

DONAȚIE

ED. POLITEHNICA

DONAȚIE

STUDII ȘI CERCETĂRI PRIVIND COMPORTAREA LA PRELUCRARE PLASTICĂ A OȚELURILOR INOXIDABILE TERMOSTABILE

Teză destinată obținerii
titlului științific de doctor inginer
la

Universitatea "Politehnica" din Timișoara
Facultatea de Inginerie Hunedoara
în domeniul ȘTIINȚA ȘI INGINERIA MATERIALELOR
de către

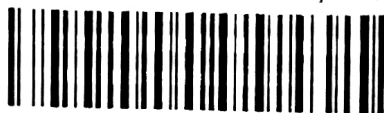
Ing. Jane Magaon

UNIV. "POLITEHNICA"	
TIMIȘOARA	
BIBLIOTECA CENTRALĂ	
Nr. volum	663.556
Dulap	Lit.

Conducător științific: prof. dr. ing. Ioan Ilca
Referenți științifici: prof. dr. ing. Maria Nicolae
prof. dr. ing. Mihail Mangra
prof. dr. ing. Teodor Hepuț

Ziua susținerii tezei: 16.iulie.2010

BIBLIOTECA CENTRALĂ
UNIVERSITATEA
"POLITEHNICA" TIMIȘOARA



00221563

Seriile Teze de doctorat ale UPT sunt:

- | | |
|------------------------|---|
| 1. Automatică | 7. Inginerie Electronică și Telecomunicații |
| 2. Chimie | 8. Inginerie Industrială |
| 3. Energetică | 9. Inginerie Mecanică |
| 4. Ingineria Chimică | 10. Știința Calculatoarelor |
| 5. Inginerie Civilă | 11. Știința și Ingineria Materialelor |
| 6. Inginerie Electrică | |

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, 2010

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 Facultății de Inginerie Hunedoara, la Catedra de Știința materialelor.

Lucrarea se adresează tuturor celor interesați a cunoaște aspectele principale legate de rezolvarea unor probleme referitoare la calitatea produselor sub toate aspectele, având în vedere mai ales proprietățile de utilizare și caracteristicile lor fizico-mecanice.

Din analiza situației economice industriale existente în România și străinătate, rezultă că pentru temperaturi de lucru în exploatare care depășesc 800°C, combinat cu acțiunea unor medii corozive, rezultate bune dau oțelurile inoxidabile termostabile de tip V4AExtra.

Lucrarea s-a axat pe cercetări de laborator și industriale având ca scop studierea influenței factorilor tehnologici și a dinamicii procesului de încălzire și răcire asupra modificărilor structurale, luând ca reprezentativ acest oțel, folosit în prezent în țările Uniunii Europene.

Cercetările au clasificat influența duratei de menținere asupra dispersiei fazelor secundare în masa de bază a soluției solide, și stabilesc domeniul cu plasticitatea optimă pentru oțelurile din această categorie.

Consider că lucrarea este un suport științific de luat în seamă pentru cercetările viitoare care vor avea ca subiect de pornire îmbunătățirea oțelurilor de calitate și înalt aliate din a căror categorie fac parte și oțelurile inoxidabile termostabile.

Timișoara, iulie 2010

Magaon Jane

Destinatarii dedicației.

Alese mulțumiri și profundă recunoștință se cuvin adresate conducătorului de doctorat **prof. dr. ing. Ioan Ilca** membru al Academiei de Științe Tehnice din România, pentru consilierea permanentă și îndrumarea atentă pe tot parcursul realizării lucrării.

Exprim în același mod respectul meu față de referenții științifici, **Prof. dr. ing. Maria Nicolae, Prof. dr. ing. Mihail Mangra, Prof. dr. ing. Teodor Hepuț**, care au analizat lucrarea și au formulat aprecieri asupra conținutului ei.

Aduc mulțumiri colectivului de cadre didactice din Departamentul de Inginerie și Management a Facultății de Inginerie Hunedoara, pentru recomandările și sugestiile date cu ocazia susținerii referatelor științifice.

De asemenea, adresez mulțumiri Conducerii Societății Comerciale T.M.K. Reșița domnului ing. Ioan Romulus, și tuturor celor cu care am colaborat în această întreprindere pentru experimentările efectuate.

Nu în ultimul rând, adresez mulțumiri familiei și colaboratorilor apropiați, pentru încurajările permanente, înțelegerea și sprijinul moral acordat pe parcursul elaborării tezei de doctorat.

Magaon, Jane

Studii și cercetări privind comportarea la prelucrare plastică a oțelurilor inoxidabile termostabile

Teze de doctorat ale UPT, Seria 11, Nr. 17, Editura Politehnica, 2010, 124 pagini, 92 figuri, 22 tabele.

ISSN: 1842-7855

ISBN: 978-606-554-122-1

Cuvinte cheie: gradient termic, oțeluri inoxidabile termostabile, oțelul V4Aextra, țagle, ferită δ , plasticitate.

Rezumat,

Lucrarea s-a axat pe cercetări de laborator și industriale având ca scop studierea influenței factorilor tehnologici și a dinamicii procesului de încălzire și răcire asupra modificărilor structurale, luând ca reprezentativ acest oțel, folosit în prezent în țările Uniunii Europene.

Cercetările au clasificat influența duratei de menținere asupra dispersiei fazelor secundare în masa de bază a soluției solide, și stabilesc domeniul cu plasticitatea optimă pentru oțelurile din această categorie.

CUPRINS

Partea I-a - STUDIUL CUNOAȘTERII PROCESĂRII OȚELURILOR INOXIDABILE TERMOSTABILE	
CAP. 1. CONSIDERAȚII PRIVIND EVOLUȚIA ȘI PARTICULARITĂȚILE	
OȚELURILOR INOXIDABILE TERMOSTABILE..... 7	
1.1.	Evoluția pe plan mondial 9
1.2.	Constituția oțelurilor inoxidabile..... 16
1.3.	Particularitățile elaborării oțelurilor inoxidabile..... 18
1.4.	Particularitățile prelucrării la cald..... 18
1.5.	Particularitățile prelucrării 19
1.6.	Particularitățile tratamentului termic..... 20
1.6.1.	Particularitățile tratamentului termic al oțelurilor fier-crom..... 20
1.6.2.	Particularitățile tratamentului termic al oțelurilor inoxidabile fier-crom-nichel..... 21
1.7.	Rezistența la coroziune..... 23
1.7.1.	Coroziunea atmosferică..... 23
1.7.2.	Coroziunea la temperatură înaltă..... 24
1.7.3.	Coroziunea intercristalină..... 25
1.7.4.	Coroziunea Pitting..... 25
1.8.	Particularitățile în privința proprietăților mecanice..... 26
1.8.1.	Proprietăți la temperatură scăzută..... 26
1.8.2.	Proprietăți la temperatură ambiantă..... 26
1.8.3.	Proprietăți la temperaturi înalte..... 27
1.9.	Domenii de utilizare..... 28
1.9.1.	Oțeluri cu calități martensitice..... 28
1.9.2.	Oțeluri cu calități martensitice..... 29
1.9.3.	Oțeluri cu calități austenitice..... 29
1.10.	Concluzii..... 31
CAP. 2. STADIUL ACTUAL DE CUNOAȘTERE A PROBLEMEI ÎN ROMÂNIA 32	
2.1.	Clasificarea oțelurilor inoxidabile din punct de vedere structural 32
2.1.1.	Oțeluri inoxidabile austenitice..... 33
2.1.2.	Oțeluri inoxidabile feritice..... 37
2.1.3.	Oțeluri inoxidabile martensitice..... 38
2.2.	Clasificarea oțelurilor inoxidabile din punct de vedere al proprietăților..... 39
2.3.	Concluzii..... 41
CAP. 3. ANALIZA FACTORILOR DE INFLUENȚĂ A STABILITĂȚII ȘI COMPORTĂRII OȚELURILOR A TEMPERATURII ÎNALTE DE EXPLOATARE42	
3.1.	Compoziția și temperatura..... 42
3.2.	Tratamente termice (Microstructura)..... 44
3.3.	Comportarea oțelurilor la temperaturi ridicate de exploatare..... 45
3.3.1.	Instabilitatea carburilor..... 45
3.3.2.	Îmbătrânirea 45
3.3.3.	Fragilitatea la revenire 46
3.3.4.	Fragilitatea oțelurilor feritice cu crom 46
3.3.5.	Rezistența la oxidare și coroziune 46
3.4.	Efectul diferitelor atmosfere..... 49
3.4.1.	Fragilizarea caustică a plăcilor de cazare..... 50

6 Cuprins

3.5. Proprietăți speciale.....	50
3.5.1. Modulul de elasticitate.....	50
3.5.2. Dilatarea termică.....	51
3.5.3. Modulul de elasticitate.....	51
3.6. Concluzii.....	53
CAP. 4. DEFORMAREA OȚELURILOR INOXIDABILE TERMOSTABILE.....	54
4.1. Capacitatea tehnologică de deformabilitate.....	54
4.2. Deformabilitatea la cald a oțelurilor inoxidabile austenitice.....	55
4.2.1. Rezistența la deformare.....	55
4.2.2. Plasticitatea.....	57
4.3. Deformabilitatea la cald a oțelurilor inoxidabile feritice și martensitice.....	59
4.3.1. Rezistența la deformare.....	59
4.3.2. Plasticitatea.....	60
4.4. Concluzii.....	63
PARTEA II- a CERCETĂRI EXPERIMENTALE DE ÎMBUNĂTĂȚIRE A PROCESĂRII LA CALD PENTRU OȚELURILR DE TIP V4AEXTRA	
CAP. 5. MOTIVAȚIA ALEGERII TIPULUI DE OȚEL PENTRU EXPERIMENTĂRI	64
5.1. Cercetări de laborator privind efectul unor factori tehnologici asupra modificarilor structurale.....	64
5.2. Analiza situației existente in Romania	65
5.3. Cercetări efectuate în faza de laborator	66
5.4. Stabilirea domeniului optim de prelucrare la cald	84
5.5. Concluzii	89
CAP. 6. CERCETĂRI INDUSTRIALE PRIVIND INFLUENȚA FACTORILOR TEHNOLOGICI ASUPRA MODIFICĂRILOR STRUCTURALE	90
6.1. Influența vitezei de încălzire și a gradientului termic.....	90
6.2. Determinarea pe cale analitică a gradientului și tensiunilor periculoase în perioada de preîncălzire.....	95
6.3. Cercetări structurale la temperaturi ridicate pe lingouri industriale	99
6.4. Contribuții la modelarea încălzirii lingourilor în cuptoarele industriale	102
6.5. Concluzii.....	108
CAP. 7. OPTIMIZAREA COMPOZIȚIEI OȚELULUI V4AEXTRA ÎN CORELAȚIE CU CARACTERISTICILE DE REZISTENȚĂ	109
7.1. Analiza statistică și de corelație	109
7.2. Realizarea analizei de regresie	112
7.3. Determinarea poligonului de marca.....	113
7.4. Concluzii.....	119
CAP. 8. CONCLUZII FINALE SI CONTRIBUȚII PERSONALE.....	120
8.1. Concluzii finale.....	120
8.2. Contribuții personale	123
BIBLIOGRAFIE	125

STADIUL CUNOAȘTERII PROCESĂRII OȚELURILOR INOXIDABILE TERMOSTABILE

1. CONSIDERAȚII PRIVIND EVOLUȚIA ȘI PARTICULARITĂȚILE OȚELURILOR INOXIDABILE TERMOSTABILE.

1.1. Evoluția pe plan mondial

După cum indică și numele, oțelurile inoxidabile sunt mai rezistente la oxidare și pătare decât oțelurile carbon obișnuite sau slab aliate. Această rezistență superioară la coroziune se obține prin adăugarea cromului la aliajele fier-carbon, ca și alte elemente de exemplu cupru, aluminiu, siliciu, nichel și molibden, care măresc rezistența la coroziune a oțelului. Utilizarea lor în această privință este limitată. De aceea, în continuare vom analiza numai oțelurile fier-crom și fier-crom-nichel, în care cromul este cel care conferă rezistența la coroziune.

Procentul minim de crom necesar pentru a conferi această rezistență superioară la coroziune depinde de agentul coroziv. Institutul AISI a ales procentul de 4%Cr ca linie de separare între oțelul „aliat” și oțelul „inoxidabil” și acest punct de vedere este adoptat și în prezenta analiză. Astfel, în tabelul 1.1 sunt indicate tipurile standardizate de oțeluri inoxidabile, specificate de AISI. Majoritatea acestor tipuri se găsesc sub formă de produse, ca: plăci, bare, profile, table, benzi și țevi. Institutul AISI a dat o listă detaliată a produselor și mărimilor disponibile pentru fiecare tip de oțel inoxidabil.

Așa cum se poate afirma despre orice progres științific, la elaborarea oțelurilor inoxidabile nu a contribuit o singură națiune: Germania, Anglia, S.U.A., Japonia și Rusia au participat în egală măsură la dezvoltarea acestor materiale. Astfel, Harry Brearley, Anglia, încercând să elaboreze oțeluri care să reziste la ancrasarea și coroziunea din țevile de pușcă, a arătat că compoziția de 13%Cr și 0,24%C este destul de rezistentă la coroziune. Brearley a propus ca această compoziție să fie utilizată la fabricarea cuțitelor. De fapt oțelul american actual pentru cuțite, tipul AISI-420 (cu 12-14%Cr și peste 0,15%C) este asemănător oțelului propus de Brearley. [1].

Elaborarea aliajelor superioare crom-fier este legată de numele lui F.M. Becket din S.U.A. care a tratat permanent în lucrările sale problema obținerii fero-cromului cu conținut redus de carbon din minereuri de crom. Cercetând efectul cromului asupra rezistenței la oxidare la 1100°C, Becket a constatat o creștere importantă a acestei rezistențe odata cu creșterea conținutului de crom peste 20%. Important este că și în prezent, chiar la oțeluri cu un conținut apreciabil de nichel, procentul de 20%Cr poate fi procentul minim necesar pentru rezistența la oxidare la 1100°C [1].

8 Considerații privind evoluția și particularitățile oțelurilor inoxidabile termostabile - 1

Simbolurile numerice ale tipurilor de oțeluri inoxidabile standardizate de AISI, și limitele compozițiilor chimice. Tabelul 1.1.

Simbolul numeric	Compoziția chimică, %							
	C	Mn. max	Si max.	P max.	S max.	Cr	Ni	Alte elemente
201	0,15Max	5,50-7,50	1,00	0,060	0,030	16,0-17,0	3,50-5,50	N:0,25 max.
202	0,15Max	7,50-10,0	1,00	0,060	0,030	17,0-19,0	4,00-6,00	N:0,25 max.
301	0,15Max	2,70	1,00	0,045	0,030	16,0-18,0	6,00-8,00	-
302	0,15Max	2,00	1,00	0,045	0,030	17,0-19,0	8,00-10,0	-
302B	0,15Max	2,00	2,00-3,00	0,045	0,030	17,0-19,0	8,00-10,0	-
303	0,15Max	2,00	1,00	0,20	0,015min	17,0-19,0	8,00-10,0	Mo: 0,6 max.*
303Se	0,15Max	2,00	1,00	0,20	0,06	17,0-19,0	8,00-10,0	Se:0,15 max
304	0,08Max	2,00	1,00	0,045	0,030	18,0-20,0	8,00-12,0	-
304L	0,03Max	2,00	1,00	0,045	0,030	18,0-20,0	8,00-12,0	-
305	0,12Max	2,00	1,00	0,045	0,030	17,0-19,0	10,0-13,0	-
308	0,08Max	2,00	1,00	0,045	0,030	19,0-21,0	10,0-12,0	-
309	0,20Max	2,00	1,00	0,045	0,030	19,0-21,0	12,0-15,0	-
309S	0,08Max	2,00	1,00	0,045	0,030	22,0-24,0	12,0-15,0	-
310	0,25Max	2,00	1,50	0,045	0,030	22,0-24,0	19,0-22,0	-
310B	0,08Max	2,00	1,50	0,045	0,030	24,0-26,0	19,0-22,0	-
314	0,25Max	2,00	1,50-3,00	0,045	0,030	24,0-26,0	19,0-22,0	-
316	0,08Max	2,00	1,00	0,045	0,030	23,0-26,0	10,0-14,0	Mo: 2,0-3,0
316L	0,03Max	2,00	1,00	0,045	0,030	16,0-18,0	10,0-14,0	Mo: 2,0-3,0
317	0,08Max	2,00	1,00	0,045	0,030	18,0-20,0	11,0-15,0	Mo: 3,0-4,0
321	0,08Max	2,00	1,00	0,045	0,030	17,0-19,0	9,00-12,0	Ti: 5xC, min
347	0,08Max	2,00	1,00	0,045	0,030	17,0-19,0	9,0-13,0	Nb-Ta: 10xC
348	0,08Max	2,00	1,00	0,045	0,030	17,0-19,0	9,0-13,0	Nb-Ta:10xC Min.;Ta:0,10Min.; Nb:0,20 Max
403	0,15Max	1,00	1,50	0,040	0,030	11,5-13,0	-	-
405	0,08Max	1,00	1,00	0,040	0,030	11,5-13,0	-	Al:0,10-0,30
410	0,15Max	1,00	1,00	0,040	0,030	11,5-13,0	-	-
414	0,15Max	1,00	1,00	0,040	0,030	11,5-13,0	1,25-2,25	-
416	0,15Max	1,25	1,00	0,06	0,15min	12,0-14,0	-	Mo: 0,6 max.*

416Se	0,15Max	1,25	1,00	0,06	0,06	12,0-14,0	-	Se:0,15 min
420	Peste 0,15	1,10	1,00	0,040	0,030	14,0-18,0	-	-
430	0,12Max	1,00	1,00	0,040	0,030	14,0-18,0	-	-
430F	0,12Max	1,25	1,00	0,06	0,030	14,0-18,0	-	Mo: 0,6 max.*
430F Se	0,12Max	1,25	1,00	0,06	0,030	14,0-18,0	-	Se:0,15 min
431	0,20Max	1,00	1,00	0,040	0,030	15,0-17,0	1,25-2,50	-
440A	0,60-0,75	1,00	1,00	0,040	0,030	16,0-18,0	-	Mo: 0,75 max.
440B	0,75-0,95	1,00	1,00	0,040	0,030	16,0-18,0	-	Mo: 0,75 max
440C	0,95-1,20	1,00	1,00	0,040	0,030	16,0-18,0	-	Mo: 0,75 max
446	0,20Max	1,50	1,00	0,040	0,030	23,0-27,0	-	N: 0,25 max
501	Peste 0,10	1,00	1,00	0,040	0,030	4,00-6,00	-	Mo: 0,40-0,65
502	0,10Max	1,00	1,00	0,040	0,030	4,00-6,00	-	Mo: 0,40-0,65

* La alegerea producătorului raportat numai când este adăugat intenționat.

Aliajele austenitice fier-crom-nichel au fost elaborate la început în Germania, de către Beno Strauss și Edward Maurer, în cursul cercetărilor (pe care le efectuau), de căutare a unor materiale adecvate pentru tuburi pirometrice. Lucrările efectuate în continuare de Strauss și alți cercetători au dus în cele din urmă la elaborarea oțelurilor multiple cu 18%Cr, 8%Ni (denumite uzual 18-8), care în prezent sunt utilizate pe scară largă, în practica mondială [2].

1.2. Constituția oțelurilor inoxidabile

După cum s-a arătat, rezistența la coroziune sau „inoxidabilitatea” oțelurilor este în primul rând o funcție a conținutului lor de crom. De aceea, pentru a înțelege structurile, tratamentele termice și proprietățile oțelurilor comerciale actuale, este necesară o cunoaștere a diagramelor fier-crom, fier-crom-nichel și fier-crom-carbon.

Sistemul fier-crom. În prezent diagrama fier-crom este cunoscută numai pe o bază semicantitativă. Diagrama ilustrată în figura 1.1 reprezintă un compromis și se bazează pe lucrările mai multor cercetători [1,2,3].

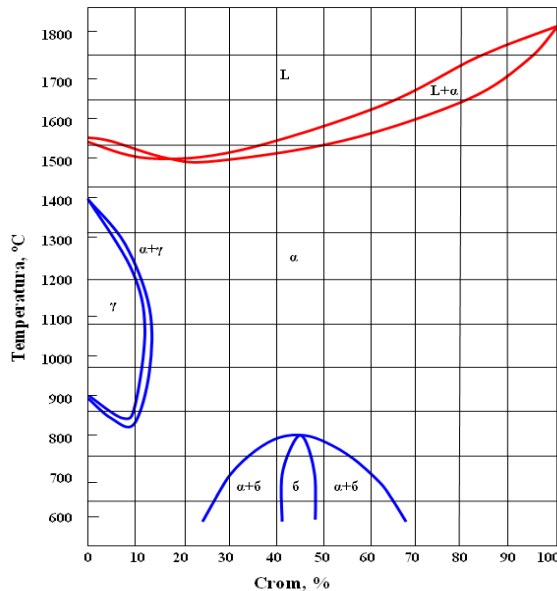


Figura 1.1. Diagrama de echilibru fier-crom.

Dificultățile stabilirii unei diagrame precise de echilibru sunt determinate în primul rând de două cauze:

- Dificultatea obținerii unor aliaje pure fier-crom (impuritățile principale par a fi azotul și carbonul);
- Ritmul lent în care aliajele fier-crom răspund tratamentului termic.

Prima cauză este relativ fără importanță, deoarece procedeele de topire s-au îmbunătățit și se consideră că se vor putea obține aliaje mai pure. Neglijarea celei de-a doua cauze a dus însă deseori la concluzii false.

Domeniul de temperaturi înalte al diagramei se bazează pe datele furnizate de Adcock [4]. Datele lui Adcock au fost acceptate din cauza înaltei purități a aliajelor sale și a procedeelelor pe care le-a folosit.

Existența buclei gama a fost descoperită de Bain, care a arătat și efectul conținuturilor ridicate de carbon asupra lărgirii domeniului austenitei. Compusul intermetalic, faza sigma, a fost descoperită de Bain și Griffiths [5]. Aceste două regiuni au fost studiate amănunțit și de alți cercetători și datele lor diferă. Această diferențiere este foarte pronunțată pentru domeniul sigma. Cercetarea cea mai corectă a fost efectuată de Adcock, care a utilizat cel mai pur aliaj, dar el nu a reușit să descopere faza sigma și a conchis că această fază nu există.

Totuși lucrările altor cercetători au evidențiat existența fazei sigma, utilizând aliaje de puritate asemănătoare cu cele ale lui Adcock, au putut obține și identifica faza sigma. Fapt destul de surprinzător, când au aplicat tratamente asemănătoare cu cele folosite de Adcock, faza sigma nu s-a mai produs. Astfel, s-a ajuns la concluzia că aliajele lui Adcock erau prea pure și prea bine recoapte pentru ca transformarea să poată avea loc în timpul permis. În sfârșit, problema a fost rezolvată definitiv de către Cook și Jones care utilizând aliajele originale ale lui

Adcock și durate mai mari de transformare, au comunicat existența fazei sigma după cum s-a arătat. Liniile de graniță indicate de Cook și Jones se bazează pe date stabilite cu ajutorul razelor X dar ele mai pot fi puse la îndoială deoarece echilibrul se poate să nu fi fost atins și duratele mai mari de recoacere ar putea lărgi domeniul ferită+sigma [6]. O bibliografie a studiilor mai recente asupra fazei sigma în oțelurile inoxidabile a fost publicată de Smith [3].

Din diagramă reiese că pe măsură ce crește conținutul de crom, domeniul austenitei descrește până la peste 12,5%Cr, la care austenita nu mai există. După un tratament termic normal, aliajele cu peste 12,5%Cr sunt compuse în întregime dintr-o singură fază-alfa, dar după cum s-a arătat, faza sigma este stabilă și se va forma după o durată mai mare de menținere la temperaturi de 480°C și sub limita superioară.

Din punct de vedere cantitativ există foarte puține date asupra efectului impurităților în această diagramă. Bain a cercetat efectul carbonului asupra domeniului austenitei, Andersen și Jette au arătat că siliciul are ca efect o creștere a domeniului sigma. Bain și Aborn au arătat că și nichelul are același efect. Aluminiul, molibdenul, titanul și niobiul măresc și ele probabil acest domeniu [7].

Sistemul fier-crom-nichel. Ca și sistemul fier-crom, sistemul fier-crom-nichel nu este cunoscut decât semicantitativ, dar diagramele existente folosesc la interpretarea unei comportări, care altfel ar părea de neînțeles. Cercetarea acestui sistem a fost de asemenea împiedicată de vitezele mici de reacție. Prima cercetare a sistemului fier-crom-nichel a fost condusă de Strauss care a studiat colțul bogat în fier al diagramei. El a constatat că aliajul cu 20%Cr și 7%Ni conține carbură liberă care se poate dizolva la 1250°C și se poate menține în soluție la temperatura ambiantă prin răcire rapidă. Strauss a mai observat o precipitare limită a grăunților la 700°C.

Primul studiu cuprinzător îl constituie cercetarea menționată anterior a lui Bain și Griffiths. Acești cercetători au fost primii care au semnalat existența fazei sigma și au observat că nichelul ridică limita de temperatură a acestei faze.

Bain și Aborn au efectuat o revizuire amplă a sistemului fier-crom-nichel, care este reprezentat în figura 1.2.

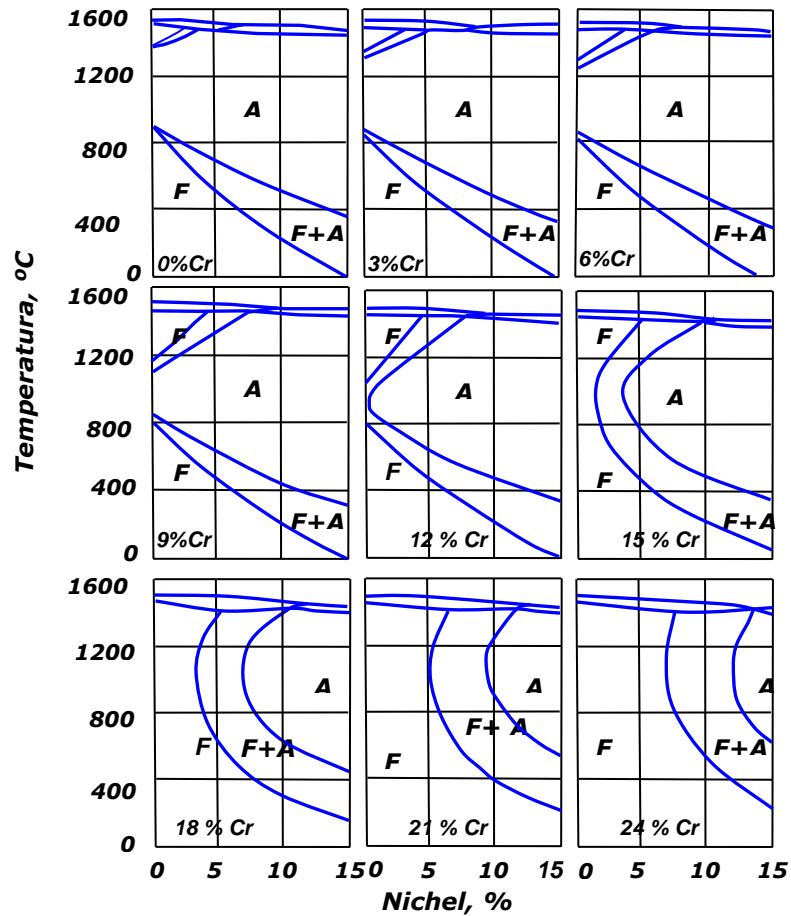


Figura 1.2. Diagrama fier-crom-nichel la un conținut constant de crom.
 Simbolurile „A” și „F” indică austenită și respectiv ferită

Englezii au întreprins în acest domeniu lucrări vaste. Figura 1.3 reprezintă o secțiune izotermă la 650°C pe baza datelor lui Ress, Burns și Cook. Figura 1.4 redă o diagramă la un conținut constant de nichel [8].

