru temperatura ambiantă și la 565 °C

Număr șarjă	Energia de rupere KV la +20 °C [J]		Energia de rupere KV la +565 °C [J]	
	valori minime	valori maxime	valori minime	valori maxime
1	4	4	8	9
2	133	152	135	140
3	178	194	115	154
4	115	120	91	106
Valorile pilot	17,11	–	22,58	–

Pe baza valorilor experimentale obținute prin încercarea de încovoiere prin șoc pe epruvete KV s-au trasat graficele $KV = f(\text{șarjă})$ ce sunt prezentate în figurile 5.22 și 5.23.

Analizând banda de tenacitate obținută la oțelurile aliate încercate la + 20 °C se observă o tendință de creștere a tenacității până la șarja 3, după care apare o scădere a valorilor energiilor de rupere până la valori superioare celei de 100 J, valorile obținute sunt superioare valorii impuse de 17,11 J (valoare pilot din industrie) doar pentru șarjele 2, 3 și 4.

Banda de tenacitate (zona roșie) prezintă o tendință de creștere pe ramura valorilor maxime până la șarja 3 după care până la șarja 4 se observă o tendință de scădere la valori de maxim 106 J. Pe ramura valorilor minime tendința de creștere se manifestă până la șarja 2, urmând apoi o scădere a energiilor de rupere până la valoarea de 91 J.

Valorile minime ale energiilor de rupere KV determinate la temperatura de + 565 °C sunt superioare pe valori pilot de 22,58 J impuse în industrie cu excepția șarjei 1 ce are valori sub această valoare.

Prezența valorilor ridicate ale energiei de rupere KV la șarjele 2, 3 și 4 atestă că la aceste oțeluri nu s-au dezvoltat fenomene de fragilizare structurată, drept pentru care riscul apariției ruperilor fragile este mult diminuat.

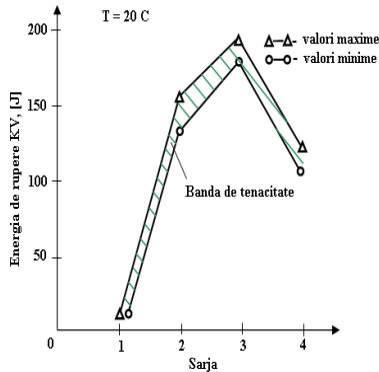


Fig.5.22. Valori KV = f (șarjă) la temperatura de încercare de +20°C (zona verde)

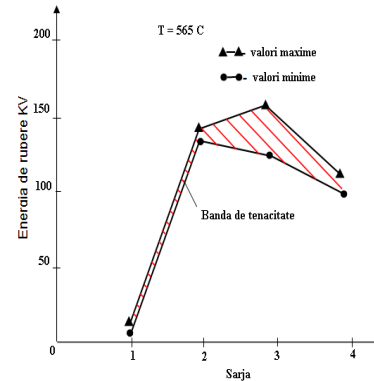


Fig.5.23. Valori KV = f (șarjă) la temperatura de încercare de +565°C (zona roșie)

5.7. Rezultate privind prelucrarea datelor în programele EXCEL și MATLAB

Pentru obținerea unor relații de corelație între caracteristicile calitative (caracteristici fizico-mecanice impuse de standarde) și compoziția chimică, datele obținute în urma experimentărilor au fost prelucrate cu ajutorul programelor de calcul EXCEL și MATLAB.

5.7.1. Prelucrarea datelor în programul de calcul EXCEL

S-au prelucrat și prezentat în lucrare corelațiile privind caracteristicile mecanice atât la temperatura ambiantă cât și la temperatura de 565 °C, atât sub formă grafică cât și analitică. Corelațiile fiind prezentate în aceeași diagramă se poate ușor observa și analiza diferența între caracteristicile obținute pentru oțel la temperatura ambiantă și la temperatura ridicată (respectiv 565 °C).

În prima fază s-au efectuat corelații de tip liniar (polinomiala de gradul 1), polinomial de gradul 2, 3 și 4, logaritmice și exponențiale.

Au fost prezentate numai corelațiile exprimate prin aceste funcții polinomiale de gradul 2, care sunt mai semnificative din punct de vedere al coeficienților de corelație comparativ cu cele de gradul 1 și mai simple din punct de vedere a formei analitice, decât cele polinomiale de gradul 3 și 4, precum și decât cele exprimate prin funcții exponențiale și logaritmice.

De asemenea, pentru fiecare corelație se prezintă atât sub formă grafică cât și analitică limitele de variație (superioară și inferioară) pentru domeniul de variație a parametrilor dependenți.

Corelațiile grafice și analitice obținute pentru limita de curgere la temperatura ambiantă (la rece) și la temperatura de 565 °C (la cald) în funcție de compoziția chimică sunt prezentate în figurile 5.24 – 5.28.

Corelațiile grafice și analitice obținute pentru energia de rupere la temperatura ambiantă (la rece) și la temperatura de 565 °C (la cald) în funcție de compoziția chimică sunt prezentate în figurile 5.29 – 5.33.

Corelațiile grafice și analitice obținute pentru energia de rupere la temperatura ambianta (la rece) și la temperatura de 565 °C (la cald) în funcție de compoziția chimică sunt prezentate în figurile 5.34 – 5.36.

Corelațiile grafice și analitice obținute pentru energia de rupere la temperatura ambianta (la rece) și la temperatura de 565 °C (la cald) în funcție de compoziția chimică sunt prezentate în figurile 5.37 – 5.38.

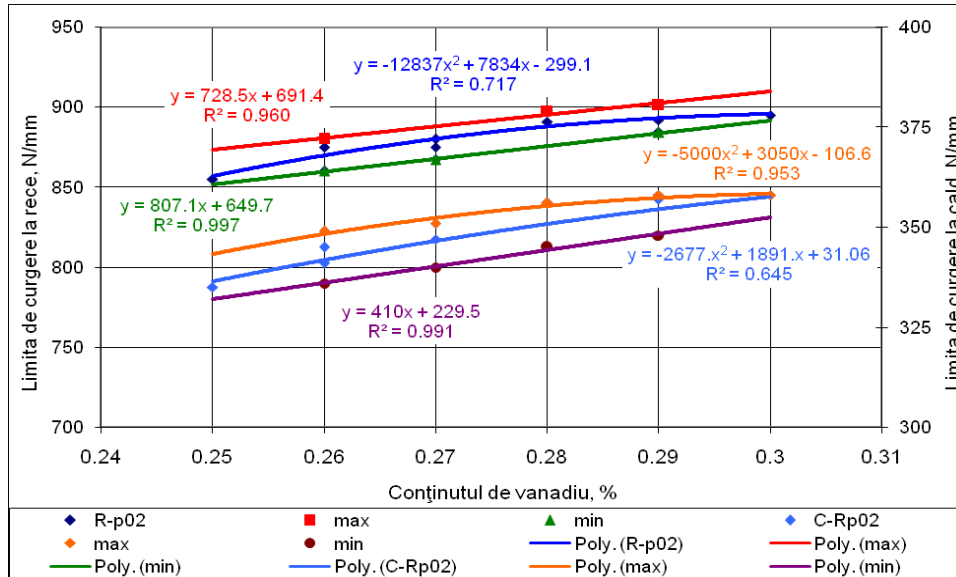


Fig.5.24. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de vanadiu al oțelului 90VMoCr15-E

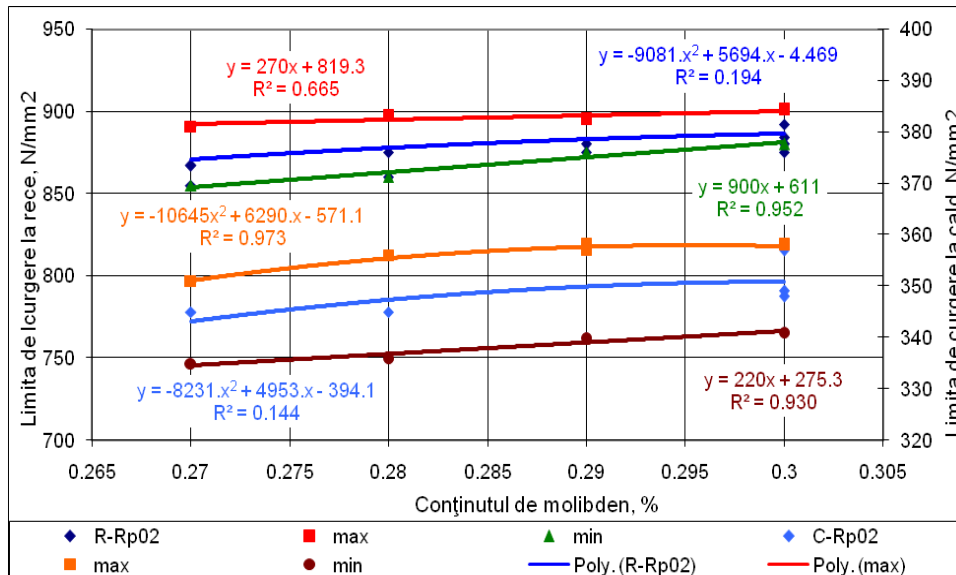


Fig.5.25. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de molibden al oțelului 90VMoCr15-E

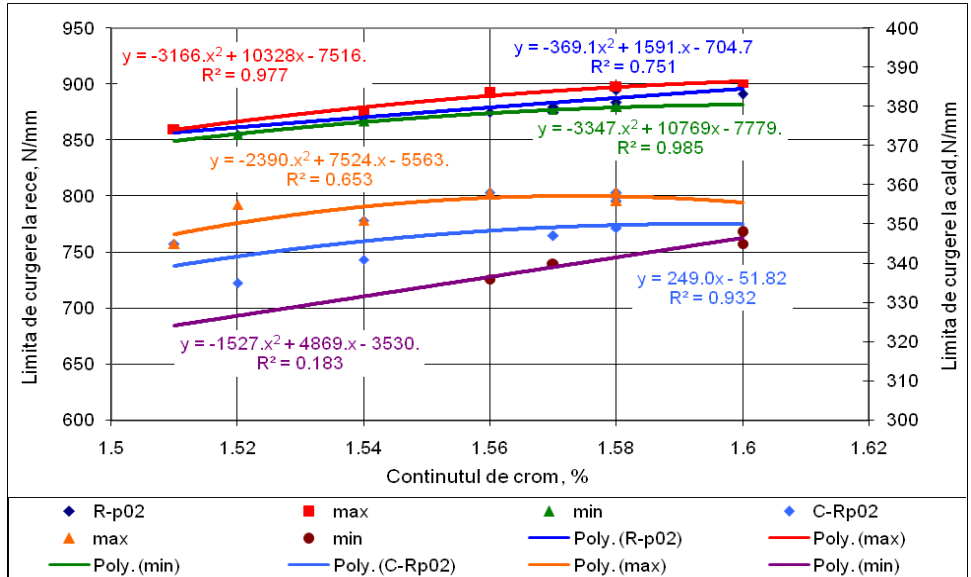


Fig.5.26. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de crom al oțelului 90VMoCr15-E

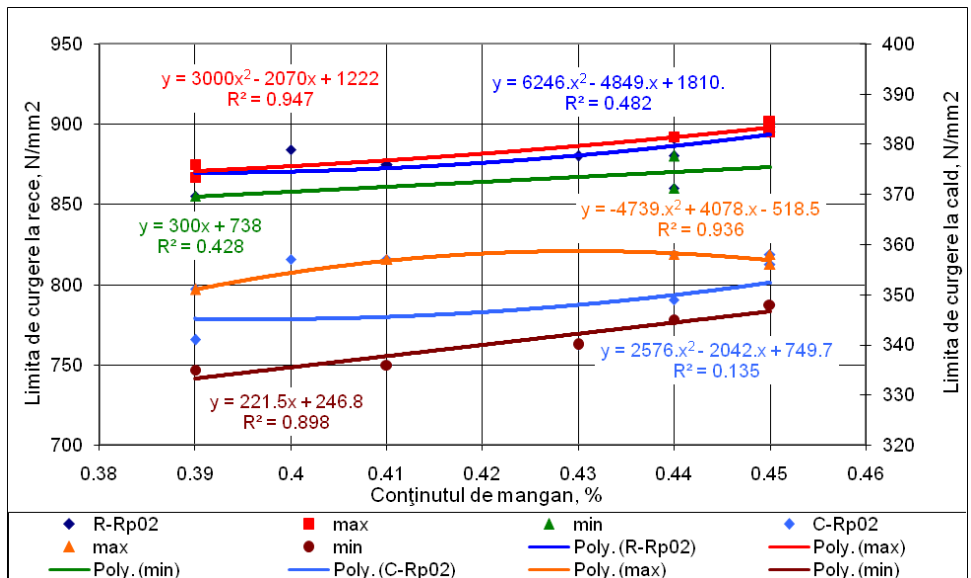


Fig.5.27. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de mangan al oțelului 90VMoCr15-E

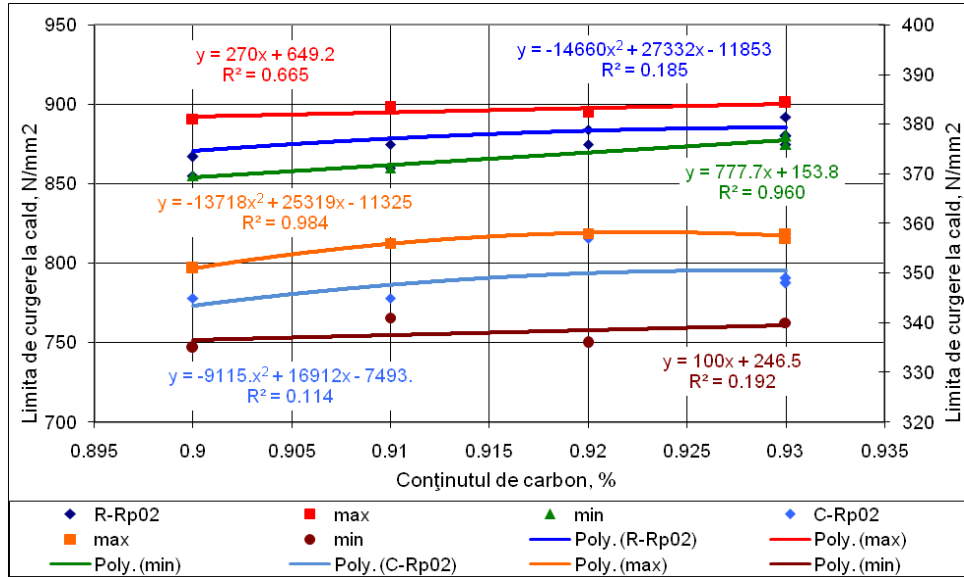


Fig.5.28. Variația limitei de curgere la rece și la cald în funcție de conținutul de carbon al oțelului 90VMoCr15-E

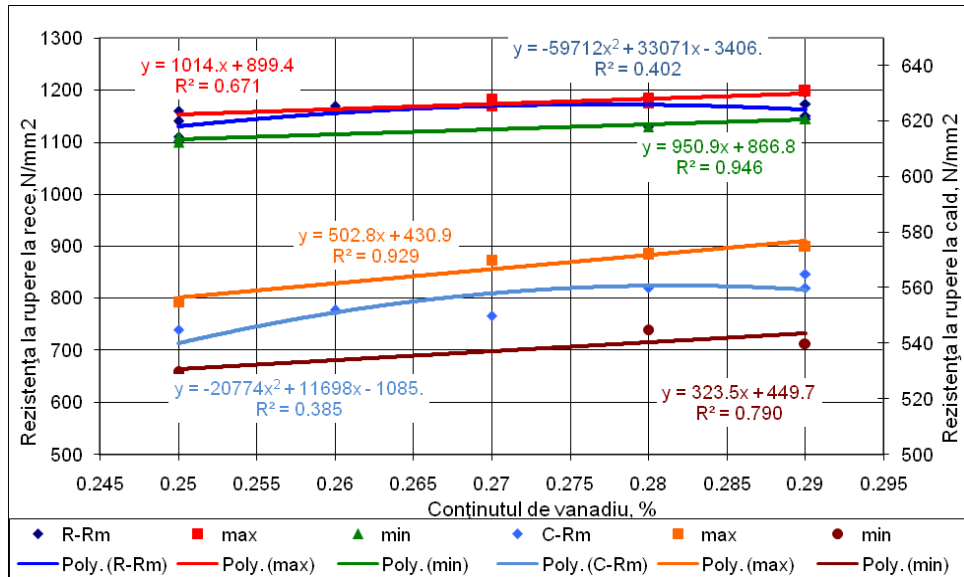


Fig.5.29. Variația rezistenței la rupere la rece și la cald în funcție de conținutul de vanadiu al oțelului 90VMoCr15-E

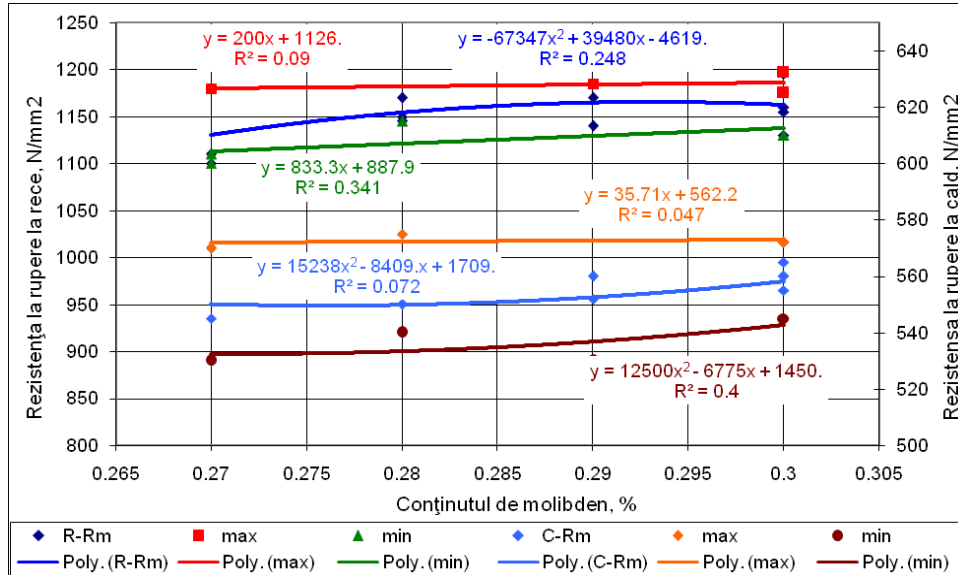


Fig.5.30. Variația rezistenței la rupere la rece și la cald în funcție de conținutul de molibden al oțelului 90VMoCr15-E

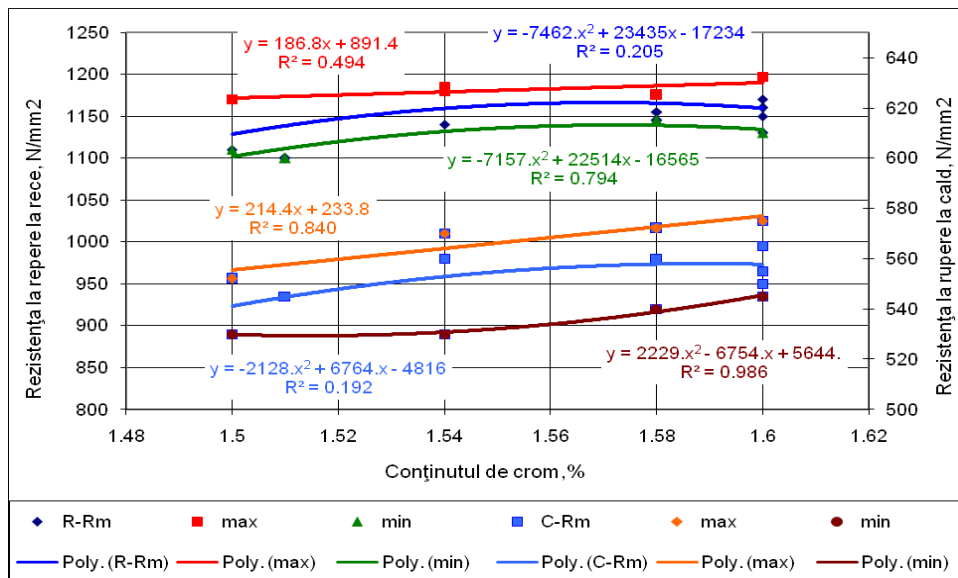


Fig.5.31. Variația rezistenței la rupere la rece și la cald în funcție de conținutul de crom al oțelului 90VMoCr15-E

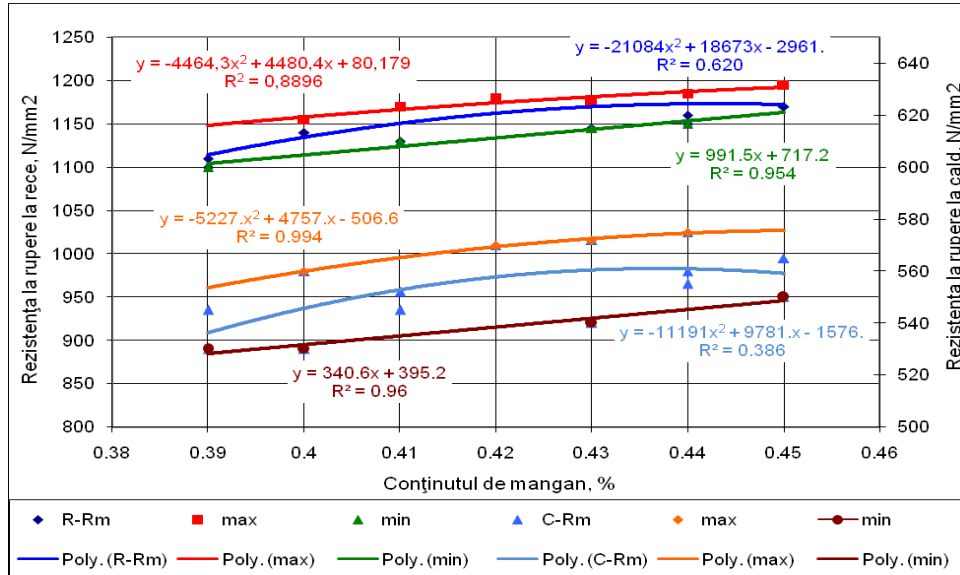


Fig.5.32. Variația rezistenței la rupere la rece și la cald în funcție de conținutul de mangan al oțelului 90VMoCr15-E

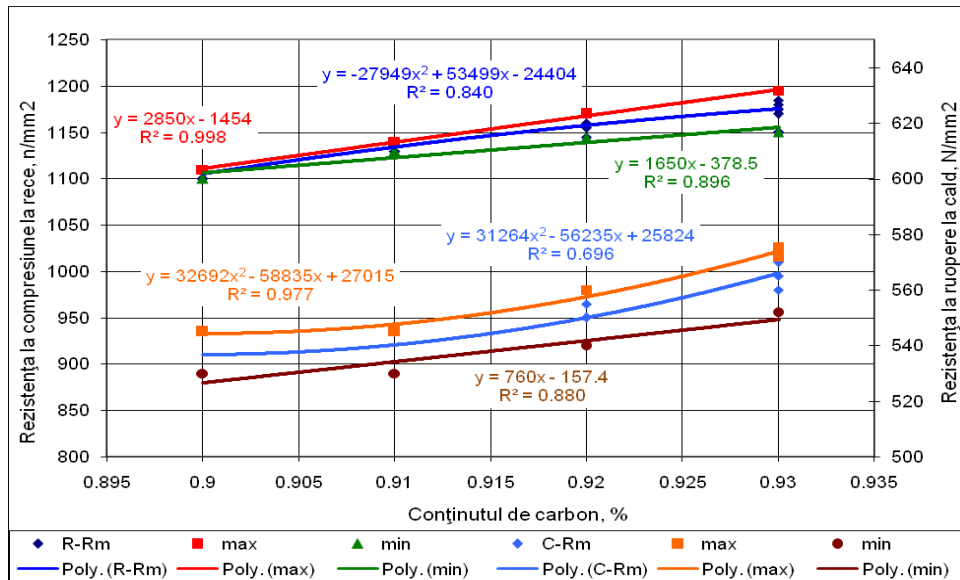


Fig.5.33. Variația rezistenței la rupere la rece și la cald în funcție de conținutul de carbon al oțelului 90VMoCr15-E

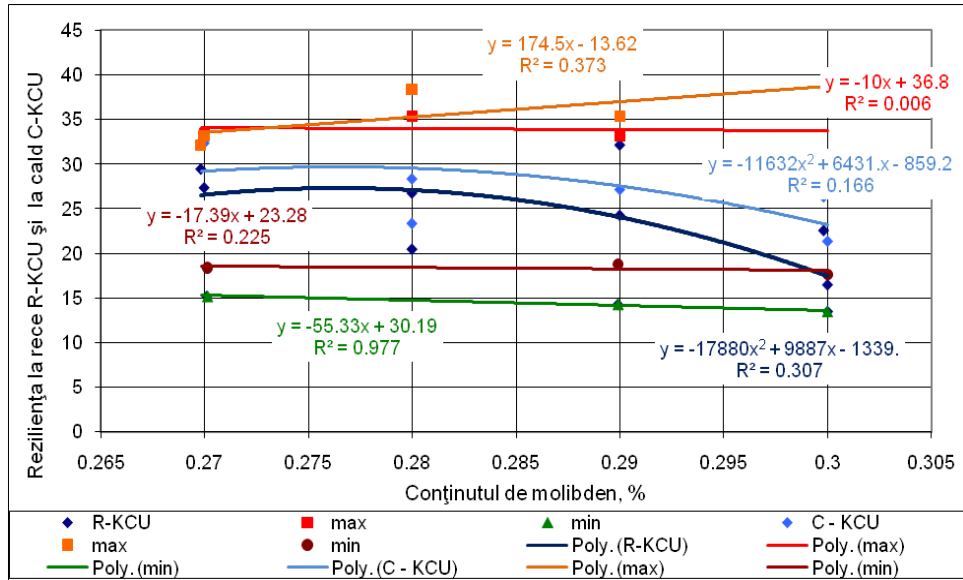


Fig.5.34. Variația energiei de rupere la rece și la cald în funcție de conținutul de molibden al oțelului 90VMoCr15-E

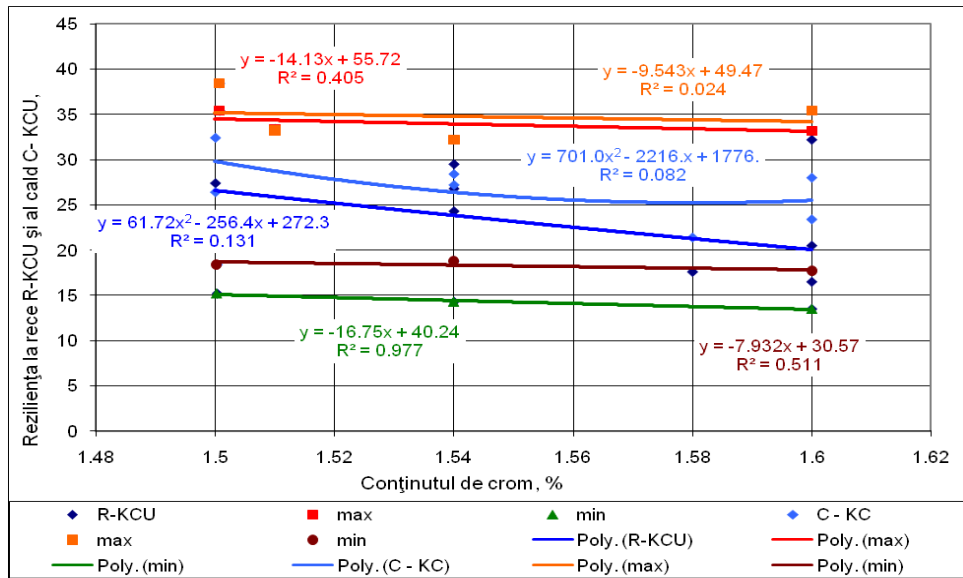


Fig.5.35. Variația rezilienței KCU la rece și la cald în funcție de conținutul de crom al oțelului 90VMoCr15-E

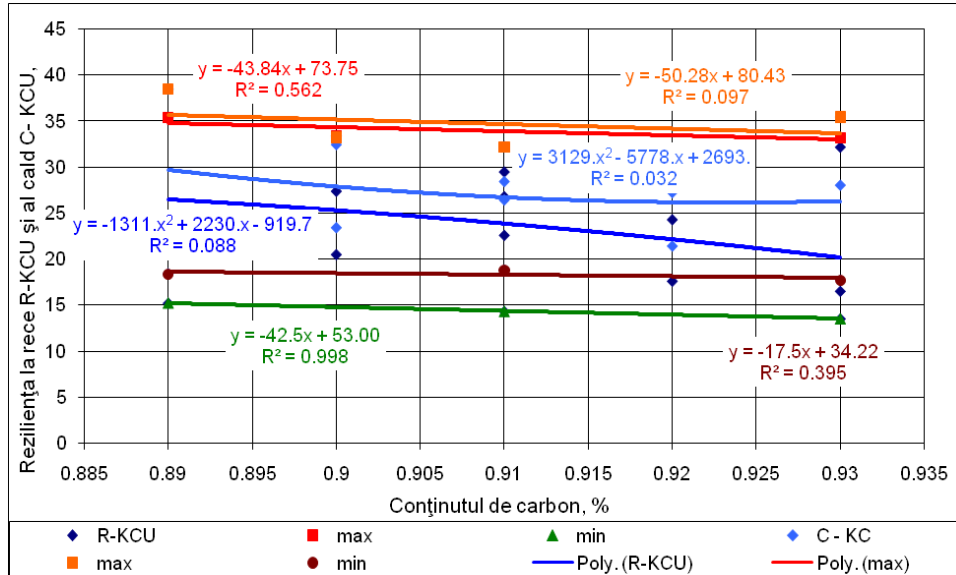


Fig. 5.36. Variația rezilienței KCU la rece și la cald în funcție de conținutul de carbon al oțelului 90VMoCr15-E

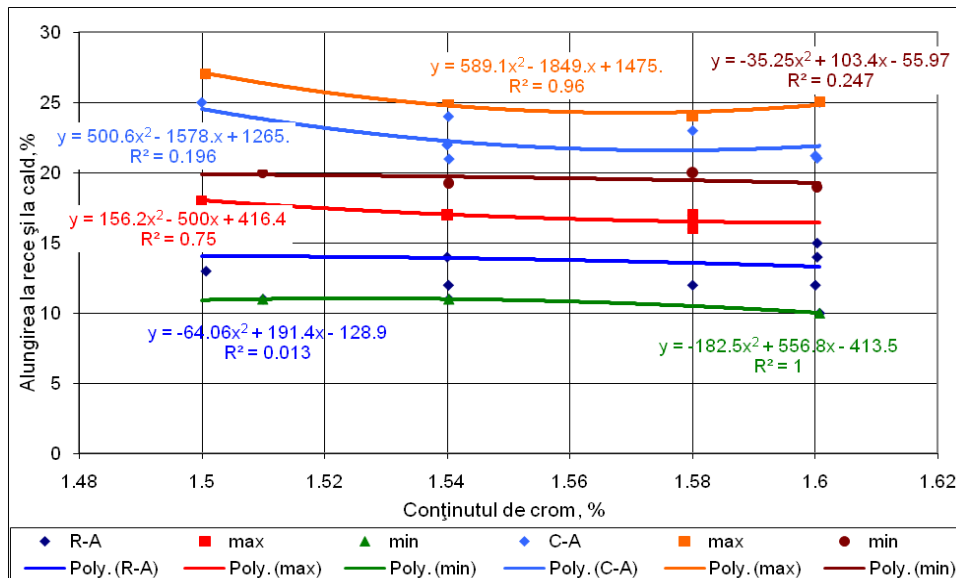


Fig. 5.37. Variația alungirea la rece și la cald în funcție de conținutul de crom al oțelului 90VMoCr15-E

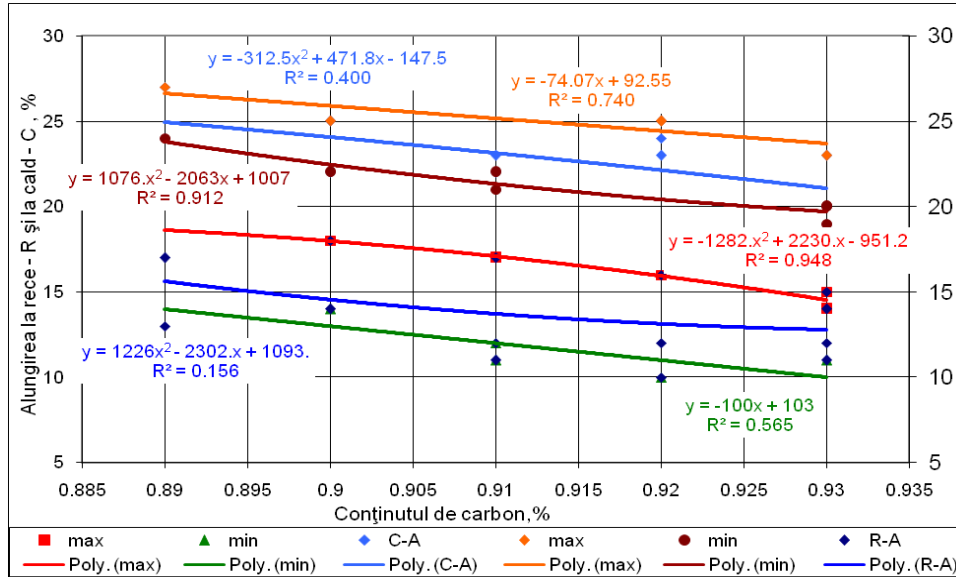


Fig.5.38. Variația alungirea la rece și la cald în funcție de conținutul de carbon al oțelului 90VMoCr15-E

5.7.2. Rezultate privind prelucrarea datelor în programul MATLAB

Variația parametrilor independenți în limitele tehnologice, determină și pentru parametrul dependent de asemenea o variație tot în limitele tehnologice, cu situarea acestuia pe o suprafață de regresie sau în vecinătatea acesteia, având în vedere dispersia, abaterea și eroarea.