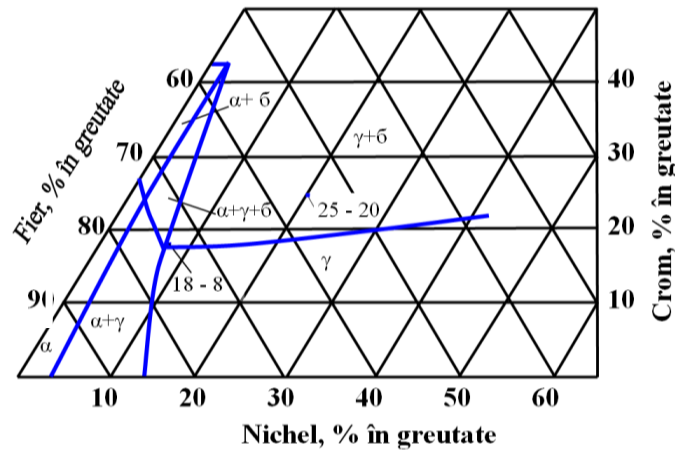


Figura 1.3. Diagrama fier-crom-nichel Secțiune izotermă la 650°C. α , γ și δ reprezintă fazele alfa (ferită), gama (austenită) și sigma

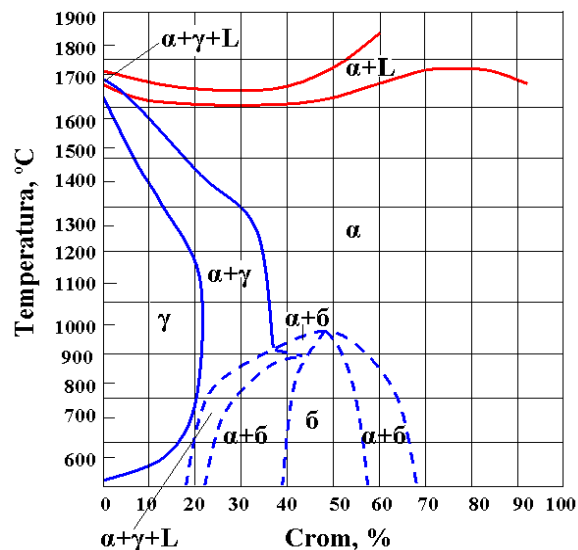


Figura 1.4. Diagrama fier-crom-nichel. Secțiune la 8%Ni. α , γ și δ reprezintă fazele alfa (ferită), gama (austenită) și sigma

Sistemul fier-crom-carbon. Cele mai complete date despre sistemul fier-crom-carbon, au fost furnizate de Tofaute și colaboratorii săi [9].

Figura 1.5 reprezintă o secțiune prin diagrama fier-crom-carbon, la un conținut de 0,10%C; se poate constata că această diagramă este destul de complexă. Cele trei faze de carburi indicate în această diagramă sunt:

1. $(Fe\ Cr)_3C$ - carbură de fier (cementită), care poate dizolva până la 15%Cr;
2. $(Cr\ Fe)_7C_3$ - carbură de crom care poate dizolva până la 5%Fe;
3. $(Cr\ Fe)_{23}C_6$ - carbură de crom care poate dizolva până la 25%Fe.

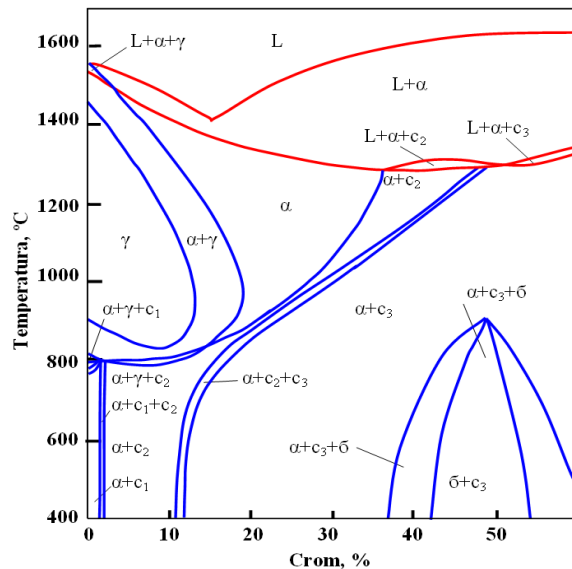


Figura 1.5. Diagrama fier-crom-carbon. Secțiune la 0,10%C. α , γ și δ reprezintă fazele alfa (ferrită), gama (austenită) și sigma

Un excelent studiu al diferitelor cercetări efectuate asupra aliajelor fier-crom-carbon a fost întocmit de Kinzel și Crafts [10].

Sistemul fier-crom-mangan-azot. Lipsa de nichel în perioada celui de-al doilea război mondial a stimulat atât în S.U.A. cât și în Germania un număr considerabil de cercetători în căutarea unor elemente care să înlocuiască nichelul din oțelurile inoxidabile austenitice. Dar în diagrama sistemului fier-crom foarte puține elemente (în afară de nichel) lărgesc domeniul austenitic. Aceste elemente sunt carbonul, azotul, manganul, cuprul și cobaltul. Însă nici unul din ele nu dă rezultate complet satisfăcătoare dacă este adăugat singur. De exemplu, carbonul în cantitățile necesare pentru formarea structurilor complet austenitice are un efect dăunător asupra ductilității și rezistenței la coroziune; azotul nu poate fi adăugat în cantități suficient de mari pentru a obține efectul dorit; manganul, chiar în procente peste 25%, nu va forma structuri complet austenitice în aliaje care conțin peste 15%Cr; cuprul are o influență dăunătoare asupra ductilității la cald, iar cobaltul are o eficiență redusă și este foarte scump.

Această situație aparent fără ieșire a fost rezolvată prin cercetările efectuate de United States Steel Corporation, care au arătat că adaosul de mangan la sistemul fier-crom mărește în așa măsură solubilitatea azotului în solid și în lichid, încât azotul se poate adăuga în cantități suficiente pentru obținerea unor structuri complet austenitice. Aceste rezultate sunt redată în figurile 1.6; 1.7; 1.8; și 1.9 care sunt denumite diagrame de structură. Din aceste diagrame reiese influența cromului, manganului și azotului asupra limitei austenitei - austenită+ferrită la 1260°C și un conținut de nichel de 0, 1, 2 și 3%.

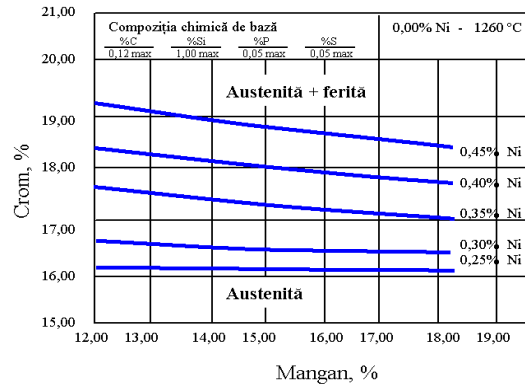


Figura 1.6. Diagrama de structură pentru oțeluri cu 0,00%Ni, 0,25-0,45%N, după încălzire timp de o oră la 1260°C și călire în apă

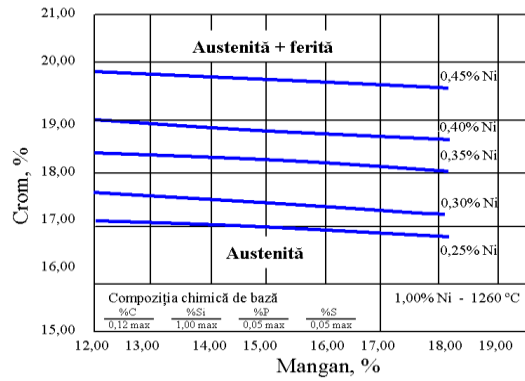


Figura 1.7. Diagrama de structură pentru oțeluri cu 1,00%Ni, 0,25-0,45%N, după încălzire timp de o oră la 1260°C și călire în apă

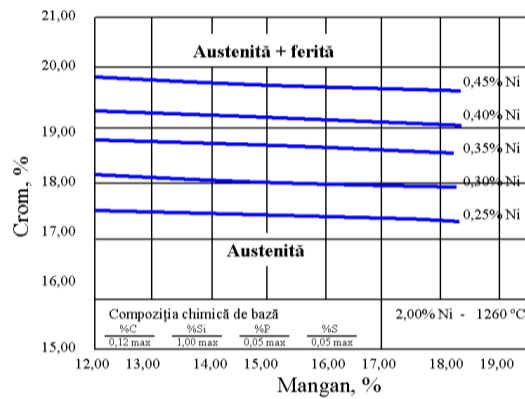


Figura 1.8. Diagrama de structură pentru oțeluri cu 2,00%Ni, 0,25-0,45%N, după încălzire timp de o oră la 1260°C și călire în apă

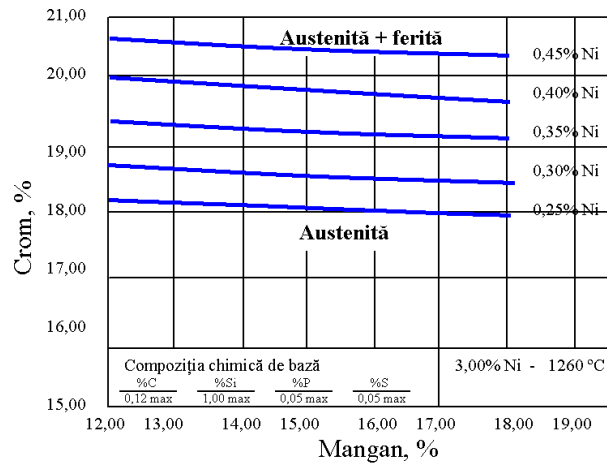


Figura 1.9. Diagrama de structură pentru oțeluri cu 3,00%Ni, 0,25-0,45%N, după încălzire timp de o oră la 1260°C și călire în apă

A fost aleasă temperatura de 1260°C, deoarece aceasta reprezintă o temperatură maximă de prelucrare la cald și austenita formată la această temperatură nu se va transforma prin răcire la temperatura ambiantă.

În scopul unui studiu general, oțelurile inoxidabile standardizate după AISI sunt grupate astfel:

1. Oțeluri martensitice. Sunt aliajele fier-crom compuse în domeniul gama și care prin tratament termic se pot durifica. Cuprinde tipurile: 403, 410, 414, 416, 420, 431, 440A, 440B, 440C, 501 și 502;
2. Oțeluri feritice. Aliajele fier-crom care sunt în mare parte feritice și nu se pot durifica prin tratament termic (neluând în seamă fragilizarea la 475°C) Cuprinde tipurile: 405, 430, 430F, 446;
3. Oțelurile austenitice. Aliajele fier-crom-nichel necălibile prin tratament termic și predominant austenitice. Cuprind tipurile: 301, 302, 302B, 303, 304, 304L, 305, 308, 309, 310, 314, 316, 316L, 317, 321 și 347. Alte oțeluri inoxidabile austenitice includ tipurile recent elaborate, în care o parte sau tot nichelul din aliajul fier-crom-nichel este înlocuit cu mangan și azot în cantitățile adecvate, astfel sunt tipurile USS TENELON respectiv AISI 201 și 202.

1.3. Particularitățile elaborării oțelurilor inoxidabile.

Elaborarea oțelurilor inoxidabile constituie una din fazele cele mai delicate ale procesului de fabricație. În general, această operație se execută în cuptoare electrice cu arc [11,12]. Pentru unele mărci foarte pretențioase și în special atunci când se pune problema realizării unor conținuturi în carbon foarte scăzute, se utilizează cuptoare cu inducție în aer sau în vid. Pentru obținerea în mod curent a oțelurilor cu conținutul în carbon sub 0,8% la cuptoare electrice cu arc, este necesar ca decarburarea să se facă prin insuflare, fie numai cu oxigen, fie cu aer îmbogățit cu oxigen.

Capacitatea cuptoarelor cu arc, utilizate în prezent pe scară largă pentru elaborarea acestor oțeluri, variază între 5 și 25 t, însă în unele cazuri, ea poate ajunge până la 70 și 100 t. Căptușeala cuptoarelor se recomandă să fie bazică (magnezită).

Indiferent de calitatea oțelului, pentru elaborare se pot utiliza una din următoarele metode:

- Topirea fără oxidare a unor deșeuri (fier vechi) din oțeluri inoxidabile la care, după necesitate, se introduce fier moale și nichel;
- Topirea cu oxidare a unor deșeuri (fier vechi) din oțeluri înalt aliate cu adaos (pentru corectare) de feroaliaje;
- Topirea cu oxidare a unor deșeuri, de fier vechi nealiat, alierea făcându-se prin introducerea în cuptor a feroaliajelor.

Prima metodă este utilizată în special pentru elaborarea oțelului în cuptoare electrice cu inducție. Cea de a doua este în general utilizată la cuptoare electrice cu arc și ea constituie de fapt singura metodă practic utilizabilă atunci când elaborarea oțelurilor inoxidabile a devenit în uzina respectivă o problemă de rutină. De altfel numai această metodă permite utilizarea deplină a șutajelor tehnologice rezultate din laminarea oțelurilor inoxidabile, ca și a fierului vechi înalt aliat provenit din surse obișnuite. Ultima din metodele enumerate este întrucâtva mai simplă, în sensul că permite o dozare corectă a feroaliajelor introduse în fabricație. Ea este utilizată în special atunci, când elaborarea oțelurilor inoxidabile este încă sporadică.

La uzinele cu ciclu integrat, la care elaborarea oțelurilor inoxidabile se realizează curent, este necesară organizarea unei gospodării proprii de fier vechi, în caz contrar amestecul de șutaje, sub aspect tehnologic, poate avea rezultate foarte grave. Din punct de vedere economic, primele două sunt mai economice decât ultima, însă ele necesită stocuri disponibile de deșeuri.

În principiu, elaborarea oțelurilor inoxidabile nu se deosebește prea mult de elaborarea altor oțeluri aliate sau înalt aliate, mai ales atunci când, în acest scop, se utilizează deșeuri de oțel inoxidabil.

Dacă elaborarea se realizează după metoda fier vechi-feroaliaje atunci ea comportă două etape: prima constă în elaborarea unui oțel moale și a doua, în alierea acestuia.

Șarja este formată din deșeuri de fier, fontă, cocs sau deșeuri de electrod de grafit. Elaborarea se conduce astfel încât, în timpul fierberii, să se oxideze cel puțin 0,40% C cu o viteză de oxidare de circa 0,50% C pe oră.

Temperatura metalului în timpul fierberii trebuie să crească continuu, iar la îndepărtarea zgurei, ea trebuie să fie superioară temperaturii de evacuare a șarjei. Conținutul în carbon al șarjei la sfârșitul perioadei de fierbere, trebuie să fie de maximum 0,08%, la oțelurile cu 13-25% crom și variabil, în funcție de calitatea ferocromului, în cazul oțelurilor martensitice. După perioada de fierbere, zgura oxidantă se îndepărtează, iar în locul ei se formează o nouă zgură din var și fluorină. Această zgură se dezoxidează prin adaosuri de ferosiliciu sau silicocalciu sub formă de praf și, după unele tehnologii, chiar prin adaosuri de praf sau span de aluminiu. Momentul începerii alierii cu crom este determinat de o serie de factori, dintre care, un rol important îl joacă cantitatea de ferocrom necesară pentru aliere. În cazul oțelurilor care necesită un conținut de crom, de exemplu de 25%, alierea începe încă în cursul perioadei de dezoxidare.

Unele tehnologii prevăd o introducere a ferocromului imediat după tragerea zgurei oxidante. În cazul unor conținuturi de crom mai scăzute, de exemplu 13% crom, ferocromul poate fi introdus după ce zgura dezoxidantă a acționat un timp suficient și oțelul este calmat.

În ceea ce privește nichelul utilizat pentru alierea oțelurilor inoxidabile austenitice, se precizează că este necesar ca el să fie introdus chiar în încălzirea cuptorului, adică în prima fază a procesului de elaborare. Fiind un element cu o afinitate foarte scăzută față de oxigen, practic, el nu se pierde prin oxidare.

În cazul în care se cere elaborarea unor oțeluri stabilizate, se pot folosi în acest scop titanul sau niobiul. Aceste elemente se introduc în cuptor cu aproximativ 15 minute înainte de evacuarea șarjei.

Completarea dezoxidării și reglarea mărimii grăunților se face cu aluminiu în proporție de 0,5 Kg/t, în cazul oțelurilor martensitice și de 1 Kg/t, în cazul celor feritice și austenitice.

Consumul de energie electrică pe tona de oțel elaborată la un cuptor de 10t capacitate este cuprins între 1000 și 1100kwh.

Oțelul inoxidabil austenitic, mai ales atunci când are titan în proporție de 0,50%, este mai vâscos decât oțelul carbon. De aceea, turnarea trebuie să se facă rapid și la temperatură cât mai înaltă. O viscozitate ridicată are și oțelul feritic, în special cel cu 25% crom.

Solidificarea lingourilor se caracterizează printr-o tendință mare de transcristalizare. Astfel zona cristalelor columnare poate înlocui aproape total zona cristalelor neorientate.

Ungerea lingotierelor cu lacuri nu este recomandată decât în cazul în care turnarea se face în sifon și aceasta pentru evitarea formării înfășurărilor.

În ceea ce privește turnarea oțelurilor inoxidabile feritice și martensitice, ea se caracterizează printr-o temperatură relativ mai scăzută. Această prevedere se face în scopul obținerii unei bune macrostructuri, însă ea poate fi deficitară în ce privește calitatea suprafeței lingoului. Greutatea lingourilor poate ajunge până la 4 t [12]. Ungerea lingotierelor se face cu unsori obișnuite, așa cum sunt, de exemplu, lacurile grafitate. În ce privește metoda de turnare, nu există încă o părere unanimă, deși cei mai mulți autori [11,12,13] recomandă ca ea să se facă în sifon, în special datorită calității mai bune a suprafeței lingourilor, obținută prin acest procedeu. Răcirea lingourilor, mai ales în cazul în care oțelurile elaborate fac parte din clasa martensitică, trebuie să se facă dirijat.

1.4. Particularitățile prelucrării la cald.

Înainte de tratarea detaliată a procedeelor speciale utilizate pentru oțelurile inoxidabile, prezentăm câteva observații cu privire la caracteristicile de prelucrare la cald și la rece ale acestor materiale. Aceste observații descriu diferențele importante dintre comportarea oțelurilor carbon și a oțelurilor inoxidabile. Toate oțelurile inoxidabile la temperaturi sub 800°C, au o conductivitate termică redusă față de oțelurile carbon și cele slab aliate și de aceea la încălzire trebuie să se ia măsuri de precauție pentru a nu provoca o ardere a suprafeței. De asemenea, pentru majoritatea calităților de oțeluri inoxidabile, intervalele de temperatură pentru caracteristicile optime de prelucrare la cald sunt mai înguste decât cele pentru oțelurile carbon și de aceea este necesar un control mai riguros al temperaturii la prelucrarea la cald a acestor oțeluri.

Pentru toate calitățile de oțel inoxidabil, se obține prelucrarea optimă la cald atunci când structura oțelului la temperatura de prelucrare constă dintr-o singură fază. Pot fi tolerate cantități minime de ferită în structura oțelurilor austenitice și martensitice și cantități mici de austenită în structura oțelurilor feritice, dar acestea trebuie să se mențină între anumite limite fie printr-o modificare adecvată a

compoziției chimice o oțelului, fie prin reglarea temperaturii de prelucrare la cald.

Oțelurile inoxidabile martensitice pot fi forjate, perforate și laminate. Totuși, deoarece aceste oțeluri se călesc la aer după prelucrare ele trebuie să fie răcite lent, înaintea oricărei operații ulterioare, cum ar fi condiționarea sau prelucrarea la rece. Duritatea lor „ în stare laminată sau forjată ” este însoțită de fragilitate, de care trebuie să se țină seama la manipularea produselor.

Oțelurile inoxidabile feritice pot fi și ele forjate, perforate și laminate. Aceste oțeluri sunt foarte moi când sunt calde, așa încât sunt trecute cu ușurință prin ghidaje sau cilindri și se întind considerabil prin laminare la cald. Supraîncălzirea acestor calități determină o creștere excesivă a grăunților, ceea ce determină o sensibilitate la uzură și fisurare a materialului. Adăosul de azot previne într-o oarecare măsură creșterea grăunților. Pentru a se îmbunătăți mărimea grăunților, temperaturile de finisare se mențin cât mai coborâte.

Oțelurile inoxidabile austenitice sunt în general mai rezistente la temperatura de prelucrare decât oțelurile feritice și în consecință necesită o putere mai mare pentru deformare. Ca și oțelurile feritice, cele austenitice sunt sensibile la creșterea grăunților și de aceea trebuie evitată supraîncălzirea. Din cauza puterii mari necesare prelucrării nu se pot aplica temperaturi joase de finisare. În timpul încălzirii acestor oțeluri inoxidabile cu nichel, trebuie luate măsuri speciale de precauție pentru a se menține la o limită minimă conținutul de sulf din cuptor sau din atmosfera pătrunsă în incinta cuptorului deoarece aceste oțeluri, după ce au fost încălzite în atmosfere conținând sulf, prezintă tendința de fisurare și uzură în timpul prelucrării la cald. Se pare că sulful din atmosferă se combină cu nichel din oțel și formează sulfură de nichel. Această reacție are loc de obicei la limitele dintre grăunții metalului și deoarece la temperaturile de prelucrare sulfura de nichel este lichidă, oțelurile atacate astfel sunt slabe și fisurează. Prezența feritei delta în microstructură este considerată dăunătoare. De exemplu, tipurile de oțeluri 18-8 Mo (tip 316), 18-8 Nb (tip 347), 18-8 Ti (tip 321 și 25-12 tip 309) prezintă caracteristici slabe de prelucrare la cald, care sunt atribuite prezenței feritei delta. Caracteristicile slabe de prelucrare se explică prin faptul că diferența de plasticitate dintre ferita moale și austenita tenace dă naștere la rupturi.

1.5. Particularitățile prelucrării la rece.

Cu excepția oțelurilor călibile cu conținut ridicat de carbon, toate oțelurile inoxidabile pot fi prelucrate la rece. Totuși sunt necesare măsuri de precauție.

Oțelurile inoxidabile feritice, mai ales cele ce conțin peste 20%Cr, sunt extrem de sensibile la șoc la temperatura ambiantă. Această solicitare trebuie evitată pentru a nu se provoca o spargere a materialului. Între 205 și 315°C aceste oțeluri sunt însă tenace și în acest interval de temperatură nu se pot efectua cu succes operațiile de prelucrare la rece a materialului.

Prin prelucrarea la rece unele oțeluri inoxidabile austenitice se transformă parțial în martensită cu conținut redus de carbon. Această transformare și efectul de durificare prin solicitare determinat de prelucrarea la rece fac ca astfel de oțeluri austenitice să aibă o mare viteză de călire la prelucrare. De aceea pentru prelucrarea lor, este necesară o putere mai mare.

1.6. Particularitățile tratamentului termic.

1.6.1. Particularitățile tratamentului termic al oțelurilor inoxidabile fier –crom.

Cunoașterea diagramelor de fază a oțelurilor inoxidabile face posibilă înțelegerea mecanismului tratamentelor termice industriale aplicate diferitelor calități de oțel.

Oțelurile cu 5-12%Cr, având la bază 0,15%C, sunt călibile prin transformarea austenitei în martensită. Calibilitatea acestor oțeluri cu conținut ridicat de crom este bună și crește odată cu conținutul de crom și carbon.

Totuși majoritatea posibilităților de folosire a oțelurilor cu 5-9%Cr cer ca metalul să fie în starea cea mai ductilă și procedeul de „înmuieră” utilizat constă din normalizare și revenire sau unul din diferitele cicluri de recoacere. Este necesar ca aceste oțeluri să fie ductile deoarece înainte de a intra în exploatare ele sunt supuse diferitelor procedee de prelucrare la rece. Din cauză că aceste oțeluri sunt călite la aer, sudarea lor trebuie să se execute cu precauțiile necesare, ca preîncălzire și postîncălzire. Adeseori aceste precauții nu pot fi luate în domeniul de sudare și atunci oțelurile pot fi stabilizate cu titan sau niobiu.

Titanul și niobiul formează carburi stabile, astfel că materialul se comportă ca un oțel inoxidabil cu un conținut redus de carbon și are o duritate mai mică decât materialul fără elemente de stabilizare.

În funcție de scopul aplicării, oțelul cu 12%Cr poate fi utilizat în sare recoaptă. Aceste materiale pot fi călite în aer sau în ulei de la temperatura de călire. Prin călire în ulei se obțin durități ceva mai mari, dar călirea în aer este aplicată în scopul reducerii la minimum a pericolului de fisurare sau deformare. În figura 1.10 este prezentat efectul temperaturii de revenire asupra durității și proprietății de tracțiune ale tipului de oțel călit 410 (12%Cr, 0,10%C). Rezistența la șoc descrește în intervalul de temperatură 400-510°C; de asemenea în intervalul 400-540°C nu se obține nici rezistență minimă la coroziune; rezultă că acest interval de temperatură trebuie evitat. Încălzirea acestui tip de oțel sub 540°C este numită recoacere de detensionare (stress relieving), iar încălzirea peste 540°C este denumită revenire. Recoacerea se efectuează de obicei prin încălzire la temperatură superioară temperaturii critice inferioare și răcire lentă, dar se poate realiza și prin recoacere subcritică. Ca și oțelurile cu conținut redus de crom, oțelurile cu 12%Cr trebuie sudate cu precauție, din cauza călirii lor în aer. Spre deosebire însă de oțelurile cu conținut redus de crom, prin adaosuri mici de aluminiu, capacitatea de călire a oțelurilor cu 12%Cr se micșorează. Aceste mici cantități de aluminiu sunt suficiente pentru a reduce la minimum formarea austenitei, ceea ce face ca oțelul să fie în esență feritic la orice temperatură, deoarece în acest caz are loc o transformare nesemnificativă de fază și deci nu este posibilă nici o călire.