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru $R_{p0.2}$ în funcție de carbon și crom este:

$$R_{p0.2} = -2,6543 \cdot C^2 + 0,0655 \cdot Cr^2 - 0,1802C \cdot Cr + 5,1508 \cdot C + 0,0038 \cdot Cr - 2,3107 \quad (5.7)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,8905 \quad (5.8)$$

Coordonate punct de sa:

$$C = 0,9280 \quad Cr = 1,2468 \quad R_{p0.2} = 815,0884 \text{ N/mm}^2$$

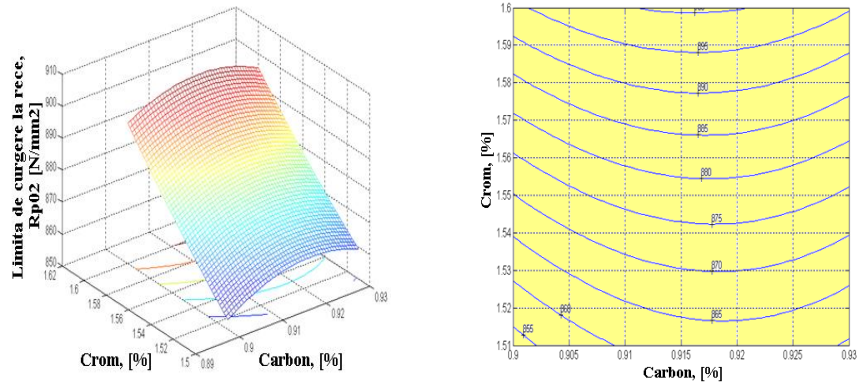


Fig.5.39. Variația limitei de curgere la rece în funcție de conținutul de carbon și crom

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru $R_{p0.2}$ în funcție de carbon și vanadiu este:

$$R_{p0.2} = 0,2059 \cdot C^2 - 0,3625 \cdot V^2 - 1,7745 \cdot C \cdot V + 0,1228 \cdot C + 1,9003 \cdot V - 0,2451 \quad (5.9)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,8720 \quad (5.10)$$

Coordonate punct de șa:

$$C = 0,9523 \quad V = 0,2902 \quad R_{p0.2} = 890,8090 \text{ N/mm}^2$$

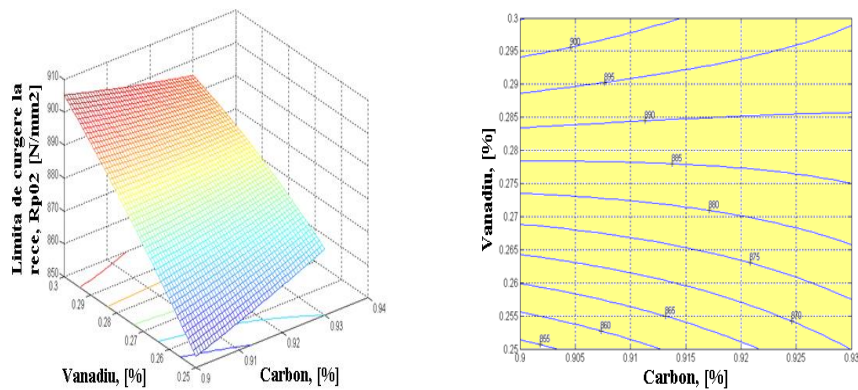


Fig.5.40. Variația limitei de curgere la rece în funcție de conținutul de carbon și vanadiu

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru $R_{p0.2}$ în funcție de molibden și vanadiu este:

$$R_{p0.2} = 0,2420 \cdot Mo^2 - 0,3533 \cdot V^2 - 2,2194 \cdot Mo \cdot V + 0,4816 \cdot Mo + 0,9081 \cdot V - 0,1176 \quad (5.11)$$

Coeficientul de corelație:
 $r^2 = 0,8868$ (5.12)

Coordonate punct de șa:
 $Mo = 0,3180$ $V = 0,2863$ $R_{p0.2} = 889,3338 \text{ N/mm}^2$

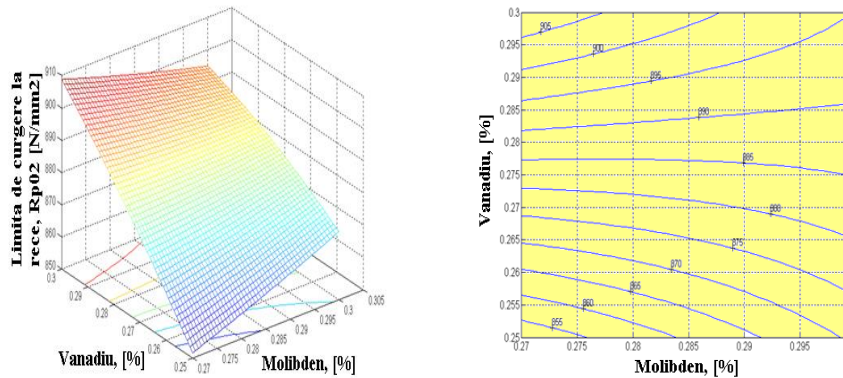


Fig.5.41. Variația limitei de curgere la rece în funcție de conținutul de molibden și vanadiu

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru A în funcție de carbon și vanadiu este:

$$A = 1,1523 C^2 + 0,3684 V^2 - 4,4394 C \cdot V - 0,9709 C + 3,9890 V - 0,0701 \quad (5.13)$$

Coeficientul de corelație:
 $r^2 = 0,6951$ (5.14)

Coordonate punct de șa:
 $C = 0,9436$ $V = 0,2711$ $A = 12,6271 \%$

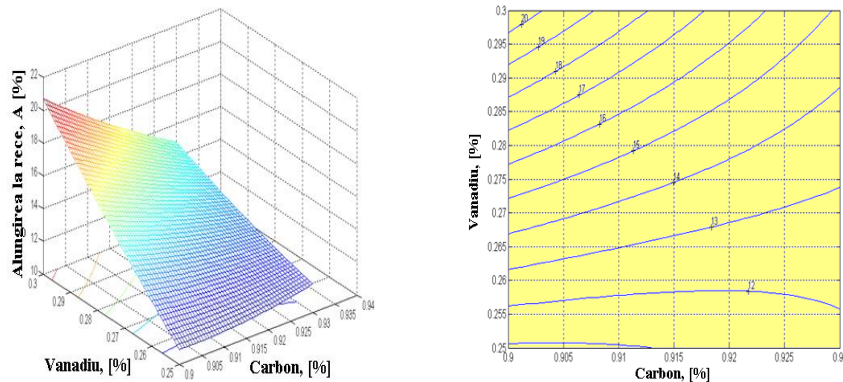


Fig.5.42. Variația alungirii la rece în funcție de conținutul de carbon și vanadiu

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru $R_{p0.2}$ în funcție de carbon și crom la temperatură ridicată este:

$$R_{p0.2} = -1,6846 C^2 - 0,1254 Cr^2 + 0,0710 C \cdot Cr + 2,9740 C + 0,3377 Cr - 1,5990 \quad (5.15)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,477$$

(5.16)

Coordonate punct de maxim:

$$C = 0,9166 \quad Cr = 1,6064 \quad R_{p0.2} = 352,9380 \text{ N/mm}^2$$

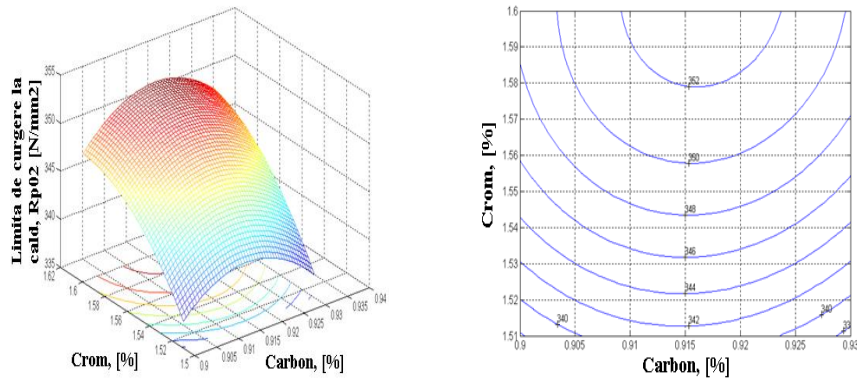


Fig.5.43. Variația limitei de curgere la cald în funcție de conținutul de carbon și crom

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru $R_{p0.2}$ în funcție de carbon și vanadiu este:

$$R_{p0.2} = -0,5467 \cdot C^2 - 0,1434 \cdot V^2 - 0,4212 \cdot C \cdot V + 1,1136 \cdot C + 0,5072 \cdot V - 0,5489 \quad (5.17)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,8108$$

(5.18)

Coordonate punct de maxim:

$$C = 0,7767 \quad V = 0,6276 \quad R_{p0.2} = 426,9891 \text{ N/mm}^2$$

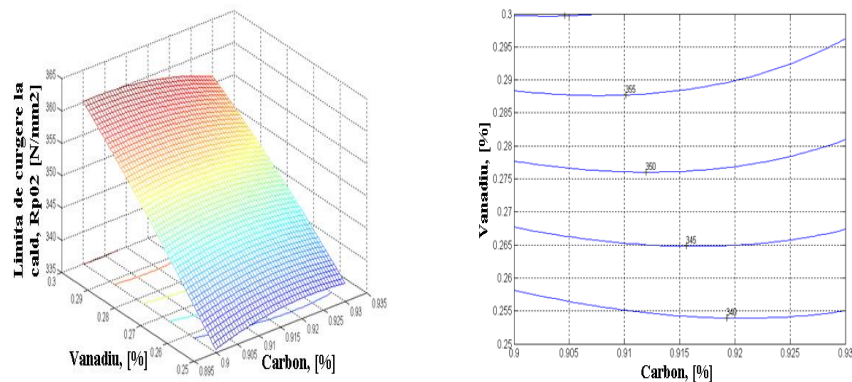


Fig.5.44. Variația limitei de curgere la cald în funcție de conținutul de carbon și vanadiu

Ecuția de corelație a suprafeței de regresie de gradul 2 pentru $R_{p0.2}$ în funcție de molibden și vanadiu este:

$$R_{p0.2} = 4,7541 Mo^2 - 0,8081 V^2 - 4,9463 Mo \cdot V - 1,3216 Mo + 2,2789 V + 0,1605 \quad (5.19)$$

Coeficientul de corelație:

$$r^2 = 0,8130 \quad (5.20)$$

Coordonate punct de sa:

$$Mo = 0,3366 \quad V = 0,3799 \quad R_{p0.2} = 370,9092 \text{ N/mm}^2$$

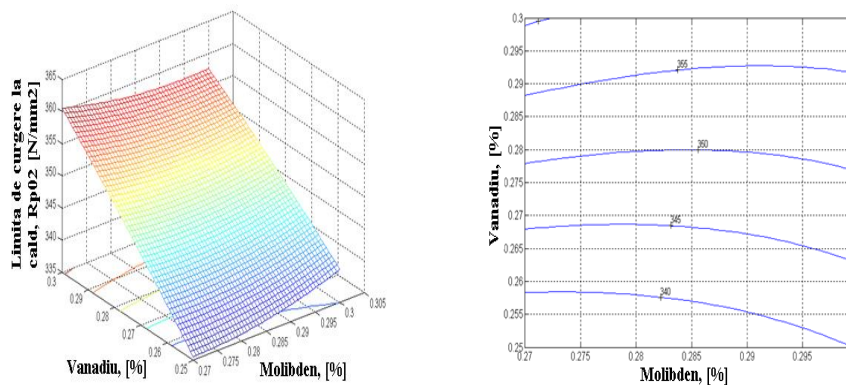


Fig.5.45. Variația limitei de curgere la cald în funcție de conținutul de molibden și vanadiu

5.7.3. Comparație între valorile caracteristicilor mecanice pentru oțelul experimental și de referință obținut la temperatura ambiantă și temperatură ridicată

Au fost comparate datele obținute de la oțelul elaborat industrial cu datele obținute pe la oțelul elaborat în fază experimentală.

Valorile medii pentru caracteristicile mecanice urmărite atât în stare rece, cât și în stare caldă, pentru ambele oțeluri (referință și experimental) și raportul acestora (stare rece/stare caldă, oțel experimental/oțel de referință) se prezintă în tabelul 5.14. Rezultatele obținute ne permit să avem o primă apreciere a caracteristicilor la cald, dacă se cunosc cele la temperatură ambiantă.

Tab.5.14. Caracteristicile mecanice la rece și la cald

		$R_{p0.2}$	R_m	A	Y	KCU	HB
Oțel de referință	Rece	664,38	1020,35	11,69	20,07	17,11	294,15
	Cald	328,57	521,30	21,36	59,69	22,57	-
rece/cald		2,022	1,957	0,547	0,336	0,758	-
Oțel experimental	Rece	880,57	1155,93	13,71	23,07	23,52	308,28
	Cald	348,29	553,50	22,71	62,71	27,24	-
rece/cald		2,528	2,088	0,603	0,638	0,863	-
EXP/REF - rece		1,325	1,133	1,173	1,149	1,374	1,048
EXP/REF - cald		1,060	1,062	1,063	1,051	1,207	-

De asemenea se poate observa că s-a obținut o creștere a valorilor pentru caracteristicile mecanice în cazul oțelului experimental, mai ales pentru limita de curgere. Ca urmare și aceste rezultate justifică creșterea conținutului de vanadiu.

5.7.4. Analiza tehnologică a rezultatelor obținute la prelucrarea datelor în programul de calcul EXCEL

Din analiza ecuațiilor corelațiilor obținute prin prelucrarea datelor experimentale în programul de calcul EXCEL, exprimate sub formă analitică și grafică în figurile 5.23 – 5.38 se desprind următoarele concluzii, atât cu caracter general, cât și specific, și anume:

- influența elementelor din compoziția chimică asupra caracteristicilor mecanice corespunde informațiilor din literatura de specialitate, prin corelații fiind reprezentată și influența cantitativă a acestora;

- din fiecare reprezentare se pune foarte bine în evidență influența elementelor din compoziția chimică, pentru temperatura ambiantă și pentru temperatura ridicată ($> 565^{\circ}\text{C}$), asupra caracteristicilor mecanice;

- valorile medii pentru elementele din compoziția chimică se încadrează în limitele prevăzute pentru oțelul 90VMoCr15 – E, din punct de vedere al conținuturilor de sulf și fosfor acestea sunt mult sub limita maximă prevăzută de standard, ceea ce se reflectă și în valorile pentru caracteristicile calitative;

- din punct de vedere al elementelor de aliere rezultă o compoziție chimică optimă la care se obțin valori maxime ale caracteristicilor mecanice.

Referitor la adaosul de vanadiu, elementul a cărui conținut l-am crescut până la un conținut de 0,29 %, pot fi concluzionate următoarele:

- o creștere a conținutului de vanadiu cu 0,04% conduce la o creștere a valorilor pentru limita de curgere la temperatură ambiantă cu cca. 40 N/mm^2 (de la $855 - 895 \text{ N/mm}^2$) și la cald cu cca. 12 N/mm^2 (de la $346 - 358 \text{ N/mm}^2$, figura 5.24);

- rezistența la tracțiune crește ușor cu creșterea conținutului de vanadiu atât la rece cât și la cald, un maxim al acestei creșteri atingându-se pentru un conținut de vanadiu de 0,28 % (limitele de variație 0,25 – 0,29 %), și anume: pentru temperatura ambiantă, 1180 N/mm^2 încadrându-se în intervalul $1125 - 1200 \text{ N/mm}^2$, iar la cald valoarea maximă este de 560 N/mm^2 (încadrându-se în intervalul de variație $544 - 560 \text{ N/mm}^2$).

Ca urmare a creșterii valorilor medii pentru elementele din compoziția chimică cu efect pozitiv asupra limitei de curgere și rezistenței la tracțiune și anume: pentru C cu 0,04 %, Si cu 0,11 %, Mn cu 0,38 %, Cr cu 0,06 %, Mo cu 0,04 % valorile pentru caracteristicile de rezistență sunt mai mari decât în cazul oțelului experimental creșterile fiind proporționale cu cele de la oțelul de referință. De exemplu pentru rezistența la tracțiune la oțelul de referință creșterea este în medie de 4 N/mm^2 și la cel experimental de $3,5 \text{ N/mm}^2$ pentru o creștere cu 0,01 % Mo.

Referitor la creșterea rezistenței la tracțiune cu creșterea conținutului de crom pentru oțelul de referință acesta crește cu 3 N/mm^2 , iar pentru oțelul experimental cu $5,5 \text{ N/mm}^2$ pentru fiecare creștere a conținutului de Cr cu 0,01 %. În același mod se pot analiza toate diagramele prezentate în figurile 5.24 – 5.38.

Din figura 5.39 se observă că la o creștere a conținutului de carbon și crom conduce la o creștere a valorilor pentru limita de curgere, ceea ce corespunde și prelucrărilor obținute în programul de calcul Excel. Având în vedere valorile pentru

curbele de nivel se deduce că pentru concentrație crescută a C și Cr în compoziția chimică se obțin, pentru limita de curgere, valori superioare celor impuse de beneficiar. De asemenea este foarte important că se poate elabora oțeluri cu conținut de crom în intervalul 1,40 – 1,60, deci se poate restrânge limitele de variație pentru crom.

Din figura 5.40 rezultă că o creștere a conținutului de vanadiu în limite de până la 30 % și a carbonului spre limita superioară conduce la creșterea limitei de curgere peste cea prevăzută de norma internă. Se confirmă rezultatele în Excel precum și creșterea conținutului de vanadiu.

În figura 5.41 se prezintă una din principalele ecuații de corelație pentru oțelul analizat. Reiese foarte clar în evidentă că odată cu creșterea conținutului de vanadiu și molibden cresc și valorile pentru limita de curgere. Un conținut de Mo prevăzut în normele interne departamentale (N.I.D.), chiar până la valoarea medie asigură valori pentru R_{p02} impuse de N.I.D. Evident se poate calcula adaosul de molibden pentru un conținut mediu de molibden.

Adaosurile de vanadiu și molibden sunt foarte importante, având în vedere efectul pozitiv al acestora asupra durității și caracteristicilor mecanice la temperatură ridicată.

Corelația din figura 5.42 dintre alungire și conținutul de carbon și vanadiu reflectă foarte bine rezultatele obținute în programul Excel. Având în vedere valorile pentru limita de curgere și alungire se poate elabora oțel cu conținut de carbon și vanadiu în limitele prevăzute în N.I.D. cu garantarea valorilor pentru caracteristicile menționate.

Corelațiile din figura 5.43, 5.44, 5.45 confirmă faptul că limita de curgere la cald este influențată de carbon și de elementele de aliere Cr, V și Mo. Odată cu creșterea acestora crescând și valorile pentru această caracteristică în mod deosebit cu creșterea Mo și V.

6. SIMULAREA ÎN EXPLOATARE A COMPORTĂRII PROPRIETĂȚILOR DE MATERIAL A CILINDRILOR DE LAMINOR

Programul de simulare folosit este un program de calculator dezvoltat, numit *JMatPro*, un acronim de soft pe baza *Java Proprietățile Materialelor*. Odată cu creșterea complexității cerințelor stricte continue în procesul de elaborare și turnare, pentru înțelegerea comportamentului real, sunt necesare date precise de material, care în modul tradițional, de obținere a acestora sunt costisitoare și de durată. Deoarece procesul de solidificare este influențat nu numai de factori interni ci și de o serie de factori externi, precum și faptul că determinările nu se pot face direct, explică de ce nu există încă relații cantitative precise între structura lingourilor și factorii fizico-chimici de la elaborare-turnare-solidificare, relațiile stabilite fiind cu caracter calitativ, iar cele cantitative dau valori aproximative deoarece nu pot cuprinde toți factorii de influență.

Proprietățile soft-ului, sunt dezvoltate pentru a calcula proprietățile de material care variază larg, inclusiv densitatea, volumul molar, termic, coeficient de dilatare, conductivitatea termică, modulul lui Young, modulul lui Bulk, modulul de forfecare, coeficientul lui Poisson, vâscozitatea, caldura specifică, caldura latentă și entalpia, acestea fiind calculate de la temperatura camerei până la starea lichidă și sunt prezentate în Anexa 6.1 – A.

Cu softul acestui program au fost calculate o gamă largă de proprietăți, inclusiv proprietăți fizice și termo-fizice (de la temperatura ambiantă la starea lichidă), diagramele TTT / CCT, diagramele la efort / deformare, tracțiune, fluaj, duritate prezentate în figurile 6.1 – 6.4 respectiv, figurile 6.30.A – 6.47.A din Anexa 6. Soft-ul *JMatPro* este folosit și pentru calcularea datelor proprietăților de material, solicitate la simularea turnării prin programul de turnare *AnyCasting*.

6.1. Turnarea

Efectul conținutului elementelor de aliere asupra proprietăților materialelor și a influenței ulterioare asupra comportamentului de turnare, sunt investigate prin simularea pe calculator a testelor și predicției formării defectelor de contracție în lingou. O caracteristică a acestui program este faptul că, aceste calcule, se bazează pe cât posibil, pe principii fizice solide, mai degrabă decât pe modele pur statistice. Astfel, multe dintre deficiențele de metode, cum ar fi analiza de regresie, pot fi depășite. Acesta permite ca sensibilitățile la microstructură să fie incluse în multe dintre proprietăți și, de asemenea, se înțelege că adevărata inter-relație dintre proprietăți poate fi dezvoltată.

6.1.1. Proprietăți termo-fizice și fizice în timpul solidificării

Proprietățile termo-fizice și fizice ale stărilor lichide și solide sunt componente critice în simularea turnării și includ transformarea fracției solide, eliberarea entalpiei, conductivitatea termică, volumul și densitatea, toate în funcție de temperatură.

Aceste proprietăți calculate cu ajutorul softului se regăsesc în Anexa 6.1.A. Cu toate acestea, din cauza dificultății de a determina experimental astfel de proprietăți la temperatura de solidificare, calculul proprietăților fizice a fost posibil prin simulare pentru a include calculul lor la solidificare.

Calcularea *densității* în vederea determinării tensiunilor reziduale în procesul de turnarea a oțelului, este prezentată în figurile 6.1, 6.2 și 6.3.

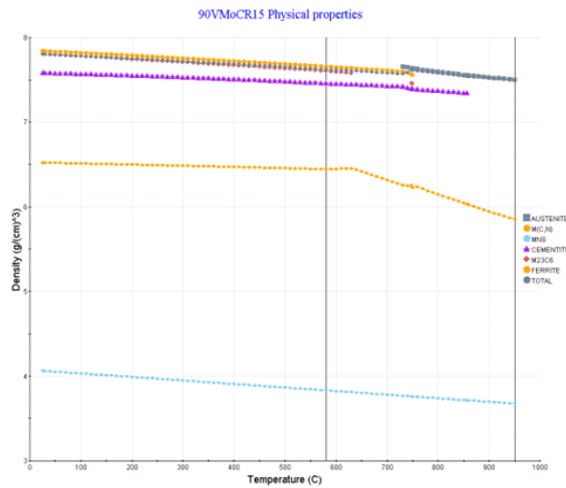


Fig.6.1. Densitatea în funcție de temperatură, pentru diferite faze

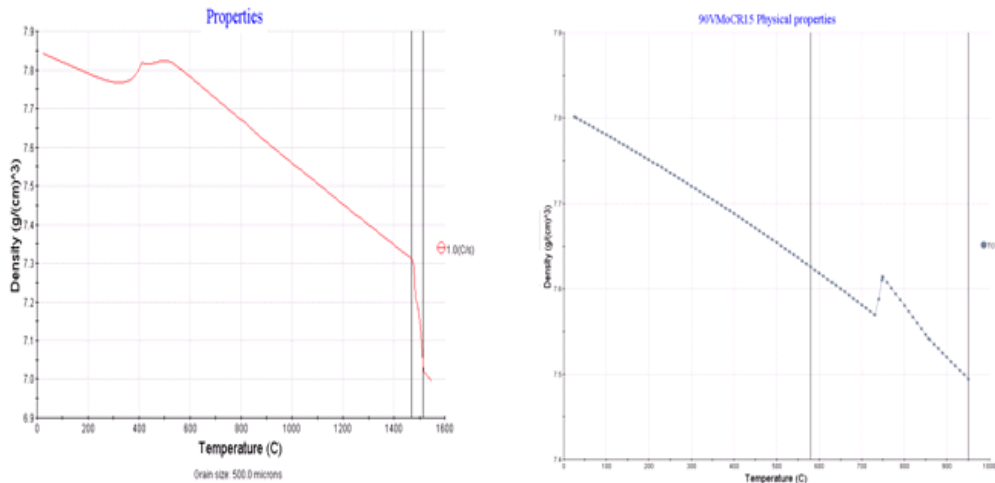


Fig.6.2. Calculul densității în faza lichidă, în timpul solidificării al oțelului de referință și experimental 90VMoCr15

Detaliile fine pot fi obținute, de exemplu, din diagrama densității în zona lichidă (figura 6.2), care poate fi utilizată pentru calcularea defectelor de turnare și eventual, macro-segregarea în turnarea lingoului și a proceselor de retopire [59].

În acest caz am arătat comportamentul variabil al fazei lichide în zona lichidă pentru aliajul 90VMoCr15, atât experimental cât și pentru cel de referință fiind destul de variată la temperaturi diferite, care prezintă semne de o densitate inversă, în comparație cu temperatura. Din analiza diagramelor din figura 6.2 tragem concluzia că, pentru aceeași temperatură și marcă de oțel dar la conținuturi diferite de vanadiu (0,15 respectiv 0,25 %) variația densității este diferită.

Vâscozitatea este o măsură a rezistenței unui lichid la curgere. Un fluid cu vâscozitate scăzută tinde să curgă mai ușor decât un lichid cu o vâscozitate mare, figura 6.3. În ceea ce privește calcularea numărului *Rayleigh* și aplicațiile sale în formarea defectelor este importantă obținerea vâscozității în zona lichidă.

Figura 6.4 prezintă calculul vâscozității stării lichide în timpul solidificării pentru aliajul experimental 90VMoCr15. Se observă că la o simplă extrapolare a proprietăților lichide la temperatură ridicată în zona lichidă vâscozitatea scade intens.

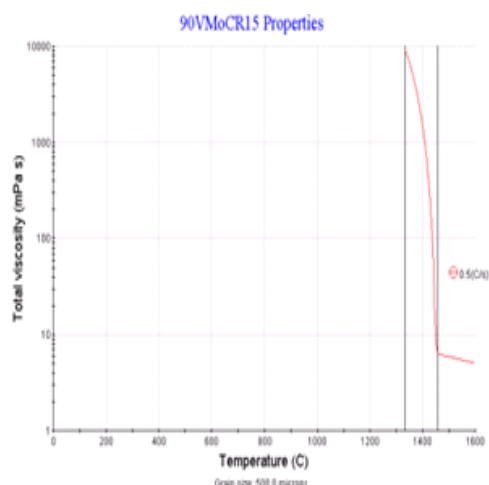


Fig.6.3. Calculul vâscozității în funcție de timpul solidificării

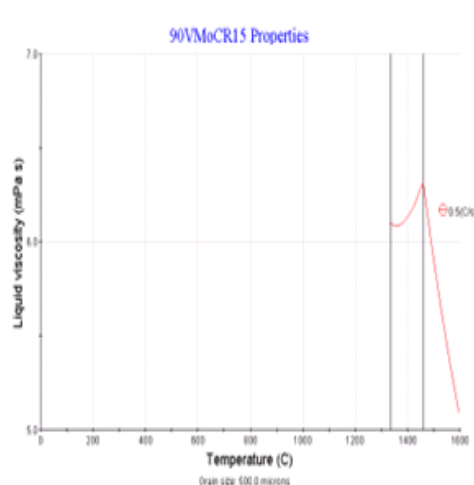


Fig.6.4. Calculul vâscozității stării lichide în temperatură, la 90VMoCr15-E

Oțelul studiat este un oțel aliat hipereutectoid forjat, care provine dintr-un lingou cu masa de 25 tone, din care s-au construit doi cilindrii, prin forjare, numai prin întindere, la care s-a asigurat un coroaiaj de 5,40 %, conform unui Plan de operații forjare nr. 5 – 468/1F, care se regăsește în figura 2.1.A.

Configurarea simulării a început de la proiectarea lingotierei octogonale cu diametrul de 1100 mm, similare cu cele utilizate la *Metalurgica Aiud* prin programul de analiză conceput exclusiv pentru programul soft de turnare *AnyCasting*, prezentate în figura 6.5 și 6.6.

Prin combinarea calculului termodinamic cu calcularea proprietăților fizice, acum este posibil a se lua în considerare, în mod explicit ca efect, modificarea compoziției lichidului și sensibilitățile la microstructură pe o gamă largă de proprietăți fizice. O astfel de capacitate oferă beneficii substanțiale pentru modelul de solidificare în analiză și a predicției de defecte în timpul turnării. Acesta ne-a permis urmărirea umplerii lingotierei, modelul solidificării lingoului, astfel încât să

poată fi evitată formarea defectelor de turnare. Formarea defectelor se datorează unei serii de factori complecși, care sunt legați de caracteristici de contracție din aliaj și de curgere interdendritică din metalul topit, precum și degajarea de gaze în timpul solidificării.

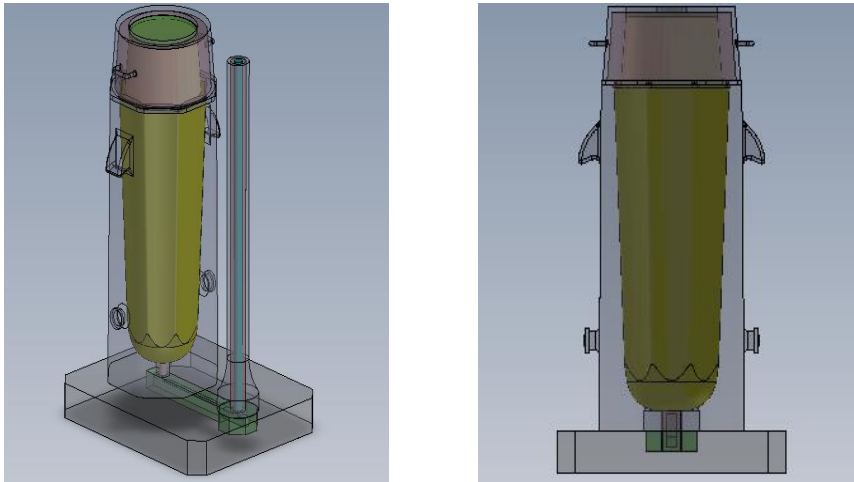


Fig.6.5. Vedere laterală, în diferite unghiuri, a lingotierei în programul AnyCating

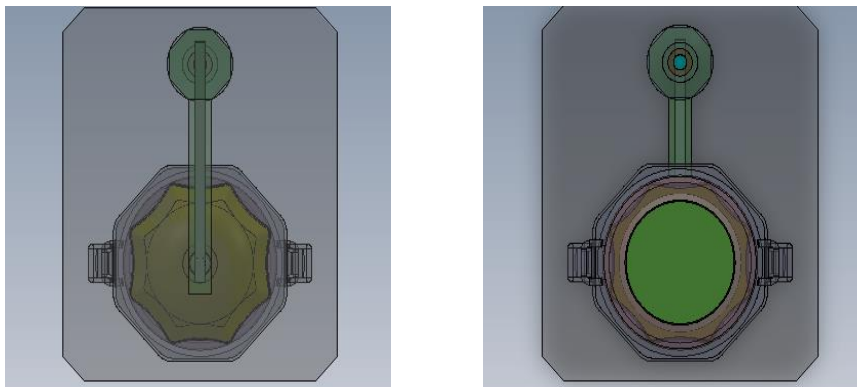


Fig.6.6. Vedere de jos (dreapta) și de sus (stânga), în diferite unghiuri, a lingotierei în programul AnyCating

Există diferite modele disponibile în predicția defectului de contracție, criteriu utilizat de noi este criteriul Niyama, dezvoltat de E. Niyama în 1982 [60] care a fost utilizat pentru a prezice defecte de contracție. El poate fi exprimat ca $(G/L) 0,50 > C$, unde: G este gradientul de temperatură, L este coeficientul de răcire, iar C este o constantă critică. Deoarece acest criteriu nu are legătură cu forma și dimensiunea la turnare, parametrii utilizați sunt ușor disponibili în timpul simulării numerice a solidificării, care se utilizează pe scară largă în predicția defectului de contracție [61, 62]. Studiul solidificării lingourilor din oțel, este necesar pentru stabilirea posibilităților de îmbunătățire a calității pieselor obținute din acestea.

Timpul de solidificare este unul dintre parametrii importanți, folosit pentru evaluarea capacității de turnare dintr-un aliaj. Reducerea timpului de solidificare,

conduce la creșterea gradului de omogenitate structurală și de reducere a celui de segregare. Temperatura de turnare a oțelului în lingotieră este de 1560°C , iar timpul de solidificare este de 33800 secunde pentru oțelul experimental, apropiat de timpul estimat în practică la Metalurgica Aiud, care consideră că timpul de solidificare completă este cuprins între 9,50 – 10 h în funcție de o serie de factori externi (temperatura lingotierei, temperatura de turnare a oțelului, durata de staționare în oală și durata de turnare, intensitatea curenților de aer în hala de turnare, etc). Ca urmare există o diferență în ceea ce privește această durată de 1,20 – 6,50 %, raportată la durata rezultată din simulare.

Figura 6.7.a. arată timpul maxim de solidificare (lingou complet solidificat), deoarece solidificarea metalelor și aliajelor topite este strâns asociată cu procesul de transfer de căldură, un timp îndelungat al solidificării este un rezultat direct al conductivității termice scăzute.

Pentru simulare se impune cunoașterea lungimii canalului de alimentare, respectiv distanța dintre pâlnia de alimentare și lingotieră (evident printr-o poziționare corectă a acestora).

Fluiditate prezintă capacitatea metalului topit de a curge, în timp ce temperatura scade, și chiar în timp ce începe să se solidifice. În ceea ce privește turnarea aliajelor, acesta este definită ca distanța maximă în care metalul va curge în lingotieră. Figura 6.7.b. arată comportarea la curgere a oțelului experimental în simularea fluidității. Aceste date au fost folosite ca date de intrare directă în pachetul de simulare *AnyCasting*, pentru a prezice formarea de defecte de contracție. În simularea turnării cele mai predispușe defecte care se formează sunt cele de contracție. Procentul de apariție a acestor defecte este de 0,0294 %, prezentat în figura 6.8.

Simulare arată ca nu sunt mari dificultăți în capacitatea oțelului experimental de a fi turnat, figura 6.9.

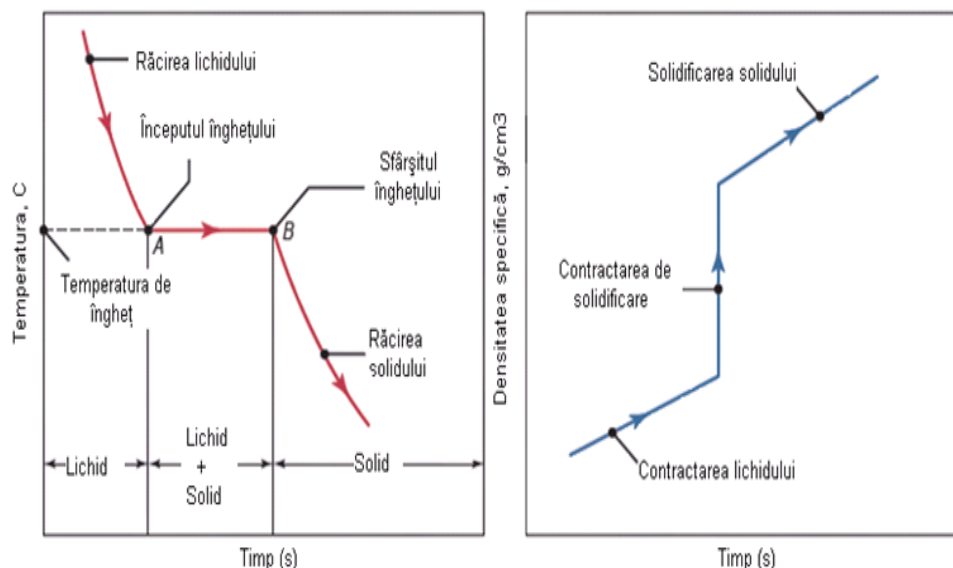


Fig.6.7. Caracteristici utilizate la simulare [63]

a) Variația temperaturii în funcție de timp la solidificarea metalelor pure

b) Variația densității specifice în funcție de timp

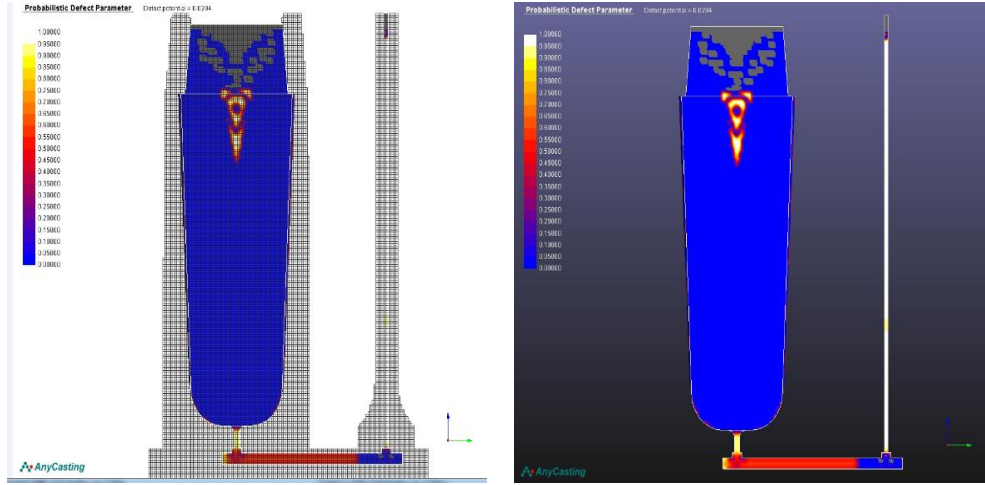


Fig.6.8 Predicția defectelor

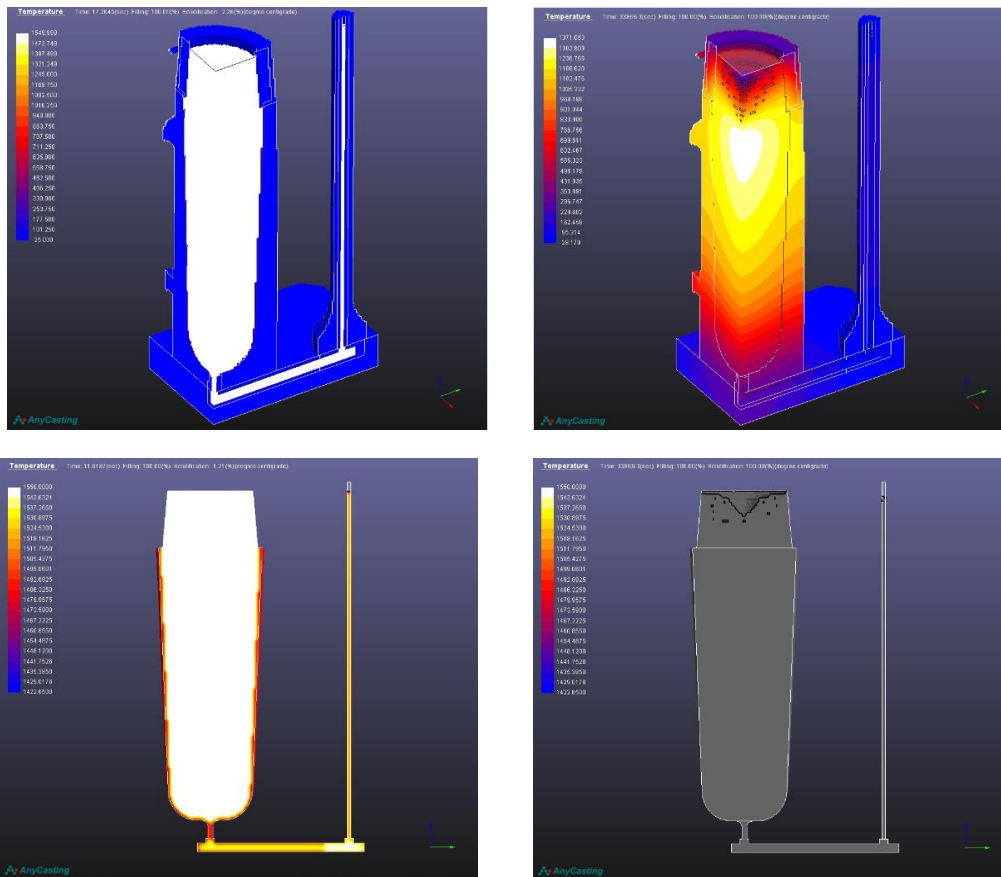


Fig.6.9. Diferite faze de solidificare a oțelului în lingotieră

6.2. Proprietăți mecanice la temperatură ridicată

Practica inginerescă a dovedit că piesele și structurile portante supuse unor sarcini variabile se pot rupe în serviciu, deși tensiunile maxime care se induc în acestea sunt inferioare rezistenței la rupere sau chiar limitei de elasticitate a materialului [63].

Acest aspect inițial neclar s-a numit oboseală și el afectează în general orice material atunci când este supus unor sarcini variabile. Ca exemple putem aminti: echipamentele aeronautice, sistemele de rulare ale autovehiculelor, elicele navelor, rotoarele turbinelor, cilindrii de laminor, recipienti sub presiune etc.

Prin oboseală sau degradare prin oboseală se înțelege modificarea în timp a proprietăților materialelor sub acțiunea unor cicluri a căror repetare conduce în final la ruperea pieselor realizate din aceste materiale.

Dintre proprietățile fizice ale metalelor care se modifică în timp sub acțiunea sarcinilor variabile se pot aminti: rezistența electrică, permeabilitatea magnetică, histerezisul mecanic, capacitatea de amortizare, modulul de elasticitate, coeficientul de dilatare etc.

Deformarea începe în regiunea DDG – controlată și apoi peste o deformare critică (ϵ_t) denumită și deformare de tranziție unde începe domeniul DDC curgerii (fluaj).

Curba tensiune – deformare poate fi dominată de oricare dintre cele două mecanisme și poate fi considerată ca suma între un domeniu elastic și unul plastic. În domeniul elastic, tensiunea este proporțională cu deformarea, conform legii lui Hooke. Domeniul plastic este locul unde are loc ecruisare (procesul de schimbare a formei și mărimii grăunților cristalini) [63].

O caracteristică vizibil de remarcat, reprezintă faptul că, la curgere cele trei regiuni de comportament sunt calculate astfel:

- la temperaturi scăzute, curgerea este reglementată, în principal, de dislocarea prin alunecare. Acest lucru dă naștere unui proces de întărire pe întregul interval de deformare și unei sensibilități limitate a vitezei de deformare;

- pe măsură ce temperatura crește are loc, în principal, o deformare controlată de tranziție la fluaj. În acest regim sensibilitatea vitezei de deformare crește semnificativ și curba tensiunii – deformare își schimbă forma, apare un ușor proces de rigidizare, apoi o regiune ulterioară în care tensiunea la curgere rămâne relativ constantă, urmată de un proces de dedurizare;

- există un regim suplimentar intermediar controlat, al comportamentului tranzitoriu la fluaj, la temperatură joasă. În acest caz, există posibilitatea considerabilă de lucru în condiții dure, înainte ca valorile de rezistență să crească, deasupra punctului unde deformarea la fluaj controlat prezintă cel mai slab mecanism.

În acest punct are loc lucrul în condiții mai puțin dure, așa cum se arată în figura 6.10.

Schimbarea mecanismului de deformare de la DDG la DDC într-o curbă tensiune – deformare, la presiunea critică de tranziție și la temperatură înaltă este prezentată într-o formă generală în figura 6.10 [64, 65].

JmatPro, programul utilizat în simulare, are diferite module de rezistență care țin cont de aceste două mecanisme diferite, reținându-se o rezistență mai scăzută la deformare și care controlează rezistența finală a aliajului. [66, 67, 68].

Acest mecanism a fost folosit și în prezenta lucrare, iar cele două domenii sunt clar prezentate, folosind limita de curgere $R_{p0,2}$ față de temperatura pentru oțelul 90VMoCr15 (figura 6.11). Tensiunea utilizată în calcul este luată ca

$3.33 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ (adică 0,002 / min). Aceasta este valoarea tipică pentru încercarea la tracțiune. Deformația care corespunde $R_{p0.2}$ este 0,002.

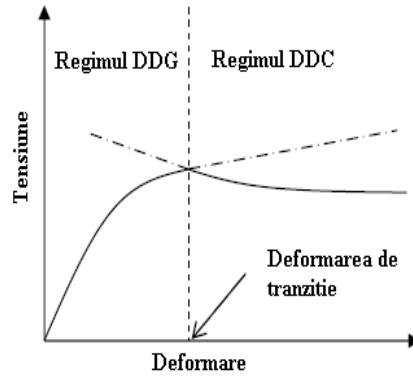


Fig.6.10.Schimbarea mecanismului de deformare de la DDG la DDC într-o curbă tensiune - deformare la presiune critică de tranziție la temperatură înaltă

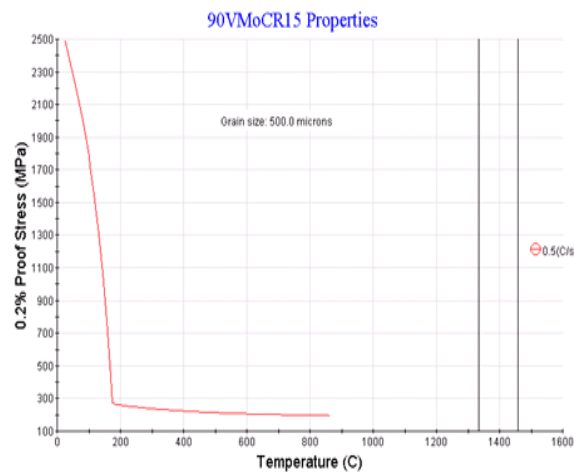


Fig.6.11.Compararea limitei de curgere, în funcție de temperatură

Limita de curgere a oțelului 90VMoCr15 scade brusc, odată cu creșterea temperaturii, de la 2500 MPa până la o valoare de aproximativ 300 MPa, în intervalul de temperatură 20 – 180 °C, până când se ajunge la o temperatură critică, peste care variază uniform cu creșterea temperaturii, până în jurul valorii de 300 – 200 MPa.

Această scădere bruscă de rezistență se datorează unei schimbări a mecanismului de deformare invariabil, dominat de deformarea la alunecare (DDG) pentru temperaturi scăzute și dominat de deformare la creștere (DDC) la temperaturi mai ridicate [68, 69].

Cele mai multe oțeluri sunt sensibile la variația deformării, așa-numita rată de ecruisare. Prin urmare, tensiunea la orice deformație dată și variația deformației s-a putut calcula, curba $\sigma - \epsilon$ obținută este dată la orice viteză de deformare și temperatură. Aceasta este prezentată în figura 6.12 a și b. Variația tensiunii utilizată

este $3,33 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. Cum aceasta este în zona DDG – controlată, numai deformația la rigidizare se observă.

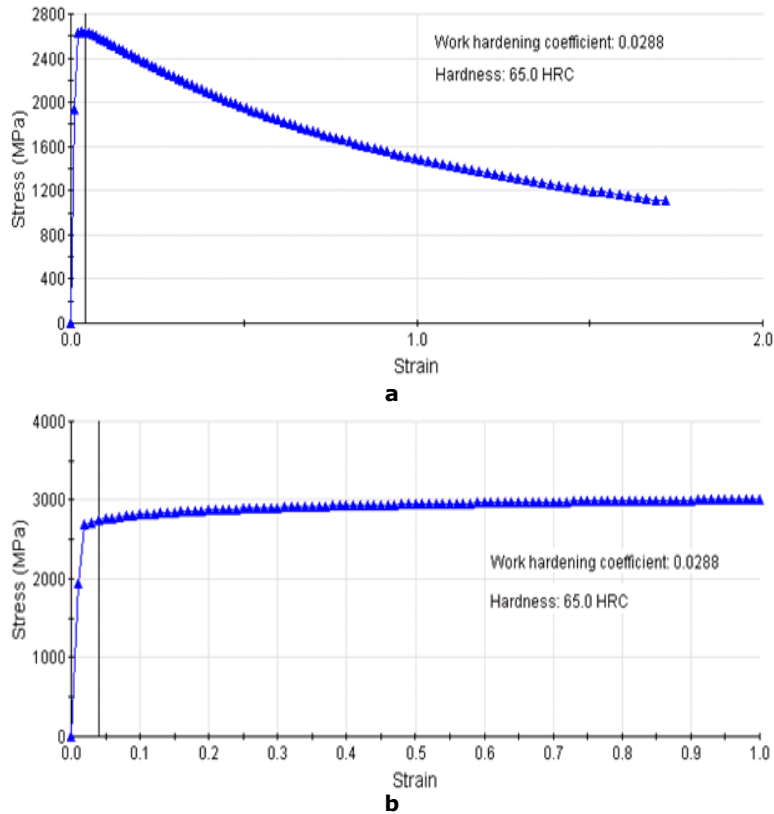


Fig.6.12. Curbele tensiune – deformare pentru diferite regimuri de variație a tensiunii (a: date statistice și b: date reale)

Determinând pentru oțelul analizat curba tensiune – deformare, prezentată în figura 6.12.a și b, rezultă că la o duritate maximă de 65 HRC putem obține, prin călire o reducere lentă în timp a gradului de încărcare pentru oțelul analizat.

În programul de simulare folosit, am avut posibilitatea să calculăm curbele de fluaj complete în funcție de tensiunea aplicată, care permite apoi construirea unei suprafețe tridimensionale care are ca axe: tensiunea, deformația și temperatura.

Presupunând că, viteza de deformare într-un test la întindere, cât și viteza de fluaj în testarea la fluaj sunt inter-schimbabile, atunci a fost posibil calculul curbelor de efort – deformare la vitezele specifice deformației.

Combinând această procedură cu curbele de efort – deformare calculate pentru zona DDG va permite curbei de efort – deformare, să fie calculată pentru întreaga gamă de temperaturi, inclusiv în zona dedurificată.

Curbele la fluaj în domeniul DDC (când în această zonă deformația la fluaj este controlată) sunt de obicei utilizate pentru a descrie deformația ca o funcție de tensiune, temperatură și timp.

Datorită faptului că cilindrii intră în contact cu oțelul incandescent și concomitent cu aceasta, ei sunt răciți prin jeturi de apă, prezentând o variație a

temperaturii, pe tot parcursul procesului tehnologic, s-au determinat curbele de fluaj ale oțelului 90VMoCr15 – E la diferite tensiuni aplicate la temperatura de 1150 °C (temperatura materialului incandescent care intră între cilindrii de laminor).

Dacă o serie a curbelor corespunzătoare, pentru diferite solicitări sunt cunoscute, curba tensiune – deformare la o valoare fixă a tensiunii, ne permite, de asemenea obținerea curbelor tensiune – deformare la o temperatură dată. Curbele calculate tensiune – deformare sunt prezentate în figura 6.15.

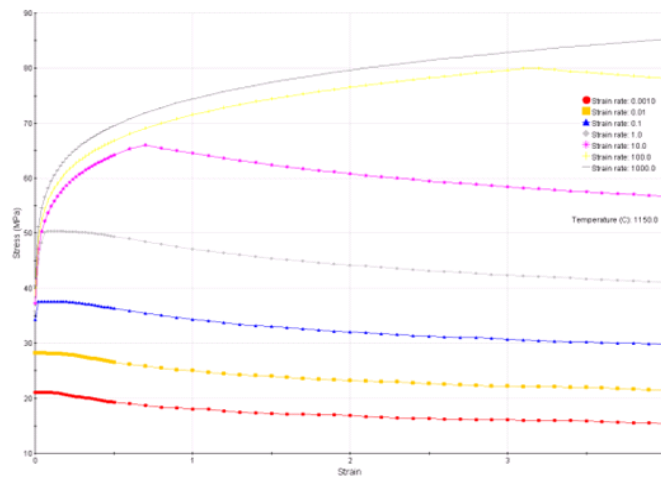


Fig.6.13. Curbele tensiune – deformare calculate pentru diferite temperaturi

Figurile 6.13. și 6.14 arată curbele de fluaj din oțelul 90VMoCr15 – E la diferite rate ale deformației aplicate temperaturii de 650 °C (temperatura medie de lucru a cilindrilor de laminor). În acest caz, curba de fluaj este calculată în condiții de tensiuni reale în procesul de deformare plastică, dar este posibil să se calculeze, de asemenea și pentru o sarcină constantă.

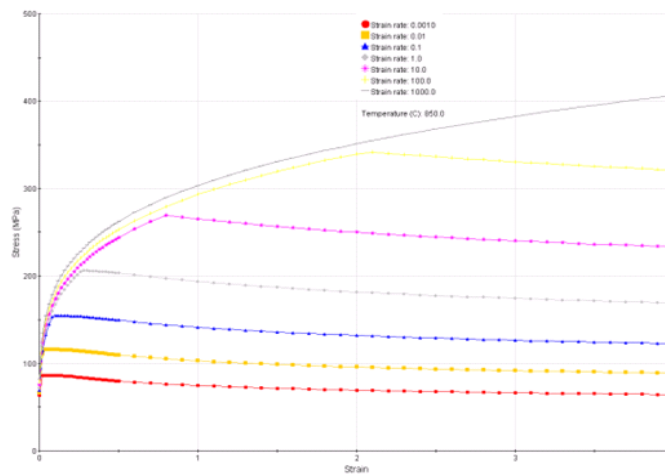


Fig.6.14. Curbele fluajului la temperatura de 850 °C pentru oțelul 90VMoCr15 – E

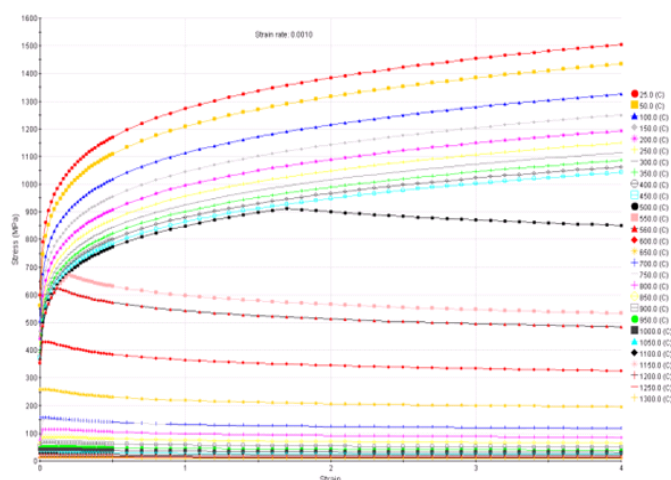


Fig.6.15. Curbele fluajului pe toate temperaturile pentru oțelul 90VMoCr15 - E

Rezultatele actuale sugerează o posibilitate interesantă, că toate datele necesare pot fi făcute din pură rațiune, permițând astfel o capacitate de predicție pentru calcularea curbelor $\Delta\varepsilon - N$. În timp ce astfel de predicții au o mare valoare de sine stătătoare, acestea sunt limitate atunci când sunt aplicate proceselor de deformare, care apar în timpul prelucrării termomecanice și a oboseii, ambele având nevoie de diagramele dintre fluaj și tensiune. În acest scop modelarea la fluaj a fost extinsă, astfel încât diagrama fluajului și tensiunii s-a calculat, atât în funcție de temperatură cât și de viteza de deformare.

Dacă analizăm figura 6.15 putem spune regimul controlat de lucru al cilindrilor de laminor se evidențiază până la 500-550°C unde există posibilitatea de lucru a cilindrilor în condiții dure peste aceste valori, curba la fluaj trece în domeniul plastic unde există riscul apariției ecruisării și apariției fisurilor.

6.3. Durabilitatea

Apariția de fisuri primare la oboseală, în structura cilindrilor de laminor, reprezintă o problemă majoră în industria metalurgică. Procesului de degradare prin oboseală îi este caracteristic faptul că deformațiile plastice se localizează în jurul unor defecte sau vârfurile unor fisuri, măsurarea acestora fiind extrem de dificilă. Ruperea prin oboseală are un caracter progresiv „*mascat*”, piesa sau structura de rezistență funcționând normal până când fisura s-a extins pe o anumită lungime, moment în care se declanșează ruperea finală prin suprasolicitarea materialului din secțiunea rămasă. Durata de viață a unei piese se apreciază de obicei prin numărul de cicluri **N** până la ruperea finală [70].

Adesea, se spune că 80 – 90 % din toate defectele structurale apar printr-un mecanism de oboseală [70]. Prin urmare, devine problematică măsurarea experimentală a tuturor proprietăților ciclice necesare pentru uzul general. În cazul în care pot fi stabilite metode de estimare cu acuratețe rezonabilă, acestea pot servi pentru a oferi soluții rapide la problemele de oboseală fără timp și costuri implicate în testarea oboseii, astfel încât un efort suplimentar a fost făcut pentru găsirea unor astfel de metode [71, 72, 73].

Modul final de rezolvare a acestei probleme în cazul nostru este, fără îndoială modelarea computerizată, unde proprietățile oboselei, nu doar la temperatura ambiantă, dar și la temperaturi ridicate, pot fi calculate în funcție de compoziția aliajului, și a mediului de lucru.

Pentru simularea oboselei cilindrilor de laminor a fost nevoie de toate caracteristicile la oboseală, cum ar fi proprietățile ($\sigma - N$) sau duratei de viață la tensiune ($\epsilon - N$). Cu toate acestea, adesea este dificil accesul la măsurarea proprietăților ciclice, ca și număr de aliaje, pentru care astfel de informații disponibile sunt limitate, de altfel și compoziția chimică, tratamentul termic și microstructura vor schimba modul în care materialele răspund la încărcările ciclice. [70, 71].

Prin corelarea proprietăților de rezistență, duritate și modulul lui Young, care au fost determinate pentru a afla cum modifică compoziția aliajului și modul de prelucrare (ex. tratamentul la temperatură înaltă) care ar afecta microstructura și proprietățile menționate mai sus utilizând softul menționat s-a obținut o evaluare a proprietăților ciclice ale materialului.

În particular, accentul a fost pus pe regiunea temperaturilor ridicate, încercând să se calculeze proprietățile la oboseală ale oțelului 90VMoCr15 - E.

Primul pas a fost calcularea proprietăților statice, duritate rezistență la tracțiune, modulul lui Young și curbele tensiune - deformare ale oțelului ca o funcție de compoziția oțelului, variația de presiune și temperatura cu ajutorul software-ului de calcul JMatPro [69, 74, 75, 76, 77, 78, 79], acestea fiind calculate și prezentate în figurile 6.16 - 6.18.

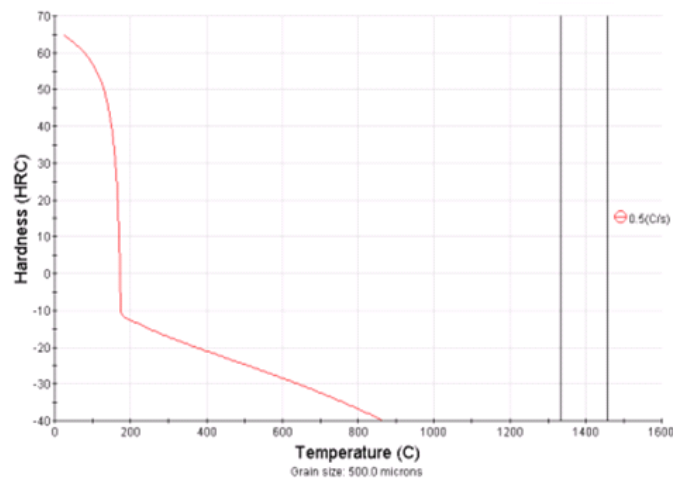


Fig.6.16.Influența temperaturii asupra durtății oțelului 90VMoCr15 - E

Din analiza graficelor (figura 6.18) se observă că la temperatură mai mare de 500 °C, starea de tensiune se reduce brusc ceea ce înseamnă că în timpul exploatarea suprafața de lucru a cilindrului nu trebuie să depășească această temperatură, impunându-se o răcire superficială a acestora. Simularea a fost repetată de trei ori, pentru validarea rezultatelor, știind că această influență se poate modifica în funcție de factorii tehnologici.

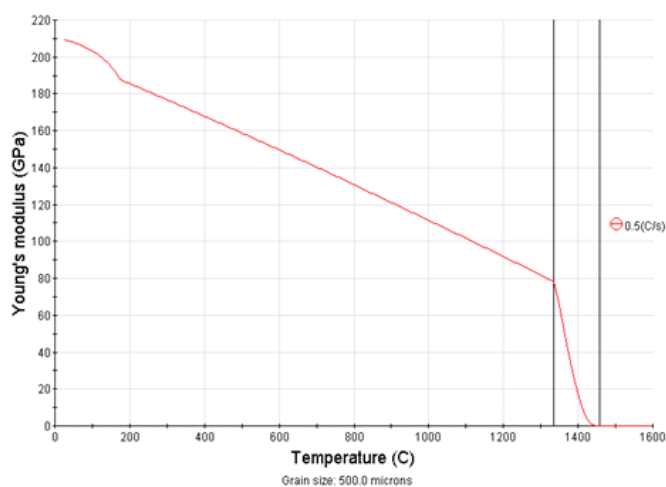


Fig.6.17. Influența temperaturii asupra modului Young

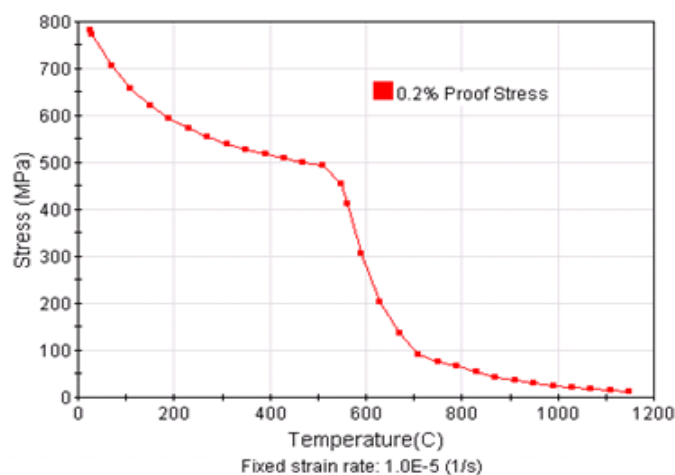


Fig.6.18. Evoluția limitei de curgere în funcție de temperatură și tensiune

Calcularea proprietăților fizice și mecanice introduse în programul de simulare au fost bine documentate, determinate pe baza buletinelor de analiză în cadrul *I.N.C.D.S.I.M. din Timișoara* și doar calcule de rezistență la temperaturi ridicate, care sunt relevante pentru lucrarea de față vor fi discutate în cele ce urmează.

Rezistența la temperaturi ridicate ale oțelului nu este numai în funcție de modificările microstructurale în material, dar de asemenea, și de rezultatul unei competiții între cele două moduri de deformare (deformare plastică respectiv elastică) [74, 75, 76, 80].

Ca de obicei, mai multe amplitudini ale deformației specifice totale $\Delta\epsilon$ sunt utilizate la aceeași frecvență de încărcare în testele de oboseală la amplitudini ale deformației specifice, viteza de deformare corespunzătoare fiecărei $\Delta\epsilon$, denumită "viteza de deformare echivalentă" în ultim context, diferă una de alta. Se calculează

valoarea care poate fi considerată doar o medie, întrucât forma de undă a încărcării poate fi complexă și se calculează ca $2 \Delta \varepsilon / v$ în studiul de față.

6.3.1 Estimarea proprietăților ciclice

Ecuția de mai jos este cunoscută sub numele de ecuația lui Manson-Coffin, figura 6.19.

Strain amplitude

Fracture stress

Fracture strain

Number of cycles

Young's modulus

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N)^b + \varepsilon'_f (2N)^c$$

Calculated by JMatPro:

- Fracture strain : 0.37
- Fracture stress (MPa) : 867.81
- Young's modulus (GPa) : 163.83

b and c are user-defined

Fig.6.19. Modul de calcul al tensiunii funcție de numărul de cicluri în programul JmatPro

Deformația specifică este descompusă în cele două componente: elastică și plastică, iar folosind ca parametru numărul de frecvențe $2N$ acestora li se asociază amplitudinile deformațiilor specifice totale $\Delta \varepsilon / 2$. Trebuie subliniat trecerea de la diagrama $\varepsilon - N$ la diagrama $\sigma - N$ folosind ecuația curbei caracteristice ciclice $\sigma - \varepsilon$ [78].

În figura 6.19 s-au făcut următoarele notații [63]:

- ε'_f factorul de ductilitate la oboseală care reprezintă deformația specifică reală la rupere la o singură inversiune;
- σ'_f factorul de rezistență la oboseală care reprezintă rezistența reală la rupere la o singură inversiune;
- σ'_f / E - ordonata drepte care indică comportarea elastică;
- b - exponentul de rezistență la oboseală care este panta drepte deformațiilor elastice;
- C - exponentul de ductilitate la oboseală care reprezintă panta drepte deformațiilor plastice.

Amplitudinea deformației specifice totale va fi:

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \quad (6.1)$$

în care:

- $\Delta \varepsilon_e / 2$ - amplitudinea deformațiilor specifice elastice;
- $\Delta \varepsilon_p / 2$ - amplitudinea deformațiilor specifice plastice.

Ecuția drepte deformațiilor specifice elastice este:

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N)^b \quad (6.2)$$

respectiv a drepte deformațiilor specifice plastice:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f' (2N)^c \quad (6.3)$$

În aceste condiții se obține amplitudinea deformației specifice totale:

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N)^b + \varepsilon_f' (2N)^c \quad (6.4)$$

6.3.2. Ciclul scăzut la oboseală al oțelului 90VMoCr15 – E

Parametrii pentru ecuația Coffin-Manson reprezentați în tabelul 6.1.

Tab.6.1. Parametrii folosiți pentru calculul oțelului 90VMoCr15 – E

Parametrii	20 °C	550°C	20°C	550°C
	Frecvența de 1 Hz		Frecvența de 50 Hz	
E (GPa)	209,5	155,2	209,5	155,2
b	-0.1	-0.1	-0.1	-0.1
c	-0.9	-0.9	-0.9	-0.9

Efectul amplitudinii tensiunii și a frecvenței cu ciclul scurt la oboseală a oțelului 90VMoCr15 – E s-a făcut la temperatură constantă de 550 °C, două frecvențe de încărcare (1Hz, respectiv 10 Hz) cpm (cicluri per minut) și două amplitudini ale tensiunii (0,50 % respectiv 1,00 %) în două cazuri diferite :

a) amplitudini ale tensiunii 1 % cu frecvența de încărcare 50 Hz, figura 6.20;

b) amplitudini ale tensiunii 0,50 % cu frecvența de încărcare 1 Hz, figura 6.21.

Testele la oboseală pentru temperatura de 550 °C și la o frecvență de încărcare de 50 Hz, au fost făcute pentru a demonstra efectul variației tensiunii, iar datele experimentale arată că amplitudinea tensiunii la 100 cicluri este de 1,20 % și de 0,55 % la 10⁶ cicluri, iar în cel de-al doilea caz, respectiv pentru frecvența de încărcare de un 1 Hz (0,001 cpm) amplitudinea tensiunii la 100 cicluri este de 1,19 % și de 0,40 % la 10⁶ cicluri.

Proprietățile determinate prin simulare la temperaturi ridicate, pentru oțelul nostru duc la concluzia că: în aceleași condiții de temperatură, dar la diferite valori ale amplitudinii și frecvenței de încărcare, tensiunile sunt aceleași la un număr de cicluri mici (sub 100 cicluri) și diferă numai la creșterea numărului de cicluri. Echivalarea variației tensiunii poate fi de asemenea calculată și pentru toate celelalte teste de amplitudini de tensiune.

Implicarea acestui fenomen este profundă, mai ales atunci când temperatura de încercare la oboseală este apropiată de temperatura de lucru (temperatură care este oscilantă). Valorile rezistenței la tracțiune σ_u și factorul de ductilitate la oboseală ε_f vor fi grav afectate. Efectul frecvenței pe curba $\Delta \varepsilon - N$ este

prezis destul de bine: la 430 °C schimbarea frecvenței încărcării nu pare să afecteze mult durata de viață la oboseală, însă la 650 °C și la 816 °C efectul frecvenței devine mult mai semnificativ. Aceasta reflectă schimbările în modul de deformare plastică, după cum am amintit anterior.

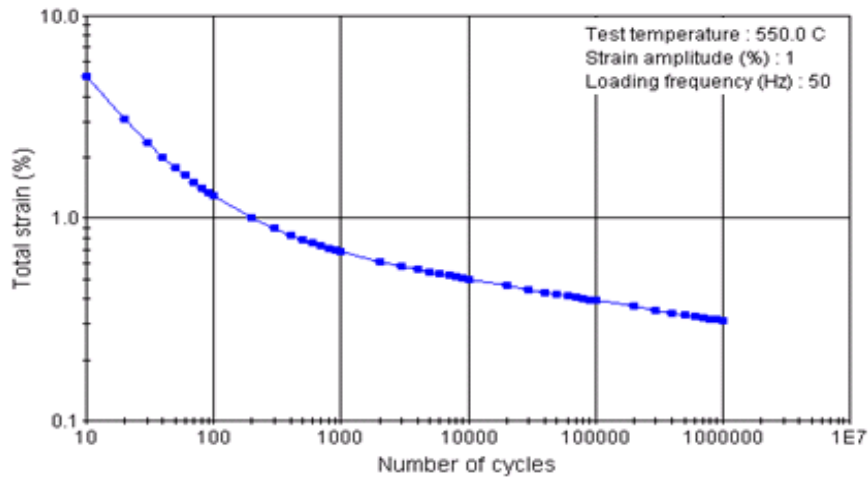


Fig.6.20. Curba tensiunilor funcție de numărul de cicluri, la o frecvență de încărcare de 50 Hz și amplitudinea de 1 %

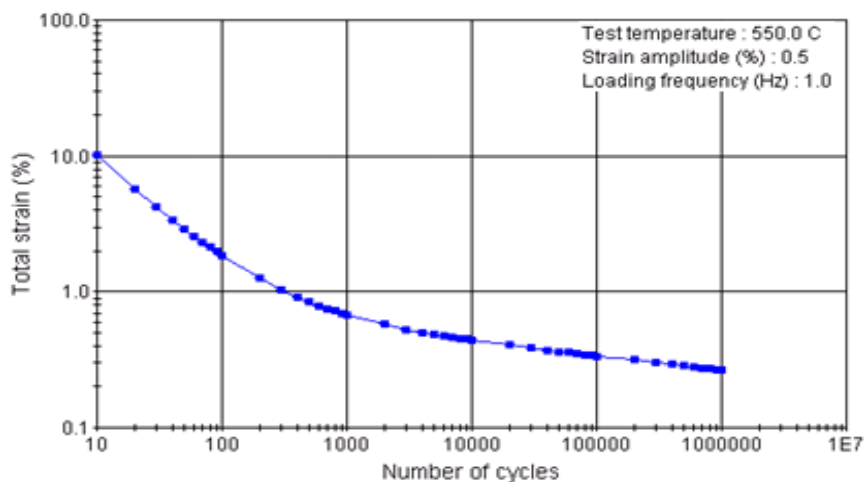


Fig.6.21. Curba tensiunilor funcție de numărul de cicluri, la o frecvență de încărcare de 1 Hz și amplitudinea de 0,5 %

6.4. Diagramele TTT și CCT

Optimizarea compoziției chimice și a procesului de producție a cilindrilor de laminor, reprezintă un pas important în îmbunătățirea performanței de lucru a acestora. În cazul cilindrilor produși prin turnare, tratamentul termic este singurul proces capabil să modifice caracteristicile materialului după solidificare [81].

Posibilitatea privind obținerea proprietăților dorite este strâns legată de un set de criterii de cunoștințe și de proiectare bazate pe corelațiile dintre microstructură și proprietăți [82].

În timpul tratamentului de călire, obiectivul principal îl reprezintă resolubilizarea unei părți din carburi, pentru a produce, la răcire, o martensită stabilă, și capabilă să dea naștere unui fenomen extins de durificare secundară.

În acest scop, utilizarea temperaturii ridicate de austenitizare este cu siguranță benefică. Totuși, precipitațiile de dimensiuni mari, în fenomenele de segregare, limitează și valorile de temperatură utilizate, prin pericolul de atingere a temperaturii de topire incipiente a materialului.

Se impun, prin urmare, valori ale temperaturii, care sunt cele mai aproape de atingerea limitei inferioare a austenitizării materialului, cu o reflexie negativă asupra proprietăților importante ale oțelului cum ar fi rezistența, duritatea la cald și rezistența la revenire [83].

Nivelul redus de carbon și de elemente de aliere în martensită, reduce presiunea termodinamică asupra precipitării, la revenirea secundară pentru care, sub o anumită valoare a unei astfel de temperaturi, efectul secundar de durificare tinde să dispară. Temperaturile scăzute de austenitizare favorizează, în schimb o tenacitate ridicată, proprietate care în componente, cum ar fi cilindrii de laminare, sunt de importanță vitală pentru rezistența la accidente, șoc termic și, de asemenea, la oboseala termică [84, 85].

Tratamentul de revenire are ca scop, oferirea materialului combinația specifică dintre tenacitate – duritate, determinată de condițiile de operare în exploatare [86].

6.4.1. Materiale și procedee experimentale

Compoziția chimică a oțelului studiat este prezentată în tabelul 6.2.

Tab 6.2. Compoziția chimică a oțelului 90VMoCr15

Material	Compoziția chimică a oțelului, [%]									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Al
<i>oțel de referință</i>	0,88	0,29	0,30	0,01	0,05	1,50	0,25	0,24	0,15	0,00
<i>oțel experimental</i>	0,92	0,40	0,42	0,016	0,021	1,56	0,24	0,28	0,27	0,021

În materialul studiat solidificarea implică cristalizarea dendritelor inițiale de austenită care cresc atunci când îmbogățirea progresivă în carbon și elemente de aliere duce la o precipitare termodinamică stabilă de carburi eutectice.

Lichidul provine de la una sau mai multe reacții eutectice ceea ce duce la formarea de carburi $M_{23}C_6$ (este o carbură formată la temperaturi înalte de 500 – 800 °C și este formată din % C și % V, % Mo și % Cr) în care elementul metalic prevalent este V, Cr, respectiv Mo și carbonitruri.

În ambele oțeluri există o cantitate de carburi primare sub 12 %. Datorită conținutului ridicat de vanadiu se formează carburile MC (unde M = V, Cr, etc.), M_7C_3 (M = Cr, Mo, etc.) și M_2C prezentă în cantități neglijabile. Prezența acestor carburi (figura 6.22) la temperatura de 600 °C este dată și de programul de simulare, ceea ce confirmă datele din literatura de specialitate, figura 6.22 și 6.23 [55].

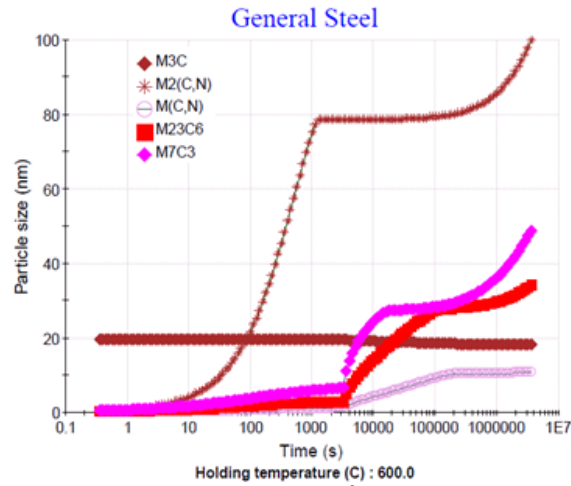


Fig.6.22. Prezența carburilor în oțelul 90VMoCr15

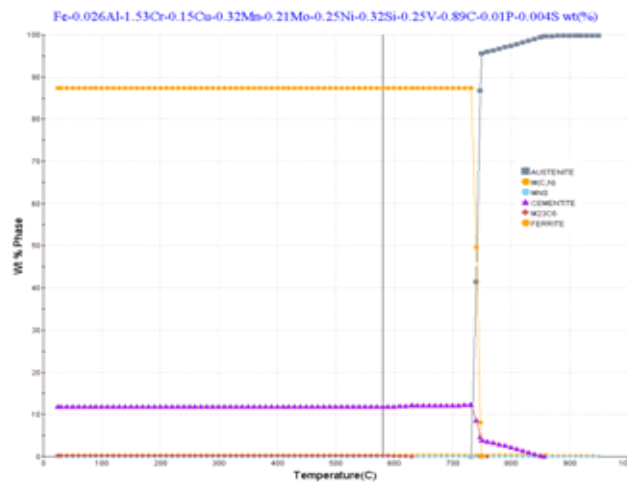


Fig.6.23. Diagrama volumului de carburi în lichid pentru oțelului 90VMoCr15

Neomogenitatea chimică și microstructurală evidențiată la materialele turnate brut au efect asupra tratamentelor termice, și care face capabilă modificarea doar a transformărilor care au loc la o temperatură mai redusă [87].

6.4.2. Curba CCT

Curba CCT pentru oțelul 90VMoCr15 este reprezentată în figurile 6.24 și 6.25 și a fost determinată la austenitizarea materialului până la temperatura de 860 °C pe o durată de 0,50 h. Diagramele evidențiază curba bainitică, feritică și perlitică care sunt traversate de vitezele critice de răcire pentru temperaturi superioare valorii de 400 °C. Temperatura de început a martensitei numită și martensită start este de 400 °C.