Un grup de oțeluri, care conțin aproximativ 0,10%C, și între 15-21%Cr, necesită o menținere specială. Aceste oțeluri pot conține până la 50% martensită când sunt răcite la cca. 820°C, și în acest sens ele pot fi considerate oțeluri inoxidabile martensitice. Totuși, deoarece aceste oțeluri sunt utilizate aproape exclusiv pentru proprietățile lor de rezistență la tracțiune în aplicații care necesită o formabilitate optimă, este necesar să aibă o microstructură de recoacere (moale). Această microstructură se realizează printr-un tratament de recoacere, care constă în încălzire în intervalul 760-820°C un timp destul de îndelungat pentru a globuliza faza de carbură și în continuare o răcire la temperatura ambiantă.

Oțelurile cu conținut ridicat de crom (peste 21%Cr) sunt complet feritice. Recoacerea lor pare a fi un proces simplu de încălzire la temperatura recomandată o

perioadă de timp bine determinată și apoi răcire lentă. Se ivesc însă două dificultăți. În primul rând aliajele sunt formate dintr-o singură fază, în afară de carbură și din această cauză nu se poate obține o micșorare a grăunților printr-o transformare de fază. Odată atinsă dimensiunea mare a grăunților, ea se va menține prin răcire la temperatura ambiantă. Această mărime a grăunților se poate micșora numai prin prelucrare la rece și recristalizare. Faptul că oțelurile cu conținut ridicat de crom sunt inerent sensibile la lovire (șoc), face efectul de mărime a grăunților și mai dăunător. Pentru a obține o micșorare a grăunților s-au utilizat adaosuri de azot. Azotul formează mici incluziuni de austenită, care împiedică creșterea grăunților.

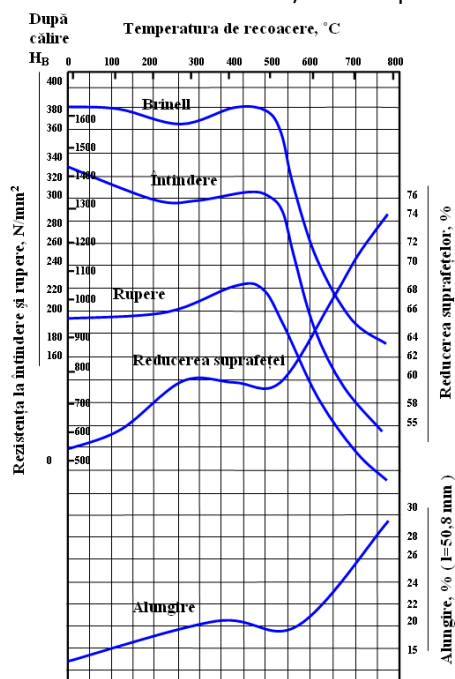


Figura 1.10. Efectul revenirii timp de o oră asupra durității și proprietăților de tracțiune ale oțelului inoxidabil (Tip 410 călit -12%Cr-0,12%C)

A doua dificultate o reprezintă fragilizarea oțelurilor atunci când sunt încălzite în intervalul de temperatură 430-760°C, sau când sunt răcite lent în același interval. Fragilizarea, care este de fapt un fenomen de durificare prin îmbătrânire, se datorează precipitării unei faze cubice cu volum centrat de fier și crom conținând 70-80%Cr.

Ținând seama de fenomenele de creștere a grăunților și de fragilizare, oțelurile cu conținut ridicat de crom sunt recoapte prin încălzire în intervalul de temperatură 760-930°C și răcire rapidă.

1.6.2. Particularitățile tratamentului termic a oțelurilor inoxidabile fier -crom-nichel. Oțelurile inoxidabile austenitice sunt de asemenea considerate ca fiind formate dintr-o singură fază, deși acest lucru nu este adevărat din două motive:

În primul rând, în oțelurile obișnuite 18-8 austenita nu este termodinamic stabilă la temperatura ambiantă. Prin deformare plastică la sau sub temperatura ambiantă, austenita metastabilă se poate transforma, cel puțin în parte, în martensită. În plus adaosurile de aluminiu și titan în cantități suficiente fac ca

22 Considerații privind evoluția și particularitățile oțelurilor inoxidabile termostabile - 1

oțelurile 18-8 să se transforme într-o martensită cu conținut redus de carbon, fără a beneficia de pe urma prelucrării la rece. Acest efect a fost folosit favorabil la elaborarea oțelului inoxidabil Stainless W., un oțel feritic cu durificare prin îmbătrânire, conținând 17%Cr și 7%Ni.

În al doilea rând, nu poate fi neglijată faza formată din carburi. Din figura 1.11 se consideră că solubilitatea carburilor variază brusc cu temperatura. Din această cauză în timpul răcirii lente are loc o precipitare a carburilor. Aceste carburi, bogate în crom, precipită la granițele dintre grăunți. La temperatura la care are loc precipitarea, difuziunea cromului din matrice nu este suficient de rapidă pentru a putea fi înlocuit cromul luat din vecinătatea imediată a carburilor și deci această regiune este săracă în crom. Deoarece cromul este elementul care determină în cel mai înalt grad rezistența la coroziune, regiunea din vecinătatea carburilor are o rezistență scăzută la coroziune și materialul este sensibil la coroziunea intercristalină.

Din această cauză oțelurile austenitice sunt tratate termic printr-o recoacere la temperatură destul de ridicată, pentru a determina o dizolvare a carburilor, dar destul de joasă pentru a reduce la minimum creșterea grăunților. Ele sunt răcite în continuare destul de rapid la temperatura ambiantă, pentru a menține carburile în soluție.

Un astfel de tratament nu este întotdeauna posibil, mai ales atunci când aceste oțeluri sunt sudate pe teren; de aceea au fost elaborate calitățile modificate de oțeluri austenitice.

Aceste oțeluri modificate conțin titan sau niobiu, care se combină cu carbonul și elimină precipitarea intergranulară a carburilor și sensibilitatea la coroziune intergranulară. Procentul de titan de cinci ori mai mare decât cel de carbon și procentul de niobiu de 10 ori mai mare decât cel de carbon sunt considerate a fi suficiente, deși procentele adecvate depind în primul rând de mărimea grăunților și compoziția materialului (alta decât conținutul de carbon).

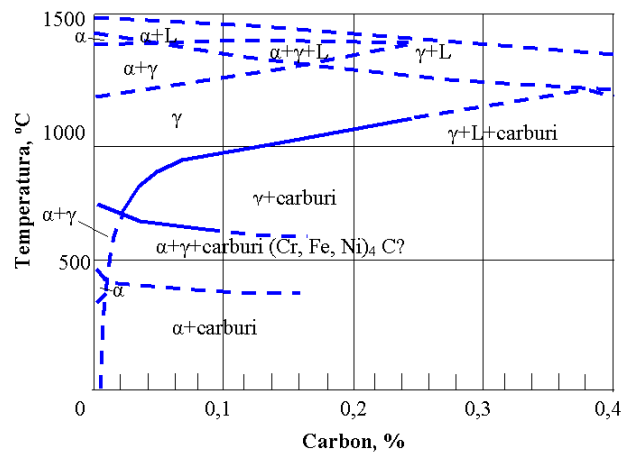


Figura 1.11. Efectul carbonului asupra structurii oțelurilor inoxidabile cu 18% Cr și 8% Ni

Relația dintre aceste variabile și conținutul necesar de titan a fost evaluată cantitativ și a fost elaborată și o formulă de calcul adecvată.

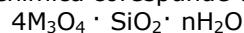
Cantitățile de oțel cu titan sau niobiu sunt supuse uneori unui tratament de stabilizare la 870°C, pentru a asigura o combinație chimică stabilă a carbonului cu titanul sau niobiul.

O altă soluționare a problemelor ce se ivesc în sudarea pe teren și (sau) în eliminarea tensiunilor este utilizarea oțelurilor inoxidabile austenitice cu maximum 0,03%C, cum sunt tipurile 304L și 316L. Deși aceste oțeluri nu sunt „complet” imune față de coroziunea intercristalină, în sensul că nu pot fi încălzite perioade mai îndelungate de timp în intervalul de temperatură sensibil, ele sunt totuși satisfăcătoare pentru aproape toate aplicațiile care necesită sudură sau eliminare a tensiunilor. Într-adevăr, pentru astfel de aplicații, tipurile de oțeluri inoxidabile așa zise „L” au înlocuit complet oțelurile inoxidabile cu titan și niobiu.

1.7. Rezistența la coroziune

După cum s-a arătat anterior, rezistența la coroziune a oțelurilor inoxidabile crește în general prin creșterea conținutului de crom. S-au căutat diferite explicații ale fenomenului prin care cromul conferă oțelului rezistență la coroziune. În general se crede că prin prezența unor cantități suficiente de crom se formează la suprafața oțelului un strat subțire, impermeabil, de oxid, care împiedică oxidarea în continuare sau coroziunea. Mediile de natură oxidantă măresc rezistența acestui film, în timp ce mediile reducătoare tind să-l distrugă și astfel să provoace corodarea oțelului.

Această teorie a pasivizării cu ajutorul stratului de oxid a fost confirmată prin numeroase experiențe [14, 15, 16, 17]. Astfel de filme au fost izolate pentru a determina structura și compoziția lor chimică. Rezultatele experiențelor arată că aceste filme sunt formate din substanțe asemănătoare unui gol neavând o structură cristalină bine definită. Compoziția chimică corespunde următoarei formule:



în care $12M=4F+2Ni+3Cr$; $n \approx 9$.

Despre rezistența la coroziune a calităților specifice de oțeluri inoxidabile în anumite medii, s-au publicat foarte multe date. Datele din literatură reprezintă atât încercări de laborator controlate, cât și constatări reale din exploatare. Pentru a putea fi discutate datele referitoare la coroziune, acest subiect este împărțit în următoarele patru părți: coroziunea atmosferică, coroziunea la temperatură înaltă, coroziunea intercristalină și coroziunea Pitting.

1.7.1. Coroziunea atmosferică. Cel mai obișnuit tip de coroziune întâlnit la oțel este ruginirea obișnuită. Cercetări recente asupra coroziunii atmosferice a oțelurilor inoxidabile au arătat că oțelurile feritice cu peste 12%Cr sunt parțial rezistente, iar cele cu peste 18%Cr sunt complet rezistente la rugină [18,19]. Figura 1.12 reprezintă grafic efectul conținutului de crom asupra coroziunii atmosferice a oțelurilor inoxidabile. Se atrage atenția asupra frânturilor curbei corespunzătoare procentelor de 3 și 12 %Cr. Se pot prevedea unele variații ale acestei comportări în atmosfere diferite și când materialul se prezintă în condiții diferite de tratament termic. Oțelurile austenitice sunt de asemenea foarte rezistente la coroziune atmosferică. Un referat, prezentat de o grupă de lucru, în urma examinării oțelurilor rezistente la coroziune în aplicații în domeniul arhitecturii și construcțiilor și publicat în „Proceedings of the American Society for Testing and Materials,, (Procedee ale Soc. Americane pentru încercarea materialelor), prezintă concluzia că oțelurile inoxidabile sunt perfect adecvate pentru aplicații arhitectonice. Aceste oțeluri își mențin luciul și aspectul lor metalic sub

acțiunea mediilor la care sunt supuse (praf, fum, etc).

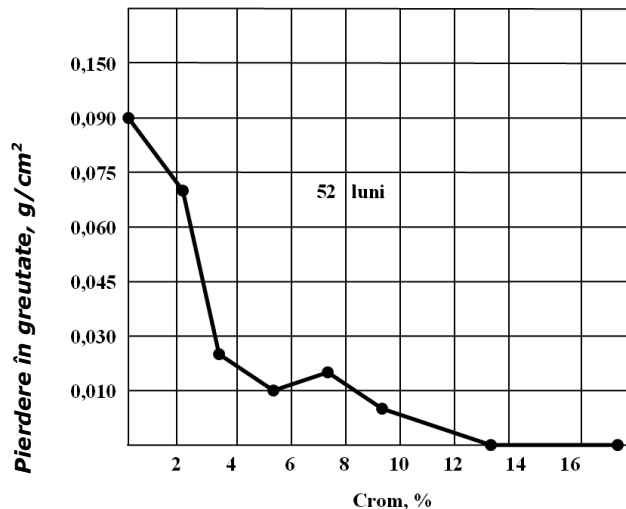


Figura 1.12. Influența cromului asupra coroziunii atmosferice a oțelului cu conținut redus de Carbon

Chiar în lipsa unor condiții de curățenie, metalul nu se deteriorează. În cazul clădirilor industriale, la care aspectul nu este un factor important, oțelul inoxidabil are practic o durată nelimitată, chiar fără nici o curățire. Mai mult decât atât, după perioade lungi de neglijare și întrebuițare la exces, oțelul inoxidabil poate recăpăta prin curățire un aspect plăcut. În medii industriale care conțin cloruri și în apropierea coastelor mării, tipul preferat de oțel este oțelul inoxidabil tip 316.

A fost studiat și efectul suprafeței și s-a arătat că rezistența la coroziune este cu atât mai mare cu cât suprafața este mai netedă.

S-au efectuat foarte multe cercetări asupra coroziunii oțelurilor inoxidabile în diferiți agenți chimici, dar din păcate datele obținute nu au fost sistematizate. Efectul cromului asupra rezistenței oțelului la coroziunea provocată de acești agenți chimici este asemănător efectului său asupra coroziunii atmosferice, iar nichelul și molibdenul măresc rezistența la coroziune față de unii agenți chimici.

1.7.2. Coroziunea la temperatură înaltă. Coroziunea la temperatură înaltă se prezintă de obicei în trei tipuri: prin oxidare, prin carburare sau prin sulfizare.

Ca și rezistența la coroziunea atmosferică, rezistența oțelurilor inoxidabile la oxidare depinde în primul rând de conținutul de crom. Conținutul de crom determină și viteza de carburare. În general, oțelurile feritice sunt mai rezistente la carburare decât oțelurile austenitice. Un adaos de 2%Si îmbunătățește rezistența la carburare a oțelului 18-8 și 25-20, dar efectul titanului, niobiului și molibdenului este neglijabil.

În mod obișnuit vitezele de carburare nu sunt apreciabile sub 820°C în oțelurile cu conținut de min. 18%Cr. Totuși, în anumite condiții speciale, îndeosebi în condiții de oxidare și carburare ciclică, se știe că oțelul 18-8 se carburează la 755°C.

Din cauza conținutului lor de nichel, oțelurile inoxidabile austenitice sunt sensibile la coroziune în prezența gazelor sulfuroase și mai ales a hidrogenului sulfurat. Oțelurile inoxidabile feritice sunt mai rezistente [20].

Gazele sulfuroase oxidante intensifică ușor coroziunea oțelurilor inoxidabile austenitice și feritice [21].

Cele trei tipuri de coroziune la temperaturi ridicate sunt foarte importante, dar acestea sunt de foarte multe ori neglijate. În multe instalații coroziunea la temperatură ridicată, datorită oxigenului, carbonului sau sulfurii, provoacă mai multe neajunsuri decât solicitările. Din această cauză multe din oțelurile de tipul 18-8, deși au o rezistență adecvată, nu vor corespunde cerințelor de lucru datorită condițiilor excesive de oxidare, carburare sau sulfizare.

1.7.3. Coroziunea intercristalină. Mai mulți cercetători [22,23,24] au studiat coroziunea intercristalină, care apare la scăderea conținutului de crom la granițele dintre grăunți, din cauza precipitării în acești grăunți a carburilor bogate în crom. Această dificultate se poate remedia în două moduri. În primul rând se poate fixa carbonul, fie prin precipitarea carburii la o temperatură la care difuziunea cromului este destul de rapidă, pentru a restabili pasivitatea la suprafața de graniță a grăunților, fie prin formarea unei carburi stabile cu un alt element decât cromul. În al doilea rând, se poate elabora oțelul cu mai puțin de 0,03% carbon. Prima metodă folosită pe scară industrială a fost cea de formare a unei carburi stabile cu un alt element decât cromul. Astfel, s-a propus să se adauge titan în procente de 4-5 ori mai mari decât conținutul de carbon. Prin încălzirea oțelului cu titan de tip 18-8 la 870°C, s-a obținut fixarea completă a carbonului sub formă de carbură de titan, oțelul fiind considerat stabilizat. Paralel cu elaborarea acestui oțel, Societatea Union Carbide and Carbon Corporation a elaborat un oțel cu niobiu, având un conținut de niobiu de opt ori cât cel de carbon. Ca și titanul, niobiul formează o carbură stabilă și previne astfel formarea carburii de crom la temperaturi ridicate.

În perioada celui de al II-lea război mondial, Societatea United States Steel Corporation a pus la punct o metodă de obținere a oțelurilor 18-8 și 18-8 cu molibden, ambele având un conținut maxim de 0,03%C. Aceste tipuri noi de oțeluri în comparație cu tipurile uzuale ale acestor oțeluri sunt mai rezistente la precipitarea carburii de crom și la coroziunea intercristalină ce rezultă din cauza conținutului lor mai mic de carbon. Aceste noi calități de oțel, denumite tipurile 304L și 316L au fost acceptate în industrie în locul tipurilor de oțel cu titan și niobiu, pentru utilizări la temperaturi până la 450°C.

1.7.4. Coroziunea Pitting. Fenomenul Pitting apare în mod obișnuit în timpul unei expuneri continue în medii corosive relativ slabe, cum sunt clorurile, la care oțelurile sunt de altfel foarte rezistente. Acest tip de coroziune este foarte puțin cunoscut, știindu-se numai că are loc în anumite puncte vulnerabile, în care pasivitatea este continuu distrusă. Fenomenul Pitting se manifestă de fapt prin cavitare mică sau puncte distribuite neregulat pe suprafața oțelului care este în contact cu alte materiale, cu piele, sticlă sau unsoare. Cauza poate fi formarea unei celule electrolitice. Mecanismul implică probabil o lipsă de oxigen pe suprafața metalului care este corodat [25].

Coroziunea Pitting poate fi prevenită prin tratarea mediului înconjurător cu unii agenți puternici de oxidare, cum sunt cromații și fostații. Adăosul de molibden la oțelurile 18-8 previne de asemenea coroziunea Pitting.

1.8. Particularități în privința proprietăților mecanice

1.8.1. Proprietăți la temperatură scăzută. La temperaturi foarte scăzute, oțelurile feritice și martensitice sunt destul de fragile. Oțelurile inoxidabile austenitice au însă rezistențe la șoc mai mari decât oțelurile feritice și sunt cele mai bune materiale care pot fi folosite la temperaturi foarte scăzute.

1.8.2. Proprietăți la temperatură ambiantă. După cum s-a arătat anterior, oțelurile martensitice sunt călibile, iar printr-o alegere adecvată a compoziției și a tratamentului termic ce trebuie aplicat, aceste oțeluri pot să dobândească proprietăți asemănătoare cu cele ale oțelurilor slab aliate. Valorile ductilității și rezistenței lor la șoc sunt uneori inferioare celor ale oțelurilor slab aliate.

Oțelurile feritice, în special cele ce conțin peste 21%Cr, sunt extrem de sensibile la lovire. Această sensibilitate, sau mai curând temperatura de tranziție de la starea fragilă la cea ductilă, crește cu conținutul de crom. Sensibilitatea la lovire este dezavantajoasă astfel încât la prelucrarea acestor oțeluri trebuie să se ia anumite măsuri de prevenire.

Din cauza acestei sensibilități, agravată prin marimea grăunților și fragilitatea la 470°C, care pot proveni din sudare, oțelurile feritice sunt mai puțin utilizate decât oțelurile austenitice la temperatura ambiantă. Totuși, în multe medii, oțelurile austenitice nu sunt călibile prin tratament termic, dar pot fi durificate prin prelucrare la rece, prin intermediul căreia, la unele tipuri de oțel, austenita (metastabilă la temperatura ambiantă) se transformă într-o martensită cu conținut redus de carbon. Această durificare prin prelucrarea la rece se adaugă la durificarea prin deformare având ca rezultat o gamă foarte largă de proprietăți de rezistență la tracțiune. După cum era de așteptat, gradul de durificare obținut prin prelucrare la rece depinde de compoziție și s-au făcut cercetări numeroase asupra efectului diferitelor elemente asupra gradului de durificare prin prelucrarea la rece a oțelului.

Dezavantajul oțelurilor inoxidabile austenitice este că durificarea prin prelucrare se poate aplica numai la profilurile care pot fi prelucrate la rece. De exemplu o supapă nu poate fi durificată economic prin prelucrarea la rece. Acest dezavantaj a fost înlăturat prin elaborarea unui oțel inoxidabil cu durificare prin îmbătrânire, denumit Stainless W.

Acesta este oțel cu 17%Cr, 17%Ni, conținând și ceva titan și aluminiu. Se poate constata că aceasta este o compoziție „neechilibrată”. La temperaturi înalte, structura sa constă din austenită și ferită delta. Prin răcire, austenita se transformă la 95°C în martensită cu conținut redus de carbon, astfel încât la temperatura camerei structura acestui aliaj constă din martensită plus ferită delta și ceva austenită reziduală. Durificarea prin îmbătrânire are loc în martensită și ferită, dar nu și în austenită. Îmbătrânirea se realizează prin încălzire în intervalul de temperatura 480-565°C. Tabelul 1.3 indică proprietățile tipice ale oțelului Stainless W. în condiții de recoacere și îmbătrânire.

Intervale tipice ale proprietăților mecanice a oțelului Stainless W.,
în condiții de recoacere în soluție și îmbătrânire la temperaturi indicate

Tabelul 1.3.

Poz. Nr.	Tratament	Limita de curgere (N/mm ²)	Rezistența la tracțiune (N/mm ²)	*)Coeficientul de alungire (% la 50 mm)		Duritatea Rockwell scara „C”
				Până la 12,7 mm	Peste 12,7 mm	

1.8 - Particularități în privința proprietăților mecanice 27

1.	Recoacere în soluție la 1010-1065°C și răcire în aer	510-782	816-1020	8-14	10-15	22-28
2.	Poz. 1 plus îmbătrânire la 510°C timp de 1/2 oră și răcire în aer	1224-1428	1326-1530	8-14	10-15	39-47
3.	Poz. 1 plus îmbătrânire la 540°C timp de 1/2 oră și răcire în aer	1156-1428	1292-1496	8-14	10-15	38-46
4.	Poz. 1 plus îmbătrânire la 565°C timp de 1/2 oră și răcire în aer	1020-1258	1156-1428	8-15	10-16	35-43

x) Indicații pentru grosimile plăcilor și barelor

1.8.3. Proprietăți la temperaturi înalte. În figura 1.13 se indică limita de fluaj a mai multor oțeluri inoxidabile industriale, în comparație cu cea a oțelului carbon.

Se observă că oțelurile inoxidabile austenitice au limita de curgere mai mare decât oțelurile inoxidabile feritice și că această proprietate nu este influențată de adaosurile de crom și siliciu. Molibdenul, niobiul și wolframul au însă un efect pronunțat.

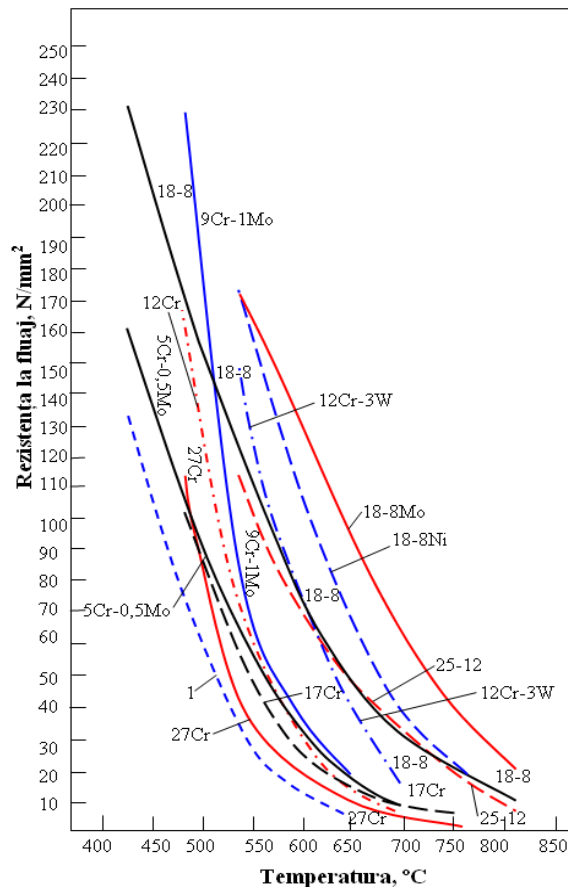


Figura 1.13. Limita la fluaj a câtorva oțeluri inoxidabile: 1 - oțel carbon

1.9. Domenii de utilizare

1.9.1. Oțeluri cu calitate martensitică. Cel mai utilizat oțel de tip martensitic este tipul 410, conținând sub 0,15%C și 11,5-13,5%Cr. În condiții de recoacere, acest tip de oțel poate fi tras sau format. Cum acest oțel se căleşte în aer, prin tratamente termice se poate obține o gama largă de proprietăți mecanice. Sub formă de table sau benzi, tipul 410 este utilizat în cantități foarte mari în industria petrolului pentru lăzi (tăvi) de balast și coloane. Acest oțel se utilizează și pentru confecționarea unor părți de cuptoare, la care temperatura de lucru nu depășește 650°C și pentru paletelor și cuplele turbinelor cu abur.

Tipul 420, cu ~ 0,35%C și deci cu o mai mare duritate, se utilizează la confecționarea cuțitelor. Sub formă de bare se utilizează pentru supape, tije și scaune de supape și pentru axe rezistente la coroziune și uzură. Tipul 440 se poate utiliza pentru fabricarea instrumentelor chirurgicale, în special a celor care trebuie să aibă o muchie ascuțită rezistentă. Duritatea necesară pentru diferite aplicații se obține prin alegerea calităților A, B și C, care au conținuturi mărite de carbon în acest scop.

Alte calități de oțeluri martensitice sunt tipurile 501 și 502, primul având peste 0,10%C și al doilea sub 0,10%C, dar ambele conțin 4-6%Cr; aceste oțeluri se călesc în aer, dar nu au proprietăți de rezistență la coroziune ca cele a tipurilor cu 12%Cr. Aceste calități își găsesc o vastă utilizare în industria petrolului, la fabricarea conductelor de petrol cald, coloane de barbotare, supape, plăci, etc.

1.9.2. Oțeluri cu calități feritice. Cel mai uzual și mai utilizat oțel dintre calitățile feritice este tipul 430, cu 0,12%C și 14-18%Cr. Conținutul mai mare de crom al tipului 430 face ca acest oțel să aibă o rezistență la coroziune mai mare decât cea a oțelurilor martensitice și în plus, acest material poate fi tras, format și chiar sudat, prin utilizarea unor procedee adecvate. Se folosește pe scară largă pentru articole decorative în arhitectură și fabricarea automobilelor.