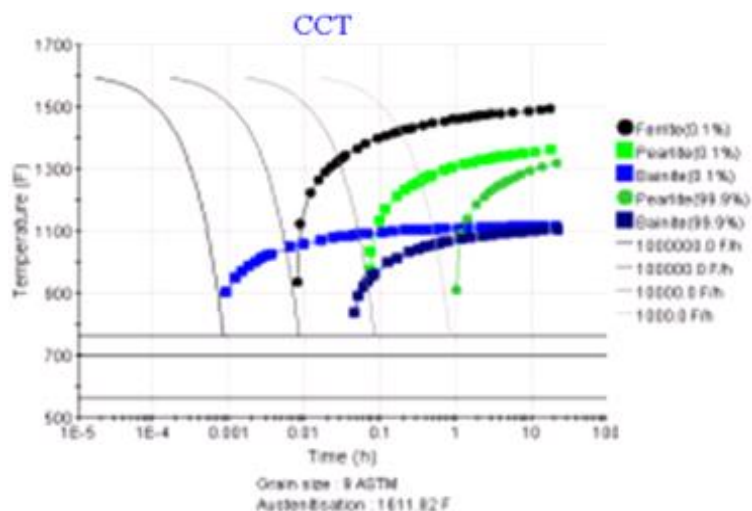


Fig.6.24. Calculul diagramei CCT pentru aliajul 90VMoCr15 [V = 0,15 %]

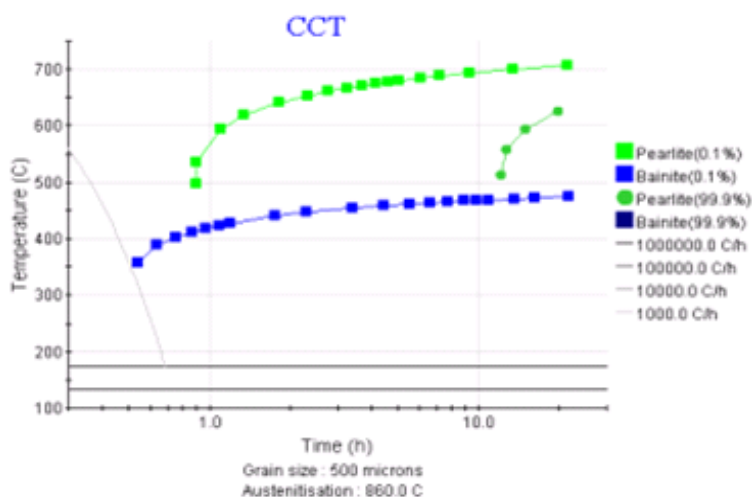


Fig.6.25. Calculul diagramei CCT pentru aliajul 90VMoCr15 [V = 0,25%]

Tratamentele pentru componentele de dimensiuni mari, cum sunt cilindrii de laminare pentru care a fost analizat oțelul, nu permite răcirea continuă în timpul călirii, datorită tensiunilor excesive care ar putea să apară. De fapt, tratamentul de tip industrial adesea furnizează o răcire continuă până la 450 – 500 °C, urmată de o pauză lungă, izotermă, în măsură să omogenizeze temperatura, înainte etapei de călire finală.

A fost posibil să se arate că schimbarea, oarecum minoră a compoziției prin creșterea compoziției chimice de la 0,15 la 0,25 % ar provoca o scădere bruscă a stabilității σ .

Influența timpului de austenitizare asupra durității după călire este prezentată în figura 6.26. *Se observă că duritatea scade cu creșterea timpului și a*

transformării austenitice. Duritatea este mare pentru valori mici de timpi de austenitizare, din cauza solubilității limitate a carburilor secundare. Martensita ce se formează este relativ puțin stabilă. Duritatea materialului scade cu circa 188 HRC în intervalul de 10 – 100 s de tratament și cu 23 HRC în intervalul 100 – 1000 s de tratament (figura 6.26).

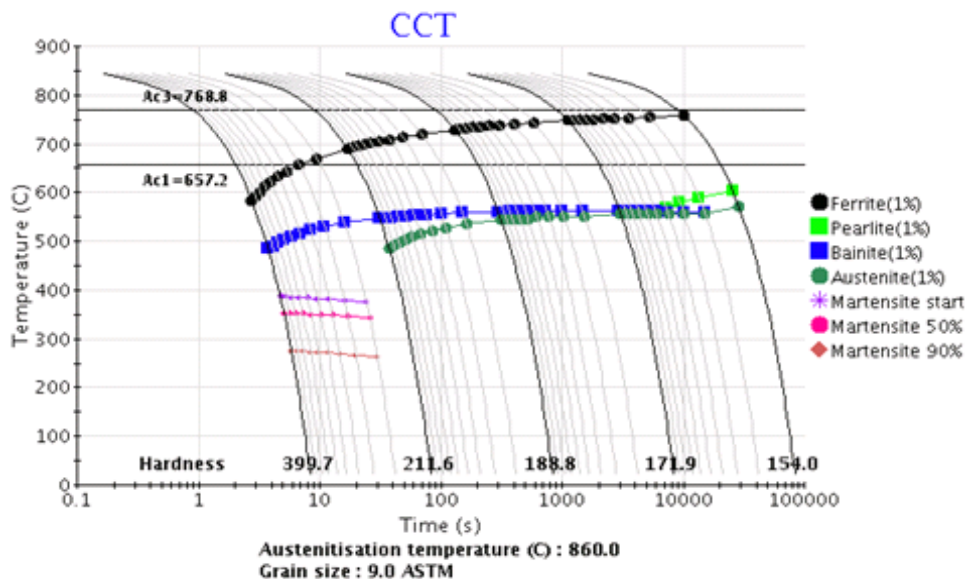


Fig.6.26. Influența timpului de austenitizare după călire asupra durității

Un astfel de comportament ar putea indica o duritate secundară mai puțin pronunțată pentru un astfel de material. Proprietățile obținute după tratamentul termic sunt strict legate de parametrii, precum temperatura și timpul de austenitizare. De asemenea, condițiile în care materialele sunt răcite în timpul călirii. Timpul de austenitizare indică necesitatea unor timpi de tratament mult mai lungi pentru a obține resolubilizarea carburilor la o temperatură a tratamentului mai joasă. *Cocoșa (cotul)* bainitică este prezentă pentru temperaturi < 500 °C [88].

Vanadiu este un element carburigen predominant, care este combinat în special sub formă de carbură primară, în interiorul celulelor eutectice și, într-o măsură mai mică, în formă de carbură secundară în matrice. Temperatura înaltă de formare a acestei carburi face însă, solubizarea sa practic imposibilă la temperaturi apropiate de 1030 °C.

Conținutul mai mare în crom și molibden, în detrimentul vanadiului, produce un tip diferit de carbură primară de tipul $M_{23}C_6$. Aceasta, fiind mai puțin stabilă termodinamic decât MC, și cel mai probabil se solubilizează în timpul austenitizării producând, prin călire, o martensită mai stabilă.

6.4.3. Curba TTT

Forma S ale celor două curbe de răcire indică eliberarea căldurii latente al transformării (figurile 6.27 și 6.28). Mai departe, creșterea ratei de răcire conduce la formarea unui nou bloc microstructural bainitic. La 200 s apare fricțiunea volumului,

care scade cu creșterea ratei de răcire, în favoarea martensitei. Sub timpul critic de răcire structura martensitică, cu durezza 399 HRC, este produsă din super-răcirea austenitică dintre temperatura start și cea finală.

Transformarea austenitei super-răcite în ferită sau perlită urmează curba de forma C (figura 6.29). Deși răcirea în ΔT_{SC} sub temperatura de echilibru crește numărul de nuclee de noi faze, iar rata de creștere scade. Aceasta dă, în general o curbă în formă de C pentru cocoșa (cot) transformării [89].

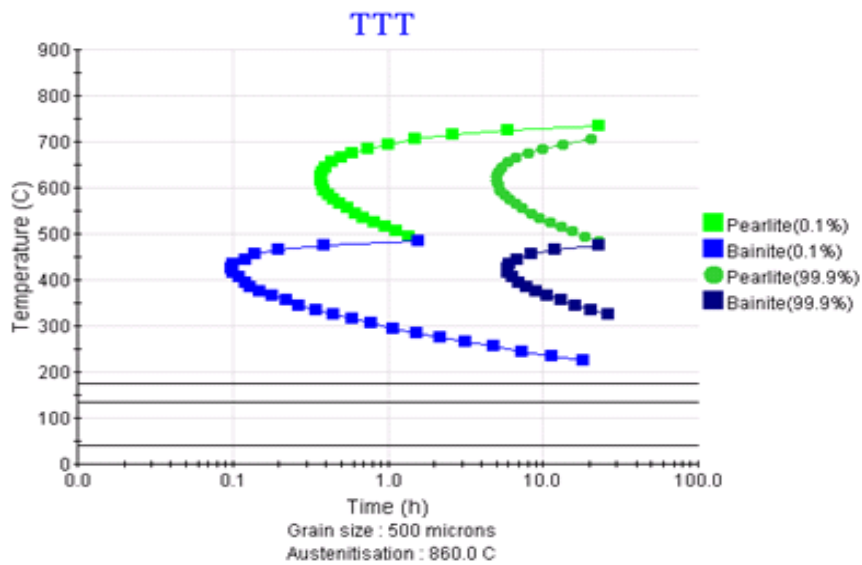


Fig.6.27. Calculul diagramei TTT pentru oțelul 90VMoCr15 [V= 0,25 %]

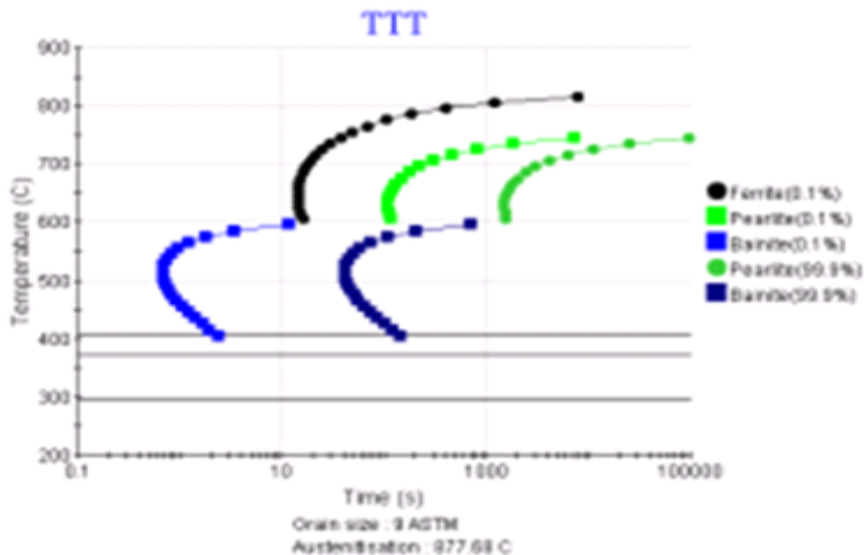


Fig 6.28. Calculul diagramei TTT pentru oțelul 90VMoCr15 [V = 0,15 %]

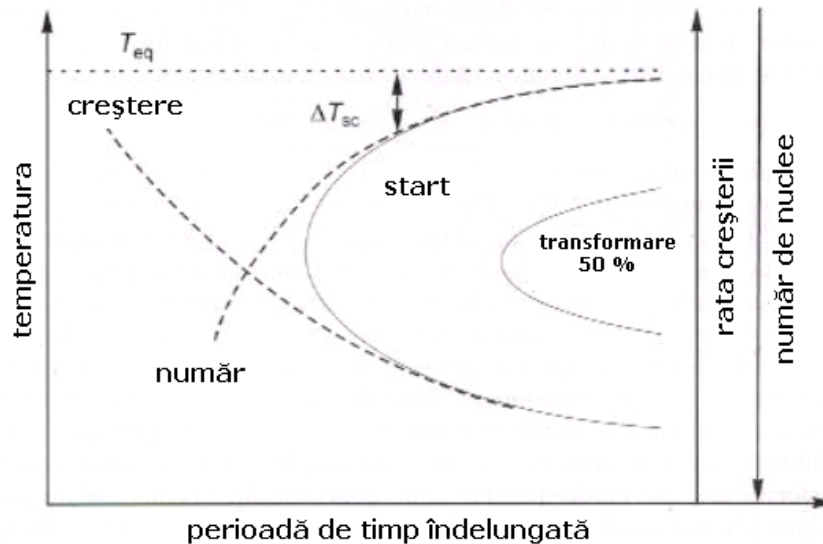


Fig.6.29. Transformarea izotermică

Reacția stagnează gradual sub $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ și are loc transformarea bainitică după curba C. Aceasta înseamnă că transformarea martensitei are loc înainte ca aceasta să ia forma curbei C și înaintea începerii transformării martensitei start, independentă de timp. Austenita se stabilizează prin dizolvarea carbonului. Dislocarea carbonului în afara bainitei și în austenită, în timpul transformării, înseamnă că martensita start poate fi redusă cu creșterea parametrilor de călire.

6.5. Determinarea mărimii grăunților de austenită

Pentru determinarea mărimii grăunților de austenită, s-au folosit două variante de temperatură, una de $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ care reprezintă varianta optimă de austenitizare, în vederea aplicării tratamentului termic secundar, respectiv temperatura de $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ pentru determinarea mărimii grăunțului de austenită în vederea determinării rezistenței la deformare (forjare, laminare).

În primul caz am determinat mărimea grăunților de austenită la o temperatură de $950\text{ }^{\circ}\text{C}$, la intervale de timp de 60 min, 120 min, 240 min, respectiv 480 min. Rezultatele pentru aceste valori se regăsesc în figura 6.30, având valorile de 49,70 microni (6,10 ASTM); 58,00 microni (5,60 ASTM); 67,80 microni (5,20 ASTM) și respectiv 79,50 microni (4,70 ASTM).

Analizând aceste valori putem concluziona că, la o temperatură constantă de $950\text{ }^{\circ}\text{C}$, odată cu creșterea timpului de menținere crește și mărimea grăunților de austenită. Datorită faptului că odată cu creșterea mărimii grăunților de austenită scade rezistența la deformare, valoarea cea mai mică a mărimii grăunțului de austenită pentru această temperatură o putem considera la 60 min.

În cel de-al doilea caz (figura 6.31) s-a considerat temperatura de $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ în timpul de 480 min., în care valoarea mărimii grăunțului de austenitizare este de 29 microni, respectiv 7,60 ASTM [90], valoare cea mai bună obținută.

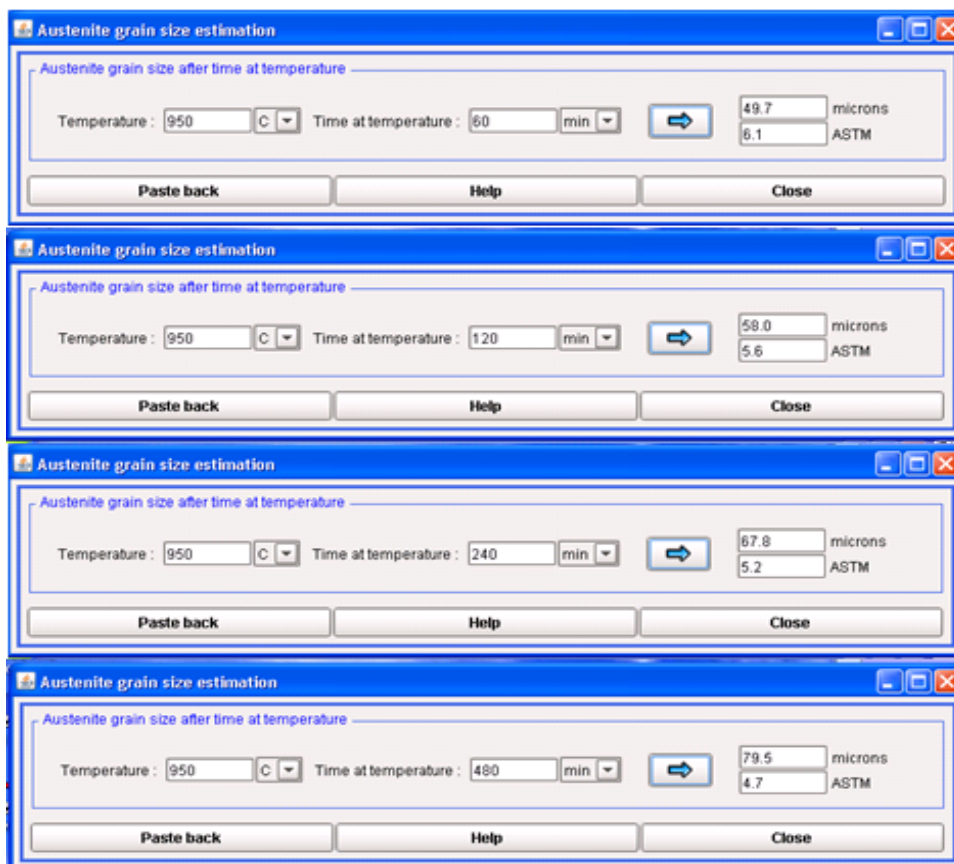


Fig.6.30. Estimarea mărimii grăunțului de austenită la 950 °C pentru diferite intervale de timp, în sistem european și american

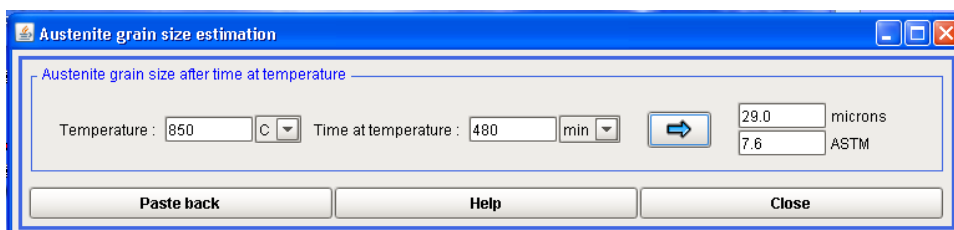


Fig.6.31. Estimarea mărimii grăunțului de austenită la 850 °C pentru un timp de 480 min., în sistem european și american

Odată ce limita de curgere a fost calculată, rezistența la rupere (UTS) și duritatea pot fi derivate din inter-relația dintre limita de curgere, duritate și rezistența la rupere [91].

Călibilitatea oțelului s-a calculat pe baza curbei CCT pentru o *bară Jominy*, variațiile de răcire în funcție de temperatură și adâncimea *barei Jominy* se cunosc, iar ecuația principală este (Kirkaldy & Venugopalan 1984):

$$\dot{T} = -(T_a - 279) \frac{4\eta}{\sqrt{\pi x^2}} \Phi^3 e^{(-\Phi^2)} \quad (6.5)$$

unde:

$$\Phi = \sqrt{\frac{\pi}{2}} \left(\frac{T - 297}{T_n - 297} \right) + 0,4406 \left[\frac{T - 297}{T_n - 297} \right]^{3,725} \quad (6.6)$$

η este difuzivitate termică la distanța x (în cm) de-a lungul barei Jominy, T temperatura și T_a temperatura de austenitizare.

Calculul punctului de inflexiune pentru curbele TTT și CCT, este asociat adâncimii X_0 pentru bara Jomimy.

Deoarece duritatea a fost obținută (se cunoaște din CCC), atât limita de curgere 0,2 %, cât și rezistența la rupere (UTS) poate fi calculată folosind relația cantitativă dintre duritate și proprietățile tensiunii, aceste au fost dezvoltate de Tabor (1956) bazată pe relația dintre stres, σ , și tensiunea (adevărată), ε , prin Legea Ludwig:

$$\sigma = A \varepsilon^n \quad (6.7)$$

unde n este coeficientul de durificare în lucru, A este o constantă.

Prin determinarea presiunii sub duritatea penetratorului de o anumită geometrie, derivă ecuația, din relațiile dintre duritate, limita de curgere (σ_{PS}) și rezistența la rupere (UTS):

$$H_v = C \sigma_{PS} \left(\frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_2} \right)^n \quad (6.8)$$

$$\frac{UTS}{H_v} = (1 - n) C^{-1} \left(\frac{12,5n}{1 - n} \right)^n \quad (6.9)$$

unde: C = reprezintă constanta de material;

ε_1 = este tensiunea medie sub penetrator;

ε_2 = este tensiunea aleasă pentru curgere.

Figura 6.32 prezintă o comparație dintre valorile $R_{p0,2}$ și rezistența la rupere R_m experimentale și valori ale durității calculate.

Corelarea dintre microstructură (mărimea grăuntelui de austenită) și limita de curgere, influențează rezistența la tracțiune și duritatea oțelurilor analizate. Din experiența acumulată știm că la o valoare a limitei de $R_{p0,2} = 80 \times 10$ MPa, valoarea rezistenței la tracțiune variază între $95 - 110 \times 10$ MPa funcție de starea structurală, iar pentru studiul nostru (figura 6.33) pentru o valoare a limitei de curgere de 80×10 MPa (80daN) avem o valoare a rezistenței la tracțiune de $106,743 \times 10$ MPa (106,74 daN) și o duritate de 43 HRC pentru o mărime a grăunților de 30 microni (7,512 ASTM), valoarea optimă în cazul nostru.

Cu creșterea mărimii grăuntelui de austenită scade rezistența la deformare, dar crește pericolul de fisurare a materialului în timpul deformării plastice la cald, fapt pentru care se determină timpul de austenitizare pentru obținerea granulației optime (850 °C).

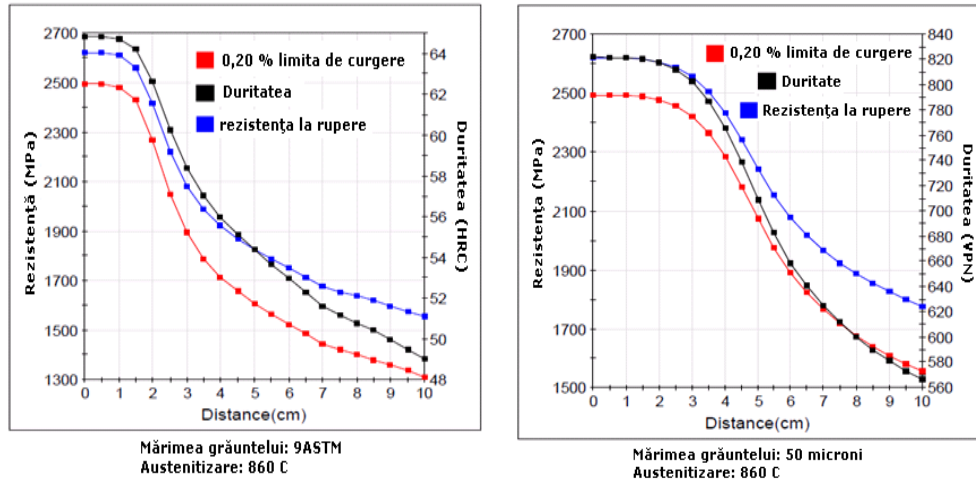


Fig.6.32. Variația caracteristicilor mecanice funcție de mărimea grăunților (9 ASTM și respectiv 50 micrometri) la austenitizarea de 860 °C

Conversion utility

Temperature conversion
 Temperature : 950 C → 1223.15 K
 1742.0 F

Grain size conversion
 Microns: 30 → ASTM: 7.512

Strength and hardness conversion
 Material type: Austenitic Stainless Steel
 Input property: 0.2% Proof Stress
 0.2% Proof Stress : 800 MPa
 Hint: 0 < value < 800.0 MPa
 Tensile Stress : 1067.43 MPa
 154.84 ksi
 Hardness : 410.15 VPN
 42.0 HRC
 116.04 ksi

Buttons: Help, Close

Fig.6.34. Corelația microstructurii și limita de curgere

Includerea parametrilor sensibili microstructurali, face posibilă abordarea cu succes, în validarea extinsă a rezultatelor experimentale spre realizarea de materiale în curs de dezvoltare pentru predicția de microstructuri.

6.6. Concluzii parțiale

1. Utilizarea soft-ului prezintă avantajul că toate calculele se bazează pe principii fizice bine fundamentate, mai degrabă decât pe modele pur statistice, ceea

ce face ca în timp multe din deficiențele de cercetare (cum este de exemplu analiza de regresie) sa fie depășite.

2. Utilizarea tehnicilor de simulare în condițiile enunțate mai sus, prezintă un interes deosebit, fiind indicată utilizarea acestora în analizele tehnologice.

Elaborare – turnare – solidificare:

Din analiza procesului de turnare solidificare pot fi scoase în evidență următoarele aspecte:

3. Pentru aprecierea calității cilindrilor și a modului de comportare în exploatare, cunoașterea unor date privind elaborarea, dar în mod deosebit turnarea și solidificarea implică cheltuieli mari și de durată.

4. Faptul că aceste procese sunt influențate de un număr mare de factori, atât interni cât și externi, direct și indirect măsurabili, precum și faptul că determinările nu se pot face direct, sunt cauze pentru existența unui număr mic de relații cantitative între structura lingourilor și factorii fizico-chimici ai proceselor menționate. Cele mai multe relații au un caracter predominant calitativ, iar din punct de vedere cantitativ (deoarece nu pot cuprinde toți factorii de influență) permit obținerea unor valori aproximative pentru parametrul urmărit.

5. Cu ajutorul soft-ului toți factorii de influență au fost calculați și s-au putut obține valori corecte ale acestor proprietăți (se regăsesesc în anexa 10) și, cel mai important, au fost luați în considerare în procesul de la solidificare.

6. Cu toate acestea, din cauza dificultății de a determina experimental astfel de proprietăți la temperaturi de solidificare, calculul proprietăților fizice a fost posibil prin simulare.

7. Referitor la procesul de solidificare, cunoașterea temperaturii oțelului la intrarea în lingotieră, permite cunoaștere temperaturii de solidificare completă (conduce la creșterea gradului de omogenitate structurală și de reducere a celui de segregare), a timpului necesar pentru solidificarea completă, precum și proporția de fază lichidă și solidă la orice moment din timpul solidificării.

8. Cunoașterea variației densității permite depistarea defectelor de turnare, macrosegregația lingoului turnat sau retopit. Pentru oțelul urmărit 90VMoCr15 – E pentru o temperatură constantă, o creștere a conținutului de vanadiu conduce la scăderea densității, însă pentru aceeași temperatură și marcă de oțel, dar la conținuturi diferite de vanadiu (0,15 % respectiv, 0,25 %) variația densității este diferită.

9. Cunoașterea fluidității este neapărat necesară pentru cunoașterea apariției defectelor.

10. Toți parametrii prezentați mai sus introduși în soft-ul de simulare ne furnizează informații precise referitoare la predicția defectelor (locul de formare și ponderea).

11. Datele privind parametrii turnării introduse în pachetul de simulare *AnyCasting* furnizează informații referitoare la formarea defectelor de contracție (procent de apariție 0,0294 %).

12. Pe baza simulării se poate aprecia gradul de reducere a timpului de solidificare, astfel încât să crească gradul de omogenizare și reducerea celui de segregare.

Curba tensiune–deformație:

13. Curba $\sigma - \epsilon$ obținută pentru oțelul experimental este dată la orice viteză de deformare și temperatură (variația tensiunii utilizată este $3,33 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) aceasta situându-se în zona DDG – controlată, în concluzie numai deformația la rigidizare se observă, deci înseamnă că pentru o duritate maxima de 65 HRC se pot obține, prin călire oțeluri din care rezultă o reducere lentă în timp a gradului de încărcare.

Fluaj

14. Programul de simulare a permis calcularea curbelor de fluaj complete în funcție de tensiunea aplicată și temperaturile de intrarea a materialului incandescent între cilindri și cață și temperatura medie de lucru a cilindrilor (deci condiții reale din procesul de deformare plastică, dar în același timp există posibilitatea de a se calcula și pentru o sarcină constantă).

15. Rezultatele obținute sugerează o posibilitate interesantă și anume că toate datele necesare pot fi calculate din pură rațiune, permițând o capacitate de predicție pentru calculare curbelor $\Delta\varepsilon - N$.

16. Diagrama pentru fluaj, în programul de simulare, a putut fi calculată atât în funcție de temperatura cât și de viteza de deformare, lucru care nu poate fi efectuat în condiții reale (practică).

17. O concluzie vizibil de remarcată, reprezintă faptul că:

- la temperaturi scăzute până la 25 °C la dislocarea prin alunecare are loc un proces de întărire (pe întregul interval de deformare) și o sensibilitate limitată a vitezei de deformare;

- pe măsură ce temperatura crește (25 °C – 500 °C) are loc o deformare controlată de tranziție la fluaj (viteza de deformare crește) și curba tensiune – deformare își schimbă forma la fiecare interval de 50 °C calculat de temperatura, unde apare un ușor proces de rigidizare;

- regimul intermediar controlat al comportamentului tranzitoriu la fluaj **se evidențiază** până la temperatura de 500 °C unde există posibilitatea considerabilă de lucru în condiții dure, înainte ca valorile de rezistență să scadă (de-asupra punctului unde deformația la fluaj controlat prezintă cel mai slab mecanism).

18. Deformarea la curgere rămâne relativ constantă peste temperatura de 500 °C.

Durabilitate:

19. S-au calculat proprietățile la oboseală ale oțelului 90VMoCr15 – E la temperaturi ridicate știind compoziția chimică, tratamentul termic și microstructura sunt proprietăți care schimbă modul în care materialele răspund la încărcările ciclice (contribuție proprie).

20. La temperatură mai mare de peste 550 °C, starea de tensiune se reduce brusc ceea ce înseamnă că în timpul exploatarei suprafața de lucru a cilindrului nu trebuie să depășească această temperatură, impunându-se o răcire superficială a acestora, lucru confirmat și la fluaj.

21. În aceleași condiții de temperatură, dar la diferite valori ale amplitudinii și frecvenței de încărcare, tensiunile sunt aceleași la un număr de cicluri mici (sub 100 cicluri) și diferă numai la creșterea numărului de cicluri. Echivalarea variației tensiunii poate fi de asemenea calculată și pentru toate celelalte teste de amplitudini de tensiune.

22. Atunci când temperatura de încercare la oboseală este apropiată de temperatura de lucru (temperatură care este oscilantă) valorile rezistenței la tracțiune și factorul de ductilitate la oboseală vor fi grav afectate.

Diagrama TTT și CCT

24. A fost posibil să se arate că schimbarea, oarecum minoră a compoziției prin creșterea compoziției chimice de la 0,15 la 0,25 % ar provoca o scădere bruscă a stabilității tensiunii.

25. **Se observă în cazul oțelului 90 VMoCr15 că duritatea scade cu creșterea timpului și a transformării austenitice.** Duritatea este mare pentru

valori mici de timpi de austenizare, din cauza solubilității limitate a carburilor secundare. Martensita ce se formează este relativ puțin stabilă. Duritatea materialului scade cu circa 188 HRC în intervalul de 10 – 100 s de tratament și cu 23 HRC în intervalul 100 – 1000 s de tratament (figura 6.26).

26. În ceea ce privește microstructura putem spune că odată cu creșterea mărimii grăuntelui de austenită, scade rezistența la deformare, dar crește pericolul de fisurare a materialului în timpul deformării plastice la cald, fapt pentru care se determină temperatura de austenizare în vederea obținerii granulației optime (850 °C).

27. Includerea parametrilor sensibili microstructural, face posibilă abordarea cu succes, în validarea extinsă a rezultatelor experimentale spre realizarea de materiale în curs de dezvoltare pentru predicția de microstructuri.

28. La o temperatură constantă de 950 °C, odată cu creșterea timpului de menținere crește și mărimea grăunților de austenită. Datorită faptului că odată cu creșterea mărimii grăunților de austenită scade rezistența la deformare, valoarea cea mai mică a mărimii grăuntelui de austenită pentru această temperatură o putem considera la 60 min.

29. Corelarea dintre microstructură (mărimea grăuntelui de austenită) și limita de curgere, influențează rezistența la tracțiune și duritatea oțelurilor analizate. Din experiența acumulată știm că la o valoare a limtei de $R_{p0.2} = 80 \times 10$ MPa, valoarea rezistenței la tracțiune variază între 95 – 110 x 10 MPa funcție de starea structurală, iar pentru studiul nostru (figura 6.33) pentru o valoare a limitei de curgere de 80 x 10 MPa (80daN) avem o valoare a rezistenței la tracțiune de 106,743 x 10 MPa (106,74 daN) și o duritate de 43 HRC pentru o mărime a grăunților de 30 microni (7,512 ASTM), valoarea optimă în cazul nostru.

30. Cu creșterea mărimii grăuntelui de austenită scade rezistența la deformare, dar crește pericolul de fisurare a materialului în timpul deformării plastice la cald fapt pentru care se determină timpul de austenizare pentru obținerea granulației optime (850 °C).

7. CONCLUZII FINALE. CONTRIBUȚII ORIGINALE. DIRECȚII DE CONTINUARE A CERCETĂRILOR.

7.1. Concluzii finale

1. Cercetările efectuate au scos în evidență faptul, că asigurarea unei compoziții chimice optime a oțelului, constituie un mijloc tehnic de asigurare a proprietăților de exploatare;

2. Tendințele la nivel mondial în producerea cilindrilor de laminor sunt de îmbunătățire a următoarelor caracteristici: rezistență la rupere, rezistență la uzură, stabilitate la fisurare, respectiv la oboseală termică și să prezinte o structură omogenă pe tăblie, duritatea constantă a calibrelor;

3. Oțelul destinat fabricării cilindrilor de laminor prin forjare, se elaborează în cuptor electric cu arc, tratament în stare lichidă în afara agregatului de elaborare în instalația L.F. (ladle furnace), sau mai recent în instalația de tratament sub vid, cu sau fără aport de căldură VAD/RH și se toarnă sub formă de lingouri cu secțiune octogonală;

4. Elementele de aliere, utilizate pentru elaborarea oțelurilor aliate, destinate fabricării cilindrilor de laminor sunt: crom, molibden, vanadiu, titan și niobiu, utilizate în diverse combinații și diferite conținuturi;

5. Corelațiile obținute prin prelucrarea datelor experimentale în programul de calcul EXCEL, exprimate sub formă analitică și grafică, prin funcții polinomiale de gradul 2, redau influența dintre compoziția chimică a aliajului considerat parametru independent și caracteristicile mecanice considerate ca parametri dependenți;

6. Toate corelațiile sunt prezentate sub forma funcției polinomiale de gradul 2, considerându-se că aceste funcții pe de o parte redau foarte bine dependențele, iar pe de altă parte sunt relativ simple din punct de vedere analitic;

7. Valorile medii a elementelor din compoziția chimică pentru sarjele analizate (C = 0,88 %; Si = 0,28 %; Mn = 0,30 %; Cr = 1,50 %; Mo = 0,24 %; Ni = 0,24 %; Cu = 0,16 %; V = 0,15 %; Al = 0,2 %; S = 0,05; P=0,01%) se încadrează în limitele prevăzute pentru oțelul 90VMoCr15 (pentru nici un element, concentrațiile acestuia nu s-a situat în afara limitelor impuse);

8. Influența elementelor din compoziția chimică asupra caracteristicilor mecanice, corespunde informațiilor din literatura de specialitate, prin corelații fiind reprezentată și influența cantitativă a acestora;

9. În fiecare reprezentare, s-a pus în evidență influența elementelor din compoziția chimică, atât la temperatura ridicată (la cald), cât și la temperatura ambiantă (la rece) asupra caracteristicilor mecanice;

10. Din punct de vedere a conținuturilor de sulf și fosfor acestea sunt mult sub limita maximă prevăzută de standard, ceea ce se reflectă și în valorile pentru caracteristicile calitative;

11. Domeniul de variație a parametrilor dependenți sunt foarte bine delimitate atât la partea superioară, cât și la cea inferioară, de curbe polinomiale de gradul 2, fiind exprimate și sub formă analitică;

12. În toate cazurile se constată o creștere a limitei de curgere și rezistenței la tracțiune în funcție de conținuturile de carbon, siliciu, mangan și elemente de aliere (Cr, Mo, V), astfel că odată cu creșterea acestora, cresc și valorile pentru aceste caracteristici, atât la rece cât și la cald;

13. Determinarea raportului între aceiași caracteristică la rece și la cald, permite estimarea valorii caracteristici la cald dacă se cunoaște valoarea caracteristici la rece;

14. Existența tendințelor (T1, T2) de creștere a durificării locale pentru oțelurile 90VMoCr15 și 55VMoCr12, poate sta la baza dezvoltării accentuate ale tensiunilor interne și implicit la fragilizarea structurală pe grosime, cu riscuri ridicate de apariție a ruperilor fragile în zonele examinate;

15. Pentru cilindrii produși din marca 90VMoCr15 introduși în exploatare la un laminor L 650, caja K – II pentru producerea unui semifabricat U22, durabilitatea medie este de 89,29 t/mm superioară cilindrilor din fontă FNS1 și celor din oțel 55VMoCr15;

16. Rezultatele obținute la prelucrarea datelor în programul MATLAB, confirmă valabilitatea corelațiilor obținute în programul EXCEL;

17. Valorile mai mari pentru caracteristicile mecanice ale oțelului experimental 90VMoCr15 – E, comparativ cu cele ale oțelului de referință 90VMoCr15, sunt datorate creșterii conținutului de vanadiu, în medie cu 0,10 %;

18. Raporturile între aceleași caracteristici ale oțelului experimental, raportate la oțelul de referință, atât pentru starea rece cât și caldă sunt supraunitare, ceea ce scoate în evidență o mai bună calitate pentru oțelul experimental;

19. Utilizarea programului de simulare, numit JMatPro (un acronim de soft pe baza *Java Proprietățile Materialelor*) prezintă avantajul că toate calculele se bazează pe principii fizice bine fundamentate, ceea ce face ca în timp multe din deficiențele de cercetare să fie evitate;

20. Utilizarea tehnicilor de simulare în condițiile enunțate mai sus, prezintă un interes deosebit, fiind indicată utilizarea acestora în analizele tehnologice pentru diferite etape tehnologice și diferiți parametri.

Elaborare – turnare – solidificare:

21. Datele privind parametrii turnării introduse în pachetul de simulare *AnyCasting*, furnizează informații referitoare la formarea defectelor de contracție (procent de apariție 0,0294 %);

22. Pe baza simulării se poate aprecia gradul de reducere a timpului de solidificare, astfel încât să crească gradul de omogenizare și să se reducă cel de segregare;

23. Programul de simulare a permis calcularea curbilor de fluaj, în funcție de tensiunea aplicată și temperaturile la intrarea materialului incandescent între cilindrii și temperatura medie de lucru a cilindrilor;

24. Diagrama pentru fluaj, în programul de simulare, a putut fi calculată atât în funcție de temperatură cât și de viteza de deformare, lucru care nu poate fi efectuat în condiții reale (practică).

Durabilitate:

25. Programul de simulare a permis să se calculeze proprietățile la oboseală ale oțelului 90VMoCr15 – E la temperaturi ridicate, știind compoziția chimică, tratamentul termic și microstructura, parametri care schimbă modul în care materialele răspund la încărcările ciclice;

26. La temperatură mai mare de peste 500 °C, starea de tensiune se reduce brusc ceea ce înseamnă că în timpul exploatarei suprafața de lucru a cilindrului nu trebuie să depășească această temperatură, impunându-se o răcire superficială a acestora, lucru confirmat și de simularea la fluaj;

27. În aceleași condiții de temperatură, dar la diferite valori ale amplitudinii și frecvenței de încărcare, tensiunile sunt aceleași la un număr de cicluri mici (sub 100 cicluri) și diferă numai la creșterea numărului de cicluri. Echivalarea variației tensiunii poate fi de asemenea calculată și pentru toate celelalte teste de amplitudini de tensiune;

28. Atunci când temperatura de încercare la oboseală, este apropiată de temperatura de lucru (temperatură care este oscilantă), valorile rezistenței la tracțiune și factorul de ductilitate la oboseală vor fi grav afectate.

Diagrama TTT si CCT:

29. În cazul oțelului 90 VMoCr15-E duritatea scade cu creșterea timpului și a transformării austenitice. Duritatea este mare pentru valori mici de timp de austenitizare, din cauza solubilității limitate a carburilor secundare;

30. Incluziunea parametrilor sensibili microstructural, face posibilă obținerea materialelor cu microstructurile dorite, aceasta fiind o metodă în curs de dezvoltare pentru predicția de microstructuri;

31. La o temperatură constantă de 950 °C, odată cu creșterea timpului de menținere crește și mărimea grăunților de austenită. Datorită faptului că odată cu creșterea mărimii grăunților de austenită scade rezistența la deformare, valoarea cea mai mică a mărimii grăunțului de austenită, pentru această temperatură o putem considera la 60 min.;

32. Corelarea dintre microstructură (mărimea grăunțului de austenită) și limita de curgere, influențează rezistența la tracțiune și duritatea oțelurilor analizate.

7.2. Contribuții personale

La efectuarea studiului, din literatura de specialitate, privitor la tematica tezei de doctorat, a experimentărilor efectuate în fază de laborator, a verificărilor prin simulare și a analizei tehnologice a rezultatelor obținute, consider că mi-am adus următoarele contribuții personale:

1. Realizarea pe baza studiului literaturii de specialitate, cu referire la producerea cilindrilor de laminor, destinați laminoarelor industriale pentru laminarea oțelurilor a unor sinteze privind:

- tehnologiile de fabricație a cilindrilor de laminor;
- caracteristicile calitative atât la temperatura ambiantă, cât și la temperatură ridicată, a oțelurilor destinate producerii cilindrilor de laminor, cu respectarea condițiilor impuse de Standarde, Norme Interne Departamentale și Caiete de Sarcini;
- influența elementelor de aliere asupra caracteristicilor fizico-mecanice a cilindrilor de laminor.

2. Analiza fluxului tehnologic de elaborare a oțelului în cuptoare electrice cu arc în cadrul Metalurgica Aiud;
3. Stabilirea pe baza analizei fluxului de fabricație a structurii încălzirii metalice și a limitelor de variație pentru parametri tehnologici;
4. Stabilirea tehnologiei de elaborare, turnare, deformare plastică la cald și de tratamente termice, a oțelului produs în fază de laborator, în cuptorul electric cu inducție de 10kg;
5. Stabilirea metodologiei de aliere în funcție de influența acestuia asupra caracteristicilor mecanice;
6. Determinarea caracteristicilor mecanice și ale structurii atât la temperatura ambiantă cât și la temperatură ridicată pentru oțelurile experimentale, respectiv, pentru cele de referință;
7. Stabilirea prin prelucrarea datelor în programele de calcul EXCEL și MATLAB, a unor corelații simple și multiple între caracteristicile mecanice, considerate parametri dependenți, și elementele din compoziția chimică (C, Si, Mn, Cr, Mo și V), considerate ca parametri independenți, atât pentru oțelul de referință cât și pentru cel experimental;
8. Determinarea raporturilor dintre caracteristicile similare la rece și la cald atât pentru oțelul de referință cât și cel experimental;
9. Definitivarea compoziției chimice pentru oțelul experimental, care conduce la îmbunătățirea caracteristicilor mecanice;
10. Determinarea raporturilor între caracteristicile similare la rece prin raportarea caracteristicilor oțelului experimental la cel de referință, atât la rece cât și la cald;
11. Determinarea durabilității pentru cilindrii produși din oțel 90VMoCr15, utilizați la un laminor de profile grele și comparația cu cilindrii produși din oțel de calitate 55VMoCr12 și din fontă FNS 1;
12. Simularea variației caracteristicilor tehnologice ale oțelului 90VMoCr15 – E, în funcție de o serie de parametri tehnologici (măsurabili sau calculabili);
13. Determinarea prin utilizarea Programului de simulare JMatPro a proprietăților la oboseală ale oțelului 90VMoCr15 – E la temperaturi ridicate, știind compoziția chimică, tratamentul termic, microstructura și proprietățile care schimbă modul în care materialele răspund la încărcările ciclice;
14. Stabilirea influenței mărimii grăuntelui de austenită asupra rezistenței la deformare și determinarea timpului de austenizare pentru obținerea granulației optime (850 °C);
15. Analiza tehnologică a rezultatelor obținute și confirmarea pe baza acestora a avantajelor utilizării pentru producerea cilindrilor din oțelul experimental 90VMoCr15 – E.

7.3. Direcții de continuarea a cercetărilor

Având în vedere rezultatele cercetărilor efectuate referitoare la "Cercetări privind îmbunătățirea calității oțelului destinat fabricării cilindrilor de laminor", consider că acestea prezintă interes deosebit pentru industria siderurgică, și pot continua pe viitor în următoarele direcții:

1. Producerea oțelului și cu elementele de aliere niobiu și titan.
2. Extinderea cercetărilor pentru oțelul studiat, sau apropiate din punct de vedere al caracteristicilor calitative și a compoziției chimice asupra fenomenului de fluaj (la temperatură constantă și diferite valori ale tensiunii).

3. Extinderea cercetărilor pentru oțelul experimental și din punct de vedere al tratamentelor termice.

4. Utilizarea la turnarea oțelului a microrăcitorilor (adaos în lingotieră) cu scopul omogenizării și finisării structurii de turnare.

~ ANEXE ~

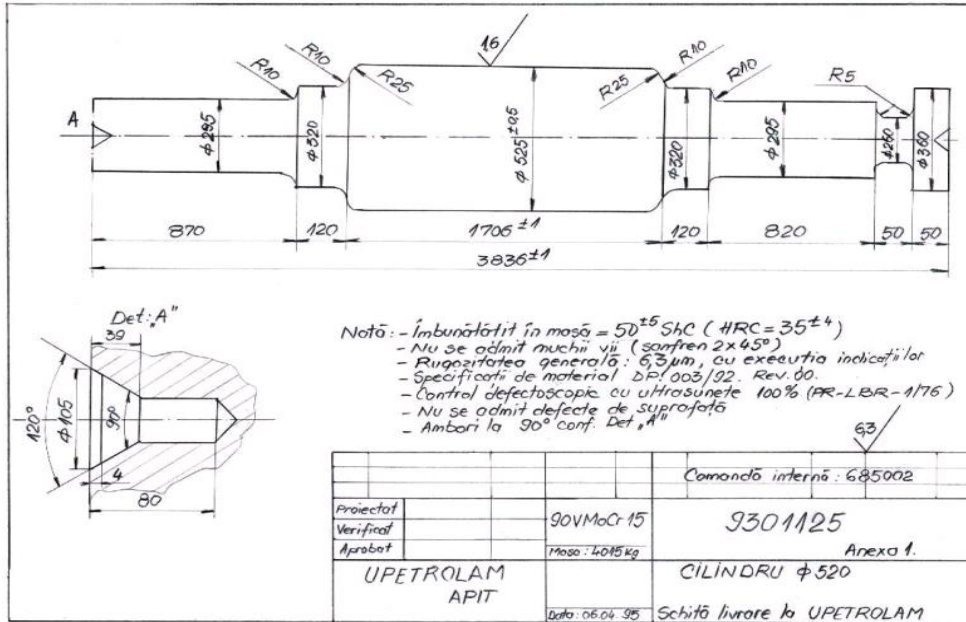


FIGURA 2.1.A
 SCHIȚĂ LIVRARE CILINDRU Ø 520

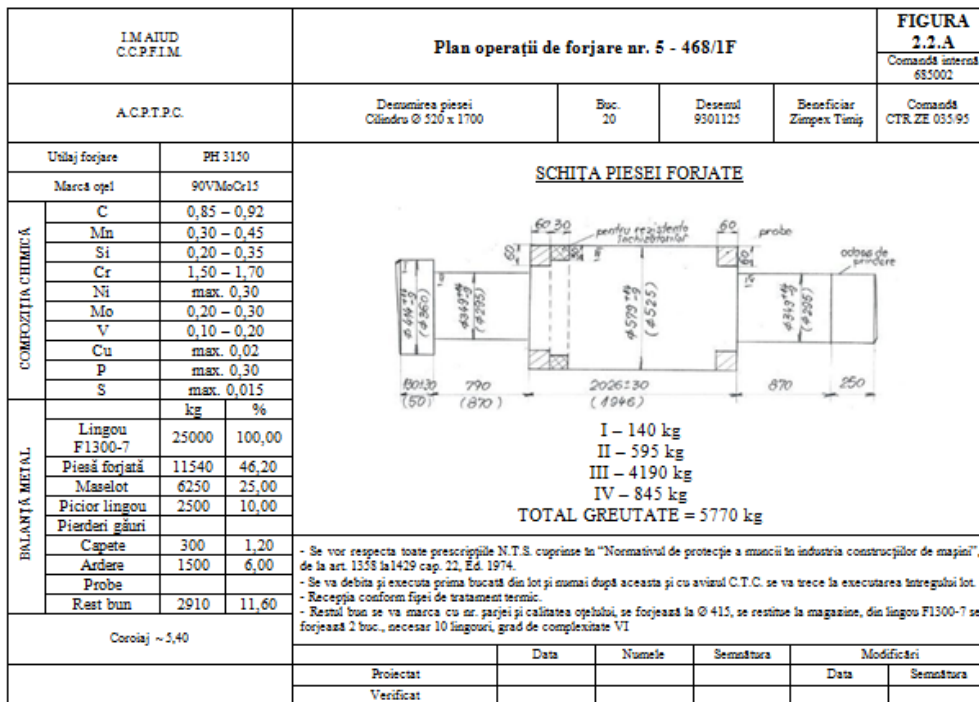


FIGURA 2.2.A
 PLAN OPERAȚII DE FORJARE NR. 5 - 468/1F

Fișă tehnologică de tratament termic nr. 5 – 468/ a							FIGURA 2.3.A				
C-da beneficiar	CTR ZE 035/95		Denumirea piesei Cilindru Ø 520 x 1700	Desen nr. 93011 25	Nr. lucrări 30	Greutatea piesei prelucrate 4015	Greutatea piesei forjate și turnate 5770				
Beneficiar	Zimpex Timișoara										
C-da internă	685002										
Marcă material	COMPOZIȚIA CHIMICĂ										
90VMoCr15	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	P	Cu	As	V
	0,8 5 – 0,9 2	0,3 0 – 0,4 5	0,2 0 – 0,3 5	1,50 – 1,70	max . 0,30	0,20 – 0,30	max. 0,015	max. 0,02	ma x. 0,3 0		0,1 0 – 0,2 0
Caracteristici mecanice și de recepție după execuția operației											
ÎNCERCĂRI			Duritate a	K	R ₀	A ₅	Z	KCU			
Adaos	Categor ia	STAS	HB	kgf/m m ²	kgf/m m ²	%	%	daJ/cm ²			
prob e	V	1.IV.17 NID 8536/1– 79	max. 240								
Itinerar tehnologic și de recepție din punct de vedere metalurgic											
Nr.	Operația	Nr.	Operația	Nr.	Operația	Nr.	Operația				
1	Elaborare oțel	6	- normalizare	11	Polizare+curăț ire	16	Recepție				
2	Turnare	7	- recoacere de globulizare	12	Control us inf.	17	- dimens.				
3	Recepție	8	- rec. de dehidrogenare	13	- dimensiune	18	Contr. us				
4	Forjare	9	Recepție	14	- duritate	19	-				
5	T.T primar	10	- aspect marcaj	15	Preeboșare	20	-				

FIGURA 2.3.A
FIȘĂ TEHNOLOGICĂ TRATAMENT TERMIC

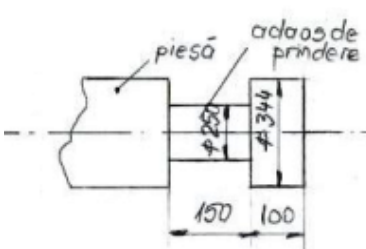
Parametrii tratamentului termic								
Operația	Nr.	Timpul cuptorului	Temp. mat. la încărcare	Temp. cuptor. la încărcare	Viteza de încălzire	Temp. de încălzire	Timp de menținere	Condiții de răcire
TTP	6	C.V.M.	580±20	580±20	-	580±10	11 h	-
TTP	6	C.V.M.	580±10	580±10	50°C/h	950±10	16 h	răcire prin desc. până la 350 °C
TTP	8	C.V.M.	350±20	350±20	-	350±10	11 h	-
TTP	7	C.V.M.	350±10	350±10	50°C/h	820±10	24 h	15 °C/h până la 600 °C
TTP	7	C.V.M.	600±20	600±20	-	600±10	11 h	-
TTP	7	C.V.M.	600±10	600±10	50°C/h	820±10	24 h	15 °C/h până la 600 °C
TTP	8	C.V.M.	600±20	600±20	-	600±10	11 h	-
TTP	8	C.V.M.	600±10	600±10	50°C/h	710±10	$\tau = f(H_2)$	15 °C/h până la 400 °C
								cuptor oprit răcire cu 15 °C/h
Nr.crt.	Operația		Categ	Timp acordat	Observații privind T.T. și prelucrarea: Control ultrasunete conform normei PR-LBR-1-76 			
1	Normalizare		IV	1750				
2	Recoacere de globulizare							
3	Recoacere dehidrogenare							
4	Polizare		III	300				
Observații: Se vor respecta toate NTS referitor la locul de muncă, transport, încărcare, depozitare și în special NTS din N P v 1 II Sid hd 1978 art. 1101 - 1110 și Art. 374 - 480								
	Proiectat tehnologia	Verificat tehnologia	Normare	Verificat categori e normare				
Data	21.04.1995							
Numele								
Semnătura								

FIGURA 2.3.A (continuare)
 FIȘĂ TEHNOLOGICĂ TRATAMENT TERMIC
 NR. 5 - 468 / a

Fișă tehnologică de tratament termic nr. 5 – 468/ b							FIGURA 2.4.A				
C-da beneficiar	CTR ZE 035/95		Denumirea piesei Cilindru Ø 520 x 1700		Desen nr. 93011 25	Nr. lucrări 30	Greutatea piesei prelucrate 4015	Greutate a piesei forjate și turnate 5770			
Beneficiar	Zimpex Timișoara										
C-da internă	685002										
Marcă material	COMPOZIȚIA CHIMICĂ										
90VMoCr15	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	P	Cu	As	V
	0,8 5 – 0,9 2	0,3 0 – 0,4 5	0,2 0 – 0,3 5	1,5 0 – 1,7 0	max. 0,30	0,20 – 0,30	max. 0,01 5	ma x. 0,0 2	max. 0,30		0,1 0 – 0,2 0
Caracteristici mecanice și de recepție după execuția operației											
ÎNCERCĂRI			Duritate pe tăblie	K	R ₀	A ₅	Z	KCU			
Adaos	Categor ia	STAS	HRC	kgf/m m ²	kgf/m m ²	%	%	daJ/cm ²			
probe	V	1.IV.17 NID 8536/1- 79	28 – 37	95 – 120	min. 78	min. 15	min.4 0	min. 3			
Itinerar tehnologic și de recepție din punct de vedere metalurgic											
Nr.	Operația	Nr.	Operația	Nr.	Operația	Nr.	Operația				
1	Eboșare	6	Control ultrasunete	11	- aspect	16					
2	Recepție	7	T.T secundar	12	- dimensiune	17					
3	- aspect	8	- călire	13	- duritate	18					
4	- dimensiune	9	- revenire	14	Control US	19					
5	- duritate	10	Recepție	15	-probe mec.	20					

FIGURA 2.4.A
FIȘĂ TEHNOLOGICĂ TRATAMENT TERMIC
NR. 5 – 468 / b

Parametrii tratamentului termic								
Operația	Nr.	Timpul cuptorului	Temp. mat. la încărcare	Temp. cuptor. la încărcare	Viteza de încălzire	Temp. de încălzire	Timp de menținere	Condiții de răcire
TTS	8	Cupt. vert	ambiantă	280±10	-	250±10	5 h	-
TTS	8	Cupt. vert	250±10	250±10	50°C/h	650±10	5 h	-
TTS	8	Cupt. vert	650±10	650±10	50°C/h	850±10	12 h	ulei până la 150 °C
TTS	9	Cupt. vert	150±10	300±10	-	300±10	6 h	-
TTS	9	Cupt. vert	300±10	300±10	≤50°C/h	550±10	8 h	≤50°C/h până la 300 °C
TTS	9	Cupt. vert	300±10	300±10	-	300±10	11 h	-
TTS	9	Cupt. vert	300±10	300±10	≤50°C/h	550±10	8 h	≤50°C/h până la 300 °C
TTS	9	Cupt. vert	300±10	300±10	-	300±10	11 h	-
TTS	9	Cupt. vert	300±10	300±10	≤50°C/h	550±10	8 h	≤50°C/h până la 300 °C
TTS	9	Cupt. vert	300±10	300±10	-	300±10	11 h	20°C/h până la 150 °C apoi în aer
Nr.crt.	Operația			Categ	Timp acordat	Observații privind T.T. și prelucrarea: Control ultrasunete conform normei PR-LBR-1-76		
1	Călire			V	540			
2	Revenire			V	1600			
3	Prelevat probe			III	200			
4	-			-	-			
Observații: Se vor respecta toate NTS referitor la locul de muncă, transport, încărcare, depozitare și în special NTS din N P v 1 II Sid hd 1978 art. 1101 - 1110 și Art. 374 - 480								
Proiectat tehnologia			Verificat tehnologia		Normare		Verificat categorie normare	
Data	21.04.1995							
Numele								
Semnătura								

FIGURA 2.4.A (continuare)
FIȘĂ TEHNOLOGICĂ TRATAMENT TERMIC NR. 5 - 468 / b

TABELUL 4.1.A

Situația defectelor cu ultrasunete pentru cilindrii forjați în perioada
06.06.1995 – 15.04.1996

1. Ponderea defectelor:

1.1. Total cilindrii analizați:	179 bucăți, procent 100,00 %
1.2. Cilindrii fără defecte:	108 bucăți, procent 60,34 %
1.3. Cilindrii cu defecte:	71 bucăți, procent 39,66 %

2. Tipuri de defecte:

2.1. Defecte centrale: înscrise în $\emptyset < 80$ mm	44 bucăți, procent de 62,00 % din total defecte 24,59 % din total cilindri
2.2. Defecte necentrale: înscrise în $\emptyset < 80$ mm	27 bucăți, procent de 38,00 % din total defecte 15,07 % din total cilindri

3. Localizarea defectelor

LOCUL DEFECTULUI	TOTAL			CENTRALE			NECENTRALE		
	Nr.	% din total defecte	% din total cilindri	Nr.	% din total defecte	% din total cilindri	Nr.	% din total defecte	% din total cilindri
1) TĂBLIE	32	45,10	17,88	17	24,00	9,50	15	21,10	8,38
2) TĂBLIE + FUS LUNG	8	11,20	4,47	4	5,60	2,23	4	5,60	2,23
3) TĂBLIE + FUS SCURT	12	16,90	6,70	5	7,00	2,80	7	9,90	3,90
4) TĂBLIE + FUS LUNG + FUS SCURT	-	-	-	-	-	-	-	-	-
5) FUS LUNG	6	8,50	3,35	6	8,50	3,35	-	-	-
6) FUS SCURT	12	16,90	6,70	11	15,50	6,15	1	1,40	0,56
7) FUS LUNG + FUS SCURT	1	1,40	0,56	1	1,40	0,56	-	-	-
8) TOTAL DEFECTE	71	100,00	39,66	44	44,00	24,59	27	38,00	15,07

39,66 % : defecte din care

24,59 % : defecte central care se pot elimina prin găurire

15,70 % : defecte care nu se pot elimina

TABELUL 4.2.A

Compoziția chimică pentru șarjele oțelului de referință 90VMOCr15, de la Melaurgica Aiud

Șarja	Compoziția chimică, [%]										
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Al	S	P
	0,87 - 0,93	max 1,00	max 1,00	1,45 - 1,55	max 0,30	0,20 - 0,30	max 0,20	0,10 - 0,20	max 0,04	max 0,03	max 0,03
9-176A	0,83	0,26	0,34	1,47	0,24	0,23	0,20	0,20	0,04	0,020	0,014
9-093	0,87	0,32	0,27	1,49	0,20	0,27	0,20	0,18	0,02	0,020	0,015
9-117	0,90	0,28	0,32	1,52	0,25	0,21	0,14	0,16	0,02	0,020	0,018
9-108	0,89	0,30	0,38	1,54	0,28	0,24	0,18	0,13	0,02	0,030	0,020
9-094	0,85	0,32	0,29	1,48	0,27	0,22	0,17	0,18	0,02	0,020	0,017
9-123	0,92	0,35	0,31	1,50	0,22	0,25	0,19	0,19	0,02	0,030	0,017
9-118	0,86	0,21	0,26	1,53	0,24	0,29	0,16	0,17	0,03	0,023	0,020
9-116	0,84	0,32	0,40	1,46	0,23	0,21	0,20	0,10	0,03	0,017	0,022
9-127	0,92	0,34	0,27	1,49	0,25	0,25	0,17	0,12	0,02	0,015	0,015
9-115	0,91	0,41	0,30	1,51	0,27	0,22	0,13	0,14	0,03	0,018	0,014
9-119	0,87	0,27	0,32	1,53	0,23	0,21	0,17	0,13	0,04	0,020	0,013
9-048	0,90	0,29	0,27	1,46	0,22	0,27	0,15	0,19	0,03	0,016	0,018
9-050	0,86	0,23	0,25	1,49	0,27	0,25	0,14	0,20	0,02	0,020	0,019
9-051	0,85	0,22	0,29	1,45	0,25	0,22	0,16	0,17	0,02	0,020	0,020
9-043	0,88	0,31	0,26	1,53	0,28	0,26	0,11	0,14	0,01	0,022	0,015
9-178C	0,90	0,27	0,30	1,54	0,23	0,23	0,20	0,15	0,03	0,024	0,020
9-026	0,87	0,25	0,32	1,50	0,26	0,25	0,12	0,16	0,03	0,018	0,017
9-030	0,93	0,29	0,37	1,45	0,22	0,24	0,17	0,20	0,02	0,015	0,015
9-076	0,85	0,31	0,28	1,55	0,28	0,26	0,11	0,11	0,03	0,016	0,014
9-077	0,87	0,37	0,37	1,53	0,20	0,23	0,20	0,15	0,03	0,019	0,018
9-079	0,91	0,24	0,28	1,47	0,24	0,26	0,11	0,12	0,02	0,015	0,020
9-069	0,85	0,28	0,27	1,49	0,27	0,28	0,14	0,17	0,03	0,017	0,024
9-176C	0,92	0,23	0,25	1,52	0,29	0,29	0,18	0,20	0,03	0,019	0,014
9-178A	0,89	0,26	0,29	1,48	0,22	0,21	0,16	0,18	0,02	0,029	0,016
9-018	0,87	0,25	0,30	1,53	0,24	0,26	0,13	0,13	0,02	0,022	0,016
9-023	0,88	0,29	0,32	1,51	0,28	0,24	0,20	0,12	0,02	0,016	0,018

TABEL 4.3.A

Caracteristicile mecanice la temperatura ambiantă, pentru șarjele oțelului de referință 90VMoCr15, de la Melaurgica Aiud

Șarja	Caracteristici mecanice					
	Limita de curgere, $R_{p0.2}$	Rezistența la tracțiune (rupere), R_m	Alungirea, A_5	Coeficientul de gătuire, Z	Reziliența (energia de rupere), KCU	Duritatea, HBW
	N/mm ²	N/mm ²	%	%	J	daN/mm ²
9-176A	497	1052	6	6	9,40	292
9-093	866	1001	13	29	15,10	301
9-117	618	930	15	20	25,80	264
9-108	764	1023	11	21	13,50	296
9-094	601	959	15	26	23,30	272
9-123	637	1006	11	17	17,60	301
9-118	790	1073	10	14	16,30	318
9-116	576	859	17	29	35,10	257
9-127	739	1034	7	6	10,20	308
9-115	662	1106	10	14	7,40	329
9-119	752	1034	14	28	13,50	306
9-048	815	1049	12	26	20,00	313
9-050	591	849	20	40	38,00	241
9-051	709	980	10	11	14,30	287
9-043	616	913	16	25	27,40	262
9-178C	573	1159	6	8	6,60	324
9-026	548	1073	7	8	10,20	298
9-030	611	1009	10	12	13,90	294
9-076	637	950	17	39	32,30	276
9-077	701	1083	11	21	6,90	298
9-079	637	1079	5	6	8,60	303
9-069	586	975	15	24	22,90	292
9-176C	510	1054	13	24	11,10	294
9-178A	484	1050	14	23	13,10	290
9-018	866	1060	15	41	23,30	292
9-023	879	1169	4	4	9,00	340

TABEL 4.4.A

Caracteristicile mecanice la temperatura 565 °C, pentru șarjele oțelului de referință 90VMoCr15, de la Melaurgica Aiud

Șarja	Caracteristici mecanice					
	Limita de curgere, $R_{p0.2}$	Rezistența la tracțiune (rupere), R_m	Alungirea, A_5	Coeficientul de gătuire, Z	Reziliența (energia de rupere), KCU	Duritatea, HBW
	N/mm ²	N/mm ²	%	%	J	daN/mm ²
9-176A	312	509	21	52	26	312
9-093	324	526	20	58	27	324
9-117	318	513	23	58	23	318
9-108	326	540	22	59	30	326
9-094	339	500	24	62	27	339
9-123	324	530	20	53	17	324
9-118	315	516	18	57	23	315
9-116	322	507	25	66	26	322
9-127	332	540	22	60	25	332
9-115	326	510	21	54	18	326
9-119	339	525	26	66	16	339
9-048	337	500	21	59	23	337
9-050	322	504	24	62	21	322
9-051	336	517	22	56	26	336
9-043	341	505	19	60	29	341
9-178C	326	509	21	56	20	326
9-026	339	537	22	54	19	339
9-030	324	505	19	52	15	324
9-076	337	523	23	61	23	337
9-077	331	545	24	68	18	331
9-079	321	521	23	64	25	321
9-069	318	530	22	69	26	318
9-176C	341	540	22	66	23	341
9-178A	333	533	24	66	24	333
9-018	326	540	25	62	22	326
9-023	334	529	18	52	15	334

ANEXA 5.A

Echivalența în lume pentru oțelul marca și valori obținute pentru încercările la tracțiune și încovoiere la temperatură ambiantă și la 565 °C

Tabelul 5.1.A. Oțelul SUJ fabricat în Japonia

Stahlschlüssel 2007 - Key to Steel 2007

File View Options Favorites Help

New Open Save Search Print

Composition SUJ 4 (P)

Search Advanced search

Symbol SUJ 4 Copy

Country <all>

Element	min. %	max. %	Single value	Tolerance %
C			0.88	10
Si			0.32	10
Mn			0.3	10
P			0.001	10
S			0.005	10
Cr			1.5	10
Ni			0.25	10
Mo			0.2	10
Cu			0.15	10

Search results

Element	Searched values			Material		% -difference	
	min. %	max. %	single	min. %	max. %	min.	max.
C			0.88	0.95	1.10	-7.95	25
Si			0.32	0.15	0.05	53.12	9.37
Mn			0.3	0.00	0.50	100	66.67
P			0.001	0.000	0.025	100	2400
S			0.005	0.000	0.025	100	400
Cr			1.5	1.30	1.60	13.33	6.67
Cu			0.15	0.00	0.25	100	66.67
Mo			0.2	0.10	0.25	50	25
Ni			0.25	0.00	0.25	100	0

View Favorites

Logged in 0 Composition(s) found

start Total Commander 7.5... RAPORT AUTOCIEVAL... JMaPro User's Guide... Stahlschlüssel 2007... EN 11:14 AM

Tabelul 5.2.A. Oțelul 9Ch1 fabricat în Rusia

Stahlschlüssel 2007 - Key to Steel 2007

File View Options Favorites Help

New Open Save Search Print

Composition 9Ch1 (RU)

Search

Designation
Composition
Properties

Search Advanced search

Symbol 9Ch1 Copy

Country <all>

Element	min. %	max. %	Single value	Tolerance %
C			0.88	10
Si			0.32	10
Mn			0.3	10
P			0.001	10
S			0.005	10
Cr			1.5	10
Ni			0.25	10
Mo			0.2	10
Cu			0.15	10

Delete all
Delete item
Search
Fuzzy Search

Search results

9Ch1 (RU)
9Ch1F (RU)
B02180 (CN)
Ch (RU)
GCr18Mo (CN)
SLU 4 (JP)

Element	Searched values			Material		% -difference	
	min. %	max. %	single	min. %	max. %	min.	max.
C			0.88	0.80	0.95	9.09	7.95
Si			0.32	0.25	0.45	21.88	40.62
Mn			0.3	0.15	0.45	50	50
P			0.001	0.000	0.030	100	2900
S			0.005	0.000	0.030	100	500
Cr			1.5	1.40	1.70	6.67	13.33
Cu			0.15	0.00	0.30	100	100
Mo			0.2	0.00	0.20	100	0
Ni			0.25	0.00	0.40	100	60
Ti	-	-	-	0.00	0.03	∞	∞
V	-	-	-	0.00	0.15	∞	∞
W	-	-	-	0.00	0.20	∞	∞

View
Favorites

Logged in 6 Composition(s) found

start Total Commander 7.5... RAPORT AUTOEVALU... MailPro User's Guide... Stahlschlüssel 2007 ... Document1 - Microsof... 11:15 AM

Tabelul 5.3.A. Oțelul 9Ch1F fabricat în Rusia

Stahlschlüssel 2007 - Key to Steel 2007

File View Options Favorites Help

New Open Save Search Print

Composition 9Ch1F (RU)

Search Search Advanced search

Symbol 9Ch1F Copy

Country <all>

Element	min. %	max. %	Single value	Tolerance %
C			0.88	10
Si			0.32	10
Mn			0.3	10
P			0.001	10
S			0.005	10
Cr			1.5	10
Ni			0.25	10
Mo			0.2	10
Cu			0.15	10

Delete all
Delete item
Search
Fuzzy Search

Search results

Element	Searched values			Material		% -difference	
	min. %	max. %	single	min. %	max. %	min.	max.
9Ch1 (RU)							
9Ch1F (RU)							
B02180 (CN)							
Ch (RU)							
GCr18Mo (CN)							
SLU 4 (JP)							
C			0.88	0.65	0.95	3.41	7.95
Si			0.32	0.20	0.50	37.5	56.25
Mn			0.3	0.20	0.70	33.33	133.33
P			0.001	0.000	0.030	100	2900
S			0.005	0.000	0.030	100	500
Cr			1.5	1.40	1.70	6.67	13.33
Cu			0.15	0.00	0.30	100	100
Mo			0.2	0.00	0.20	100	0
Ni			0.25	0.00	0.35	100	40
Ti	-	-	-	0.00	0.03	∞	∞
V	-	-	-	0.10	0.25	∞	∞
W	-	-	-	0.00	0.20	∞	∞

View
Favorites

Logged in 6 Composition(s) found

start Total Commander 7.5... RAPORT AUTOEVALU... JMaPro User's Guide... Stahlschlüssel 2007... Document - Microsof... 11:16 AM

Tabelul 5.4.A. Oțelul B01280 fabricat în China

Stahlschlüssel 2007 - Key to Steel 2007

File View Options Favorites Help

New Open Save Search Print

Composition B02180 (CN)

Search Search Advanced search

Symbol B02180 Copy

Country <all>

Element	min. %	max. %	Single value	Tolerance %
C			0.88	10
Si			0.32	10
Mn			0.3	10
P			0.001	10
S			0.005	10
Cr			1.5	10
Ni			0.25	10
Mo			0.2	10
Cu			0.15	10

Delete all
Delete item
Search
Fuzzy Search

Search results

9Ch1 (RU)
9Ch1F (RU)
B02180 (CN)
Ch (RU)
GCr18Mo (CN)
SLU 4 (JP)

Element	Searched values			Material		% -difference		Others
	min. %	max. %	single	min. %	max. %	min.	max.	
C			0.88	0.95	1.05	-7.95	19.32	
Si			0.32	0.20	0.40	37.5	25	
Mn			0.3	0.25	0.40	16.67	33.33	
P			0.001	0.000	0.025	100	2400	
S			0.005	0.000	0.020	100	300	
Cr			1.5	1.65	1.95	-10	30	
Cu			0.15	0.00	0.25	100	66.67	
Mo			0.2	0.15	0.25	25	25	
Ni			0.25	0.00	0.25	100	0	
-								02e+12x10-6

View
Favorites

Logged in 6 Composition(s) found

start Total Commander 7.5... RAPORT AUTOEVALU... JMaPro User's Guide... Stahlschlüssel 2007... Document1 - Microsof... 11:17 AM

Tabelul 5.5.A. Oțelul Ch fabricat în Rusia

Stahlschlüssel 2007 - Key to Steel 2007

File View Options Favorites Help

New Open Save Search Print

Composition Ch (RU)

Search Search Advanced search

Symbol Ch Copy

Country <all>

Element	min. %	max. %	Single value	Tolerance %
C			0.88	10
Si			0.32	10
Mn			0.3	10
P			0.001	10
S			0.005	10
Cr			1.5	10
Ni			0.25	10
Mo			0.2	10
Cu			0.15	10

Delete all
Delete item
Search
Fuzzy Search

Search results

- 9Ch1 (RU)
- 9Ch1F (RU)
- B02180 (CN)
- Ch (RU)**
- Gc18Mo (CN)
- SLU 4 (JP)

Element	Searched values			Material		% -difference	
	min. %	max. %	single	min. %	max. %	min.	max.
C			0.88	0.95	1.10	-7.95	25
Si			0.32	0.10	0.40	68.75	25
Mn			0.3	0.15	0.45	50	50
P			0.001	0.000	0.030	100	2900
S			0.005	0.000	0.030	100	500
Cr			1.5	1.30	1.65	13.33	10
Cu			0.15	0.00	0.30	100	100
Mo			0.2	0.00	0.20	100	0
Ni			0.25	0.00	0.40	100	60
Ti	-	-	-	0.00	0.03	∞	∞
V	-	-	-	0.00	0.15	∞	∞
W	-	-	-	0.00	0.20	∞	∞

View
Favorites

Logged in 6 Composition(s) found

start Total Commander 7.5... RAPORT AUTOEVALU... JMaPro User's Guide... Stahlschlüssel 2007... Document - Microsof... 11:17 AM

Tabelul 5.6.A. Oțelul GCr18Mo fabricat în China

Stahlschlüssel 2007 - Key to Steel 2007

File View Options Favorites Help

New Open Save Search Print

Composition GCr18Mo (CN)

Search Search Advanced search

Symbol GCr18Mo Copy

Country <all>

Element	min. %	max. %	Single value	Tolerance %
C			0.88	10
Si			0.32	10
Mn			0.3	10
P			0.001	10
S			0.005	10
Cr			1.5	10
Ni			0.25	10
Mo			0.2	10
Cu			0.15	10

Delete all
Delete item
Search
Fuzzy Search

Search results

Element	Searched values			Material		% -difference		Others
	min. %	max. %	single	min. %	max. %	min.	max.	
9Cr1 (RU)			0.88	0.95	1.05	-7.95	19.32	
9Cr1F (RU)			0.32	0.20	0.40	37.5	25	
B02180 (CN)			0.3	0.25	0.40	16.67	33.33	
Ch (RU)			0.001	0.000	0.025	100	2400	
GCr18Mo (CN)			0.005	0.000	0.020	100	300	
SLU 4 (JP)			1.5	1.65	1.95	-10	30	
			0.15	0.00	0.25	100	66.67	
			0.2	0.15	0.25	25	25	
			0.25	0.00	0.25	100	0	
-								02e+12x10-6

View
Favorites

Logged in 6 Composition(s) found

start Total Commander 7.5... RAPORT AUTOEVALU... JMaPro User's Guide... Stahlschlüssel 2007... Document - Microsof... 11:17 AM

Tab.5.7.A Valori obținute pentru încercarea la tracțiune la temperatura ambiantă

Marcaj epruvetă	Diam. inițial, d_0	Lung. inițială, l_0	Diam. ultim, d_u	Lung. ultimă, l_u	Forța maximă, F_{max}	Limita de curgere, $R_{p0.2}$	Rezist. la tracțiune, R_m	Alungirea, A_5	Gatuirea, Z
	mm	mm	mm	mm	N	N/mm ²	N/mm ²	%	%
1.1.	4,99	25,00	4,80	26,80	12220	700	780	10	30
1.2.	4,99	25,00	4,80	26,40	12750	710	768	10	30
2.1.	4,98	25,00	3,10	32,00	12180	780	1010	28	61
3.1.	4,98	25,00	2,60	32,30	9400	831	936	29	73
3.2.	4,97	25,00	2,60	33,50	9820	815	920	34	73
4.1.	4,99	25,00	2,70	32,00	12230	868	890	28	71
4.2.	4,99	25,00	2,70	32,80	12420	975	1040	31	71

Tab.5.8.A Valori obținute pentru încercarea la tracțiune la temperatura de 565 °C

Marcaj epruvetă	Diam. inițial, d_0	Lung. inițială, l_0	Diam. ultim, d_u	Lung. ultimă, l_u	Forța maximă, F_{max}	Limita de curgere, $R_{p0.2}$	Rezis. la tracțiune, R_m	Alungirea, A_5	Gatuirea, Z
	mm	mm	mm	mm	N	N/mm ²	N/mm ²	%	%
1.1.	4,99	25,00	4,30	29,60	6220	280	318	18	26
1.2.	4,99	25,00	4,20	30,30	6000	294	307	21	29
3.1.	5,00	25,00	2,10	33,30	5800	338	296	33	82
3.2.	5,00	25,00	2,10	33,80	5440	341	277	35	82
4.1.	4,99	25,00	2,20	32,40	6980	336	357	30	81
4.2.	4,98	25,00	2,10	32,70	6700	345	344	31	82

Tab.5.9.A Valori obținute pentru încercarea la încovoiere prin șoc la temperatura ambiantă

Marcaj epruvetă	Dimensiuni epruvetă					Energia de rupere, KV
	Înălț. la baza creștăturii, a	Lățimea, b	Înălțimea, h	Raza, r	Lungimea, l	
	mm	mm	mm	mm	mm	J
1.1.	7,98	10,00	9,99	1,00	55,00	4
1.2.	7,98	10,00	10,00	1,00	54,90	4
1.3.	8,00	10,00	10,01	1,00	55,10	4
2.1.	7,99	10,00	10,00	1,00	55,10	133
2.2.	7,97	9,99	10,00	1,00	55,10	141
2.3.	8,00	10,00	10,00	1,00	55,20	152
3.1.	8,02	9,99	9,99	1,00	55,30	178
3.2.	7,99	10,00	9,99	1,00	55,10	186
3.3.	8,00	9,98	9,99	1,00	55,02	194
4.1.	7,99	10,00	9,99	1,00	55,10	115
4.2.	7,97	10,00	9,99	1,00	55,10	120

Tab.5.10.A Valori obținute pentru încercarea la încovoiere prin șoc la temperatura de 565 °C

Marcaj epruvetă	Dimensiuni epruvetă					Energia de rupere, KV
	Înălț. la baza creștăturii, a	Lațimea, b	Înălțimea, h	Raza, r	Lungimea, l	
	mm	mm	mm	mm	mm	J
1.4.	7,98	10,01	10,00	1,00	55,10	8
1.5.	8,00	10,00	10,00	1,00	54,90	8
1.6.	7,99	10,01	10,00	1,00	55,20	9
2.4.	7,98	10,00	10,00	1,00	55,10	137
2.5.	7,97	10,00	9,99	1,00	55,10	140
2.6.	8,01	9,99	10,00	1,00	55,20	135
3.4.	7,98	9,99	10,00	1,00	55,10	115
3.5.	8,01	10,00	9,99	1,00	55,10	137
3.6.	8,01	9,98	10,00	1,00	55,10	154
4.3.	7,99	10,01	10,00	1,00	55,20	91
4.4.	8,01	10,00	9,99	1,00	55,10	106

ANEXA 6.A.