Datorită rezistenței sale față de acidul azotic, acest oțel se utilizează la fabricarea și transportul acestui acid. Tipul 430 nu are o limită de fluaj prea mare, dar este adecvat pentru unele aplicații în condiții de funcționare până la 820°C, cum ar fi confecționarea camerelor de combustie pentru cuptoare de uz casnic.

Conținutul ridicat de crom al oțelului de tip 446 (23-27%Cr) conferă acestui oțel caracteristici excelente de termostabilitate, deși rezistența sa la temperatură înaltă este doar cu puțin mai bună decât cea a oțelului carbon. Tipul 446 se utilizează sub formă de table și benzi la temperaturi până la 1150°C. Acest oțel nu are caracteristicile bune de tragere ale tipului 430, dar se poate forma. În consecință are o utilizare largă în confecționarea părților de cuptoare cum sunt mufele, a manșoanelor pentru arzătoare și a coșurilor de recoacere. Datorită rezistenței sale față de acidul azotic și alți agenți de oxidare, acest oțel este adecvat pentru multe utilaje de prelucrare chimică; în al doilea război mondial s-au utilizat produse tubulare din oțel tip 446 în industria cauciucului sintetic, pentru prelucrarea butanului.

1.9.3. Oțeluri cu calități austenitice. Tipul de bază și cel mai larg utilizat din această categorie de oțeluri este oțelul „18-8”- tip 302, cu max. 0,15%C, 8-10%Ni și 17-19%Cr. Acest oțel are o rezistență excelentă la coroziune și datorită structurii sale austenitice posedă o foarte bună ductilitate. Poate fi ambutisat, format și sudat cu ușurință. Temperatura de sudare poate produce o precipitare a carburilor în zona de sudură și în vecinătatea sudurii, în cazul în care nu se realizează răcire destul de rapidă, ceea ce face ca aceste zone să fie sensibile la coroziunea intercristalină.

Acest lucru se poate corecta prin recoacerea părții sudate la peste 1040°C, spre a redizolva carburile, urmată de o răcire rapidă pentru menținerea carburilor în soluție. În cazul în care acest tratament nu se poate aplica, se pot utiliza tipurile 321, 347 sau 18-8 cu maximum 0,03%C.

Aplicațiile tipului 302 sunt vaste și variate; aceste aplicații includ echipamente și ustensile de bucătărie, utilaje de transport, mașini pentru prelucrarea petrolului, produselor chimice, a hârtiei și a produselor alimentare.

Tipul 301 conține maxim 0,15%C, 6-8Ni și 16-18%Cr. Conținutul său mai mic de nichel face ca acest oțel să se durifice prin prelucrare mai rapidă decât tipul 302 (18-8), din cauza stabilității reduse a austenitei prezente. De aceea tipul 301 se poate trage, dar nu are proprietăți de tragere chiar așa de bune ca tipul 302 și din același motiv tipul 301 se poate lamina la rece la valori de rezistență foarte mari, pentru aplicații la care se cere un raport rezistență-greutate ridicat.

Tipul 304 conține mai puțin carbon și nichel decât tipul 301. Din cauza conținutului său mai mic de carbon, acest oțel nu este prea sensibil la tulburări după sudare datorită precipitării carburilor și a coroziunii ce rezultă de pe urma acestei

precipitări. În plus, conținutul ceva mai mare de crom îi conferă o rezistență mai mare față de coroziunea obișnuită. Este foarte adecvat pentru aplicațiile care necesită rezistență la forme severe de coroziune, cum sunt cele ce se întâlnesc în industria hârtiei și industria chimică. Calitățile de oțeluri austenitice au o bună rezistență la temperatură înaltă și de asemenea sunt foarte solicitate pentru utilizări la temperaturi ridicate.

Tipurile 321 și 347, cu adaosuri de titan și niobium care formează carburi, sunt în consecință vast utilizate în aplicații care implică sudarea la temperaturi de lucru ridicate în condiții corozive. Tipul 304L, cu max. 0,03%C, se poate utiliza în locul tipurilor 321 și 347 în aplicațiile care necesită suduri și anularea tensiunilor interne, pentru temperaturi de lucru sub 430°C.

Prin adăugarea unei cantități de 2-4%Mo la compoziția de bază 18-8 se obțin tipurile 316 și 317 care au o rezistență la coroziune îmbunătățită.

Aceste tipuri sunt utilizate în industria textilă, industria hârtiei și industria chimică, la care se utilizează sulfați, cloruri și fosfați puternici și acizi reducători cum sunt acidul clorhidric, în concentrații care impun utilizarea unui aliaj mult mai rezistent la coroziune. Tipurile 316 și 317 au cea mai mare limită de fluaș și rezistență la rupere dintre oțelurile inoxidabile existente pe piață.

Dintre tipurile de oțeluri inoxidabile austenitice, tipurile 309 (22-24%Cr și 12-15%Ni) și 310 (24-26%Cr și 19-22%Ni) sunt oțelurile cele mai rezistente la oxidare. Datorită conținutului lor ridicat de crom și nichel, aceste oțeluri rezistă la cojire la temperaturi până la 1090-1150°C, fiind materiale ideale pentru construirea de părți de cuptoare și schimbătoare de căldură. Sunt ceva mai dure și nu chiar atât de ductile ca tipurile 18-8, dar pot fi trase și fasonate. Pot fi sudate ușor și găsesc o utilizare crescândă în fabricarea motoarelor acționate cu jet și a instalațiilor de cuptoare industriale.

Pentru aplicații care necesită o mai bună prelucrabilitate se poate utiliza tipul 303 conținând sulf și seleniu.

1.10. Concluzii

Timp de câțiva ani oțelurile inoxidabile au fost aliaje de fier și crom sau fier, crom și nichel. Incidental s-au adăugat cantități mici din unele elemente, cu scopul de a le mări rezistența la coroziune și proprietățile mecanice sau spre a imuniza oțelurile față de acțiunea unor impurități dăunătoare. Recent au fost elaborate noi calități de oțeluri inoxidabile în care conținutul de nichel din oțelurile fier-crom-nichel a fost înlocuit integral sau în parte prin combinații de azot și mangan (de exemplu tipurile AISI 201, 202 și USS TENELON). Vitezele mici de reacție, inerente oțelurilor inoxidabile, au împiedicat stabilirea unor diagrame de echilibru precise; totuși diagramele existente în prezent, permit cel puțin tragerea unor concluzii calitative cu privire la structura acestor oțeluri. În ce privește rezistența la coroziune, conținutul de crom pare a fi variabila determinantă și efectul cromului poate fi intensificat prin adaosuri de molibden, nichel și alte elemente. Proprietățile mecanice ale oțelurilor inoxidabile, ca și cele ale oțelurilor obișnuite și a oțelurilor slab aliate depind de structura și compoziția materialului. Astfel, oțelurile austenitice posedă cele mai bune proprietăți de rezistență la șoc la temperaturi joase și cea mai bună rezistență la temperaturi ridicate, iar oțelurile martensitice prezintă cea mai mare duritate la temperatura ambiantă. În consecință, prin faptul că există într-o mare varietate de structuri, oțelurile inoxidabile prezintă și o gamă vastă de proprietăți mecanice care, combinate cu o rezistență excelentă la coroziune, fac ca aceste oțeluri să fie multilateral folosite în construcții.

2. STADIUL ACTUAL DE CUNOAȘTERE A PROBLEMEI ÎN ROMÂNIA

Prin oțeluri inoxidabile termostabile se înțelege o categorie largă de oțeluri înalt aliate la care suma elementelor de aliere (în principal crom și nichel) este în general cuprinsă între 12 și 15 %. Oțelurile care se încadrează în această categorie prezintă comportări diferențiate în ce privește rezistența la coroziune în mediu coroziv, rezistența la oxidare (refractaritate) în gama de temperaturi cuprinsă între 500 și 1300°C, rezistența mecanică la temperatură ridicată etc. De asemenea, ele prezintă importante diferențieri structurale determinate de natura și proporția elementelor de aliere. Din acest motiv orice clasificare a oțelurilor inoxidabile poate ține seama numai de unele caracteristici ceea ce înseamnă că le neglijează pe celelalte. Totuși pentru o mai bună orientare în acest domeniu se vor prezenta două clasificări care în prezent s-au impus ca fiind cele mai uzuale:

- a) în funcție de structura oțelului la temperatura ambiantă;
- b) în funcție de proprietățile generale, caracteristice pentru marca respectivă de oțel, din punct de vedere al beneficiarului.

2.1. Clasificarea oțelurilor inoxidabile din punct de vedere structural.

Dintre elementele care intră în compoziția oțelurilor inoxidabile, unele, ca de exemplu: carbonul, azotul, nichelul au un caracter gamagen, adică la încălzire măresc domeniul gama, în timp ce altele, așa cum sunt cromul, molibdenul, siliciul, niobiul au un caracter alfagen, adică tind să-l micșoreze.

La limită, este posibil ca domeniul austenitic să crească atât de mult, încât să se păstreze și la temperatura normală, sau din contră, să lipsească total. Ponderea în care un element este alfagen sau gamagen depinde de temperatură, de proporția și natura celorlalte elemente existente în oțel. Din acest punct de vedere, oțelurile inoxidabile se impart în oțeluri inoxidabile austenitice, feritice și martensitice. Ținând seama că unele oțeluri austenitice au proporții relativ ridicate (până la 30%) de fază α , unii autori mai adaugă încă grupa oțelurilor austenito - feritice sau ferito - austenitice.

2.1.1. Oțeluri inoxidabile austenitice. Oțelurile inoxidabile austenitice sunt oțeluri aliate în principal cu crom și nichel și care, indiferent de temperatura de încălzire sau de viteza de răcire, practic nu suferă transformări, oțelul menținându-și întotdeauna aceeași structură dominant austenitică. Acestui grup îi aparține categoria de oțeluri inoxidabile al căror conținut în crom este în medie de 18% iar cel de nichel în medie de 8%, cunoscute sub denumirea de oțeluri inoxidabile tip 18 - 8. Dacă conținutul în nichel este în medie de 10 sau respectiv 12%, oțelurile poartă denumirea de oțeluri inoxidabile tip, 18 - 10 sau 18 - 12.

În STAS SR EN 10088 - 3:1998, din grupa oțelurilor inoxidabile austenitice fac parte mărcile 10 NC 180, 10 TNC 180, 7 NC 180, 7 TNC 180, 7 NbNC 180, 8 TMoNC 170 și 10 AzMnc 170.

Corespondența dintre mărcile românești și mărcile echivalente cuprinse în câteva norme străine de largă circulație mondială este indicată în tabelul 2.1. În realitate, numărul de mărci de oțeluri inoxidabile utilizate în lume este foarte mare, iar enumerarea lor nu ar ajuta la înțelegerea problemei. Totuși, ținând seama de răspândirea pe care o are în Europa și mai ales în țara noastră, se consideră util să se prezinte clasificarea făcută de firma Krupp. Conform acestei clasificări (tabelul 2.2), toate mărcile la care conținutul de nichel este sub 9,5% aparțin grupei V2A care cuprinde mai multe variante V2A – Extra, V2AX-Extra etc., iar cele la care conținutul de nichel este mai mare 10 – 12,5% și în special, sunt aliate și cu molibden (în proporție de 2 – 3 %) aparțin grupei V4A reprezentată prin variantele V4AExtra, V4AX Extra etc.

În multe cazuri, pe lângă austenită, oțelurile inoxidabile au în proporții mai mici (până la 10%) ferită și în mod obligatoriu cementită, evident în proporții mult mai reduse. Denumirea de oțel inoxidabil austenitic caracterizează deci faptul că structura dominantă este austenitică și că această structură este prezentă atât la temperatură joasă, cât și la temperatură înaltă.

Deși conținutul în fază α este relativ mic, totuși din punct de vedere tehnologic acest lucru are o importanță cu atât mai mare, cu cât unele proprietăți mecanice, ca și rezistența la coroziune și mai ales plasticitatea la cald depind mult de conținutul acestei faze în oțel. În decursul timpului, pentru calculul conținutului de fază α , au fost propuse mai multe metode. Una din ele aparținând lui Schöffler a căpătat o răspândire relativ mai mare [26].

Conform acestei metode, determinarea conținutului în fază α se face pe cale grafică (fig 2.1)

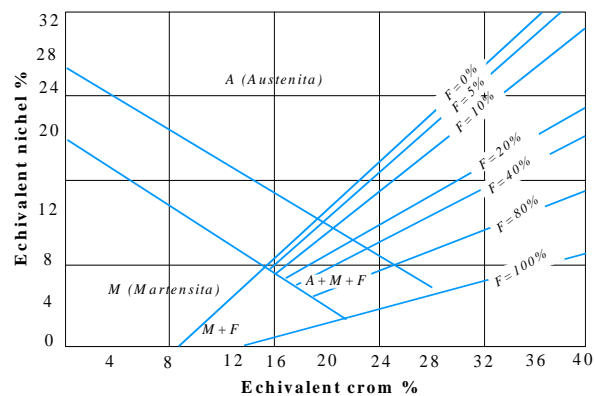


Fig.2.1. Diagrama de structură a oțelurilor inoxidabile [26] (diagrama Schöffler)

Compoziția chimică a diferitelor mărci de oțeluri inoxidabile austenitice

Tabelul 2.1

Nr crt.	Standard					Compoziția chimică %									
	STAS SR EN 10088-3:1998	H15N9	DIN 17224 X12CrNi 18,8	AISI 302	WERKSTOFF 1.4300	C max	Si max	Mn max	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	N	
1	10NC180	H15N9	X12CrNi 18,8	302	1.4300	0,12	0,80	2,00	17,0-19,0	8,0-10,0	-	-	-	-	
2	7NC180	CH18 N10	X5CrNi 18,9	304	1.4301	0,08	0,80	1,00-2,00	17,0-19,0	9,0-11,0	-	-	-	-	
3	7TNC180	H18N	X10CrNiTi	321	1.4541	0,08	0,80	1,00-	17,0-	9,0	-	-	aub	-	

2.1 - Clasificarea oțelurilor inoxidabile din punct de vedere structural 33

		10T	18,9					2,00	19,0	11,0			0,6	
4	7NbNC180	CH18N12B	X10CrNiNb 18,9	347	1.4550	0,10	0,80	1,00-2,00	17,0-19,0	11,0-13,0	-	max 1,20	-	-
5	8TMoC180	H17N13M2T	H17N13M2T	-	1.4571	0,12	0,80	1,00-2,00	16,0-18,0	12,0-14,0	1,80-2,50	-	0,3-0,6	-
6	10AzMNC170	-	-	201	1.4371	0,12	0,80	8,00-10,5	16,0-18,0	3,5-4,50	-	-	-	0,15-0,20
7	15CN230	-	-	310	1.4841	0,20	1,00	2,00	22,0-25,0	17,0-20,0	-	-	-	-
8	15SNC250	-	-	314	1.4841	0,20	2,0-3,0	1,50	24,0-27,0	18,0-21,0	-	-	-	-

Compoziția chimică a oțelurilor inoxidabile de tipul V2A și V4A Tabelul 2.2

Nr. crt	Standard			Compoziția chimică %							
	Marca	WERK-STOFF	STAS SR EN 10088-3:1998	C max	Si max	Mn max	Cr mediu	Ni mediu	Mo mediu	Ti max	Nb
1	V2A-Normal	1.4300	10TNC180	0,15	0,40	0,30	18,0	8,5	-	-	-
2	V2A-Extra	1.4541	-	0,12	0,40	0,30	18,0	9,5	-	0,8	-
3	V2AX-Extra	1.4550	-	0,12	0,40	0,30	18,0	9,5	-	-	1,0
4	V2A-Supra	1.4301	7NC180	0,07	0,40	0,30	18,0	9,5	-	-	-
5	V2AB-Supra	-	-	0,12	2,00	0,30	18,0	8,5	-	-	-
6	V4A-Extra	1.4571	-	0,10-0,12	0,40	0,30	18,0	2,5-10,0	2,8-2,0	0,5	-
7	V4 AX-Extra	1.4580	-	0,12	0,40	0,30	18,0	10,5	2,2	-	1,0
8	V4 AB-Supra	-	-	0,07	0,40	0,30	18,0	10,0	2,0	-	-

Deși inițial, utilizarea acestei diagrame a fost recomandată numai pentru oțeluri inoxidabile în stare turnată (sudată), ea a fost relativ larg folosită și pentru aceleași oțeluri în stare deformată sau tratată termic. Pentru utilizarea diagramei Schäßfler este necesar ca în prealabil să se calculeze suma elementelor alfa-gene (echivalent crom) și a celor gama-gene (echivalent nichel). În acest scop se recomandă formulele:

$$\text{Echiv. Cr} = \text{Cr} + \text{Mo} + 1,5 \text{ Si} + 0,5 \text{ Nb} \quad (\%) \quad (2.1)$$

$$\text{Echiv. Ni} = \text{Ni} + 30 \text{ C} + 0,5 \text{ Mn} \quad (\%) \quad (2.2)$$

În cazul oțelurilor aliate cu azot, așa cum sunt oțelurile tip Cr-Mn-Ni-N (marca 10AzMnNC170), formulele anterioare nu mai pot fi aplicate. În acest caz, calculul echivalentului în crom și nichel se face conform relațiilor :

$$\text{Echiv. Cr} = \text{Cr} + \text{Mo} + 1,5 \text{ Si} + 0,5 \text{ Nb} \quad (\%) \quad (2.3)$$

$$\text{Echiv. Ni} = \text{Ni} + 30 \text{ C} + 30 \text{ N} + 0,5 \text{ Mn} \quad (\%) \quad (2.4)$$

Un detaliu al diagramei Schäßfler, în cazul în care se ține seama de influența azotului (relația 2.3 și 2.4), este indicat în figura 2.2.

Indirect, s-a arătat că ambele formule au valabilitate numai la temperatura mediului ambiant. În cazul laminării la cald, o importanță mai mare o are structura oțelului la temperatura de deformare. În acest caz, calculul echivalentului în crom (Echiv. Cr) și a echivalentului în nichel (Echiv. Ni) se face după alte formule.

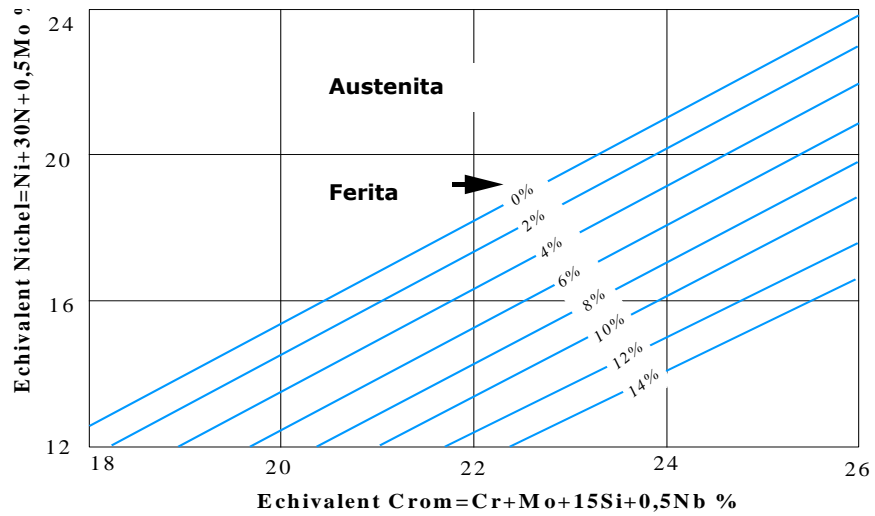


Fig 2.2 Detaliu din diagrama Schäffler (s-a ținut seama de influența azotului) [27]

Dintre acestea rezultate mai bune se obțin cu ajutorul diagramei lui Pryce și Andrews [27], care permite determinarea cantității procentuale a fazei la temperatura de 1150°C, cu ajutorul diagramei din figura 2.3.

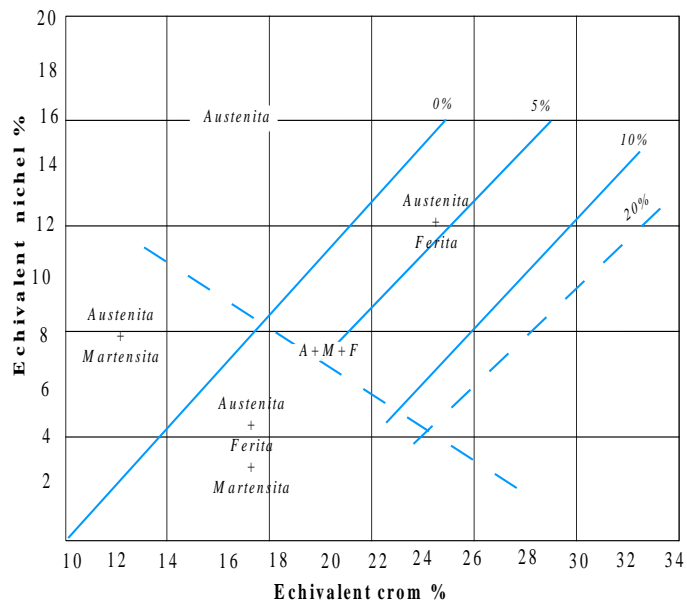


Fig 2.3. Diagrama de structură a oțelurilor inoxidabile la temperatura de 1150°C [27]

Calculul echivalentului în crom și nichel se determină pentru fiecare oțel din alte relații. Astfel, pentru oțelurile de tip 18-8, mărcile 7NC180 și 10Nc180, echivalentul în crom și nichel la temperatura de 1150°C se calculează cu relația (2.5) și (2.6).

$$\text{Echiv. Cr} = \text{Cr} + 3\text{Si} \quad (\%) \quad (2.5)$$

$$\text{Echiv. Ni} = \text{Ni} + 0,5\text{Mn} + 21\text{C} + 11,5\text{N} \quad (\%) \quad (2.6)$$

Cantitatea de azot (N) se ia egală cu 0,025% dacă la elaborare s-a folosit numai fier vechi și egală cu 0,015% dacă la elaborare s-a folosit fier vechi și fontă.

Pentru mărcile 7NC180 și 10TNC180, calculul crom și nichel echivalent se face cu formulele 2.7 și 2.8

$$\text{Echiv. Cr} = \text{Cr} + 3\text{Si} + 10\text{Echiv. Ti} \quad (\%) \quad (2.7)$$

$$\text{Echiv. Ni} = \text{Ni} + 0,5\text{Mn} + 21\text{Echiv. C} \quad (\%) \quad (2.8)$$

Echivalențele în titan și carbon utilizate în aceste formule, se determină astfel :

$$\text{Echiv. Ti} = \text{Ti} + 4[(\text{C} - 0,03) + \text{N}] \quad (\%)$$

$$\text{Echiv. C} = \text{carbonul solubil în soluție, adică circa } 0,03\%$$

În cazul în care, alături de titan se mai găsește molibden (ca în cazul mărcii 8TMoNC170), echivalentul crom se calculează din relația:

$$\text{Echiv. Cr} = \text{Cr} + 3\text{Si} + \text{Mo} + 10\text{echiv Ti} \quad (\%) \quad (2.9)$$

În timp ce echivalentul nichel rămâne neschimbat:

$$\text{Echiv. Ni} = \text{Ni} + 0,5\text{Mn} + 21\text{echiv. C}$$

În cazul în care stabilizarea oțelului s-a făcut cu niobiu, calculul echivalent în crom și nichel se face cu relațiile (2.10) și (2.11)

$$\text{Echiv. Cr} = \text{Cr} + 3\text{Si} + \text{echiv. Nb} \quad (\%) \quad (2.10)$$

$$\text{Echiv. Ni} = \text{Ni} + 0,5\text{Mn} + \text{echiv. C} \quad (\%) \quad (2.11)$$

Calculul echivalentului în niobiu, utilizat în formula (2.11), se face astfel :

$$\text{Echiv. niobiu} = \text{Nb} - 8[(\text{C} - 0,03) + \text{N}]$$

2.1.2. Oțeluri inoxidabile feritice. Oțelurile inoxidabile feritice au ca element principal de aliere cromul. Ceea ce le caracterizează este faptul că, indiferent de temperatura de încălzire sau de viteza de răcire, structura lor rămâne întotdeauna feritică. Din acest motiv oțelurile inoxidabile feritice nu pot fi călite, astfel încât, ca și cele inoxidabile austenitice, rămân relativ moi. Pentru ca acest lucru să fie posibil, conținutul în carbon trebuie să fie plafonat până la o limită cu atât mai coborâtă cu cât conținutul în crom este mai mic. Astfel la un oțel cu 13% crom, pentru ca oțelul să rămână feritic, conținutul în carbon trebuie să fie de maxim 0,08%, pe când la un oțel cu 25% crom, conținutul în carbon poate să crească până la 0,3%.

Mărcile de oțeluri inoxidabile feritice în STAS SR EN 10088-3:1998 sunt 7C120, 7TC170, 10C170, 12TC250. Echivalentul lor din alte norme este indicat în tabelul 2.3.

Compoziția chimică și corespondență între diferite mărci de oțeluri inoxidabile feritice utilizate pentru obținerea profilelor prin deformare plastică Tabelul 2.3

Standard					Compoziția chimică (după STAS), %					
Nr. Crt.	STAS SR EN 10088-3:1998	GOST 5632	DIN 17224	AISI	W	C	Si	Mn	Cr	Ti
Oțeluri pentru țevi inoxidabile feritice										
1	7C120	OH13	X8Cr13	410	1.4000	max 0,08	max 0,08	max 0,07	11,0 13,0	-
2	7TC170	OH17 T	X8CrTi17	430	1.4510	max 0,08	max 0,08	max 0,07	16,0 18,0	max 0,08
3	10C170	H17	X8Cr17	430	1.4516	max 0,12	max 0,08	max 0,07	16,0 18,0	-
4	12TC250	H25T	-	-	-	max 0,15	max 1,00	max 0,08	24,0 27,0	max 0,08

În practică, în funcție de compoziția chimică a șarjei respective, la oțelurile 7C120, 10C170 și 10TC170, la încălzire, structura este parțial (în unele cazuri până la 40%) austenitică, oțelurile devenind deci într-o oarecare măsură călibile. Din aceste motive se obișnuiește ca oțelurile amintite și mai cu seamă cele cu 17% Cr să poarte denumirea de oțeluri pe jumătate feritice sau semiferitice. Evident, în măsura în care la temperatură ridicată oțelurile respective au o structură austenitică, în aceeași măsură ele devin martensitice și ca atare, ele pot fi considerate și ca oțeluri semimartensitice.

Din mărcile de oțel inoxidabil feritic prezentate în tabelul 2.3, pentru fabricarea profilelor se utilizează în special oțelurile cu 17% crom, care au fost studiate mai amănunțit. Astfel, în mod experimental [27,28], s-a reușit să se calculeze coeficienții cu ajutorul cărora să se poată determina, în funcție de compoziția chimică a șarjei respective, temperatura de început de separare a fazei γ și cantitatea maximă de fază γ care se poate separa.