PROPRIETĂȚI DE MATERIAL ALE OȚELULUI EXPERIMENTAL 90VMoCr15

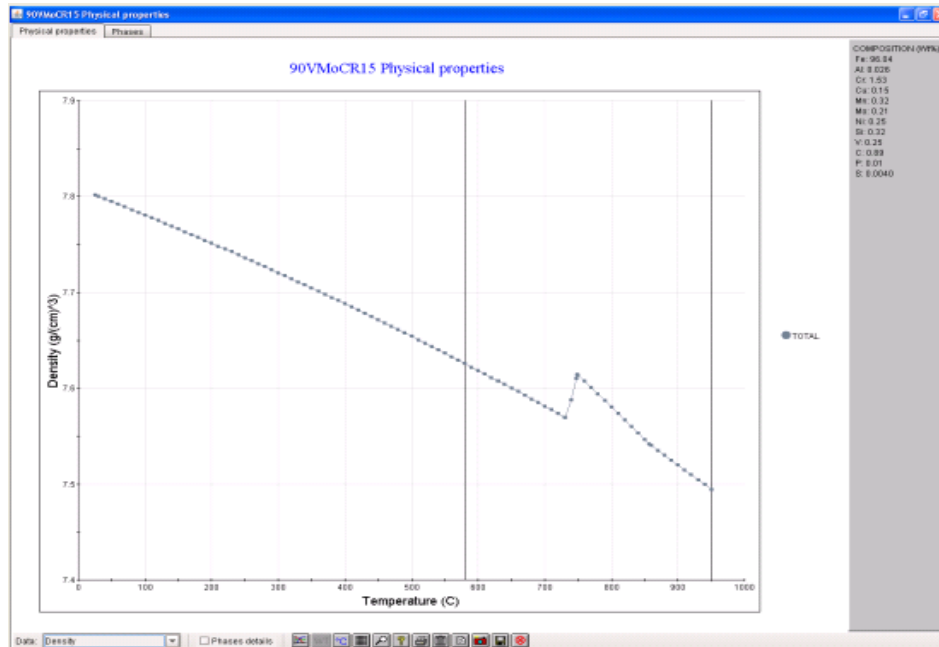


Fig.6.1.A. Densitatea funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15

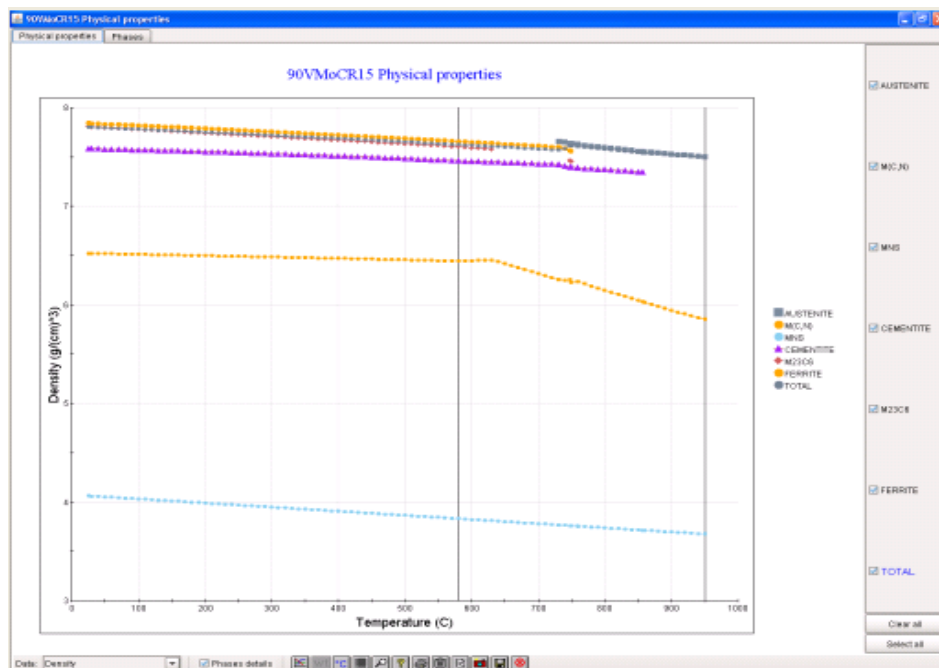


Fig.6.2.A Densitatea funcție de temperatură pentru diferiți constituenți ai oțelului

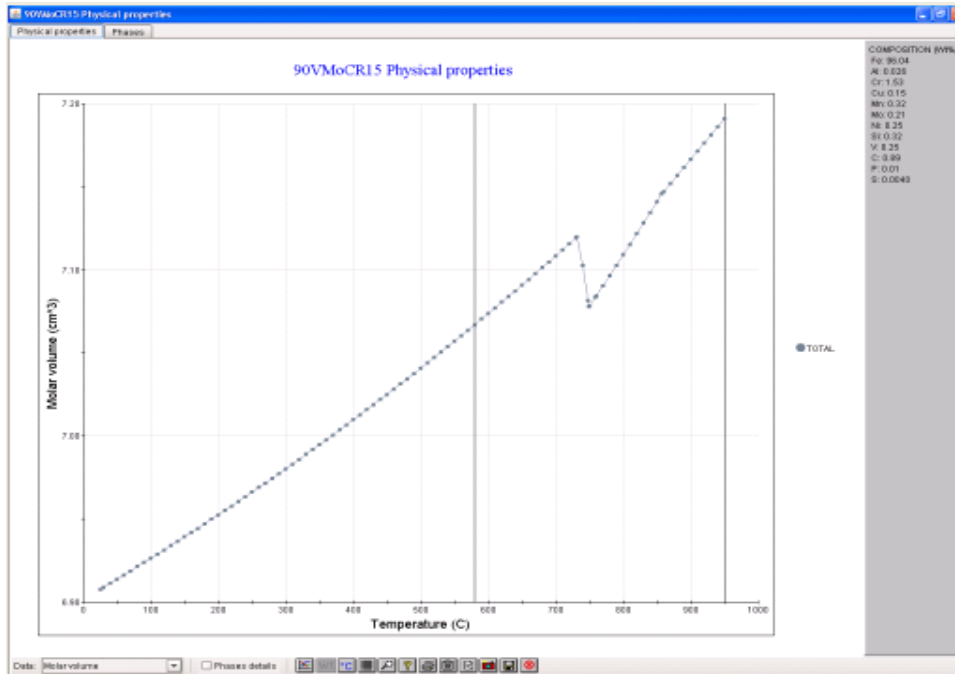


Fig.6.3.A Volumul molar funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15

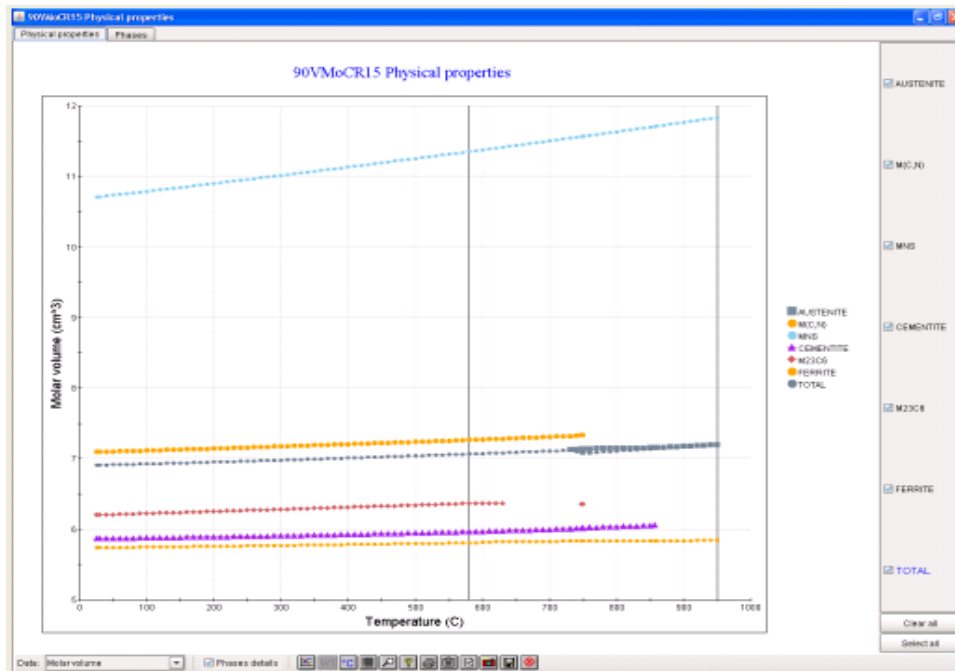


Fig.6.4.A Volumul molar funcție de temperatura pentru diferiți constituenți ai oțelului

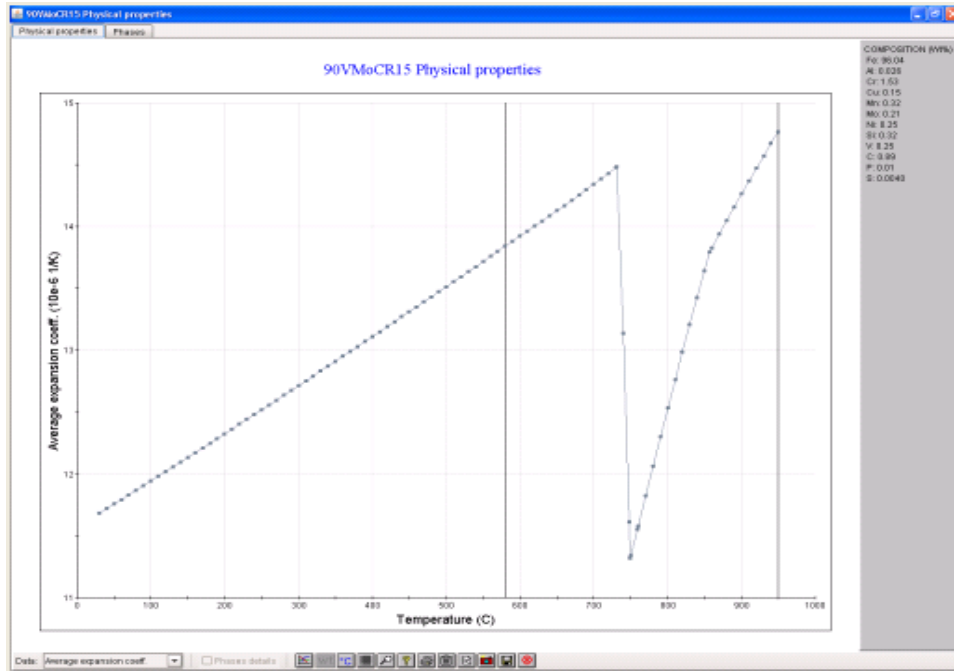


Fig.6.5.A Expansiunea medie funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15

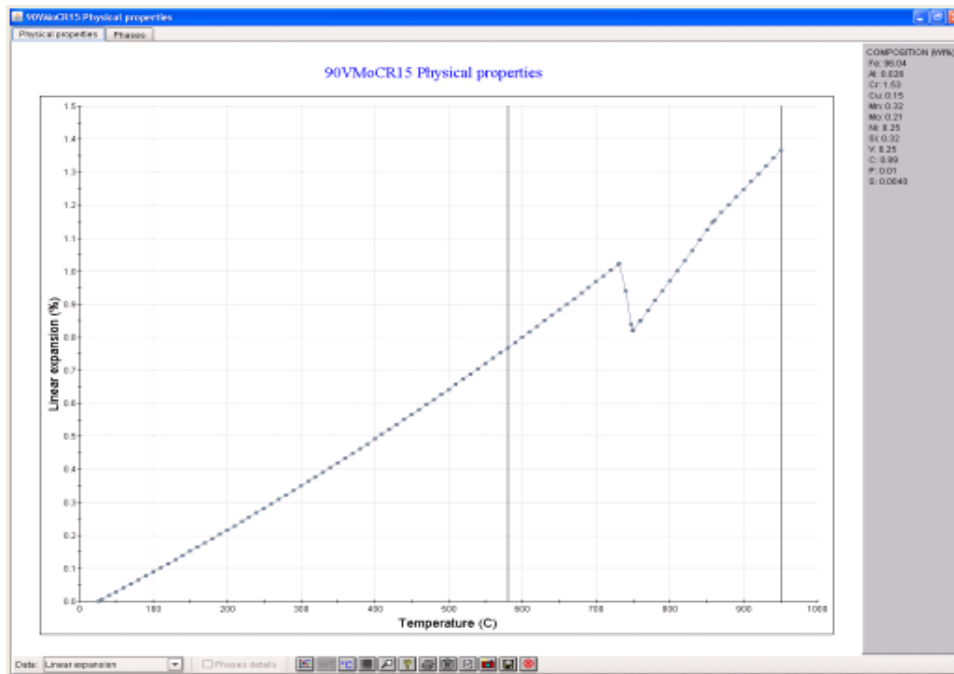


Fig.6.6.A Expansiunea liniară funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15

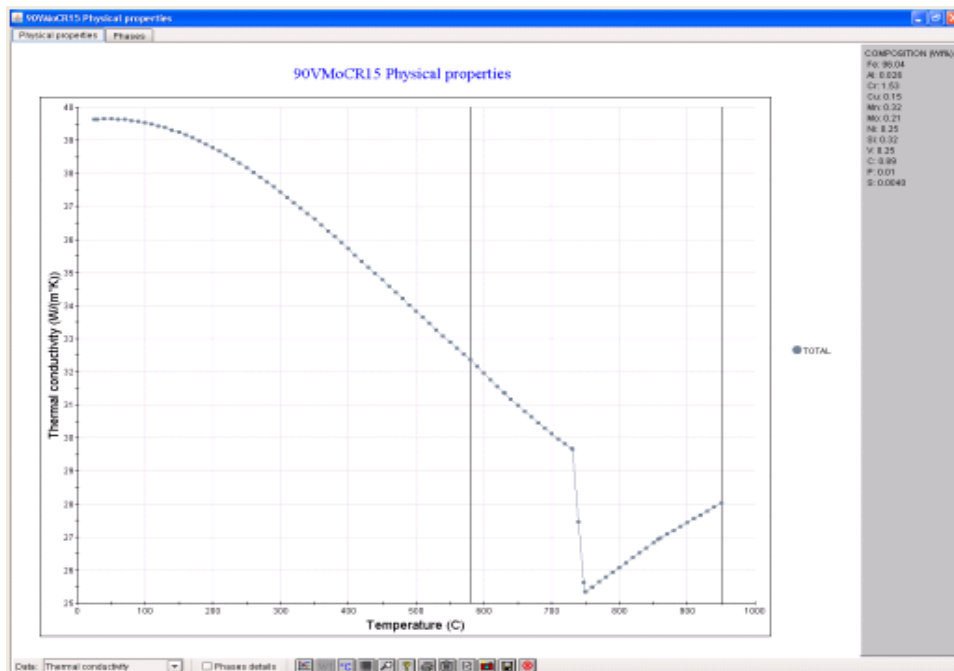


Fig.6.7.A Conductivitatea termică funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15

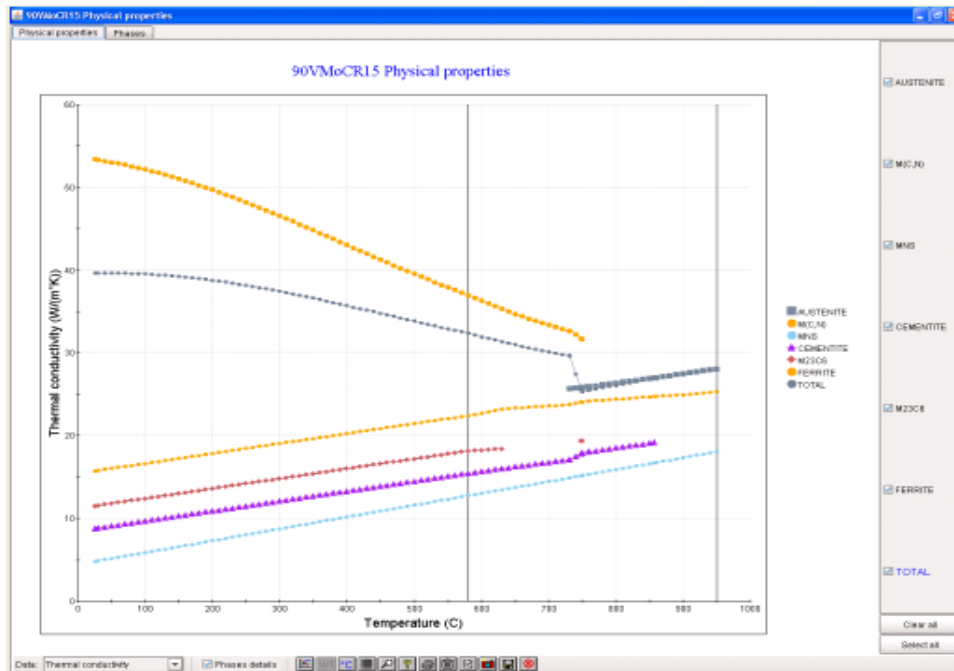


Fig.6.8.A Conductivitatea termică funcție de temperatura pentru diferiți constituenți ai oțelului

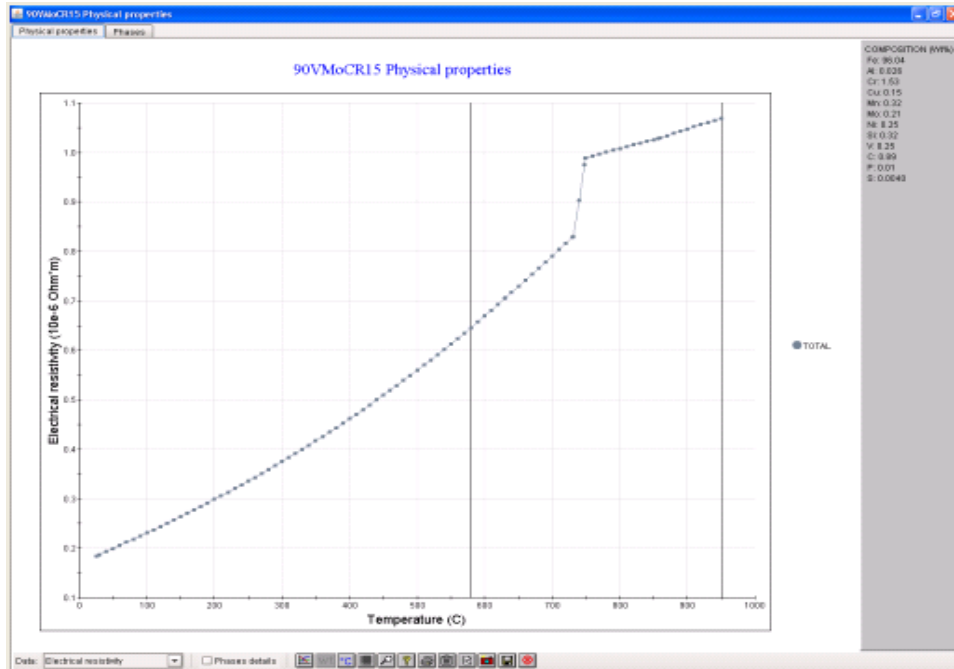


Fig.6.9.A Rezistivitatea electrică funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15

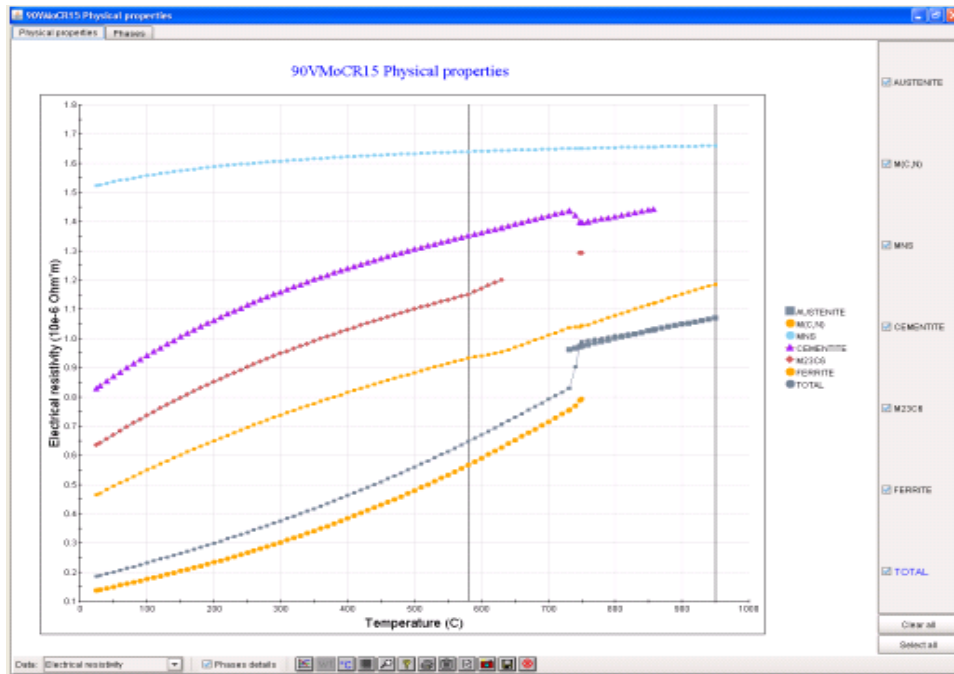


Fig.6.10.A Rezistivitatea electrică funcție de temperatură pentru diferiți constituenți ai oțelului

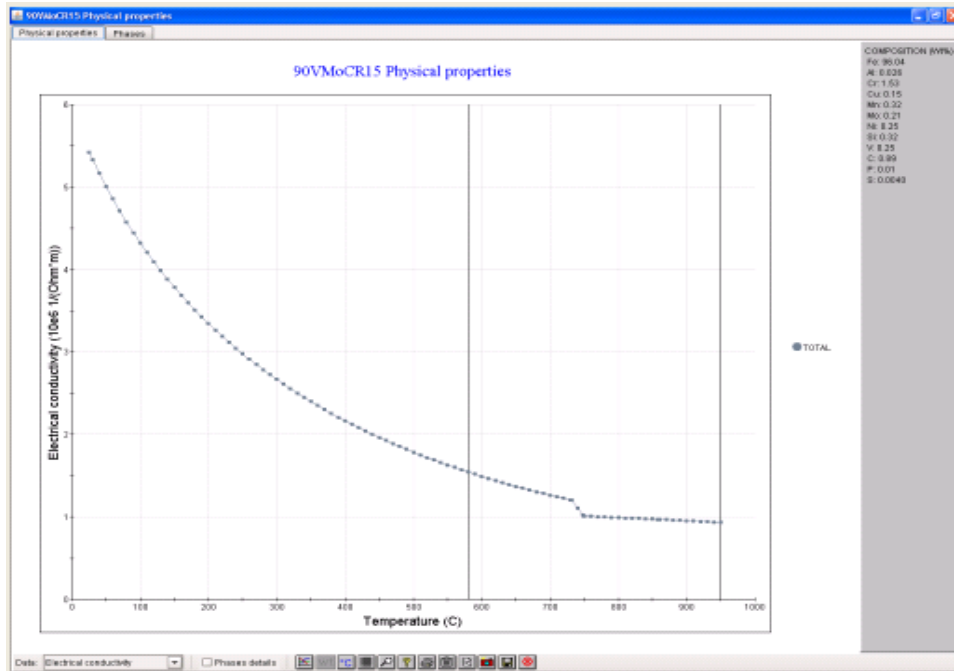


Fig.6.11.A Conductivitatea electrică funcție de temperatură

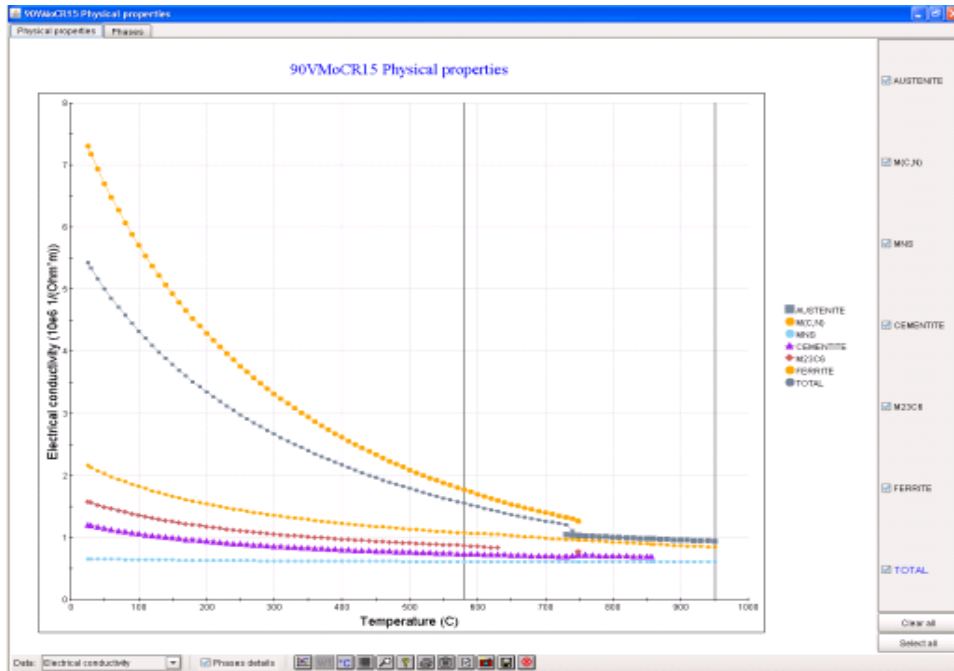


Fig.6.12.A Conductivitatea electrică funcție de temperatură pentru diferiți constituenți ai oțelului

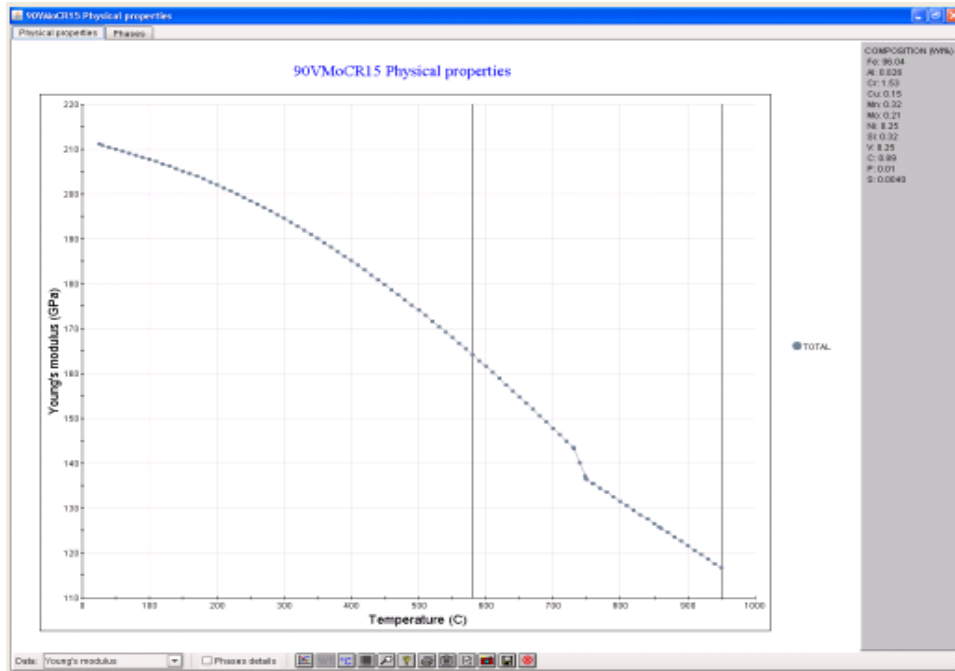


Fig.6.13.A Modulul lui Young funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15

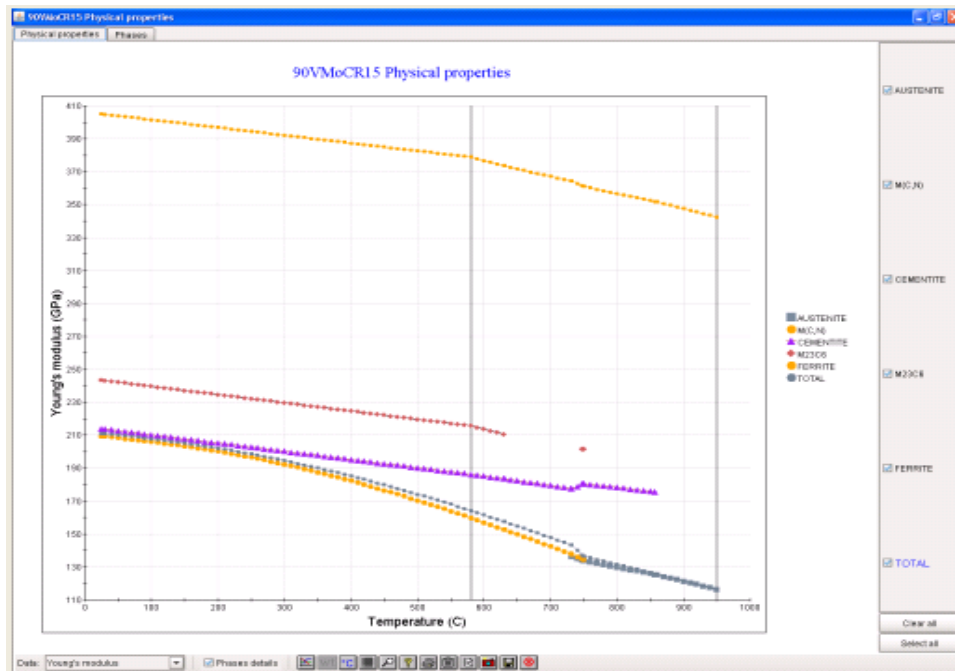


Fig.6.14.A Modulul lui Young funcție de temperatură pentru diferiți constituenți ai oțelului

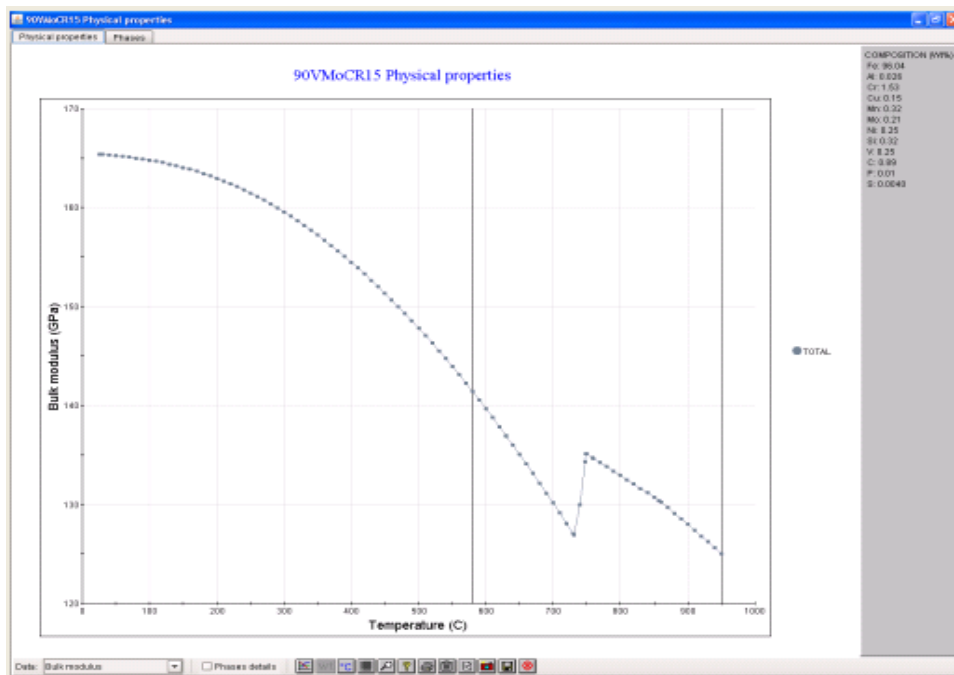


Fig.6.15.A Modulul lui Bulk funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15

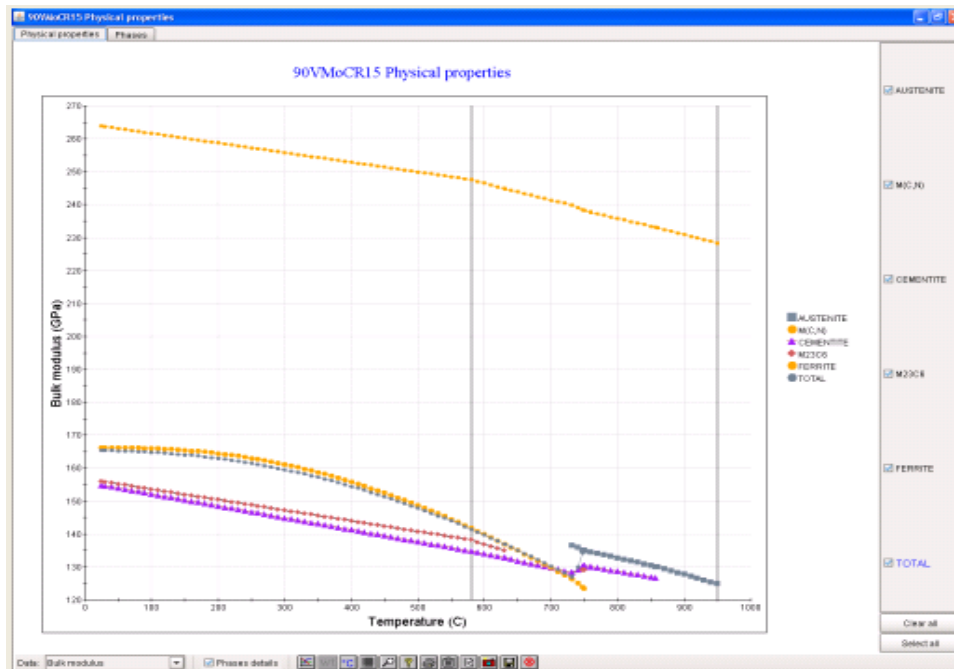


Fig.6.16.A Modulul lui Bulk funcție de temperatură pentru diferiți constituenți ai oțelului

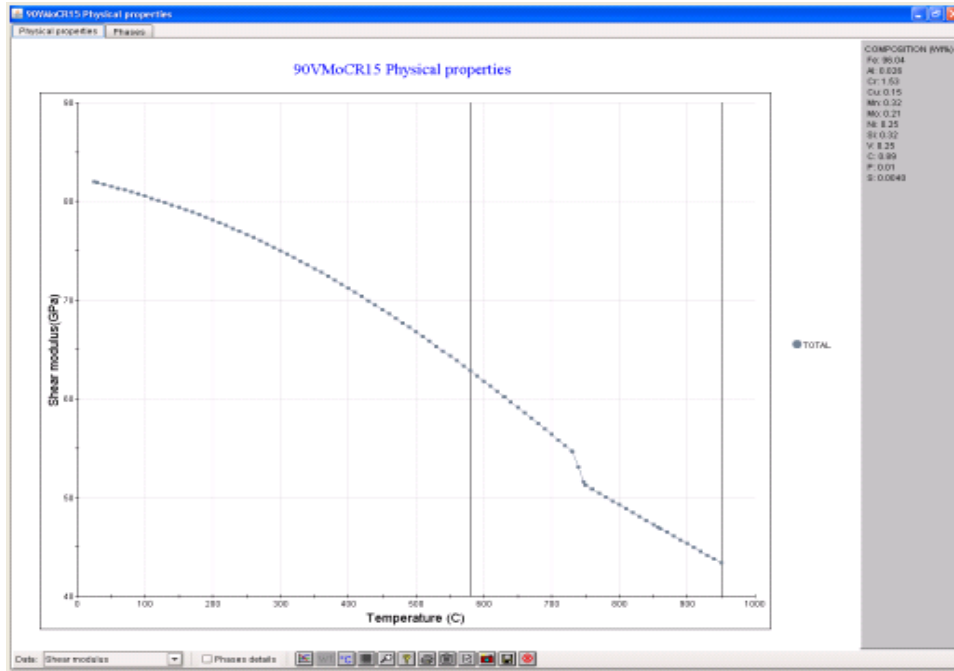


Fig.6.17.A Modulul lui Shear funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15

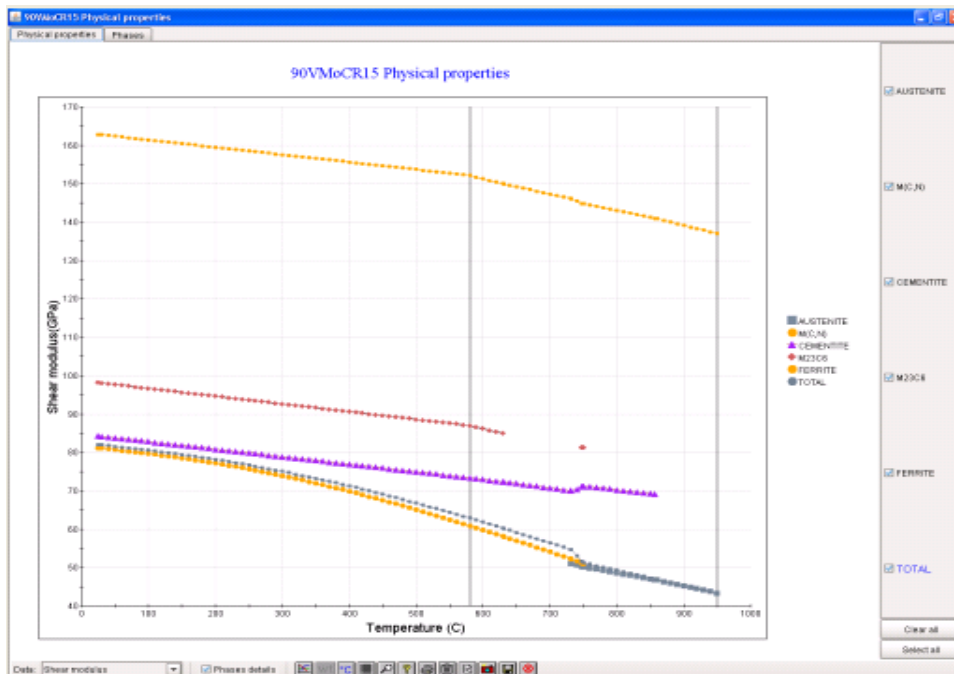


Fig.6.18.A Modulul lui Shear funcție de temperatură pentru diferiți constituenți ai oțelului

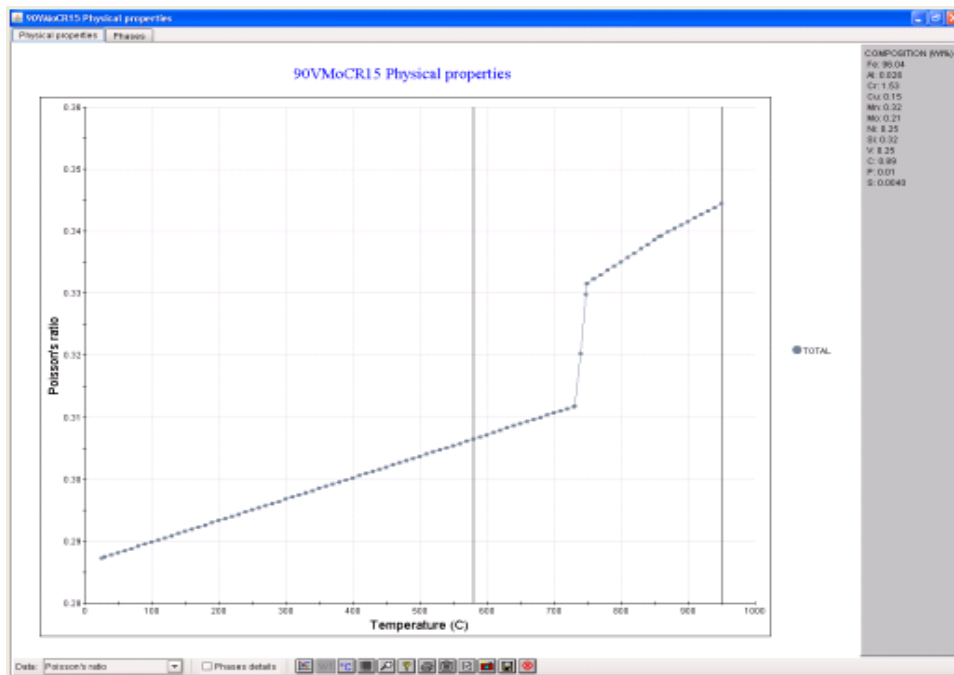


Fig.6.19.A Coeficientul lui Poisson funcție de temperatură

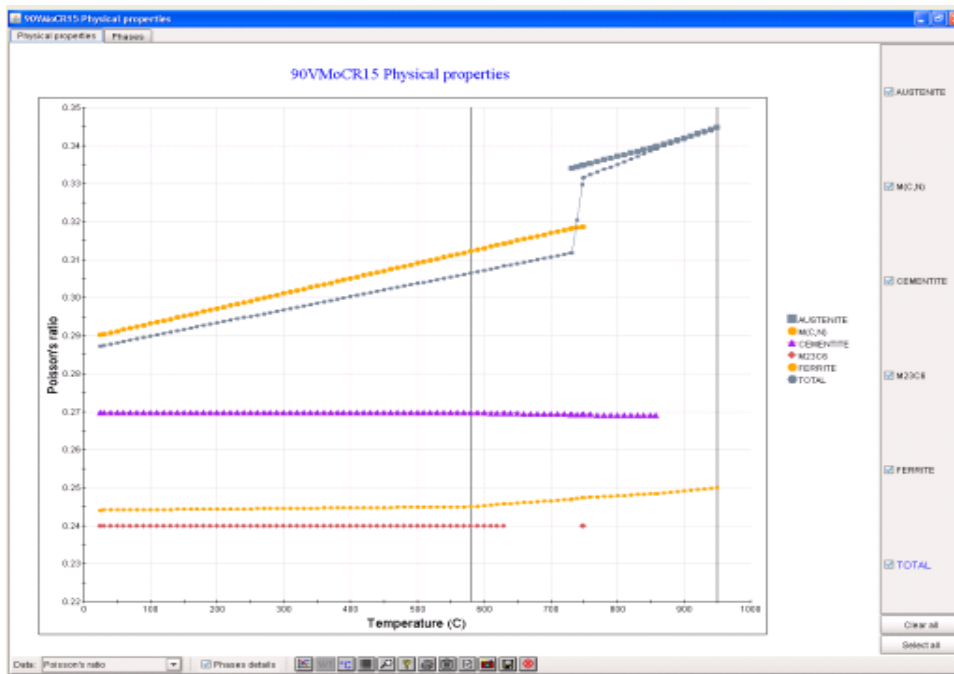


Fig.6.20.A Coeficientul lui Poisson funcție de temperatură pentru diferiți constituenți ai oțelului

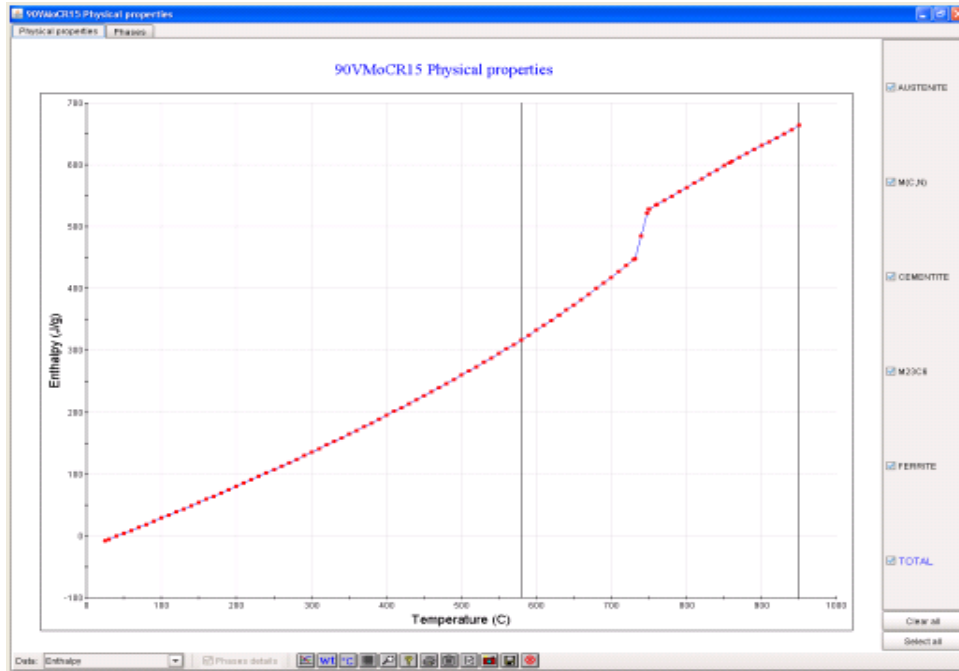


Fig.6.21.A Entalpia funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15

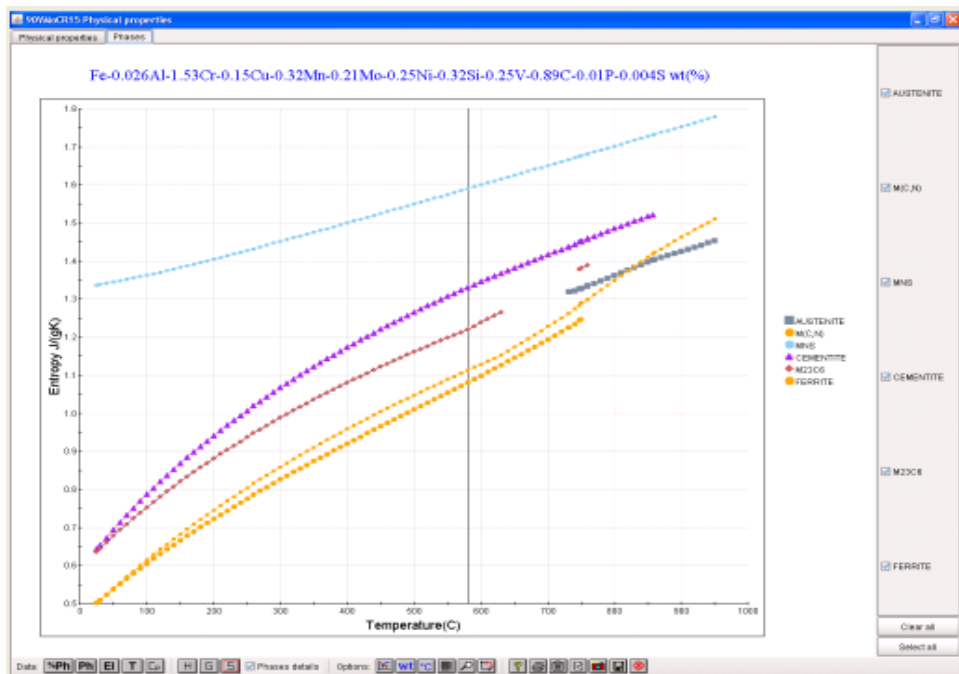


Fig.6.22.A Entalpia funcție de temperatură pentru diferiți constituenți ai oțelului

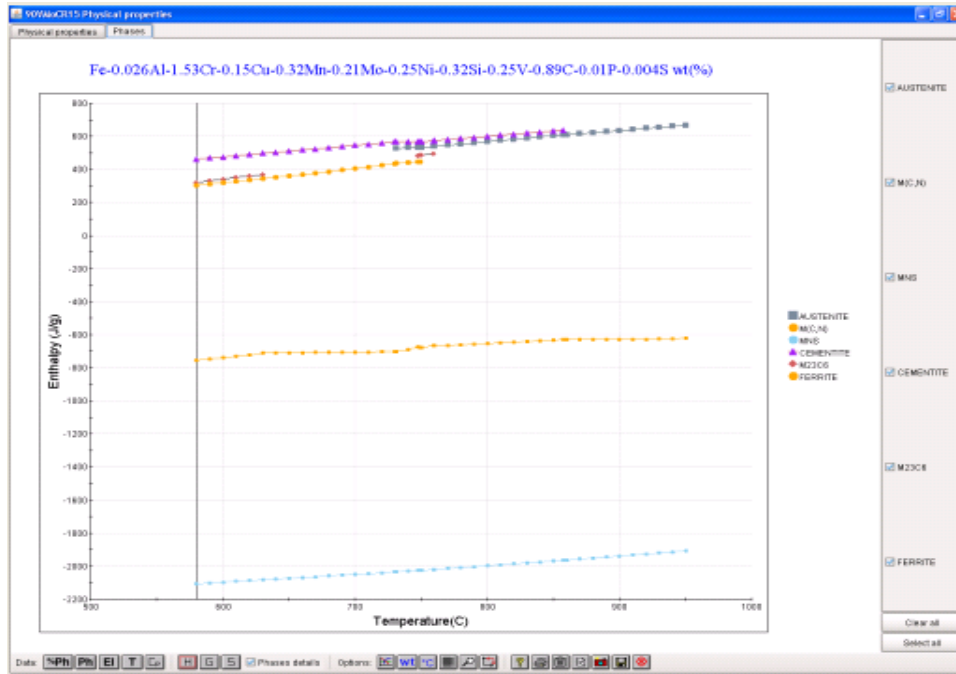


Fig.6.23.A Entalpia la temperaturi ridicate pentru diferiți constituenți ai oțelului

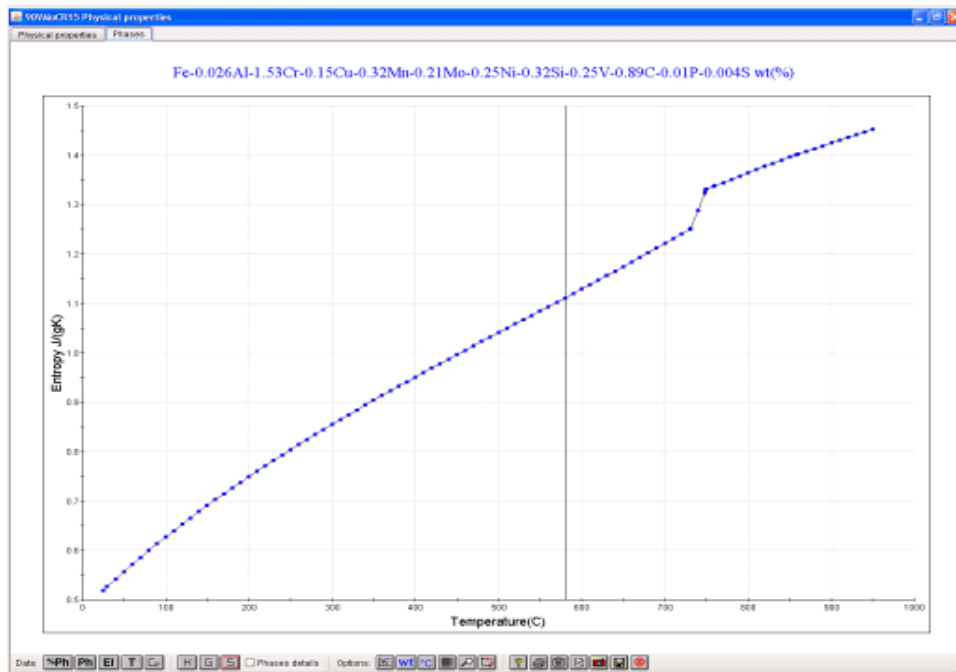


Fig.6.24.A Entropia funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15

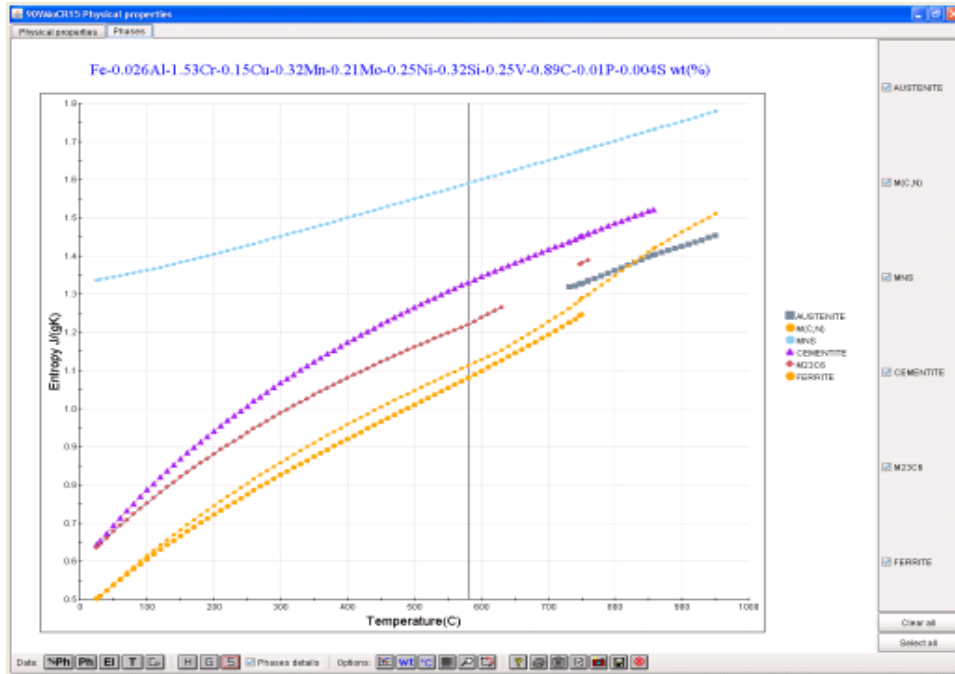


Fig.6.25.A Entropia funcție de temperatură pentru diferiți constituenți ai oțelului

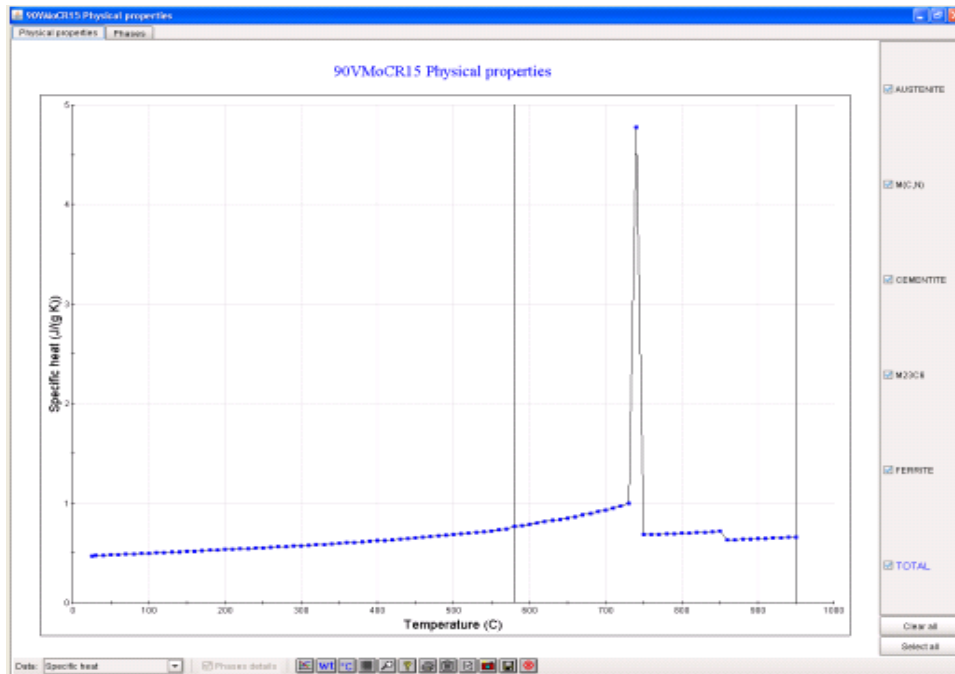


Fig.6.26.A Caldura specifică funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15

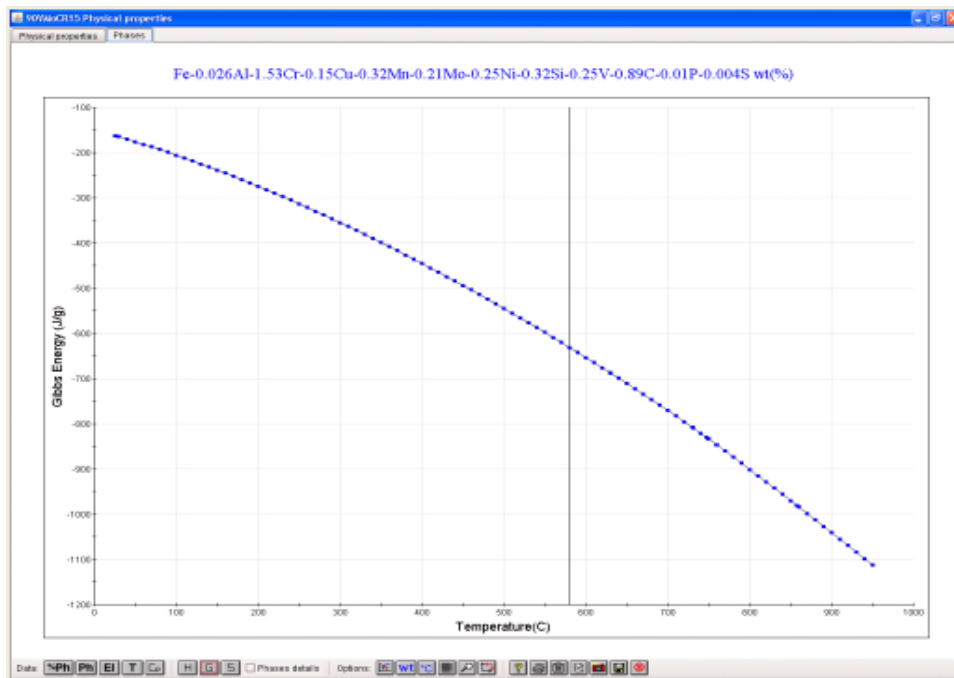


Fig.6.27.A Energia Gibbs funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15

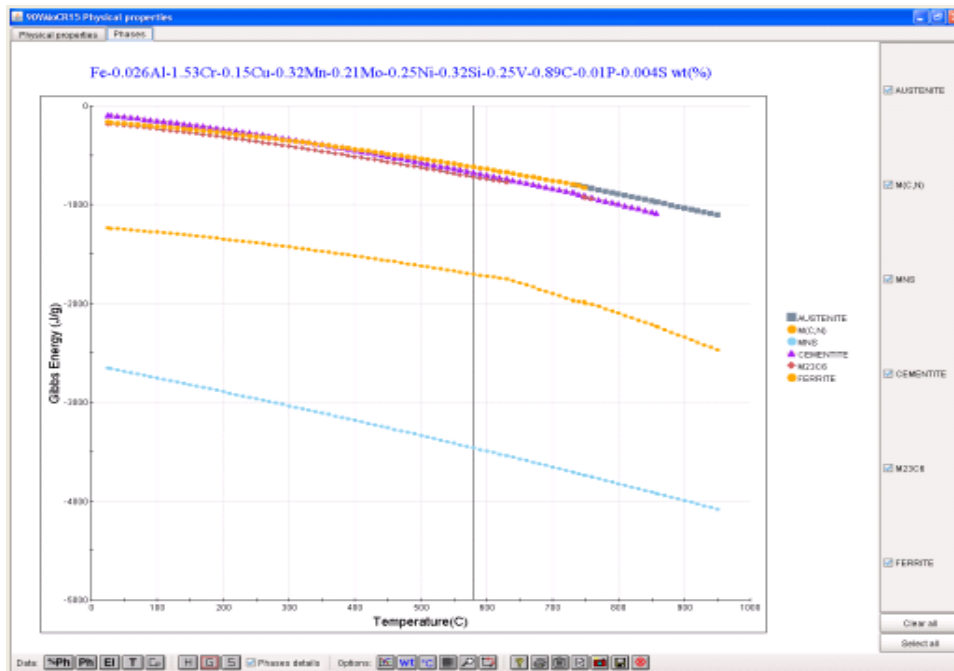


Fig.6.28.A Energia Gibbs funcție de temperatură pentru constituenții oțelului 90VMoCr15