Aceiași cercetători au arătat că, indiferent de compoziția chimică a oțelului, cantitatea maximă de austenită se separă la temperatura de circa 1100°C. Temperatura de început de separare a fazei γ , (T_i) se determină din relația de mai jos:

$T_i = 30Cr + 73Si - 280C - 280N - 66Mn - 115Ni + 405$, iar conținutul maxim de fază γ din relația :

$\gamma_{max} = 470N + 420C + 30Ni + 7Mn - 11,5Cr - 11,5Si + 186$ în care cromul, siliciul, carbonul, azotul, nichelul și manganul sunt date în procente. Prezența bifazicității are asupra deformabilității acestor oțeluri o influență negativă care, atunci când proporția de fază γ depășește o anumită limită, devine deosebit de pregnantă.

2.1.3. Oțeluri inoxidabile martensitice. Prin oțeluri inoxidabile martensitice se înțeleg oțelurile inoxidabile aliate în principal cu crom în proporție de 12–18%, dar la care conținutul de carbon și de alte elemente gamagene este astfel ponderat încât, la temperaturi ridicate peste 700°C structura oțelului este austenitică. La răcire rapidă structura austenitică se transformă în ferită + carburi. Ca urmare oțelurile martensitice se călesc. Evident, pe lângă structura pur feritică, oțelurile respective au în proporții diferite carburi. În unele cazuri, în oțelurile din această grupă, se introduce și nichel în proporție de maxim 2,5%. Acest lucru conferă oțelului respectiv o calitate mărită, subliniindu-i deci caracterul martensitic.

În STAS SR-EN 10088-3:1998 din grupa oțelurilor martensitice fac parte următoarele oțeluri: 12C130, 20C130, 30C130, 40C130, 9C180. Mărcile echivalente

2.2. Clasificarea oțelurilor inoxidabile din punct de vedere al proprietăților 37

cuprinse în principalele standarde de largă circulație internațională sunt indicate în tabelul 2.4.

Compoziția chimică și corespondența între diferite mărci de oțeluri inoxidabile martensitice utilizate pentru obținerea profilelor prin deformare plastică. Tabelul 2.4

Standard					Compoziția chimică (după STAS), %					
Nr. Crt.	STAS SR EN 10088-3:1998	GOST 5632	DIN 17224	AIS I	W	C	Si	Mn	Cr	Ti
1	12C130	1H13	X10 Cr13	410	1.4006	0.09 0.15	max 0.60	max 0.60	12.0 14.0	-
2	20C130	2H13	X20 Cr13	420	1.4021	0.16 0.24	max 0.60	max 0.60	12.0 14.0	-
3	30C130	3H13	-	420	-	0.25 0.34	max 0.60	max 0.60	12.0 14.0	-
4	40C130	4H13	X40 Cr13	420	1.4034	0.35 0.44	max 0.60	max 0.60	12.0 14.0	-
5	-	-	X7 Cr13	-	1.4000	max 0.10	max 0.75	max 1.5	13.5 15.5	-
6	-	-	X8 Cr14	-	1.4009	max 0.10	max 1.5	max 1.5	16.5 18.5	-

2.2. Clasificarea oțelurilor inoxidabile din punct de vedere al proprietăților

Din punct de vedere al proprietăților generale de rezistență mecanică și la coroziune în diferite medii și temperaturi de lucru, oțelurile inoxidabile pot fi împărțite în mai multe categorii. Diversitatea domeniilor de utilizare ca și faptul că criteriile de apreciere nu sunt aceleași de la țară la țară și că ele se modifică continuu în timp, clasificarea nu poate fi unitară. În acest domeniu al clasificării oțelurilor în funcție de proprietățile lor, o anumită confuzie o constituie faptul că pentru denumirea aceluiași clase de oțeluri există mai mulți termeni cu înțeles sinonim.

Astfel, în foarte multe limbi coexistă termeni ca oțel anticoroziv cu oțel rezistent la acizi, sau oțel inoxidabil și multe altele.

În ansamblu se poate totuși considera că din punct de vedere al proprietăților generale, oțelurile inoxidabile se pot clasifica în trei grupe care, partial, se întrepătrund. Excepție în acest sens, o constituie STAS SR EN 10088-3:1998, la care toate oțelurile inoxidabile sunt împărțite în două clase: oțeluri anticorozive și oțeluri refractare și apoi GOST 5632 după care oțelurile inoxidabile sunt împărțite în trei clase.

Conform GOST, aceste clase sunt:

- oțelurile rezistente la coroziune sau anticorozive (corozionnostoikie), caracterizate prin rezistența la coroziune în diferite medii ca: acizi, săruri, în atmosferă, apă marină etc.;
- oțeluri refractare sau rezistente la formarea țunderului (jaroprocinâe sau okalinostoiikie), caracterizate prin rezistența la oxidare la temperatură peste 550°C, în condițiile lipsei totale de solicitări mecanice sau ale unor solicitări foarte scăzute;
- oțeluri termostabile (jaroprocinâe), caracterizate prin capacitatea de a fi rezistente la formarea țunderului, chiar și în cazul aplicării unor solicitări mecanice relativ importante și la temperaturi ridicate.

Ceea ce prin STAS SR-EN 10088-3:1998 și GOST 5632 este definit ca oțel anticoroziv, în literatura apuseană este subîmpărțit în două categorii aparte: oțeluri inoxidabile (subliniind prin aceasta capacitatea lor de a rezista la ruginire) și oțeluri rezistente la acizi (subliniind capacitatea de rezistență la coroziune în medii acide). Prin oțeluri refractare, în literatura din țările vestice se înțeleg atât oțelurile refractare în sensul indicat de STAS și GOST, cât și cele termostabile. Deoarece multe din oțelurile refractare lucrează în condiții de sarcină continuă, multe din ele poartă denumirea de oțeluri rezistente la fluaj (creep resisting steels, aciers resistants au fulage).

2.3. Concluzii

În țara noastră fabricarea produselor din aceste oțeluri este încă într-o fază incipientă, și din acest motiv, cunoașterea experienței unităților productive este de cea mai mare utilitate.

Deoarece, din punct de vedere structural și al proprietăților fizice, oțelurile analizate diferă de oțelurile obișnuite, lucrarea își propune să prezinte o clasificare a lor și să evidențieze particularitățile de care este necesar să se țină seama în toate fazele procesului de prelucrare plastică.

În practică, nici unul din oțelurile amintite nu poate fi considerat ca aparținând în mod exclusiv grupei oțelurilor refractare sau anticorozive, deoarece, fiecare din ele este într-o oarecare proporție, anticoroziv refractar și termorezistent, iar predominarea uneia sau altei laturi este o problemă subiectivă care depinde în primul rând de caracteristicile după care se face selecția.

3. ANALIZA FACTORILOR DE INFLUENȚĂ A STABILITĂȚII ȘI COMPORTĂRII OȚELURILOR LA TEMPERATURI ÎNALTE DE EXPLOATARE

Denumirea „temperaturi înalte de exploatare” este implicată în multe tipuri de operații din numeroase industrii. Câteva din cele mai obișnuite exemple de utilaje care funcționează la temperaturi ridicate sunt cazanele de abur, turbinele cu abur și gaz, rezervoarele pentru distilarea țițeiului și a gudronului, recipiente pentru hidrogenarea uleiurilor, cuptoare pentru tratamente termice și piesele pentru motoarele diesel sau alte mașini cu combustie internă. Există numeroase tipuri de oțel din care se poate alege tipul adecvat pentru utilizările menționate.

Pentru utilizări în condiții neobișnuite se poate face o modificare a compoziției chimice în vederea unei mai bune adaptări la condițiile de funcționare. Totuși în unele cazuri trebuie să se elaboreze noi combinații de aliaje pentru a răspunde cerințelor de funcționare. De exemplu, industria aviației și a navelor cosmice a întâmpinat probleme de proiectare de o mai mare complexitate, necesitând aliaje rezistente la temperaturi înalte de exploatare, atât pentru instalații cât și pentru construcții de forță. Pentru a răspunde acestor cerințe s-au elaborat și se elaborează în prezent noi tipuri de oțeluri.

Oțelurile pentru supape, pentru matrițe de prelucrare la cald și unele oțeluri aliate pentru scule sunt utilizate la temperaturi înalte, dar acestea formează categorii speciale.

Oțelurile analizate în capitolele anterioare sunt cele utilizate în cantități mari pentru construcția utilajelor care urmează să funcționeze sub efort și temperatură ridicată, la care intervine proprietatea de fluaj. Deși oțelul carbon obișnuit are o limită de fluaj mai mică decât oțelurile aliate utilizate la temperaturi ridicate, el este utilizat în mare măsură pentru condiții de lucru până la temperatura de 540°C la care începe oxidarea rapidă și este necesară utilizarea unui oțel aliat cu crom. Oțelurile slab aliate conținând mici procente de crom și molibden au o limită de fluaj mai mare decât oțelul carbon și se utilizează la obținerea unor materiale mai rezistente. La temperaturi de peste 540°C procentul de crom necesar, care conferă oțelului rezistență adecvată la oxidare crește rapid. Oțelurile cu 2 % Cr, cu adaos de molibden, sunt utilizate până la 620°C, iar oțelurile care conțin 10 - 14 % Cr se pot utiliza până la circa 700 - 760°C. La temperaturi și mai mari se utilizează de obicei oțeluri inoxidabile austenitice cu 18 % Cr și 8 % Ni, rezistența lor la oxidare fiind considerată corespunzătoare până la 820°C. Pentru temperaturi de lucru între 820 - 1100°C se utilizează oțeluri cu 25 % Cr și 20 % Ni sau cu 27 % Cr [29, 30].

3.1. Compoziția și temperatura

Limita de fluaj și rezistența la rupere a oțelurilor se poate îmbunătăți mult prin adaos de elemente de aliere. Limita de fluaj se îmbunătățește prin utilizarea acelor elemente cum sunt molibdenul, care ridică temperatura de recristalizare și formează carburi stabile sau compuși intermetalici. Figurile 3.1 și 3.2 prezintă

efectele molibdenului și respectiv ale cromului asupra rezistenței la fluaj. Adăosurile mici de crom nu au ca rezultat o îmbunătățire a limitei de fluaj a oțelurilor cu 0,5 și 1 % Mo, iar adăosurile mai mari de crom determină chiar o micșorare a limitei de fluaj. Totuși la peste 540°C cromul este necesar pentru creșterea rezistenței la oxidare. Adăosul de crom este favorabil în procente de circa 0,15 sau 0,20%, creșterea acestui procent de crom putând avea ca rezultat o descreștere a limitei de fluaj. Wolframul și vanadiul acționează asemănător cu molibdenul și sunt foarte indicate pentru creșterea rezistenței la temperaturi ridicate [31, 32].

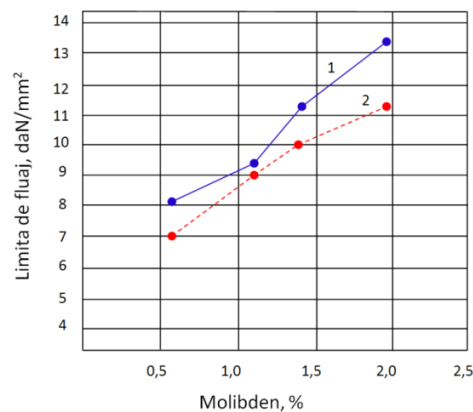


Fig. 3.1. Efectul conținutului de molibden asupra limitei de fluaj a oțelului la 540°C:
1 – oțel normalizat; 2 – oțel normalizat și revenit.

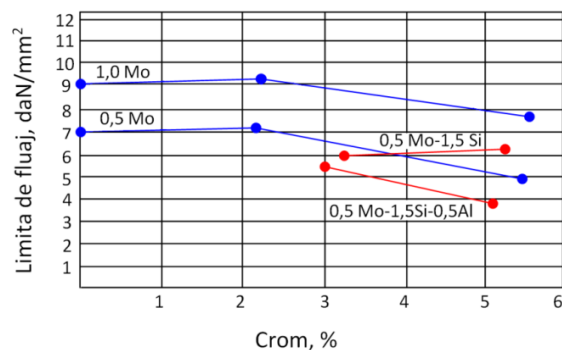


Fig. 3.2. Efectul conținutului de crom asupra limitei de fluaj a oțelului crom molibden la 540°C.

Titanul și niobiul au o influență favorabilă moderată, iar o ușoară creștere a conținutului de fosfor a dat de asemenea rezultate favorabile. Manganul, nichelul, cuprul și siliciul au o influență redusă, iar aluminiul determină o micșorare a limitei de fluaj. S-a constatat că structura austenitică formată din cuburi cu fețe centrate este mai rezistentă la fluaj decât cea feritică formată din cuburi cu volum centrat, iar oțelurile austenitice crom-nichel au o limită de fluaj excelentă, adică efectul nichelului este foarte favorabil când este utilizat pentru schimbarea structurii reticulare. Carbonul, manganul și azotul în anumite combinații pot avea o acțiune asemănătoare [32].

Efectul elementelor de aliere asupra limitei de fluaj este ilustrat în fig. 3.3, care prezintă descreșterea acesteia în funcție de creșterea temperaturii. Pentru simplificare, această diagramă se bazează pe proprietăți medii.

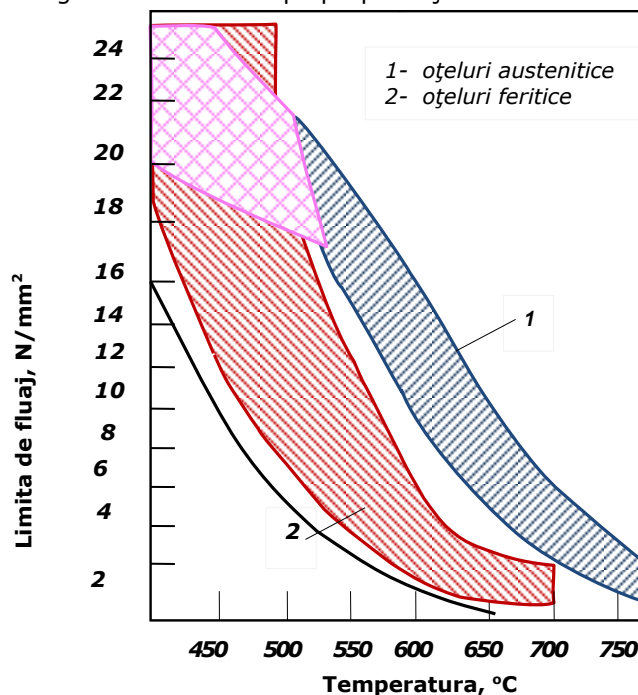


Fig. 3.3. Limita de fluaj a oțelurilor în intervalul de temperatură 425-760°C.

3.2. Tratamente termice (Microstructura)

Rezistența oțelului la temperaturi ridicate poate fi influențată de microstructura respectivă și deci de tratamentul termic aplicat materialului. Oțelurile carbon cu molibden sunt utilizate în stare laminată, normalizată sau recoaptă, în timp ce oțelurile crom molibden cu călire în aer sunt normalizate și revenite sau recoapte. Oțelurile pentru șuruburi sunt călite și revenite.

Oțelurile inoxidabile sunt recoapte sau recoapte și stabilizate. Oțelurile se procură după specificațiile indicate pentru rezistența mecanică la temperatura ambiantă și duritate. Deoarece aceste proprietăți se pot obține prin aplicarea câtorva din tratamentele termice discutate, puține tipuri de oțel se utilizează în condițiile aplicării unui singur tratament termic. Aceasta explică domeniul vast al datelor referitoare la rezistența la temperatură ridicată a unui anumit tip de oțel.

Temperatura de lucru la care este utilizat oțelul poate servi acestuia ca temperatură de tratament termic și provoacă modificări în material, care conduc la schimbări ale proprietăților lui.

Uneori se constată o creștere a durității și rezistenței cel puțin temporar, dar de cele mai multe ori nestabilitatea structurală se reflectă printr-o creștere progresivă a rezistenței.

Există mai multe forme de manifestare a acestei nestabilități structurale și anume: globulizarea, grafitizarea, durificarea prin precipitare sau fragilizarea prin îmbătrânire și precipitarea carburilor.

Mărirea grăunților – În general limita de fluaj este ridicată prin creșterea mărimii grăunților. Totuși o creștere prea mare a grăunților nu este posibilă decât în dauna unor proprietăți ca de exemplu în dauna rezistenței la șoc.

3.3. Comportarea oțelurilor la temperaturi ridicate de exploatare

3.3.1. Instabilitatea carburilor. La oțelurile exploatare la temperatură ridicată nu au loc de obicei schimbări însemnate ale mărimii sau formei grăunților, dar se pot produce modificări importante ale microstructurii în interiorul grăunților sau între ei. Aceste modificări se manifestă prin formarea unei faze noi, globulizarea și aglomerarea carburilor și nitrurilor precum și grafitizarea.

În oțelurile cu carbon și molibden, globulizarea are loc la temperaturi peste 540°C și poate avea loc și o grafitizare, îndeosebi în oțelurile calmate cu aluminiu, fin granulate. Adăosul de crom tinde să stabilizeze carburile, diminuând sau eliminând grafitizarea și întârziind globulizarea.

În oțelurile austenitice crom nichel are loc o formă de nestabilitate a carburilor în intervalul de temperatură 427-870°C. În acest interval de temperatură se formează carburi de crom care se precipită la limitele dintre grăunți, sărăcind aceste regiuni în crom și micșorând rezistența la coroziune în locurile respective. Nu s-a dovedit că această precipitare a carburilor micșorează rezistența la tracțiune, limita de fluaj sau rezistența la șoc la temperatura ambiantă a materialului, care s-a utilizat cu succes între aceste limite de temperatură la confecționarea tuburilor de distilat țitei. Prin micșorarea conținutului de carbon sub 0,02% și prin alierea cu elemente care stabilizează carburile, cum sunt titanul sau niobiul, se poate întârzia precipitarea carburilor.

3.3.2. Îmbătrânirea – Durificarea prin îmbătrânire sau precipitare se poate utiliza, ca și procesele de tratament termic, în scopul creșterii rezistenței aliajelor la temperatură înaltă, presupunând că materialul este utilizat la o temperatură inferioară celei la care va avea loc supraîmbătrânirea în timpul duratei de funcționare a piesei. De exemplu, la oțelul cu durificare prin îmbătrânire tip Stainless W, care este un aliaj conținând 17% Cr, 7% Ni și adaos de titan, cercetările au arătat că în timp ce are loc o oarecare înmuiere în aproximativ o săptămână la 427°C, o înmuiere foarte redusă are loc în același interval de timp la 315°C.

În consecință, la temperaturi sub 315°C se va putea folosi acest oțel a cărui rezistență a crescut datorită durificării prin precipitare.

În timpul exploatare poate avea loc o îmbătrânire a materialului metalic având ca rezultat fragilizarea acestuia. S-a constatat că la oțelurile carbon îmbătrânirea care are loc între 200-315°C este mai pronunțată la oțelurile de convertizor decât la oțelurile Martin și este cu atât mai pronunțată cu cât materialul este mai puțin dezoxidat. Tendința de îmbătrânire este micșorată prin adaosuri de titan și aluminiu. Dacă această durificare prin îmbătrânire sau precipitare se manifestă numai printr-o creștere a rezistenței, nu se întâmplă nici un neajuns, totuși pe măsură ce crește rezistența, scade ductilitatea, ceea ce se constată în

special prin determinările de reziliență cu epruvetă crestată, după solicitare. Sensibilitatea la îmbătrânire prin solicitare este micșorată prin normalizare sau printr-o dezoxidare perfectă a oțelului.

3.3.3. Fragilitatea la revenire – Oțelurile cu conținut moderat de crom și mangan, precum și cele care conțin în plus nichel, pot deveni fragile dacă sunt răcite lent după tratamentul de revenire, aplicat după călire, de unde denumirea de „fragilitate la revenire”. Acest fenomen se poate constata la oțeluri cu 1 – 2 % Mn și chiar la oțeluri cu 3 – 5 % Ni. Adăosul de 0,30 – 0,50 % Mo micșorează fragilitatea. S-a constatat că și vanadiul reduce efectul de fragilitate. Cu cât este mai mare conținutul de nichel și crom cu atât trebuie să fie mai mare procentul de molibden necesar pentru prevenirea fragilității, iar o creștere a conținutului de nichel micșorează rezistența la fragilitate a oțelurilor cu crom și molibden.

Fragilitatea care rezultă prin încălzirea la 450°C se poate îndepărta prin încălzirea între 500 - 600°C. Fragilitatea poate să apară fără existența sarcinii dar s-a constatat că solicitarea accelerează acest fenomen.

Fragilitatea cauzată de revenire se constată la șuruburi, prezoane și alte piese călite și revenite, utilizate în instalații de abur la temperatură ridicată, la valori ale temperaturii în jurul a 425 - 480°C. Materialul fragilizat își poate menține tenacitatea inițială la temperatura de lucru dar poate să mai fie încă fragil la o încercare de reziliență cu epruvetă crestată la temperatura ambiantă. Nu există nici o diferență măsurabilă între forma tenace și cea fragilizată a oțelului, care să se constate prin încercările la tensiune, încovoiere sau oboseală.

3.3.4. Fragilitatea oțelurilor feritice cu crom – S-a constatat că oțelurile crom obișnuite, conținând peste 12 – 15% Cr, devin fragile prin încălzire prelungită în jurul temperaturii de 480°C. Acest fenomen se datorează formării compusului fier-crom cu 70 – 80% Cr, cu structură cubică cu volum centrat. Fragilitatea în timpul încălzirii la temperaturi superioare (600 - 800°C) se datorează precipitării acestui compus intermetalic, denumit fază sigma. Proprietățile de ductilitate și rezistență la șoc a aliajelor conținând peste 20 % Cr pot fi diminuate simțitor chiar prin răcire lentă în intervalul 590 - 370°C.

3.3.5. Rezistența la oxidare și coroziune – proprietatea de stabilitate a suprafeței sau de rezistență la coroziune este considerată de importanță primordială, deoarece materialul metalic nu trebuie să se deterioreze în măsură prea mare în timpul exploatarei la temperaturi ridicate. Una din cele mai simple forme de coroziune și care se întâlnește frecvent, este oxidarea materialului metalic. Oxidarea are loc printr-un proces de difuziune a oxigenului spre interior și a elementelor de aliere spre exterior, prin stratul de oxid deja format.

La oțelul carbon obișnuit, gradul de oxidare în aer este neglijabil sub circa 540°C. La temperaturi peste 540°C crește rapid viteza de oxidare a oțelului carbon. Pentru o anumită perioadă de expunere, gradul de oxidare variază exponențial, corespunzător valorilor inverse ale temperaturilor absolute.

Cel mai important element care mărește rezistența la coroziune a oțelului carbon la temperaturi de peste 540°C este cromul. Acest element pare a se oxida mai ușor decât fierul, formând un strat de ferocrom foarte aderent la suprafața materialului, care întârzie difuziunea oxigenului și oprește oxidarea în continuare. Alte elemente ca siliciul și aluminiul măresc de asemenea rezistența la oxidare, mai ales când se adaugă la un oțel care conține crom. Aceste elemente au o mai mare afinitate pentru oxigen decât fierul și sunt de asemenea oxidate mai ușor.

Viteza de oxidare crește pe măsură ce stratul de oxid devine mai gros și se formează straturi suplimentare de protecție[19].

În figura 3.4. se arată gradul de oxidare în funcție de timp la 590°C pentru oțelul carbon și pentru oțelul cu 5 % Cr care conține și molibden în proporție de 0,5%.

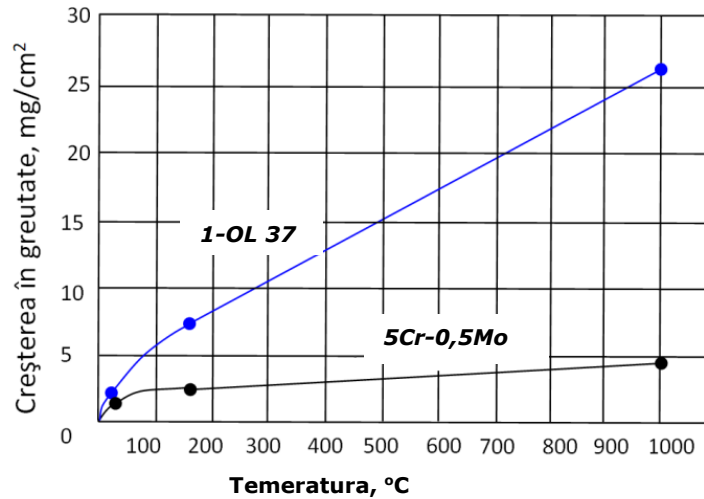


Fig. 3.4. Oxidarea oțelului obișnuit și a oțelului cu 5 % Cr și 0,5 % Mo la 590°C.

La început, viteza de oxidare a oțelului cu 5 % Cr este la fel de mare sau chiar mai mare decât a oțelului carbon, dar viteza de oxidare a oțelului aliat descrește treptat, în timp ce cea a oțelului carbon continuă să crească rapid. Rezultatele încercărilor de oxidare în laborator sunt prezentate în figura 3.5.[1].

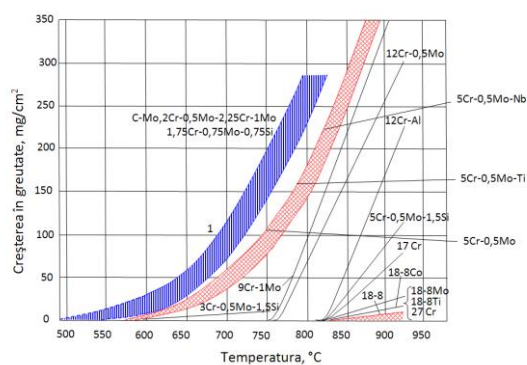


Fig.3.5. Gradul de oxidare (creștere în greutate) a oțelurilor carbon, slab aliate și inoxidabile, în timp de 1000 ore la temperaturi de la 600-925°C [1].

În aceste încercări gradul de oxidare s-a apreciat prin creșterea în greutate în 1000 ore. Astfel, s-a constatat că pe măsură ce temperatura crește peste 540°C, gradul de oxidare crește rapid la oțelurile carbon și la oțelurile cu crom și molibden. Creșterea conținutului de crom la 2,25 % îmbunătățește rezistența la oxidare până la circa 650°C. Oțelurile cu 5% Cr sunt ceva mai bune, dar rezistența lor la oxidare descrește rapid la temperaturi de peste 650°C. Adaosuri de 9 sau 12 % Cr îmbunătățesc foarte mult rezistența la oxidare, aceste materiale manifestând o slabă tendință de oxidare în 1000 ore la temperaturi sub 760°C.

Rezistența la oxidare crește simțitor cu variația conținutului de crom de la 5 la 9 %. De asemenea, se observă o creștere pronunțată a rezistenței la oxidare prin adaos de 1,5 % Si, la oțelurile cu 3 sau 5 % Cr.

Din datele existente se constată că conținutul de crom necesar pentru prevenirea oxidării crește aproape liniar cu creșterea temperaturii, după cum se vede din figura 3.6. [2].

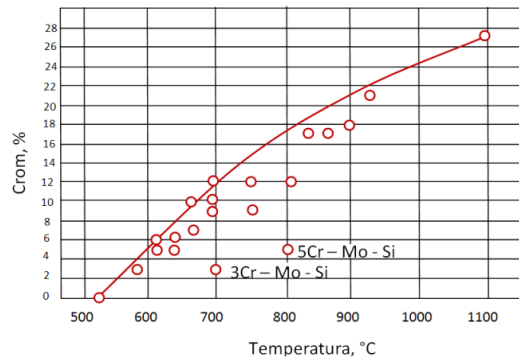


Fig. 3.6. Procentul maxim de Cr necesar pentru protejarea oțelului împotriva coroziunii în intervalul de temperatură cuprins între 540 - 1100°C [2].

În această diagramă care indică conținutul maxim de crom necesar pentru prevenirea oxidării, se poate constata că adaosul de 1,25 - 1,50 % Si îmbunătățește foarte mult rezistența la oxidare, micșorând procentul de crom necesar pentru protecție la o anumită temperatură.

3.4. Efectul diferitelor atmosfere

Coroziunea oțelurilor la temperaturi ridicate în atmosferă normală nu este neapărat edificatoare pentru comportarea lor în alte atmosfere. Totuși, se știe că în general rezistența la coroziune a oțelului crește odată cu conținutul de crom. Comportarea precisă trebuie să se stabilească în condițiile în care materialul va fi utilizat în exploatare. Pe baza experiențelor de exploatare în diferite atmosfere precum și a încercărilor de laborator ASTM, au fost specificate temperaturile maxime la care diferite oțeluri pot rezista fără o cojire excesivă [1].

Astfel, s-au încercat diferite oțeluri carbon în atmosferă de abur la 500 și 600°C. În perioade de timp (de până la 15000 ore la 500°C), s-a format la suprafața oțelurilor un strat subțire de oxid, dens și foarte aderent. Cantitatea de oxid a fost neînsemnată și s-a deosebit puțin între diferitele tipuri de oțeluri.

Efectuând încercări de expunere la abur timp de 3000 și 7000 ore la 590°C, de asemenea s-a constatat că adaosul de siliciu la oțelurile crom-molibden nu a

mărit rezistența la coroziune față de abur, după cum ar fi fost de așteptat în urma încercărilor de laborator efectuate în aer [1, 12].

Aceiași autori au mai constatat că la oțelul carbon obișnuit coroziunea progresa cu o viteză constantă, dar adaosul de 1 – 2 % Cr diminuează simțitor gradul de coroziune. Stabilitatea oțelurilor inoxidabile cu 12 % Cr nu s-a schimbat prin creșterea conținutului de sulf, dar introducerea a 2 % mangan a redus simțitor rezistența oțelului la coroziune.

Începând cu temperatura de 600°C tendința de oxidare crește continuu la oțelurile carbon, iar la oțelurile aliate descrește în mod gradat. În general, prin aceste încercări se constată aceleași tendințe atât în abur cât și în aer.

Încercările de coroziune în bioxid de carbon au aproape aceleași rezultate ca și încercările în aer.

De asemenea s-a constatat că la oțelurile cu 10 % Cr viteza de coroziune în gazele de ardere, la temperaturi între 700 și 1100°C este de trei ori mai mare decât în aer. Gazele care sunt reducătoare chimic prin natura lor între aceste limite de temperatură măresc viteza de coroziune peste cea care se produce la temperatura obișnuită.

Cromul mărește considerabil rezistența oțelului față de coroziunea provocată de compuşii sulfului la temperatură ridicată, fapt constatat în mod frecvent la rafinarea petrolului. Experiențele efectuate la coloanele de distilare a petrolului și la instalațiile de prelucrare a țițeiului au dovedit că adaosurile mici de crom sunt eficiente; s-a constatat că un procent de 2 % Cr reduce gradul de coroziune de cinci ori față de coroziunea oțelului carbon obișnuit.

Mai mulți cercetători [1, 12] au arătat că în sinteza amoniacului, condițiile de temperatură și presiune ridicate duc la reacții între hidrogenul din gazul de sinteză și carbonul din oțel pentru a forma metan (CH_4) și alte hidrocarburi. La 200 și 400°C și respectiv 50 și 75 atm, oțelul carbon și oțelul cu 1 % Cr și cu Mo, au manifestat o scădere a rezistenței la șoc după exploatare, în timp ce oțelul cu 5 % Cr nu prezintă nici o schimbare a rezistenței. Îmbunătățirea rezistenței oțelurilor față de hidrogen se poate realiza prin micșorarea conținutului de carbon, reducerea incluziunilor și prin alierea cu crom, de preferință în proporție de peste 5 % în asociere cu elemente care au proprietatea de a stabili carburile, cum sunt wolframul, molibdenul, titanul, vanadiul, tantalul și niobiul. Elementele care rezistă la hidrogen au și proprietatea de a forma nitruri, astfel încât la utilizarea acestor elemente este posibilă formarea unui strat fragil de nitrură. Toate oțelurile cu conținut ridicat de crom și oțelurile crom-nichel prezintă o rezistență excelentă la hidrogen. Oțelurile cu crom sunt rezistente la hidrogen sulfurat (H_2S) și la bioxid de sulf gazos (SO_2), pe când oțelurile nichel sunt sensibile față de aceste gaze. S-a demonstrat că un oțel cu conținut de crom-siliciu-aluminiu se utilizează cu succes în prezența gazelor conținând H_2S la temperaturi de 1000°C.

3.4.1. Fragilizarea caustică a plăcilor de cazane – Fragilizarea caustică sau „fisurarea caustică” a plăcilor de cazane are loc atunci când în apa de alimentare a cazanelor se găsesc alcalii. Fisurarea caustică este intercrystalină și rezultă dintr-o combinație a efortului cu expunerea la soluții alcaline la minimum 100°C în condiții favorabile concentrării soluției în spațiile capilare. Atât hidrogenul (H_2) cât și stratul de oxid de fier (FeO) depus, format prin reacție, intră în acest proces, fenomenul nefiind încă până în prezent pe deplin explicat. Metodele uzuale de protecție, în cazul utilizării apei de alimentare alcalină, recomandă fie menținerea unui raport sulfat alcalii mai mare decât o anumită valoare, care depinde de presiunea de lucru, fie distilarea apei.

3.5. Proprietăți speciale

În afară de rezistență, stabilitate și rezistență la coroziune în proiectarea unor produse care urmează a fi exploatate la temperaturi ridicate trebuie să se țină seama și de alte proprietăți. Dintre aceste proprietăți se menționează: conductivitatea termică, dilatarea termică și modulul de elasticitate.

3.5.1. Conductivitatea termică - Conductivitatea termică a materialului prezintă importanță în exploatarea acestuia la temperatură ridicată. În figura 3.7. sunt indicate datele medii pentru diferite oțeluri.

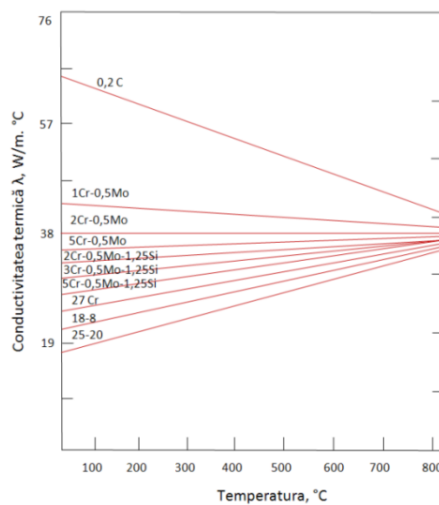


Fig. 3.7. Conductivitatea termică a câtorva tipuri de oțeluri între temperatura ambiantă și 815°C.

Se observă că adaosul elementelor de aliere micșorează conductivitatea termică a oțelului carbon și că diferența între conductivitățile termice ale diferitelor tipuri de oțeluri descrește cu creșterea temperaturii. Conductivitatea oțelurilor austenitice cu 18 % Cr și 8 % Ni și a oțelurilor cu 25% Cr și 20 % Ni sunt cele mai joase pe diagramă.

3.5.2. Dilatarea termică – În proiectarea aparatelor care urmează a fi utilizate la temperaturi ridicate, trebuie să se țină seama de coeficientul de dilatare termică a materialelor componente.

În figura 3.8. se indică dilatarea termică liniară (creșterea în lungime) de la temperatura ambiantă până la temperatura de 650°C.

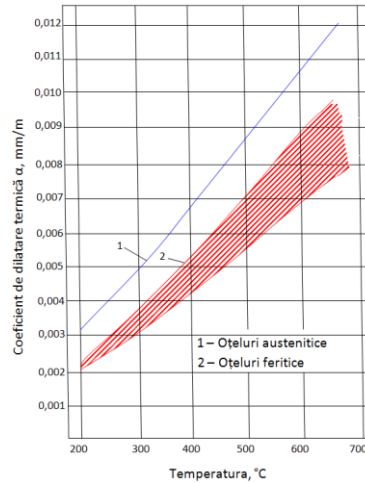


Fig. 3.8. Influența temperaturii asupra dilatării termice liniare.

Oțelurile din clasa menționată, se încadrează în benzile care apar în figura 3.8. Se observă că oțelurile inoxidabile austenitice au un coeficient de dilatare mai mare decât cele feritice.

3.5.3. Modulul de elasticitate – Pentru proiectarea diferitelor elemente care urmează a fi exploatate la temperaturi ridicate, adeseori este nevoie să se cunoască modulul de elasticitate al materialelor respective. În figura 3.9 se prezintă variația modulului lui Young (modulul la tracțiune, E) în funcție de temperatură, pentru un număr de materiale feroase care urmează a fi utilizate la temperaturi ridicate. Este de remarcat extinderea relativ unică a domeniului care cuprinde valorile pentru toate oțelurile feritice și austenitice, fapt care arată că această proprietate este relativ independentă de compoziție și microstructură.

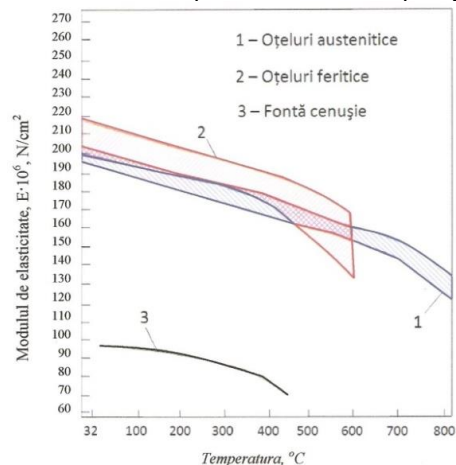


Fig. 3.9. Modulul lui Young, E , al diferitelor materiale feroase, în funcție de temperatură.

3.6. Concluzii

Domeniile de vârf ale economiei necesită noi combinații de aliaje pentru componente care să funcționeze la temperaturi înalte de exploatare.

S-a constatat că pentru temperaturi de lucru care depășesc 800°C, rezultate bune dau oțelurile inoxidabile austenitice cu peste 18%Cr și 10%Ni stabilizate cu molibden și titan, dar aceste oțeluri la prelucrarea plastică prezintă procent de scoatere redus creind o serie întreagă de probleme tehnologice.

De asemenea, s-a constatat că în privința rezistenței la oxidare și coroziune, cromul mărește considerabil rezistența oțelului față de coroziunea provocată de compușii sulfului și a altor substanțe corosive la temperaturi ridicate (~1000°C).

O creștere pronunțată a caracteristicilor de rezistență a oțelurilor analizate s-a obținut și prin adaosuri speciale de elemente de aliere în diferite proporții, dar trebuie să menționăm că acestea cauzează modificări structurale care înrăutățesc plasticitatea și prelucrarea la cald.

4. DEFORMAREA OȚELURILOR INOXIDABILE TERMOSTABILE

4.1. Capacitatea tehnologică de deformabilitate

Pentru determinarea deformabilității la cald a oțelurilor, adică a rezistenței la deformare și a plasticității, în prezent se utilizează mai multe metode. Dintre acestea sunt cunoscute: răsucirea la cald, tracțiunea, comprimarea prin șoc sau presarea la sonetă și laminare în pană. Deoarece fiecărei metode de apreciere a deformabilității îi este proprie numai o anumită schemă de tensiuni și, ca urmare, o anumită schemă de deformare, rezultatele obținute prin metodele respective nu pot fi comparate direct între ele, ci numai ca valori relative. Aceeași influență asupra valorii rezultatelor o are și forma probelor. Spre exemplu, capacitatea la deformare prin răsucire (respectiv numărul de răsuciri până la rupere) a unei probe cu partea cilindrică de 100 mm lungime este mai mare decât a unei alte probe din același material și de același diametru, dar cu partea cilindrică de numai 40mm.

Între deformabilitatea unui oțel, stabilită în condiții de laborator și comportarea la deformare în practică, chiar dacă nu este o similitudine perfectă, există totuși o corelație satisfăcătoare. Cu alte cuvinte, un oțel care a avut de exemplu indicele de plasticitate superior altuia la deformare în laborator, se va comporta mai bine în practică și viceversa.

Aprecierea rezistenței la deformare se poate face prin mai mulți parametri. Astfel, în cazul încercării de tracțiune la cald, rezistența la deformare se apreciază în funcție de rezistența la rupere la temperatura respectivă. În cazul răsucirii la cald a unor probe cu partea calibrată cilindrică, aprecierea se face în funcție de momentul necesar pentru realizarea răsucirii acesteia, iar în cazul comprimării, se face în funcție de rezistența la compresiune.

Rezistența de rupere la cald se determină din raportul între forța de rupere și secțiunea inițială a probei în zona calibrată. Momentul de răsucire se exprimă în daN.cm. Valoarea lui p se calculează cu relația:

$$p = \frac{1}{v} \cdot \frac{A}{\ln \frac{h_0}{h_1}},$$

în care:

V – reprezintă volumul deformat;

A – lucrul mecanic necesar pentru deformare;

h_0 și h_1 – înălțimea probei cilindrice înainte și după comprimare.

Plasticitatea la cald a oțelului se apreciază în funcție de valoarea găturii și alungirii în cazul încercării de tracțiune la cald, prin număr de răsuciri până la rupere, în cazul răsucirii la cald și prin reducerea relativă până la apariția primei fisuri în cazul comprimării la cald.

4.2 Deformabilitatea la cald a oțelurilor inoxidabile austenitice

4.2.1 Rezistența la deformare. Rezistența la deformare a oțelurilor inoxidabile austenitice, depinde, în principal, de compoziția chimică a oțelului. Pentru a sublinia acest lucru, în figura 4.1 este arătată variația momentului de răsucire maxim la trei mărci de oțel inoxidabil austenitic, determinată pe probe cu zona calibrată la un diametru de 9,55 mm și lungimea de 50 mm. Din analiza acestor curbe se pot trage unele concluzii cu caracter general. Astfel, se constată că prin creșterea gradului de aliere, rezistența la deformare crește. Spre exemplu, între rezistența la deformare a mărcilor 10TNC180 (tip 18-8) și 10NC250 (tip 25-20) există, la diferite temperaturi, diferențe cuprinse între 10 și 60%.

O creștere importantă a rezistenței are loc și în cazul alierii oțelului tip 18-8 cu molibden (marca 8TMoNC170).

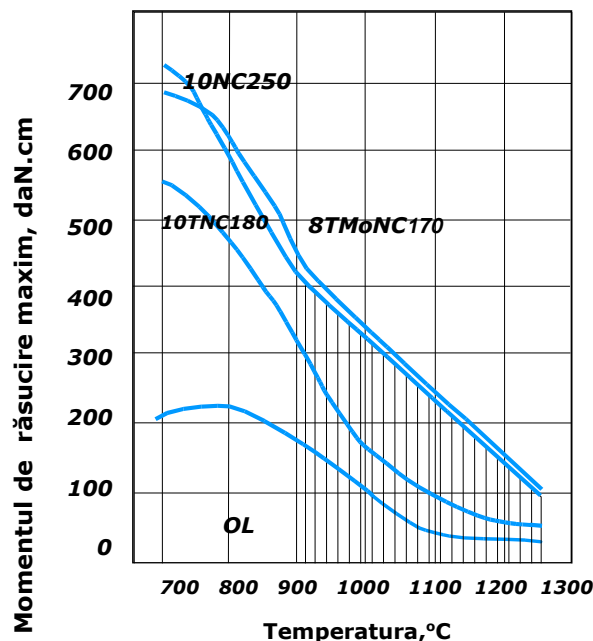


Fig 4.1. Variația rezistenței la deformare în funcție de temperatură pentru diferite mărci de oțel inoxidabil austenitic

Pentru comparație, pe aceeași diagramă s-a figurat variația momentului de răsucire a unui oțel carbon (OL37) încercat în aceleași condiții.

Oțelul de tip Cr-Mn-Ni-N are o rezistență la deformare comparabilă cu cea a oțelului 8TMoNC170 [33,34,35].

O caracteristică a oțelului carbon, creșterea rezistenței la deformare, care intervine pe măsura scăderii temperaturii de deformare, este mult mai rapidă. Astfel, dacă la 1150 – 1250°C, diferența este de numai 50 daN.cm, la 700°C ea ajunge egală cu 500 daN.cm, adică devine de 10 ori mai mare. Din acest motiv, în practică trebuie luate toate măsurile pentru ca terminarea prelucrării să se facă la o temperatură cât mai ridicată. În caz contrar, solicitarea utilajului crește mult.

Explicația acestui fenomen este relativ simplă. Prin creșterea gradului de aliere, difuziunea elementelor este îngreunată, astfel încât viteza de recristalizare scade în proporție corespunzătoare. Din acest motiv este recomandabil ca viteza de deformare a oțelurilor aliate să fie cât mai mică posibil.

Dintr-un anumit punct de vedere, această recomandare vine în contradicție cu cea făcută anterior ca durata totală de deformare să fi minimă. Din acest motiv, în practică, pentru fiecare situație dată, trebuie să fie găsit un compromis care, în condițiile date, să dea rezultatele cele mai bune.

Este cunoscut că, în funcție de compoziția chimică, oțelurile inoxidabile austenitice pot avea fază α în proporție de până la 10 – 15 %. Experimentările care s-au făcut (fig. 4.2) au arătat că, în limitele cercetate, rezistența la deformare practic nu depinde de conținutul în fază α al oțelului.

De asemenea, s-a dovedit practic (fig. 4.3) că indiferent de starea inițială a oțelului (turnat sau prelucrat plastic), rezistența la deformare rămâne aceeași.

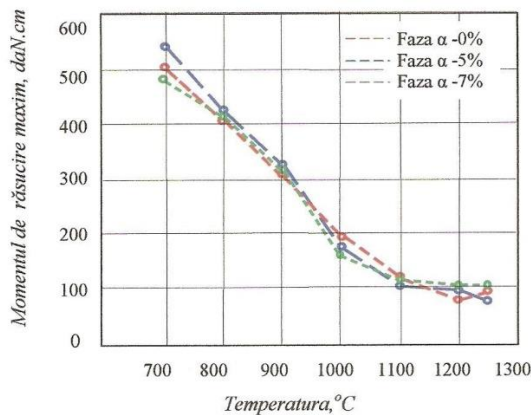


Fig 4.2 Variația rezistenței la deformare în funcție de conținutul în fază α al unui oțel inoxidabil austenitic (marca 10TNC180) și de temperatura de încercare

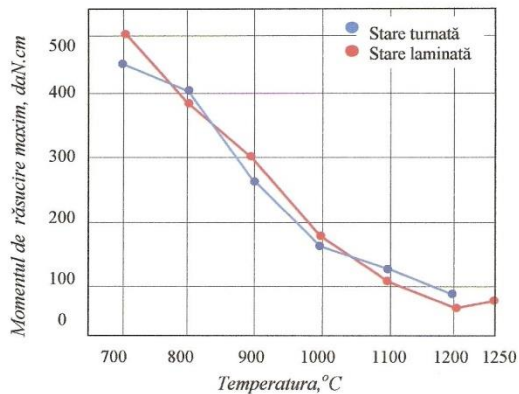


Fig 4.3 Variația rezistenței la deformare în funcție de structură (turnată sau deformata în prealabil) a oțelului inoxidabil austenitic 10TNC180, la diferite temperaturi

4.2.2 Plasticitatea

Plasticitatea constituie o caracteristică tehnologică, mult mai sensibilă la variația structurii decât rezistența la deformare. Astfel, este cunoscut că prezența în oțelurile inoxidabile austenitice a unei proporții oarecare de fază α duce la scăderea plasticității. Pentru exemplificare, în figura 4.4 se arată variația plasticității unui oțel inoxidabil austenitic tip 18-8, în stare turnată sau prelucrată plastic pentru conținuturi în fază α egale cu aproximativ 7 %.

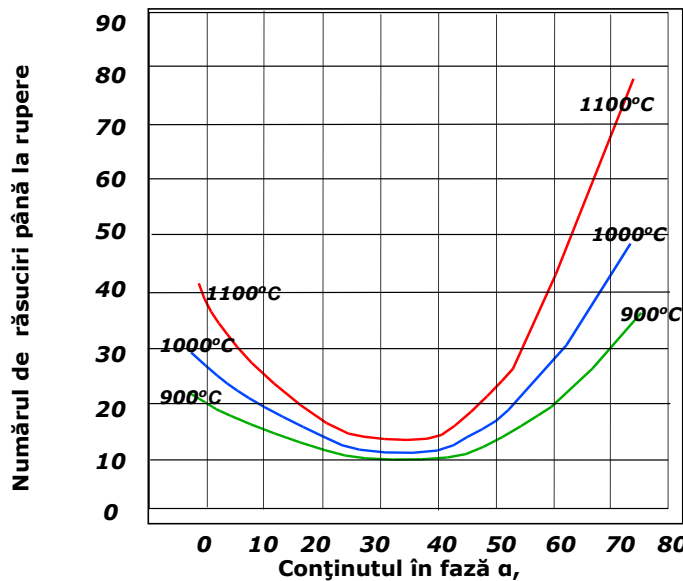


Fig 4.4 Influența conținutului în faza α asupra plasticității oțelurilor inoxidabile austenitice [35].

Din studiul acestei diagrame se poate trage concluzia că faza α înrăutățește plasticitatea oțelului în special la temperaturi mai ridicate. Creșterea conținutului de fază α până la valori în jur de 30 % duce la scăderea continuă a plasticității (fig 4.4) după care, aceasta începe să crească.

Înrăutățirea plasticității oțelului inoxidabil austenitic în prezența fazei α se explică prin proprietățile celor două faze. Astfel, faza α are o rezistență la deformare mult mai mică decât faza γ . De asemenea, viteza de recrystalizare a acesteia, în special la temperaturi mai ridicate, este mult mai mare decât a fazei γ . Din acest motiv în cursul deformării, sub acțiunea aceleiași scheme de tensiuni se realizează scheme de deformare diferite. Faza α cu rezistența mai scăzută și viteza de recrystalizare mai ridicată, se deformează mult mai mult decât faza γ .

Când deformarea depășește limita de plasticitate, faza α (amplasată în general la limitele grăunților austenitici) își pierde compactitatea și se formează fisuri care, prin propagare, duc la ruperea probei. Prin creșterea conținutului de fază α , în proporție de peste 30 – 40 %, faza α devine predominantă, ceea ce atrage după sine creșterea proporțională a plasticității.

Spre deosebire de rezistența la deformare, structura materialului influențează asupra plasticității. Astfel, în toate cazurile, plasticitatea oțelului în stare turnată este mai coborâtă decât în stare deformată (fig. 4.5).

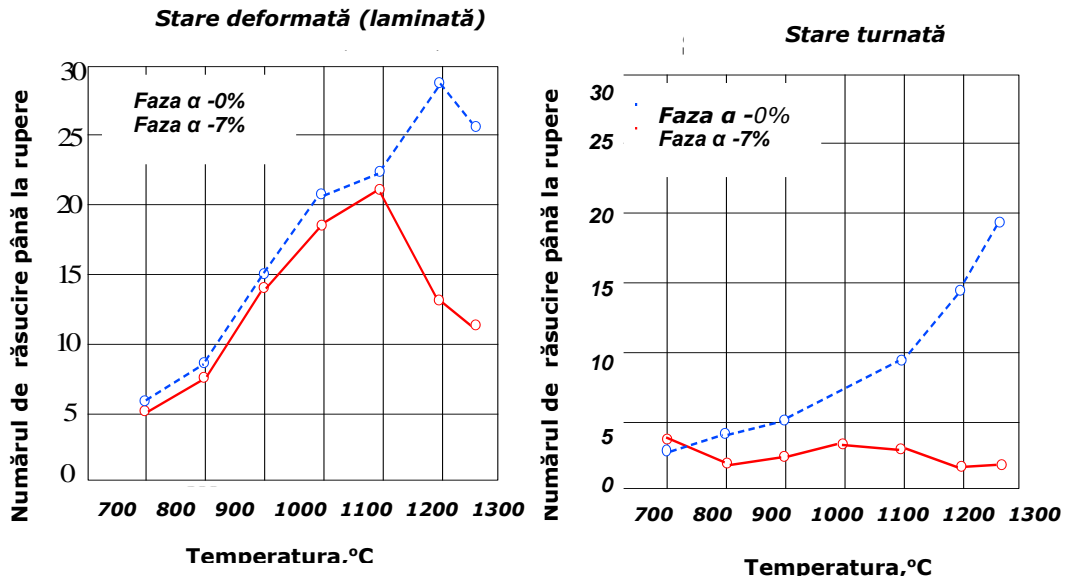


Fig 4.5. Variația plasticității oțelului inoxidabil austenitic tip 18-8 în funcție de conținutul în faza α și starea oțelului, turnat sau deformat plastic

Acest lucru se explică atât prin macrostructura diferită (existența la lingouri a celor trei zone de solidificare) cât și prin puternica segregare a unor elemente, care favorizează apariția unor constituenți (ca de exemplu faza α) care înrăutățesc plasticitatea oțelului. Unele experimentări făcute în acest sens [35, 36] au arătat că la un oțel inoxidabil austenitic cu compoziția medie C=0,62%; Si=0,29%; Mn=1,85%; Ni=13,1%; Cr=16,6%; Mo=2,01%; Cu=0,217%; Ti=0,55% și S=0,009%, segregarea interdendritică variază între 0,155 și 0,380% la siliciu, 1,46 și 2,35 % la mangan, 12,5 și 16,9% la nichel, 15,1 și 17,3% la crom, 0,165 și 0,34 la cupru și 0,22 și 0,78% la titan. În acest mod se creează condiții favorabile apariției în diferite zone a fazei α , cu toate că, compoziția medie ar îndreptăți existența unei structuri pur austenitice. Prin încălzire și mai ales deformare, urmată de tratament termic, segregarea elementelor menționate se micșorează mult. Din aceste motive conținutul în faza α a unui oțel în stare turnată este întotdeauna diferit, mai precis mai mare, decât al aceluiași oțel după deformare plastică.