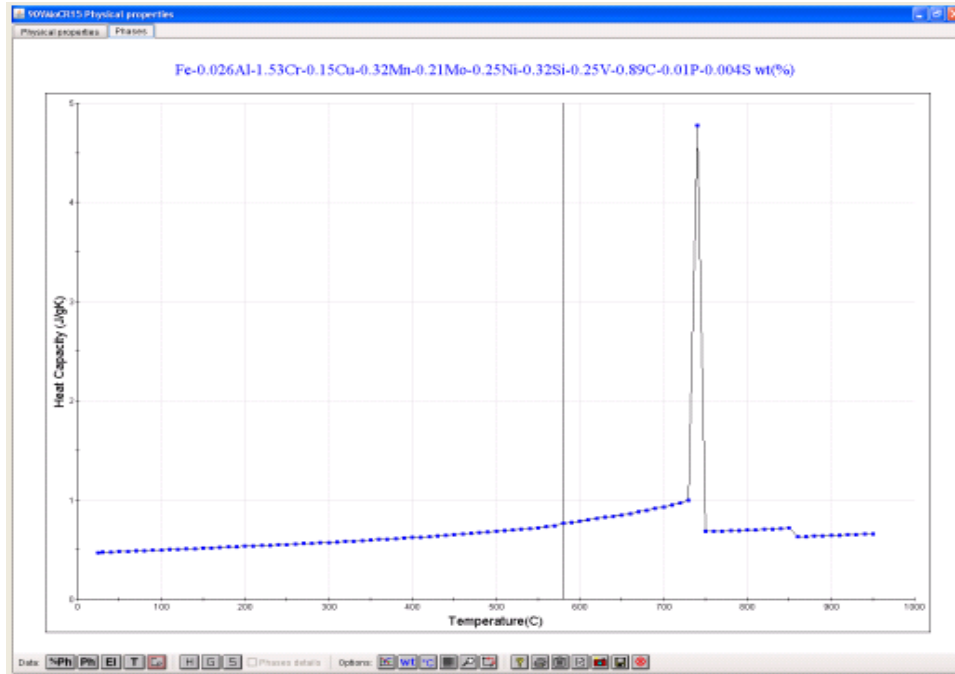


Fig.6.29.A Capacitatea termică funcție de temperatură pentru oțelul 90VMoCr15

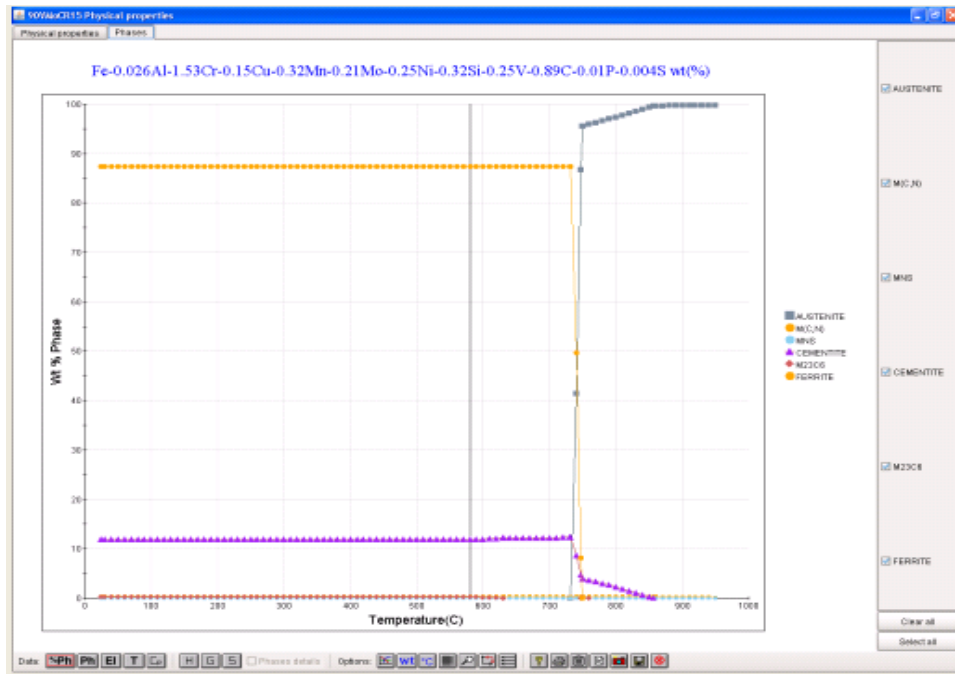


Fig.6.30.A Volumul de constituenți funcție de temperatură

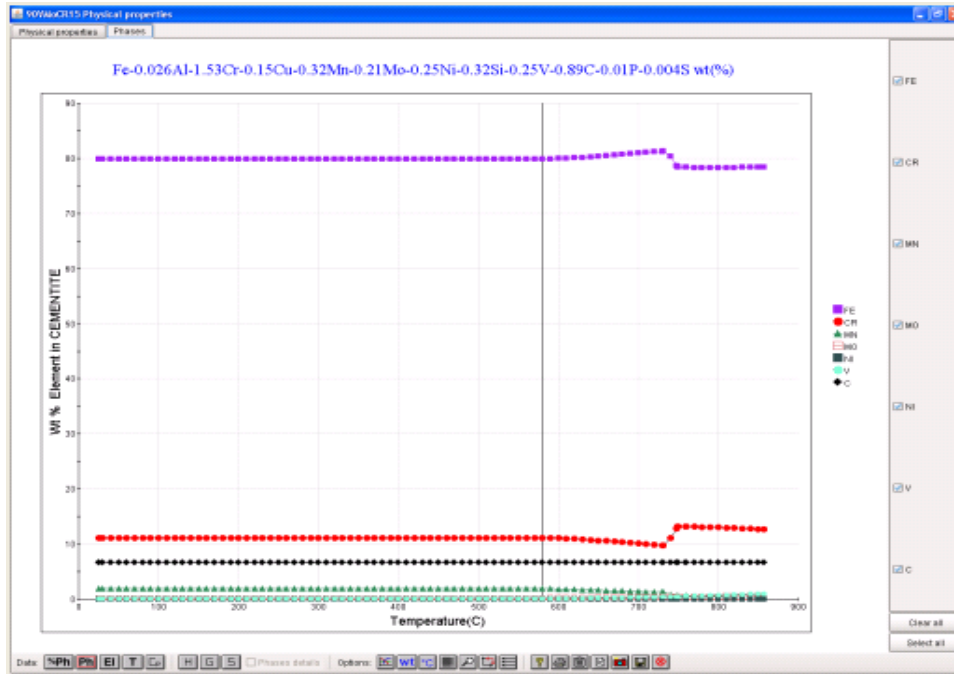


Fig.6.31.A. Volumul de elemente în cementită funcție de temperatură

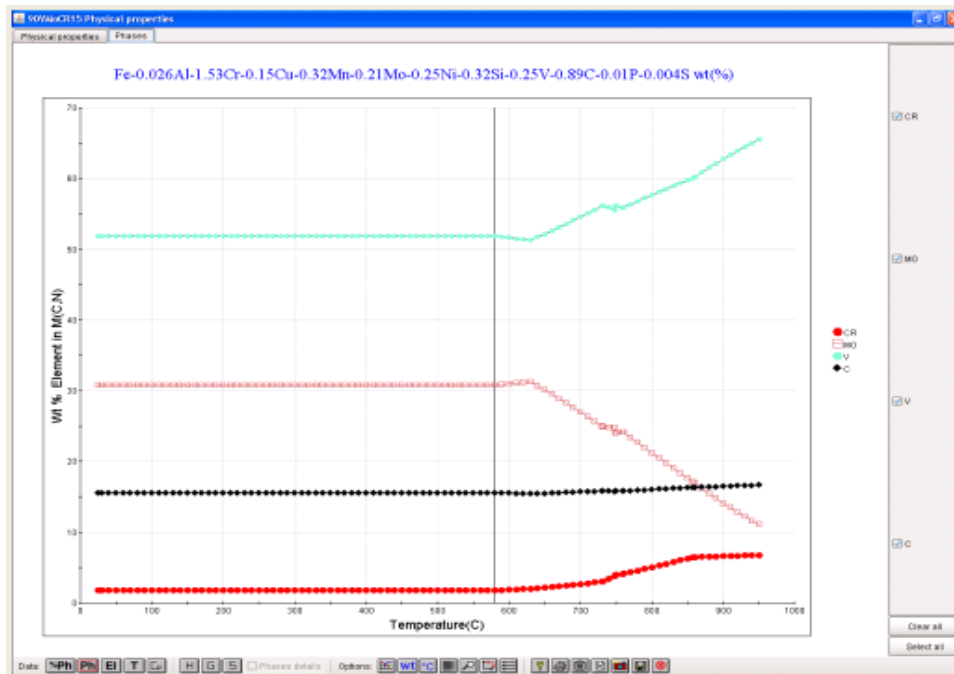


Fig.6.32.A. Volumul elementelor în carbura M(C,N) funcție de temperatură

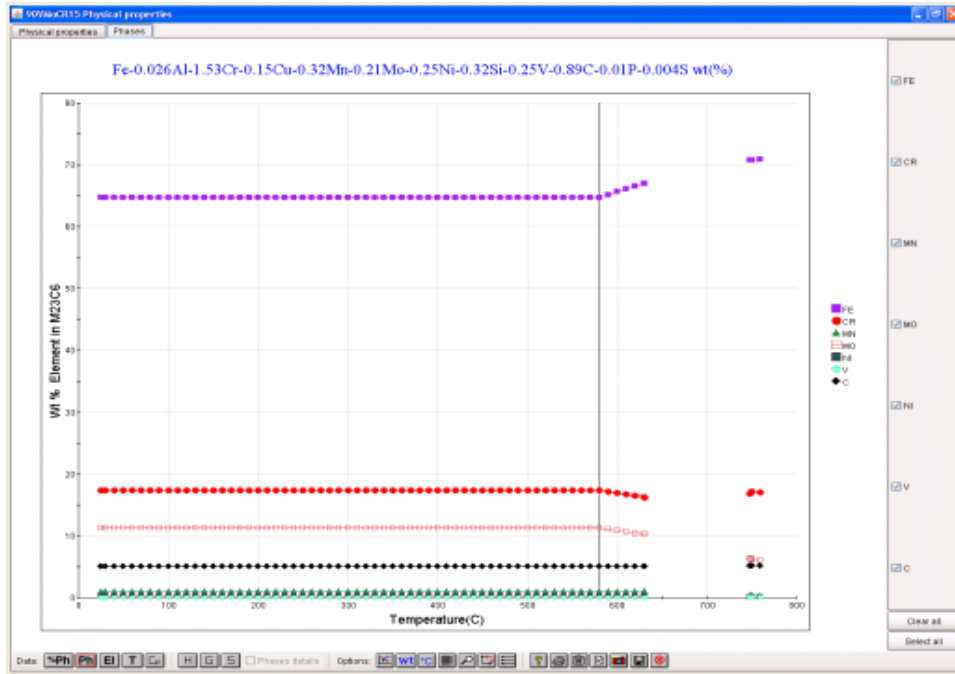


Fig.6.33.A.Volumul de elemnte în carbura $M_{23}C_6$ funcție de temperatură

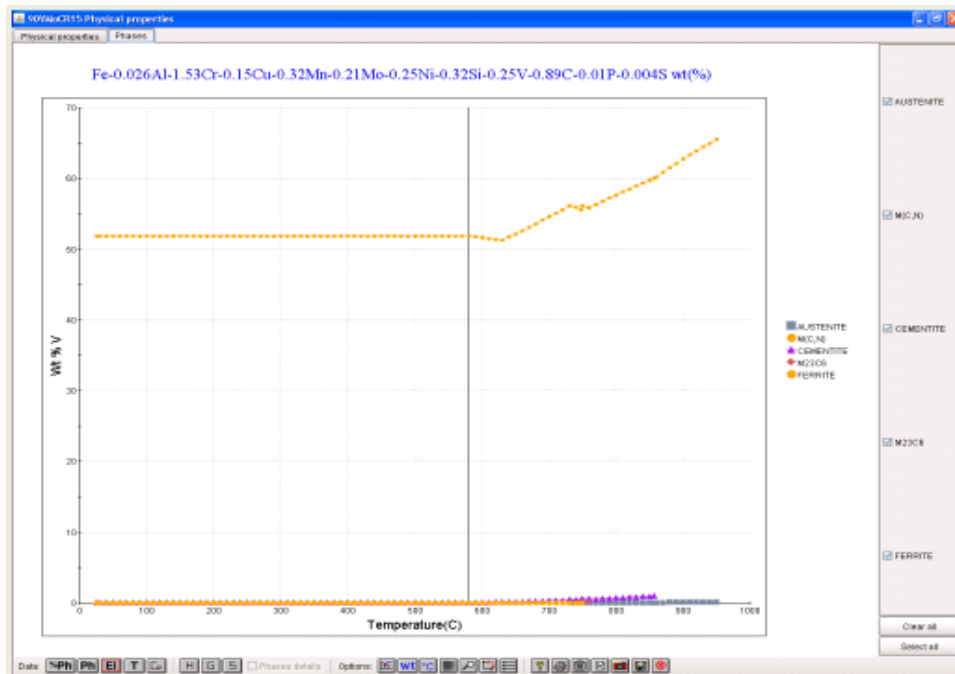


Fig.6.34.A. Volumul de V în diferiți constituenți funcție de temperatură

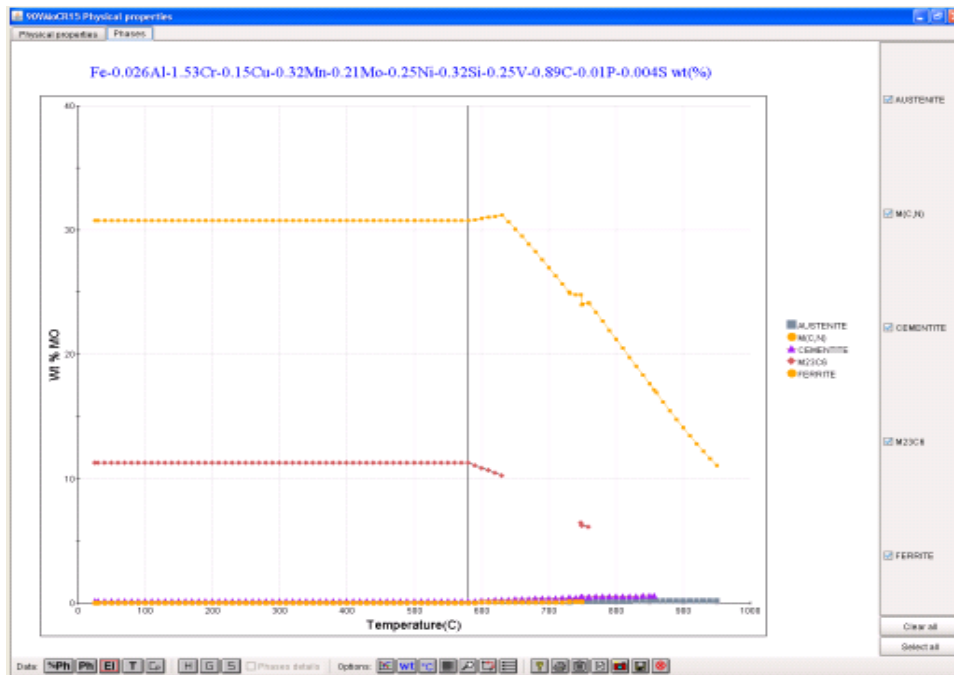


Fig.6.35.A Volumul de Mo în diferiți constituenți funcție de temperatură

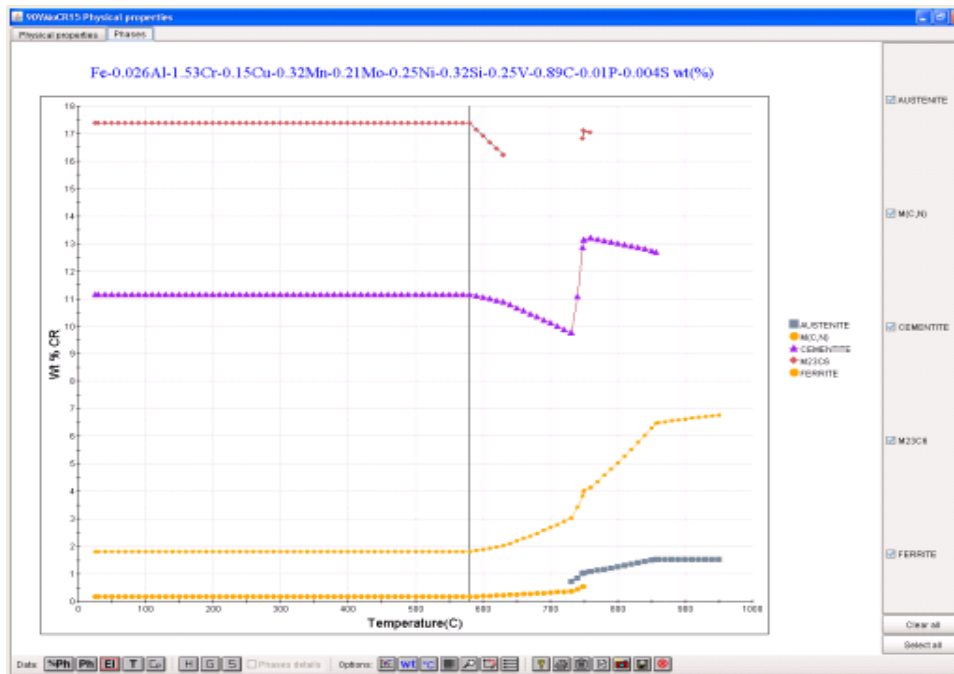


Fig.6.36.A Volumul de Cr în diferiți constituenți funcție de temperatură

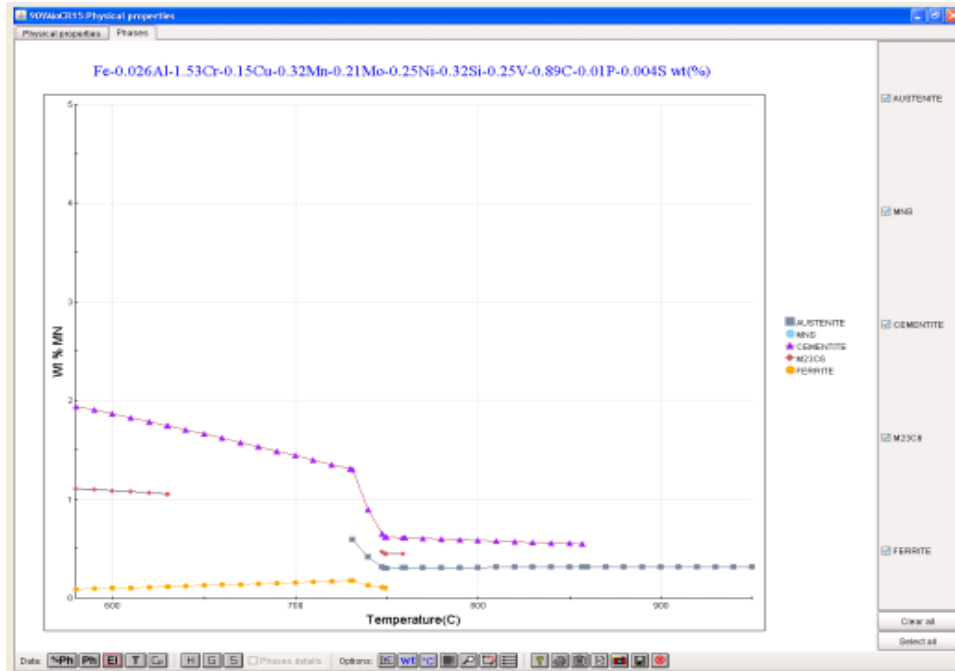


Fig.6.37.A Volumul de Mn în diferiți constituenți funcție de temperatură

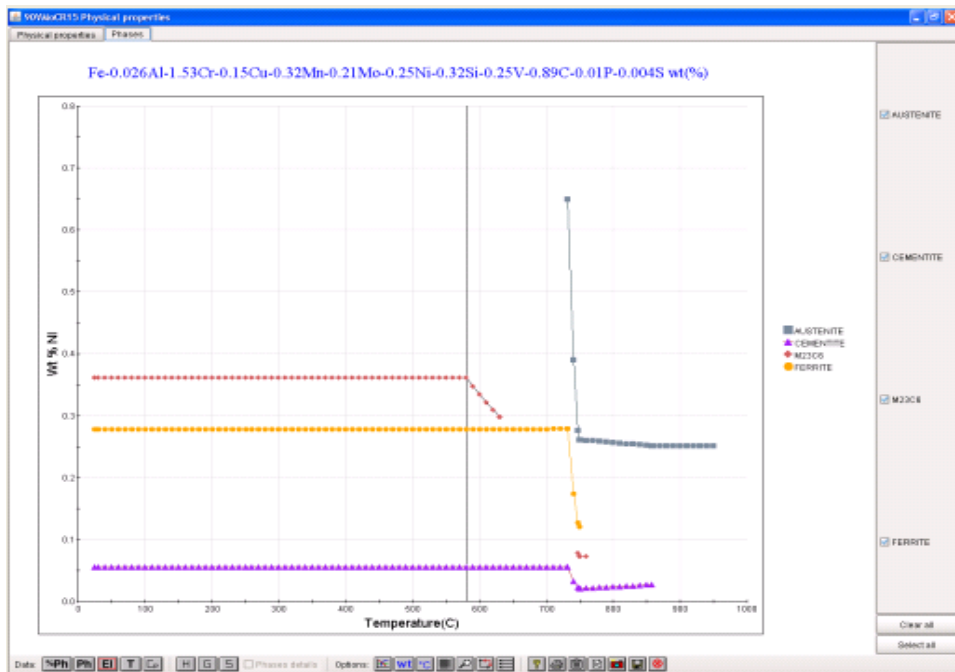


Fig.6.38.A Volumul de Ni în diferiți constituenți funcție de temperatură

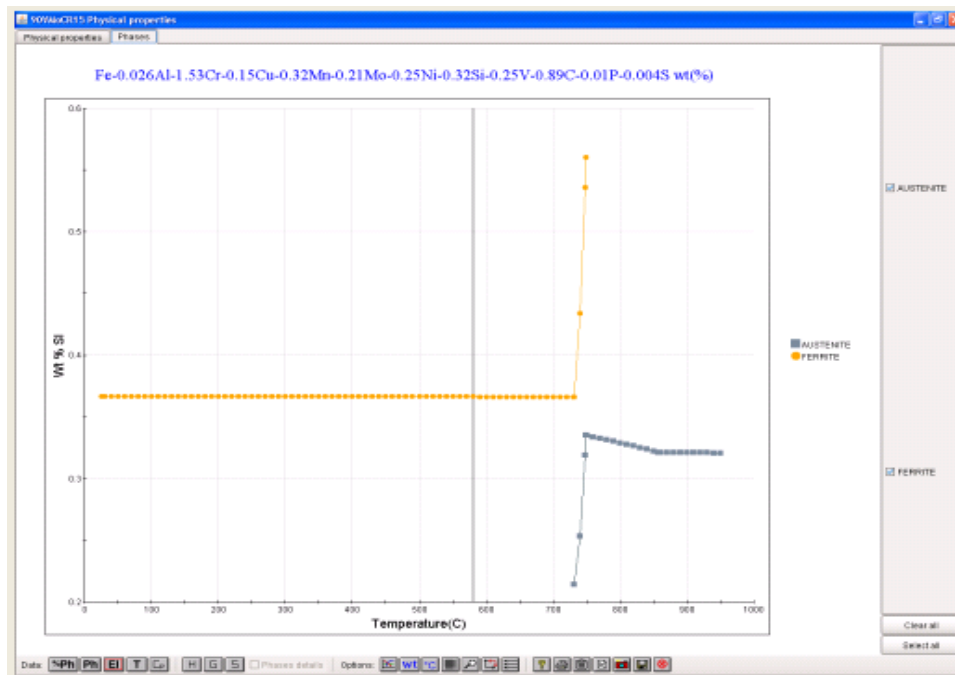


Fig.6.39.A Volumul de Si în diferiți constituenți funcție de temperatură

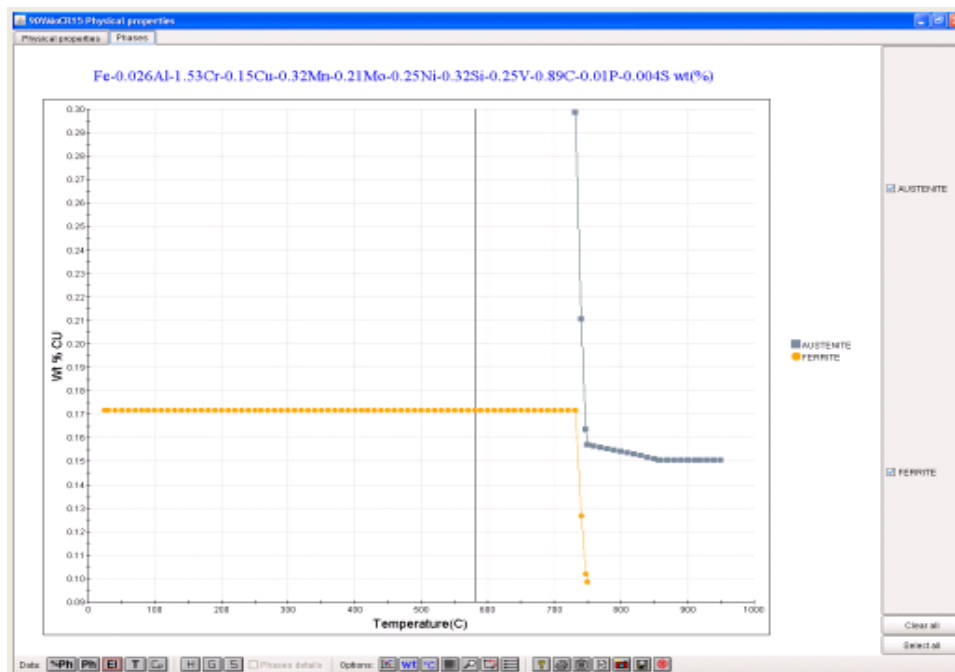


Fig.6.40.A Volumul de Cu în diferiți constituenți funcție de temperatură

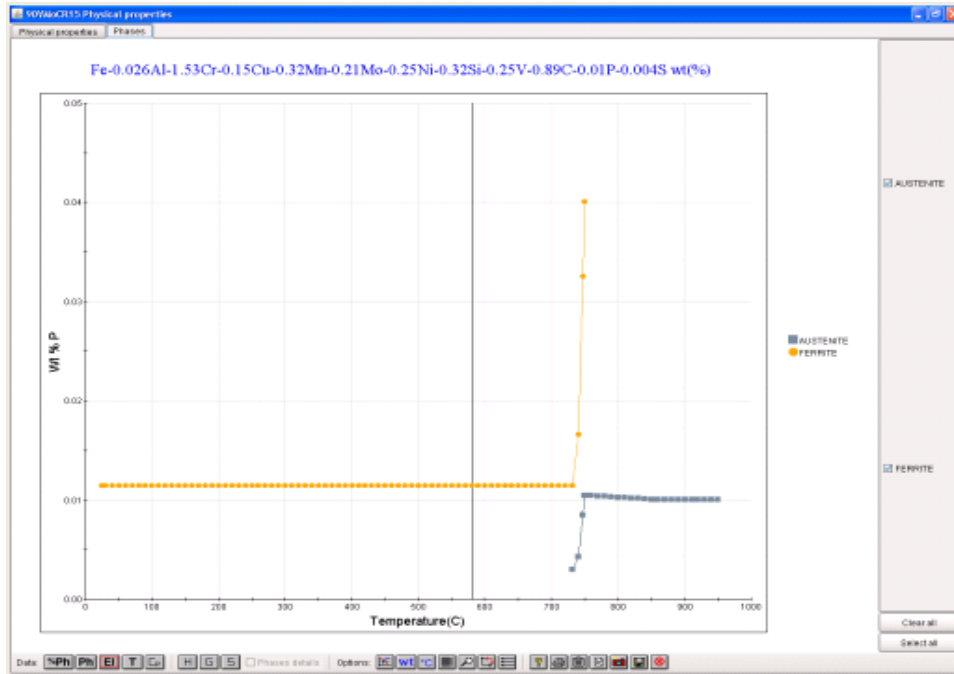


Fig.6.41.A Volumul de P în diferiți constituenți funcție de temperatură

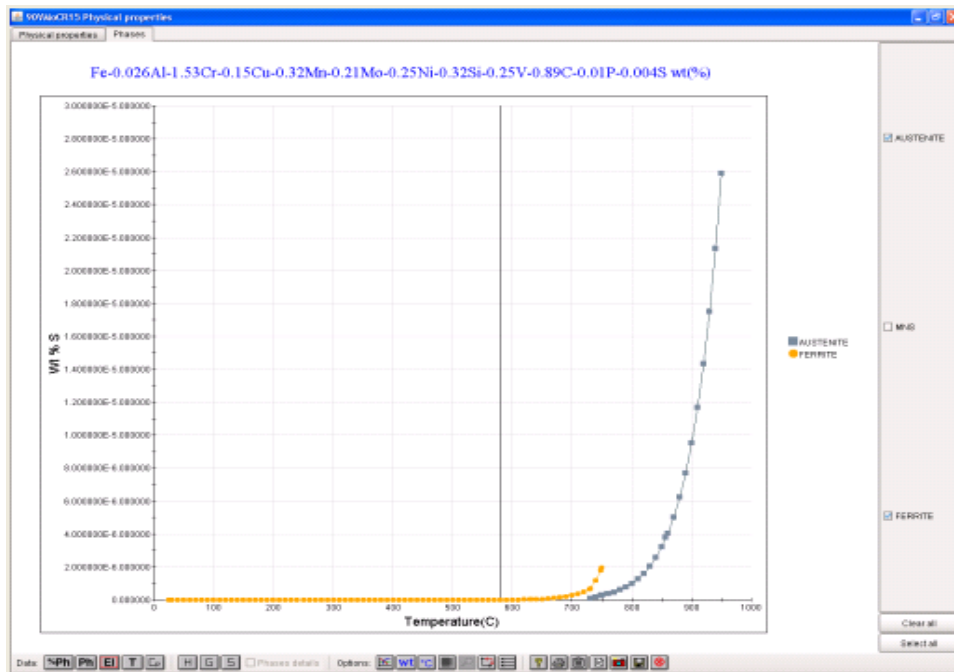


Fig.6.42.Volumul de S în diferiți constituenți funcție de temperatură

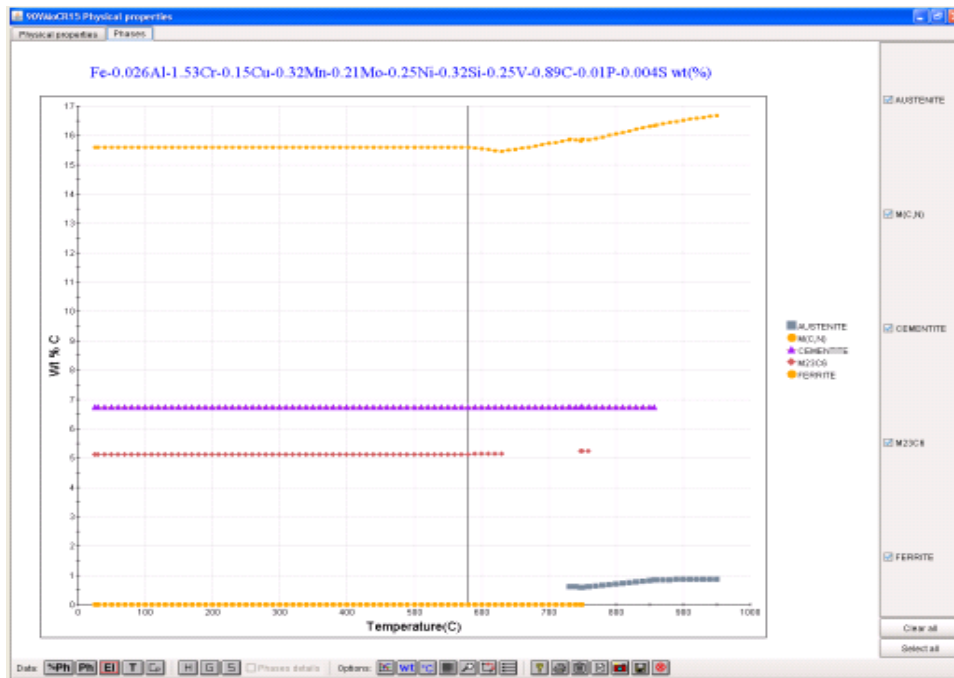


Fig.6.43.Volumul de C în diferiți constituenți funcție de temperatură

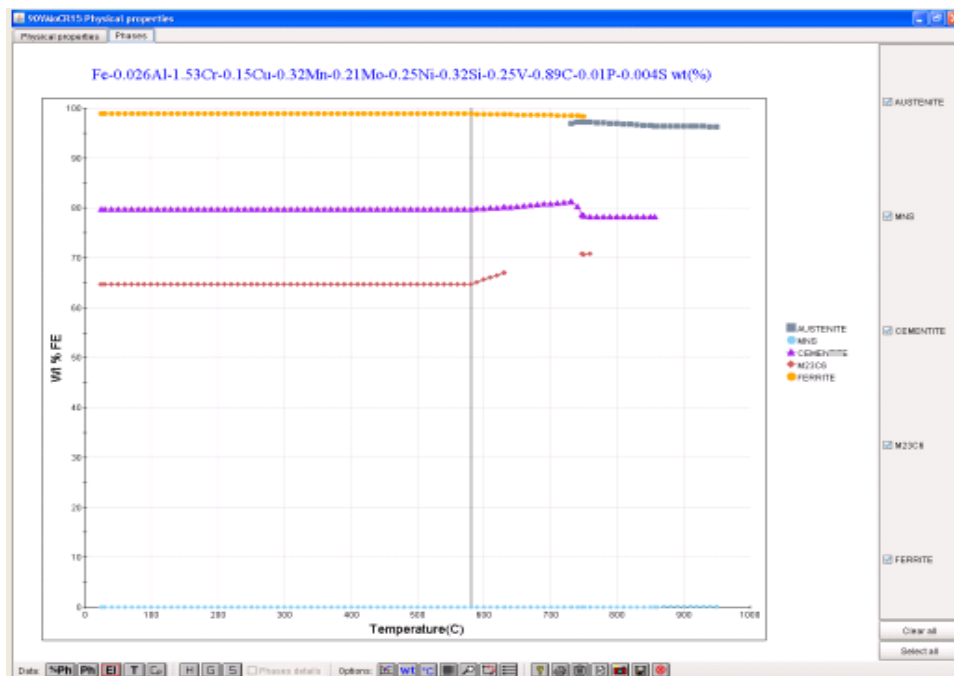


Fig.6.44.Volumul de Fe în diferiți constituenți funcție de temperatură

BIBLIOGRAFIE

1. **Păucă, A.**, Hepuț, T., Pinca-Bretotean, C., Stoica, D.: *A comparative study of heat transfer in metallic materials*, International Conference on Numerical Analysis and Applied Mathematics, Halkidiki, Greece, 19-25 septembrie 2011, ISSN 0094-243X, ISBN 978-0-7354-0956-9 Volume 1389, pp.543 – 546.
2. Mihăescu C., Sîrbulescu B.: *Utilajul și tehnologia laminării*, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1965.
3. Rădulescu C., Guțu M., Derlogea Ș.: *Utilaje de laminare*, Editura Tehnică, București, 1979.
4. Yaroscinski M.L.: *Laminarea oțelului*, Editura Tehnică, București, 1951.
5. *** *Manualul inginerului metalurg*, vol. II., Editura Tehnică, București, 1982.
6. Voronțov N., ș.a.: *Direcțiile de perfecționare a producției și de folosire a cilindrilor pentru laminarea la cald*, din *Stal'*, 1978, nr. 10, pag. 921 – 924, traducere efectuată la INID, 1998.
7. Kudrna R.: *Evoluția oțelurilor hipereutectoide pentru dezvoltarea cilindrilor metalurgiei de profil*, din *Hutnicke listy*, RSC., nr. 10, 1996, pag. 712 – 720, traducere efectuată la INID, 1989.
8. Chira I.: *Aliaje tip Adamit – o grupă nouă de materiale metalice turnate rezistente la uzare mecanică și abrazivă*, Simpozionul internațional: Tradiții și perspective în școala românească de metalurgie, 30 – 31 octombrie 1998, Ediția a II-a, București, pag. 161 – 166.
9. H-GS-41; H-GS-44; H-GS-47: *Cast steel rolls*, AKERS GRADE Standard Alternative.
10. Sporea I., Josan A., Mihut G.: *Studii și încercări asupra cilindrilor de laminare tip Adamit calitatea R-A₂*, *Analele Universității "Valahia" Târgoviște*, 2003, pag. 41 – 44.
11. Șofroni L., Petrescu D.: *Fabricarea și caracteristicile cilindrilor mari din oțel pentru laminare*, Sinteză documentară, Editat de centrul de documentare și publicații tehnice al industriei metalurgice, 1970.
12. Cazimirovici E, Samoilescu S.: *Calibrarea cilindrilor de laminare*, Editura Tehnică București, 1987.
13. Toader Ș., Pinca-Bretotean C., Pleșa D.: *Oboseala termică a cilindrilor de laminare la cald*, Editura Politehnică, Timișoara, 2004.
14. Talin M.A., Jelikov V.: *Laminare*, Editura Tehnică, București, 1961.
15. Smaranda E.: *Cercetări privind influența factorilor tehnologici la elaborarea și deformarea plastică a roților monobloc*, Teză de doctorat.
16. Popa, E., Hepuț, T., Ardelean M., *Procese industriale*, Editura Politehnica, Timișoara, 2012
17. pag.305 – Contorovici/pg.197(2)
18. Vacu S., s.a.: *Elaborarea oțelurilor aliate*, Editura Tehnică, București, 1980, pag 17 – 1.
19. Tripa P.: *Mecanica ruperii cu aplicații la conducte*, Editura Mirton, Timișoara, 1998.
20. Wilhelm P.J.: *U. S. Steel, New Steel*, iunie 2000, pag. 56.

21. Sporea I.: *Variațiile compozițiilor chimice pe secțiunea cilindrilor de laminare tip adomit*, Lucrările științifice ale simpozionului internațional "Universitatea Ropet 2000", Petroșani, 2000.
22. Budachianț N.A., Karsski V.E.: *Cilindrii de laminor turnați*, Editura Tehnică, București, 1986.
23. Neagu-Manicatide M.: *Studii și cercetări experimentale privind influența microalierii oțelurilor cu carbon mediu asupra caracteristicilor de deformare la cald prin laminare în cadrul Universității de Vest Brașov*, Facultatea Știința și Ingineria Materialelor.
24. Aldea M., ș.a.: *Cazane de abur și recipiente sub presiune-îndrumător*, Editura Tehnică, București, 1982.
25. Badeu T.D., Cristuinea C., Blaj L.: *Cercetări privind posibilitatea modelării comportării la temperaturi ridicate a unor oțeluri termorezistente*, Conferința aniversară "75 de ani ai Laboratorului de Rezistența Materialelor", vol. A, Timișoara, octombrie 1998.
26. Blaj L.: *Cercetări privind modelarea comportării mecanice la temperaturi ridicate a unor oțeluri termorezistente*, Teză de doctorat, Timișoara, 1998.
27. Demian M.: *Studiul asupra duratei de viață a elementelor active care lucrează la temperaturi și presiuni ridicate*, Teză de doctorat, Timișoara, 2002.
28. Fleșer T.: *Cercetări asupra corelației dintre caracteristicile structurale și mecanice ale oțelurilor slab aliate termorezistente*, Teză de doctorat, Timișoara, 1981.
29. Hajdu I., ș.a.: *Contribuții la studiul influenței temperaturii și vitezei de încărcare asupra limitei de curgere a unui oțel moale*, Teză de doctorat, Timișoara, 1963.
30. Lăpușan A.: *Studii și cercetări privind elaborarea și comportarea oțelurilor utilizate în domeniul temperaturilor ridicate*, Lucrare de disertație, Hunedoara, 2000.
31. Lăpușan A.: *Influența elementelor de aliere asupra limitei de curgere convenționale al oțelului 12VMoCr10, în condiții de temperaturi ridicate*, Rezumat' 32, "Comportarea materialelor metalice la solicitări statice și dinamice", Editura Mitron, Timișoara, 2001, pag. 107 - 114.
32. Lascu-Simion N., Mazilu E.: *Considerații privind stabilirea pe baze probabilistice a caracteristicilor la cald al oțelurilor termoizolante*, Sesiunea ICEM, 7 - 9 septembrie 1977.
33. Maksay Șt.: *Matematici speciale*, Editura Politehnica, Timișoara, 2001.
34. Mateiu H.: *Fenomenul de degradare la solicitări termomecanice*, Teză de doctorat, Timișoara, 2001.
35. Nagesha A.: *Influence of temperature on the low cycle fatigue behavior of a modified 9Cr-1Mo ferritic steel*, International Journal of Fatigue, no. 24, Elsevier Science, 2002, pag. 1285 - 1293.
36. Nichici A., Cicală E., Mee R.: *Prelucrarea datelor experimentale*, Curs și aplicații, Litografia UPT, 1996.
37. Popa B., ș.a.: *Solicitări termice în construcția de mașini*, București, Editura Tehnică, 1978.
38. Trușculescu M., Fleșer T.: *Dependența caracteristicilor la tracțiune ale oțelului 12CrMoV13*, Revista Metalurgica nr. 11 - 36, 1984.
39. SR EN 10020 - 1 - 2011.
40. SR ISO 643/1993.
41. STAS 11961/1 - 83.

42. Pascu D.R., Iacob M., Busilă C-tin.: *Atlas metalografic pentru îmbinări sudate*, Editura Eurostampa, Timișoara, 2002.
43. Chelu Gh.: *Modelarea și optimizarea proceselor de prelucrare plastică la cald*, Editura BREN, București, 2000.
44. Sima V., Varga A.: *Practica optimizării asistate de calculator*, Editura Tehnică, București, 1986.
45. Taloi D., Bratu C., Florian E., Berceanu E.: *Optimizarea proceselor metalurgice*, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1983.
46. Kiss I., *Abordări ale calității în cercetarea multidisciplinară*, Editura Miron, Timișoara, 2008.
47. **Păucă A.**, Hepuț T., ș.a.: *Mathematical Modeling of the Influence of Chemical Composition on the Characteristics of Resistance*, ICNAAM, Rhodes, Greece, September 21 – 27, 2013.
48. SR EN ISO 6507 – 1: 2006.
49. Efimov V.A.: *Turnarea și cristalizarea oțelurilor*, Editura Tehnică, București, 1976.
50. Budachianț N.A., Karsski V.E.: *Cilindrii de laminor turnați*, Editura Tehnică, București, 1986, pag. 121.
51. Rău A., Tripșa I.: *Metalurgia oțelului*, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1973.
52. Popescu V., Drăgan I., Alexandru T.: *Tehnologia deformării*, Editura Tehnică, București, 1980.
53. Popescu N., Vițănescu I.: *Tehnologia de tartament termic*, Editura Tehnică, București, 1974.
54. Ardelean M.: *Tratamente termice. Calcule tehnologice*, Editura CERMI, Iasi, 2007.
55. Prejban I.: *Tratamente Termice. Îndrumător pentru lucrări de laborator și proiect*, Institutul Politehnic Traian Vuia, 1990, Figura 13, pag 21.
56. Suciu V., Suciu M.V.: *Studiul materialelor*, Editura Fair Partners, București, 2008.
57. SR EN ISO 6892 – 1 : 2010 – Materiale metalice. Încercarea la tracțiune. Partea 5: Metode de încercare la temperaturi ridicate.
58. SR EN ISO 148 – 1 : 2011
59. Saunders N., Guo Z., Li X., Miodownik A. P. and Schillé J-Ph.: *Modelling the material properties and behaviour of Ni-based superalloys*, Superalloys 2004, Edited by Green K.A., Pollock T.M., Harada H., Howson T.E., Reed R.C., Schirra J.J. and Walston S., TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2004.
60. Niyama E. and Uchida T.: *AFS Int. Cast Metal J.*, 1982.
61. Hardin R.A., Ou S., Carlson K.D. and Beckermann C.: *Relationship between the Niyama Criterion and Radiographic Testing in Steel Casting*, AFS Transactions, 108 (2000), pag. 53 – 62.
62. Carlson K.D., Ou S. and Beckermann C.: *Metall Mater. Trans. B*, (2005), pag. 843–856.
63. Kalpakjian Schmid Pearson Education *Manufacturing Processes for Engineering Materials*, 5th ed. 2008 ISBN No. 0-13-227271-7
64. Dumitru I., Faur N.: *Elemente de calcul si aplicatii in rezistenta materialelor*, Timisoara, 1997.
65. Guo Z., Saunders N., Schillé J-Ph., Miodownik A.P.: *Modeling high temperature flow stress curves of titanium*, International Materials Research Conference, Chongqing, China, 9–12 June 2008.

66. Saunders N., Guo Z., Miodownik A. P. and Schillé J-Ph.: *Modelling high temperature mechanical properties and microstructure evolution in Ni-based superalloys*, Sente Software Ltd., Surrey Technology Centre, The Surrey Research Park, Guildford GU2 7YG, U.K.
67. Saunders N., Fahrman M. and Small C.J.: *Superalloys*, eds. K. A. Green et al (Warrendale, PA: TMS, 2000), pag. 803.
68. Saunders N., Guo Z., Li X., Miodownik A.P. and Schillé J-Ph.: *Superalloys*, eds. K. A. Green et al (Warrendale, PA: TMS, 2004), 2004, pag. 849.
69. Guo Z., Saunders N., Miodownik A.P., Schillé J-Ph.: *Materials Science Forum*, 546-549(2007), pag. 1319 - 1326.
70. Guo Z., Saunders N., Miodownik A.P., Schillé J-Ph.: *Rare Metal Materials and Engineering*, 35 (Sup. 1) (2006) 108 - 111.
71. Halfpenny A.: *A Practical Discussion on Fatigue*, nCode International Ltd., 2005.
72. Kim K.S., Chen X., Han C., Lee H.W.: *Estimation methods for fatigue properties of steels under axial and torsional loading*, International Journal of Fatigue 24, 2002, pag. 783 - 793.
73. Lee K.S., Song J.H.: *Estimation methods for strain-life fatigue properties from hardness*, International Journal of Fatigue, 28 (2006), pag. 386 - 400.
74. Meggiolaro M.A., Castro J.T.P.: *Statistical evaluation of strain-life fatigue crack initiation predictions*, International Journal of Fatigue 26, 2004, pag. 463 - 476.
75. Mateo A., Llanes L., Iturgoyens L., Anglada M.: *Cyclic stress-strain response and dislocation substructure evolution of a ferrite-austenite stainless steel*, Acta Mater. 44 (3), 1996, pag. 1143 - 1153.
76. Park J.S., Kim S.J., Kim K.H., Park S.H., Lee C.S.: *A microstructural model for predicting high cycle fatigue life of steels*, International Journal of Fatigue 27, 2005, pag. 1115 - 1123.
77. <http://www.sentesoftware.co.uk>: A collection of free downloadable papers on the development and application of JMatPro, 2005.
78. Guo Z., Saunders N., Miodownik A.P. and Schillé J-Ph.: *Quantification of high temperature strength of nickel-based superalloys*, Materials Science Forum, 546 - 549 2007, pag. 1319 - 1326.
79. Saunders N., Guo Z., Li X., Miodownik A.P., Schillé J-Ph.: *Computer modelling of materials properties and behaviour*, 10th International Symposium on Superalloys, 19 - 23 September, 2004, Champion, Pennsylvania, pag. 849 - 858.
80. Saunders N., Guo Z., Li X., Miodownik A. P., Schillé J-Ph.: *Using JMatPro to model materials properties and behavior*.
81. Li X., Miodownik A.P., Saunders N.: *Modelling of materials properties in duplex stainless steels*, Materials Science and Technology 18, 2002, 861 JOM, Dec. 2003, pag. 65.
82. Fishmeister H. F., Riedl R. and Karagoz S.: *Met. Trans. A* 20, 1989, pag. 21331.
83. Ebner R., Leitner H., Jeglitsch F., Caliskanoglu D.: *Proceedings of 5th Int. Tooling Conference*, Leoben (Austria), 29 septembre - 1 octobre 1999, pag. 3 - 24
84. Thelning K.E.: *Steel and its heat treatment*, Second Edition, Butterworths, London, 1984, pag. 369 - 377.
85. Molnari A., Tremea A., Pellizzari M., Biggi A. and Corbo G.: *Mater. Sci. Technol.* 18, 2002, pag. 1574 - 1580.

86. Molnari A., Tremea A., Pellizzari M., Biggi A. and Corbo G.: Mater. Sci. Technol. 18, 2002, pag. 352 – 356.
87. Hoyle G.: *High Speed Steels*, Butterworth & Co. (Publishers) Limited, 1988.
88. Pellizzari M., Cescato D., Straffelini G., Valentini R., Solina A.: *Meccanismi di danneggiamento ad alta temperatura di acciai e ghise speciali la metallurgia italiana*, MIUR-COFIN 2004, aprile 2008.
89. Berns H.: *Ferrous Materials* Springer, ISBN 978-3-540-71847-5, Bochum 2008.
- Li X., Miodownik A. P. and Saunders N.: *J. Phase Equilibria*, 22, 2001, pag. 247.
90. ****Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams*, (ASTM: Metals Park, Ohio).
91. Honeycombe R. W. K.: *Steels: Microstructure and Properties*, Edward Arnold, London, 1980, pag. 99.
92. **Păucă A.**, Hepuț T., Socalici V., Josan A.: *Research on Quality of steel for Production of Rolling Cylinders*, 4th International Conference on Manufacturing Engineering, Quality and Production System (MEQAPS '11), Barcelona, 2011.
93. **Păucă A.**, Hepuț T., Ardelean E., Crișan E.: *Mathematical Modeling of the Influence of Chemical Composition on the Characteristics of Resistance*, Mathematical optimization in modern Medicine and Engineering, Rodos, Grecia, 2013
94. Josan A., Pinca – Bretotean, C., **Păucă A.**: *The Use of Regenerated Mold Mixtures in Manganese Steel Piece Casting*, 3rd INEEE Conference: Energy, Environment, Devices, Systems, Communications and Computers, Rovaniemi, Finland, 2012.
95. **Păucă A.**, Stoica D., Lemle L.: *Exponential Stability in Mean Square and Stochastic Variation Equation*, International Conferences on Numerical Analysis and Applied Mathematics, Halkidiki, Grece, 19–25 septembrie 2011, ISSN 0094-243X, ISBN 978-0-7354-0956-9, Volume 1389, pag.532–535.