O aceeași structură (de exemplu, pur austenitică) poate fi obținută cu oțeluri cu compoziții chimice diferite între ele însă, în acest caz, plasticitatea se modifică în funcție de proporția și natura elementelor de aliere. În general, plasticitatea scade cu atât mai mult, cu cât gradul de aliere este mai mare (fig. 4.6). Explicația acestui fenomen constă în faptul că prin creșterea gradului de aliere, viteza de difuzie și în consecință viteza de recristalizare scade în proporție corespunzătoare, ceea ce are ca consecință directă creșterea ecrusării și implicit, scăderea plasticității. În raport cu oțelul carbon (OL37) plasticitatea oțelurilor inoxidabile austenitice este mult mai redusă (fig. 4.6).

Acest fapt subliniază necesitatea de a realiza deformarea cu viteze mici și la temperaturi mai înalte (peste 900°C).

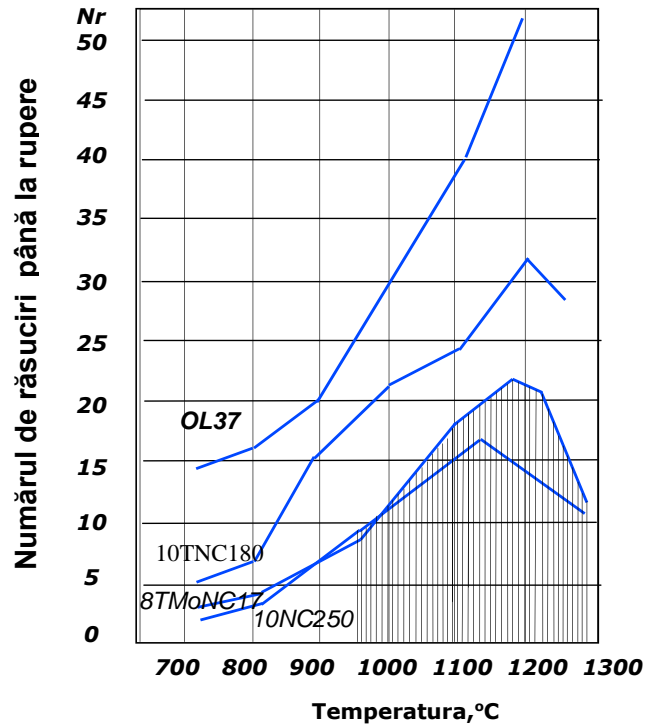


Fig. 4.6 . Variația plasticității în funcție de temperatura de încercare a diferitelor mărci de oțel inoxidabil austenitic

4.3. Deformabilitatea la cald a oțelurilor inoxidabileferitice și martensitice

Din punct de vedere al deformării plastice, oțelurile inoxidabile martensitice și feritice prezintă multe asemănări și din acest motiv ele vor fi tratate împreună.

4.3.1. Rezistența la deformare.

Prin creșterea conținutului în crom și scăderea conținutului de carbon, rezistența la deformare scade. Acest lucru este prezentat în figura 4.7 în care se arată că la un conținut mediu în carbon de 0,12%, oțelul cu 12% crom are (în special la temperaturi ridicate) o rezistență mai mare decât oțelurile cu 17 și 25% crom. Explicația acestui fenomen, întrucâtva paradoxal, în sensul că rezistența scade pe măsura creșterii gradului de aliere, se explică prin structura pe care o au oțelurile respective la temperatura de deformare plastică.

Astfel, în intervalul de temperaturi cuprins între 900 și 1300 °C, sunt complet sau numai parțial austenitice în timp ce oțelurile cu 25% crom sunt pur feritice. Cum rezistența la deformare a oțelului austenitic este mai mare decât cea a oțelului feritic și eforturile cerute pentru deformarea lor plastică se vor afla în același raport. În ceea ce privește oțelul cu 17% crom, problema este dintr-un anumit punct de vedere diferită, deoarece, în funcție de compoziția chimică, o parte din ferită se transformă în austenită. Făcând calculele corespunzătoare, rezultă că

un oțel cu 17% crom și circa 0,12% C poate avea la 1100°C, faza γ în proporție de pînă la 40%.

Comparativ cu oțelul carbon, oțelul cu 12% Cr are rezistență la deformare de același ordin de mărime, în timp ce la oțelurile cu 17 și 25% Cr este mai mică.

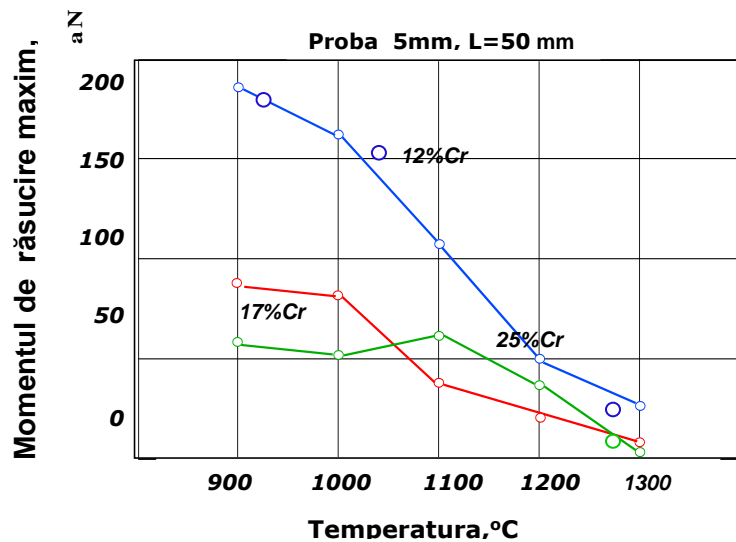


Fig 4.7. Variația rezistenței la deformare în funcție de temperatura de încercare pentru oțelurile inoxidabile feritice cu diferite conținuturi în crom [36].

4.3.2. Plasticitatea

În general oțelurile inoxidabile feritice au o plasticitate ridicată, chiar superioară oțelului carbon; creșterea conținutului în crom de la 12 la 17 % duce la îmbunătățirea acesteia, în mod considerabil (fig 4.8).

Cu creșterea temperaturii, oțelurile cu 25% crom marchează o scădere sensibilă a plasticității. Cauza acestui fenomen nu poate fi explicată într-un mod satisfăcător, deoarece simpla tendință de creștere a grăunților (de altfel proporțională cu conținutul în crom din oțel) nu este convingătoare, cu atât mai mult cu cât legătura dintre plasticitatea oțelului și mărimea grăunților nu a putut fi încă stabilită în mod precis.

Faptul că plasticitatea oțelurilor inoxidabile feritice sau martensitice depinde, în ultima analiză, de structura de deformare rezultă într-o formă mai generală și din figura 4.9.

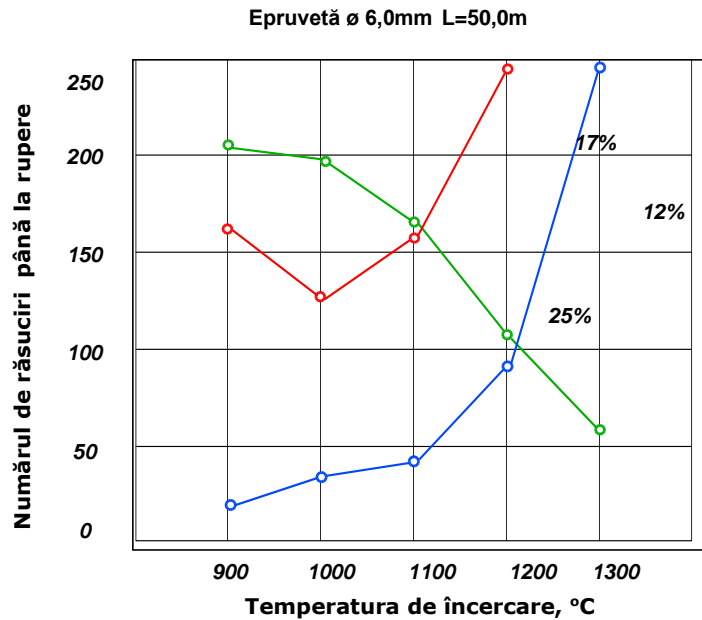


Fig. 4.8. Variația plasticității oțelului inoxidabil feritic în funcție de temperatură și conținutul de crom [35,36]

Din analiza ei se constată că pe măsură ce conținutul în crom al oțelului cu 0,12% carbon crește (iar structura rămâne totuși austenitică), plasticitatea scade, pentru ca apoi, începând chiar din zona bifazică, aceasta să crească atingând un maxim la 18% Cr, după care să scadă din nou. Rezultă deci, că de fapt între diagramele din figurile 4.8 și 4.9 nu este nici o contradicție, ele completându-se reciproc.

Concluziile care rezultă din interpretarea acestor rezultate au o importanță deosebită pentru practică. Ele arată că în general, oțelurile martensitice trebuie prelucrate plastic la temperaturi mai ridicate, în timp ce cele feritice și mai ales cele cu 25% Cr este mai indicat să fie deformate la temperaturi mai coborâte.

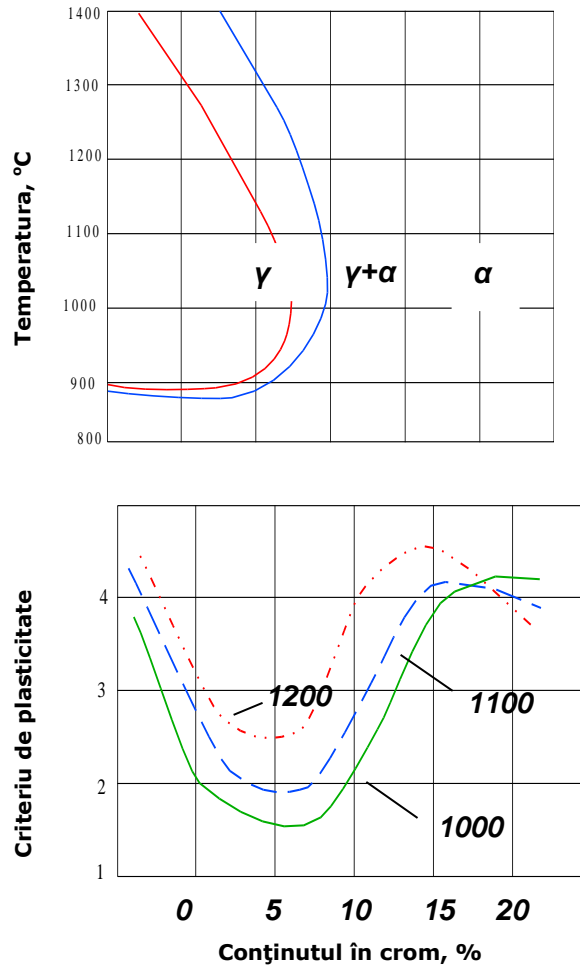


Fig 4.9. Variația plasticității în funcție de temperatură și conținutul de crom al unor oțeluri feritice și martensitice cu 0,12% carbon [36]

Aceste recomandări sunt valabile și atunci când se urmărește obținerea după prelucrare a unei granulații fine, capabile să confere acestor oțeluri proprietăți mecanice corespunzătoare cerințelor.

4.4. Concluzii

O caracteristică a deformabilității oțelurilor inoxidabile termostabile constă în faptul că în raport cu oțelul obișnuit, creșterea rezistenței la deformare este mult mai rapidă pe măsura scăderii temperaturii la deformare. Din acest motiv, în practică trebuie luate măsuri ca terminarea prelucrării să se facă la o temperatură cât mai ridicată pentru a nu suprasolicita utilajul tehnologic.

Explicația fenomenului constă în aceea că prin creșterea gradului de aliere, difuziunea elementelor este îngreunată, iar viteza de recristalizare scade în proporție corespunzătoare. Pentru acest motiv, este de preferat ca viteza de deformare la

prelucrarea acestor oțeluri să fie cât mai mică posibil. În practică pentru fiecare situație dată, trebuie găsit un compromis care să ducă la rezultatele cele mai bune.

Plasticitatea constituie o componentă a deformabilității mult mai sensibilă la variația structurii decât rezistența de deformare. A rezultat că în toate cazurile analizate, plasticitatea acestor oțeluri în stare turnată este mai coborâtă decât în stare deformată. Fenomenul se explică atât prin macrostructura diferită (existență la lingouri în cele trei zone de solidificare), cât și prin puternica segregare a unor elemente, în special, în spațiul interdendritic, segregare care favorizează apariția unor constituenți în structură (ca de exemplu faza α la oțelurile de tip austenitic), care înrăutățesc plasticitatea, deci capacitatea lor de prelucrare plastică.

CERCETĂRI EXPERIMENTALE DE ÎMBUNĂTĂȚIRE A PROCESĂRII LA CALD PENTRU OȚELURILE DE TIP V 4 A EXTRA

5. CERCETĂRI DE LABORATOR PRIVIND EFECTUL UNOR FACTORI TEHNOLOGICI ASUPRA MODIFICĂRILOR STRUCTURALE

Prima parte a lucrării evidențiază faptul că oțelurile inoxidabile termostabile analizate au o largă răspândire în cele mai diverse ramuri ale economiei. Ele sunt folosite frecvent în construcția instalațiilor și utilajelor pentru industria chimică, industria alimentară, farmaceutică, în aeronautică, marină și în tehnica nucleară.

5.1. Motivația alegerii tipului de oțel pentru experimentări.

Din practica mondială s-a constatat că pentru temperaturi de lucru care depășesc 800°C, rezultate bune dau oțelurile de tip austenitic cu peste 18% Cr și 10%Ni stabilizate cu molibden și titan, dar acestea la prelucrarea plastică înregistrează procent de scoatere scăzut, creind o serie întregă de probleme tehnologice.

Tot din practică se știe că pentru fiecare situație dată trebuie găsit un compromis care să ducă la rezultatele cele mai bune.

Deși oțelurile se numesc austenitice, sunt foarte rare cazurile când structura lor este pur austenitică. Aproape întotdeauna alături de austenită în structură apar faze secundare, ferita în cantități determinate de raportul dintre elementele gamagene și alfa-gene, precum și de condițiile de elaborare, turnare și răcire.

În privința deformabilității la cald, ferita este de nedorit în masa austenitică. Ea influențează negativ plasticitatea și în unele cazuri poate să facă imposibilă obținerea unui produs fără defecte de suprafață. Limita până la care ferita poate fi admisă în oțelurile austenitice, depinde de produsul care urmează să se obțină (semifabricat, profil fasonat, table, țevă, etc.).

Clasa acestor oțeluri a constituit deja obiectul a numeroase cercetări. S-au publicat unele articole în literatura de specialitate, care scot în evidență interdependența dintre plasticitatea oțelurilor și conținutul de ferită, dintre conținutul de ferită și compoziția chimică, precum și conținutul maxim de ferită care poate fi admis în oțelul destinat unui anumit produs.

Dacă cercetările de laborator au reușit să demonstreze că plasticitatea oțelului scade odată cu creșterea conținutului de ferită, practica de toate zilele arată însă și numeroase abateri. Șarje întregi cu același conținut de ferită au comportament cu totul diferit în timpul prelucrării. Acestea demonstrează că pe lângă conținutul de ferită, structura semifabricatului joacă un rol important în

procesul de prelucrare.

Majoritatea cercetărilor care s-au ocupat cu oțelurile inoxidabile austenitice au studiat și posibilitatea reducerii conținutului de ferită a semifabricatelor înainte de prelucrare, prin aplicarea unei încălziri dirijate. Este generală constatarea că menținerea îndelungată a oțelului la temperaturi ridicate duce la dizolvarea unei părți din ferită și îmbunătățirea deformabilității.

Diversitatea mare a studiilor și cercetărilor referitoare la oțelurile inoxidabile austenitice demonstrează, că în prezent acestea constituie o problemă deosebit de importantă pentru toți cei care au început producerea lor [43, 44].

Cu toate datele existente în literatura de specialitate, elaborarea tehnologiei de fabricație a acestor oțeluri până la produsul finit sau chiar semiprodus, ridică o serie de probleme specifice fiecărei uzine. Acest lucru este demonstrat și de varietatea mare de formule și diagrame cu ajutorul cărora se poate determina conținutul de ferită, în condiții diferite de la un autor la altul.

Dacă determinarea conținutului de ferită pe cale metalografică este posibilă în cazul semifabricatelor de dimensiuni mai mici, țagale - la blumuri mari și lingouri acest lucru nu este posibil. Singurele modalități de a pune operativ la îndemâna unui laminor degrositor conținutul de ferită al oțelului sunt calculele teoretice și rezultatele unor măsurători pe probe turnate, efectuate cu un feritmetru. În acest mod, odată cu analiza finală a șarjei, secția prelucrătoare poate avea informații cu privire la conținutul de ferită.

Conținutul de ferită constituind principalul factor care influențează deformabilitatea oțelului austenitic, este important ca rezultatele calculelor sau măsurătorilor să fie corelate cu rezultatele obținute la laminare sau forjare. Ar fi greșit să credem că rezultatele măsurătorilor efectuate pe o probă turnată, având greutatea de câteva sute de grame, vor coincide cu conținutul de ferită al unor semifabricate de câteva tone. Condițiile de turnare și solidificare radical diferite influențează diferit condițiile de separare a feritei, dar cu toate acestea, observațiile sistematice ale comportării șarjelor în timpul prelucrării la cald permit, ca deformabilitatea oțelului să fie caracterizată de conținutul de ferită al probei turnate. Rezultatele nu sunt 100% sigure, însă dau indicații foarte bune în cele mai multe cazuri și sunt prețioase în practica industrială. [48, 49].

Pentru toate aceste motive, obiectul prezentei cercetări îl constituie oțelul inoxidabil din clasa austenitică de tipul V4AExtra .

5.2. Analiza situației existente în România

În România, din punct de vedere a procesului tehnologic până în faza de semifabricat, performanțele atinse până în prezent sunt cele normale pe plan mondial (flux cuptor electric – VAD-VOD); ca urmare se focalizează atenția pe partea de prelucrare plastică, respectiv cea mai sensibilă perioadă de trecere de la structura de solidificare (neomogenă, segregată, afânată) la structura relativ finisată prin prelucrare.

Garantarea stabilității procesului, cunoașterea capacității de deformare în condiții industriale specifice; nivel de gaze în oțel, temperatură de turnare, grosime și temperatură perete lingotieră, reflectare la standul de turnare, condiții stripare, regim de încălzire etc., pot asigura un produs (în cazul nostru un semifabricat) care să permită la prelucrările ulterioare o siguranță a caracteristicilor mecanice și de rezistență la coroziune corespunzătoare utilizării finale a produsului.

5.3. Cercetări efectuate în faza de laborator

Cercetările de laborator s-au efectuat pe 2 țagle în greutate de 100 kg fiecare, turnate din șarje industriale de oțel V4 A Extra.

Pentru a apropia condițiile de solidificare a semifabricatelor experimentale de cele industriale, formele respective au fost încălzite la o temperatură de cca. 300-400°C, răcirea făcându-se în imediata apropiere a cuptorului de elaborare.

Analizele chimice efectuate la șarjele industriale și semifabricatele experimentale (tabelul 5.1.), nu au avut abateri decât de ordinul sutimilor, încadrându-se în limitele prevăzute de norme.

Compoziția chimică a lingourilor din șarjele industriale și a țagelilor experimentale

Tabelul 5.1

Marca oțelului	Elementele de compoziție chimică, %								
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Ti
V4 A Extra (industrial)	0,07	1,17	0,64	0,019	0,02	17,10	11	2	0,46
V4 A Extra (experimental)	0,07	1,18	0,65	0,020	0,024	17,2	11,1	2	0,45

Țagilele turnate experimental au fost utilizate în cercetările de laborator pentru determinarea deformabilității și corelarea acestei caracteristici cu soluții tehnologice de dizolvare sau diminuare a fazelor secundare din structura de bază, în vederea îmbunătățirii plasticității la prelucrare.

Astfel, s-a pornit de la dispersia feritei în masa de bază a structurii oțelului turnat, debitându-se din țagilele respective probe transversale de forma unor plăci cu dimensiunea de 120x120x20mm.

Rezultatele obținute sunt prezentate în figurile 5.1-5.16, și reprezintă atât dispersia feritei în masa de bază, cât și topografia punctelor în care s-a măsurat conținutul acestei faze pe suprafața transversală a probelor.

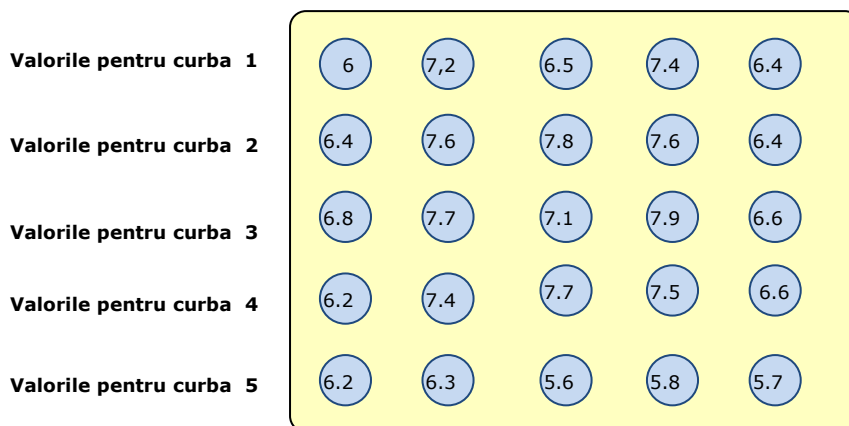


Fig. 5.1. Topografia punctelor de pe suprafața transversală a probei 1

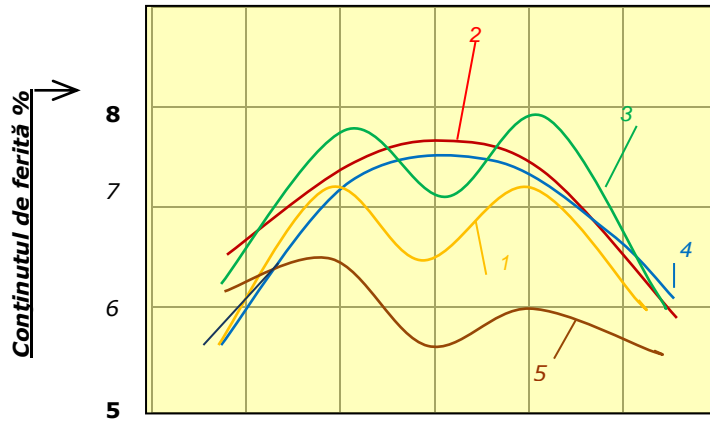


Fig. 5.2. Diagrama dispersiei feritei pentru proba 1

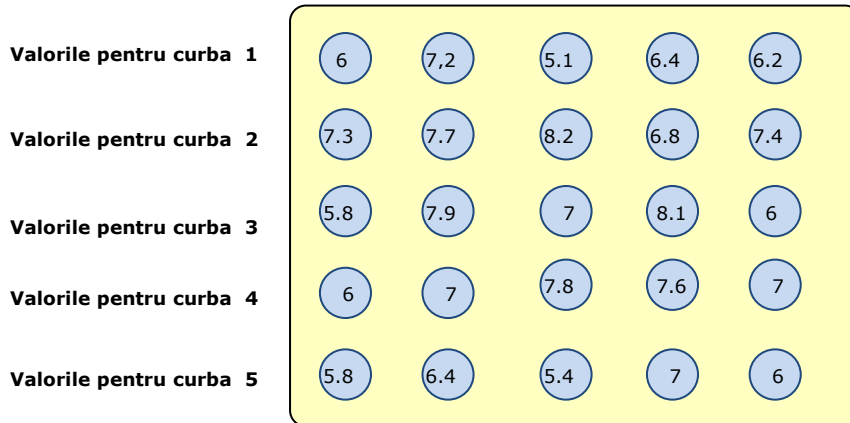


Fig. 5.3. Topografia punctelor de pe suprafata transversală a probei 2

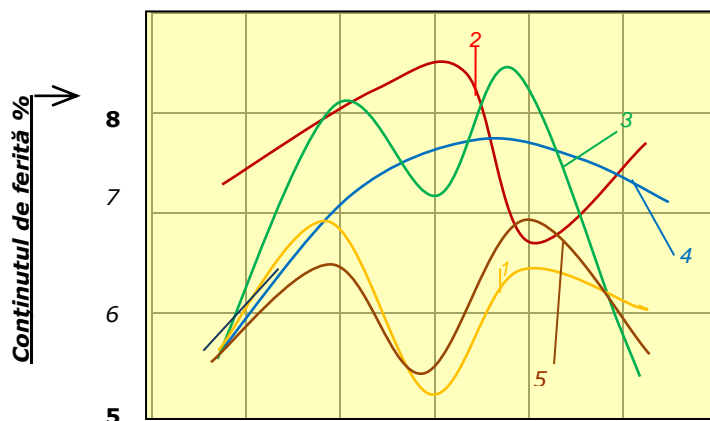


Fig. 5.4. Diagrama dispersiei feritei pentru proba 2

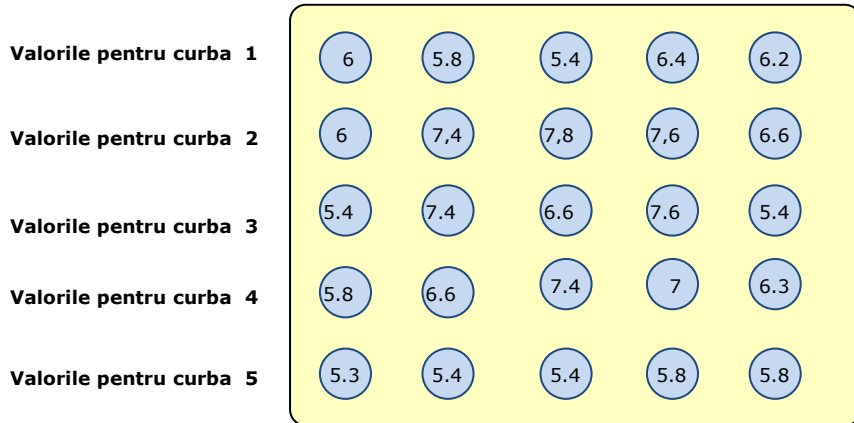


Fig. 5.5. Topografia punctelor de pe suprafata transversală a probei 3

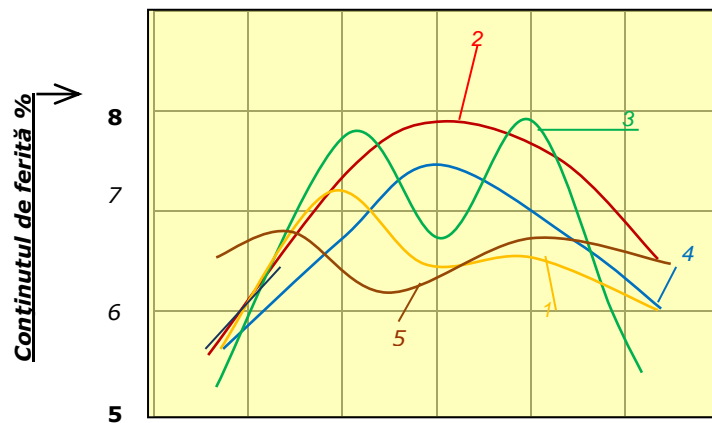


Fig. 5.6. Diagrama dispersiei feritei pentru proba 3

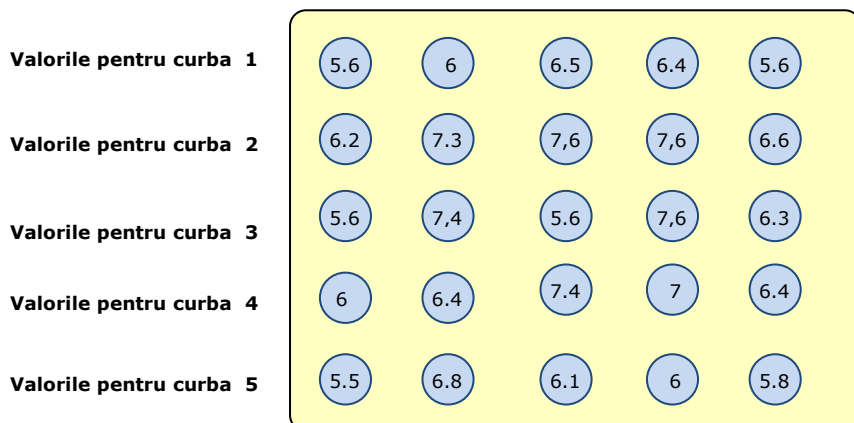


Fig. 5.7. Topografia punctelor de pe suprafata transversală a probei 4

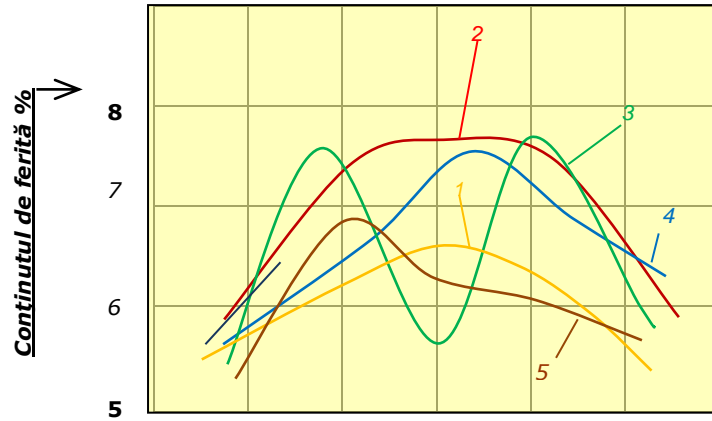


Fig. 5.8. Diagrama dispersiei feritei pentru proba 4

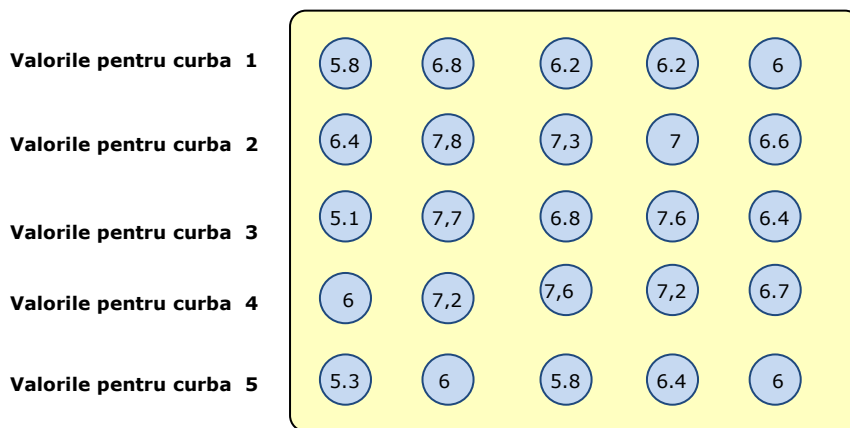


Fig. 5.9. Topografia punctelor de pe suprafata transversală a probei 5

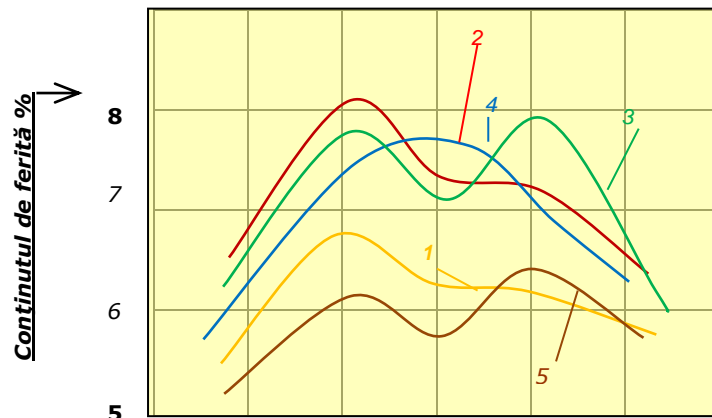


Fig. 5.10. Diagrama dispersiei feritei pentru proba 5

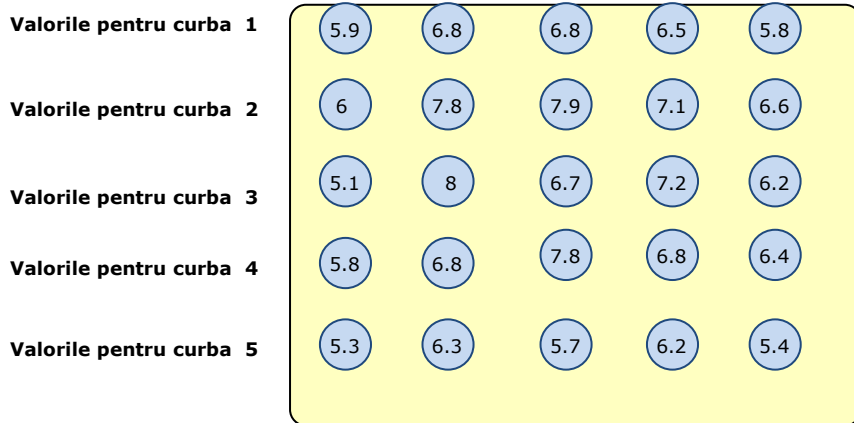


Fig. 5.11. Topografia punctelor de pe suprafata transversală a probei 6

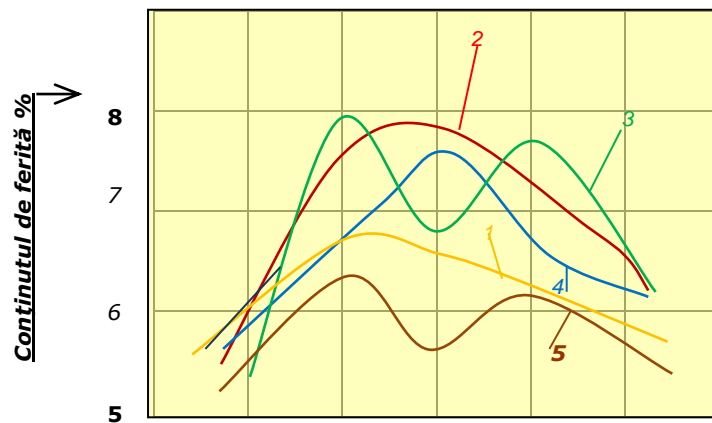


Fig. 5.12. Diagrama dispersiei feritei pentru proba 6

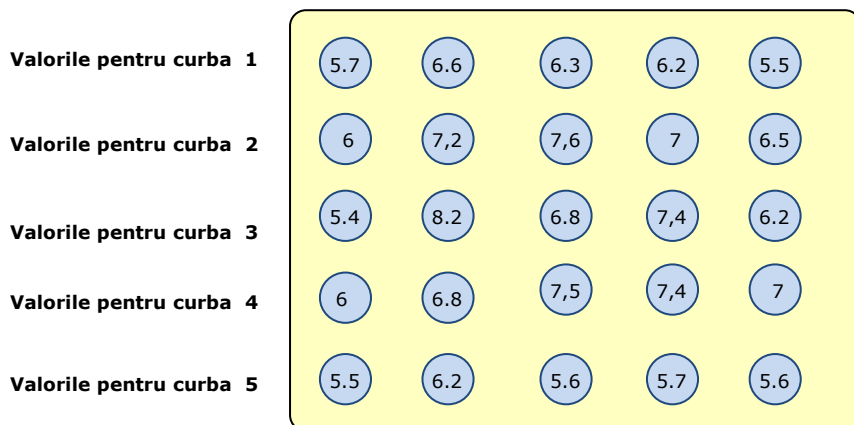


Fig. 5.13. Topografia punctelor de pe suprafata transversală a probei 7

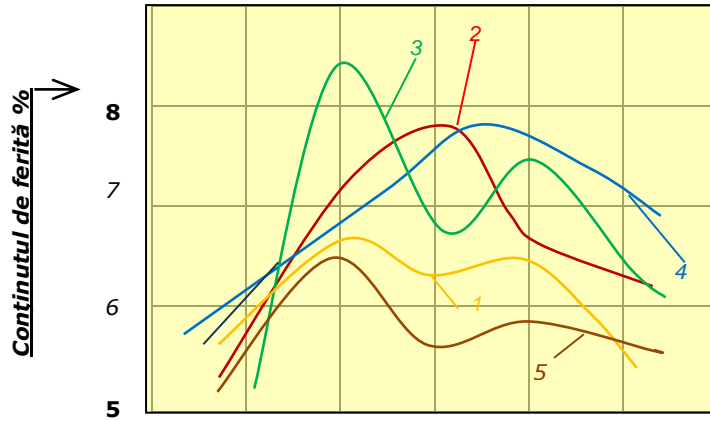


Fig. 5.14. Diagrama dispersiei feritei pentru proba 7

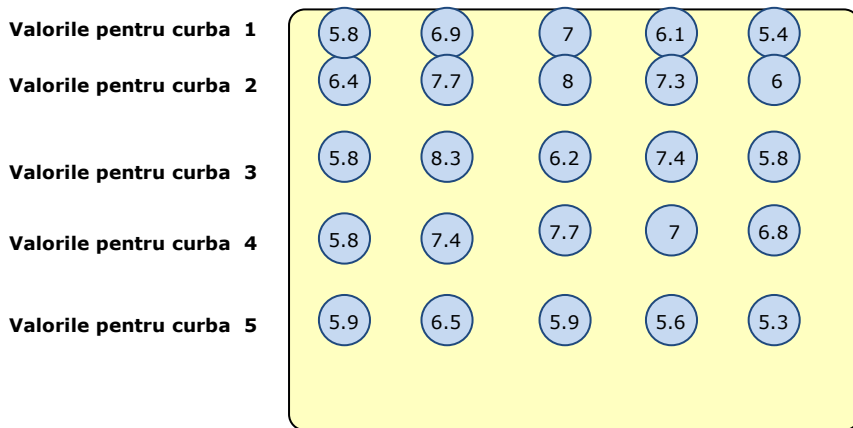


Fig. 5.15. Topografia punctelor de pe suprafata transversală a probei 8

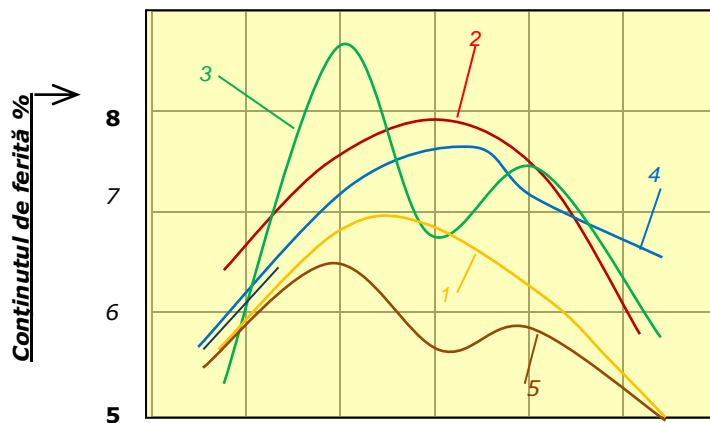


Fig. 5.16. Diagrama dispersiei feritei pentru proba 8

Din analiza figurilor precedente se observă că distribuția feritei atât în aceeași secțiune transversală, cât și la diferite nivele pe înălțimea semifabricatului turnat este neuniformă. Acest fenomen se datorează segregăției elementelor de aliere din masa semifabricatului de pornire care se produc în procesul de solidificare și răcire. Astfel, conținutul de ferită format la solidificare și repartitia acesteia pe secțiune depind atât de compoziția chimică, cât și de parametrii procesului de elaborare-turnare (temperatură de turnare, viteză de solidificare, viteză de răcire după solidificare, mai ales în domeniul temperaturilor ridicate - peste 1000-1100° C).

Transformarea ulterioară a feritei are loc prin fenomenul de difuziune care se produce la temperaturi ridicate (în general peste 1000°C). Micșorarea distanțelor dintre insulele de ferită și alungirea acestora în cursul deformării plastice duce la accelerarea proceselor de difuziune. Dacă încălzirea pentru prelucrarea ulterioară are loc în intervalul de temperatură de minimă stabilitate a feritei, atunci se poate produce solubilizarea acesteia. Dacă însă temperatura este prea ridicată, este posibilă creșterea conținutului de ferită [50,51,52,53].

Analizând topografia punctelor de pe suprafața transversală a calupurilor obținute din țagăle experimentale, turnate din șarje industriale de oțel V 4 A Extra. (fig.5.1.-5.16.) se observă că cel mai mic conținut de ferită apare spre exteriorul acestora. Spre centru, conținutul crește continuu, înregistrând în unele cazuri o ușoară scădere pe axa meridiană.

În general, conținutul maxim de ferită în secțiunea transversală se află la aproximativ o treime din latura calupului, de o parte și alta a centrului. La fabricarea țevilor, spre exemplu, zona cu conținutul ridicat de ferită este chiar zona care suportă gradul cel mai mare de deformare, pericolul de fisurare fiind în această zonă cel mai ridicat. Apare deci cu atât mai importantă asigurarea unui conținut de ferită scăzut, în vederea îmbunătățirii procentului de scoatere. În urma acestor constatări prealabile, s-a trecut la cercetările propriu-zise în vederea dizolvării fazelor secundare (feritei) în masa de bază a soluției solide pentru creșterea deformabilității. Pentru aceasta s-a recurs la calcule analitice a timpului de încălzire pentru probele din acest oțel.

Calculul timpului de încălzire:

Valoarea parametrilor oțelului de tip V4A Extra pentru calculul timpului de încălzire, sunt:

- conductibilitatea termică, $\lambda = 36,49622 \text{ W/m} \cdot ^\circ\text{K}$;
- caldura specifică, $c_p = 0,5483 \text{ KJ/Kg} \cdot ^\circ\text{K}$;
- coeficientul de transmitere a caldurii de la mediu la oțel, $\alpha = 165,0386 \text{ W/m}^2 \cdot ^\circ\text{K}$;
- masa specifică (densitatea), $\rho = 7720 \text{ Kg/m}^3$;

- difuziunea termică a materialului, cu relația
$$\alpha = \frac{\alpha \cdot R}{c_p \cdot \rho} = 0,031 \text{ m}^2/\text{h} \quad (5.1)$$
 Se admite temperatura mediului 1200 ° C

$$\text{Determinarea criteriului Biot, cu relația: } B_i = \frac{\alpha R}{\lambda} \quad (5.2.)$$

$$B_i = \frac{\alpha \cdot R}{\lambda} = \frac{165,0386 \cdot 0,03}{36,49622} = 0,13566 \approx 0,14$$

$B_i = 0,14$, deci suntem în cazul încălzirii unui produs " subțire " .

Se determină criteriul Θ_s cu relația :

$$\Theta_s = \frac{tm - ts}{tm - to} ; \quad (5.3.)$$

în care :

t_m - reprezintă temperatura mediului de încălzire, în $^{\circ}\text{C}$;

t_s - temperatura la suprafața oțelului, în $^{\circ}\text{C}$;

t_o - temperatura mediului ambiant , în $^{\circ}\text{C}$;

Înlocuind se obține:

$$\Theta_s = \frac{1200 - 1800}{1200 - 18} = 0.0169 \approx 0,017$$

Pentru $B_i = 0,14$ și $\Theta_s = 0,017$ rezultă criteriul Boussinesq $B_q = 0,36$

Folosind notațiile prezentate, timpul de încălzire (τ) se calculează cu relația:

$$\tau = \frac{\lambda \cdot c_p \cdot \rho}{\alpha^2} B_q ; \quad (5.4.)$$

$$\tau = \frac{\lambda \cdot c_p \cdot \rho}{\alpha^2} B_q = \frac{36,49622 \cdot 0,5483 \cdot 7720}{165,0386^2} \cdot 0,36 = 0,56694 \text{ h}$$

$$\tau = 0,56694 \text{ h} \approx 34 \text{ min}$$

Calculăm temperatura centrului probei (t_c) la sfârșitul perioadei de încălzire cu relația:

$$t_c = t_m - \Theta_c \cdot (t_m - t_o) \text{ } ^{\circ}\text{C} \quad (5.5.)$$

în care criteriul Θ_c se determină funcție de B_i și B_q

$$\Theta_c = 0,02 \text{ pentru valorile } B_i = 0,14 \text{ și } B_q = 0,36$$

Înlocuind în relația precedentă valorile determinate, se obține:

$$t_c = 1200 - 0,02 \cdot (1200 - 18) = 1176 \text{ } ^{\circ}\text{C}$$

Deci la sfârșitul perioadei de încălzire diferența de temperatură între suprafața și centrul probei va fi:

$$\Delta t_i = t_s - t_c = 1200 - 1176 = 24 \text{ } ^{\circ}\text{C}$$

Determinăm timpul de menținere necesar pentru egalizarea temperaturii. Se admite la sfârșitul acestei perioade o diferență de temperatură pe secțiunea probei de:

$$\Delta t_f = 1 \text{ } ^{\circ}\text{C}$$

Determinăm criteriul $\Delta\Theta$, cu relația:

$$\Delta\Theta = \frac{\Delta t_f}{\Delta t_i} = \frac{1}{24} = 0,0417 \approx 0,04$$

Pentru $\Delta\Theta = 0,04$, rezulta valoarea criteriului Boussinesq:

$$B_q = 0,16$$

Durata de egalizare (τ_m) se calculează cu relația timpului de încălzire, prezentată anterior:

$$\tau_m = \frac{\lambda \cdot c_p \cdot \rho}{\alpha^2} \cdot B_q = \frac{36,49622 \cdot 0,5483 \cdot 7720}{165,0386^2} \cdot 0,16 = 0,25 \text{ h}$$

$$\tau_m = 0,25 \text{ h} \approx 15 \text{ min}$$

Pe baza rezultatelor analitice a timpilor de încălzire determinați, precum și analiza actualei tehnologii practicate în condiții industriale, cercetările de laborator s-au efectuat conform ciclogramelor termice care urmează, rezultând după încălzirea pendulară aplicată și transformările structurale respective [59; 60; 61].

Astfel, aplicând regimul termic indicat de diagrama din figura 5.17., probele din oțel la care inițial conținutul de ferită a fost cuprins între 11-12 %, după încălzire a scăzut la 7-8%.

Analizând microstructura rezultată (fig. 5.18.) se observă că în soluția de bază care este austenita (faza γ) se găsește dispersată faza secundară, ferita (faza α).

Întrucât răcirea probelor s-a efectuat cu viteza mică (împreună cu cuptorul), la limita dintre grăunți se observă separarea carburilor, acestea fiind de nedorit întrucât constituie amorse tensionale de fisurare la prelucrarea ulterioară.

Totuși, se menționează faptul că separarea precum și precipitarea carburilor la limita grăunților este foarte mult stopată datorită în primul rând conținutului de carbon, care în compoziția chimică a acestui oțel este sub 0,1%, iar apoi precipitarea carburilor este mult diminuată tocmai datorită faptului că oțelul austenitic V4AExtra este un oțel stabilizat.

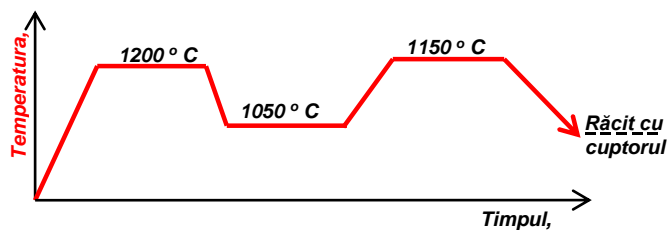


Fig. 5.17. Diagrama de încălzire 1.

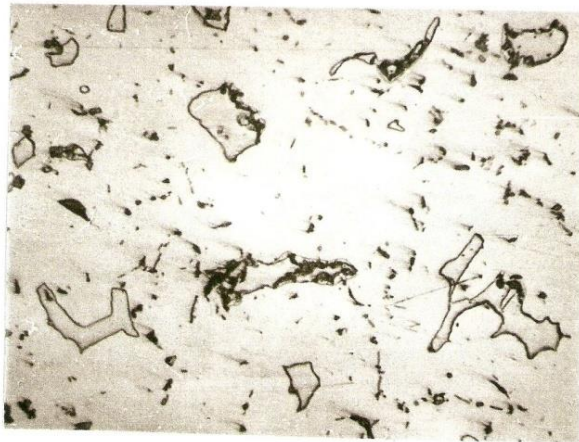


Fig. 5.18. Microstructura rezultată după încălzirea probelor conform diagramei 1.
Atac Nital 2%, 350 X

Un al doilea ciclu de încălzire aplicat probelor experimentale, s-a realizat după diagrama 2 din figura 5.19. Inițial, conținutul de ferită a probelor turnate a fost de 11-12%, iar după procesarea încălzirii a scăzut la 7-7,5%.

Din analiza microstructurii rezultate (fig. 5.20.) se observă o ușoară tendință de globulizare a feritei, respectiv o fărâmițare a acesteia în masa de bază.

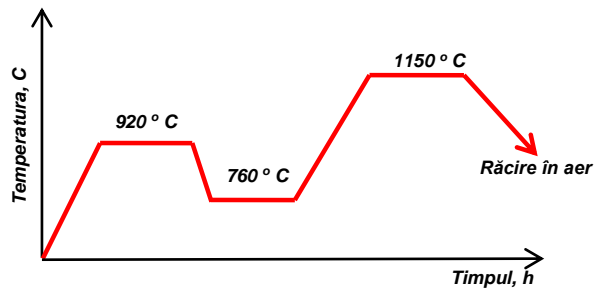
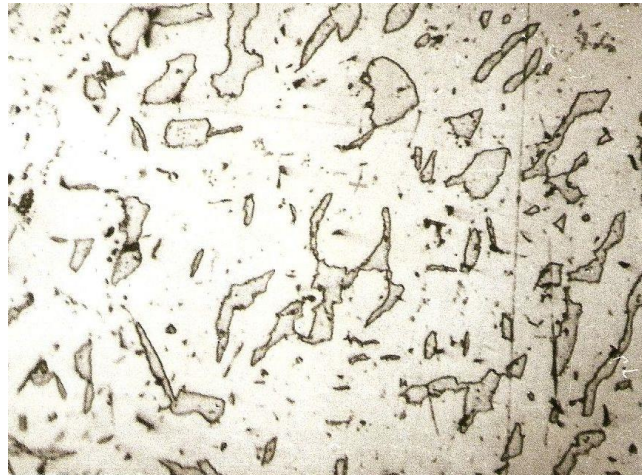


Fig. 5.19. Diagrama de încălzire 2.

Fig. 5.20. Microstructura rezultată după încălzirea probelor conform diagramei 2.
Atac Nital 2%, 350 X

Cercetările au continuat cu aplicarea altor cicluri de încălzire. Astfel, diagrama 3 din figura 5.21. diferă de primele două prin complexitatea ei și timpul diferit de menținere la diferite temperaturi.

Probele supuse încălzirii după acest regim pendular au avut inițial un conținut de ferită între 7-8%, iar în final a scăzut la valoarea de 5%.

Analizând structura obținută (fig. 5.22.), rezultă ca constituent de bază austenita în care ferita este dispersată sub forma unor grăunți alungiți, fenomen de nedorit, întrucât favorizează creerea amorsoarelor tensionale și tendința de fisurare, respectiv apariția crăpăturilor în procesul de prelucrare plastică.

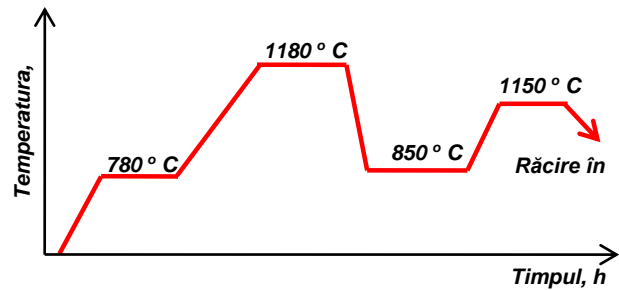
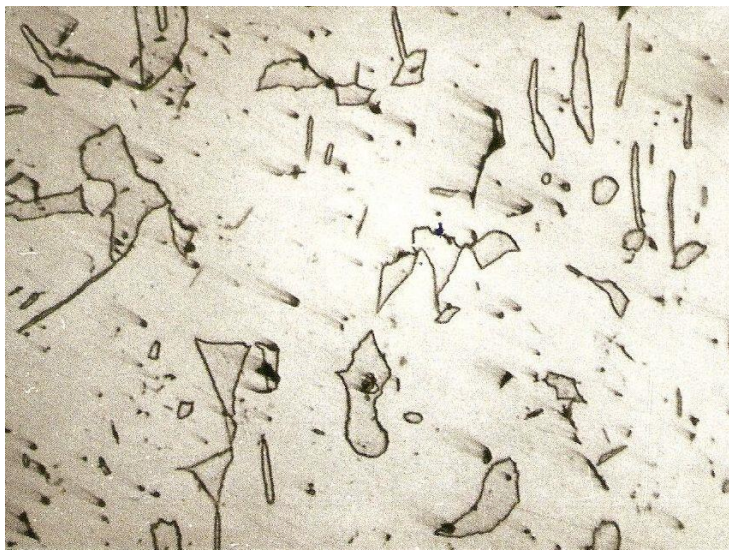


Fig. 5.21. Diagrama de încălzire 3.

Fig. 5.22. Microstructura rezultată după încălzirea probelor conform diagramei 3.
Atac Nital 2%, 350 X

A 4-a diagramă de încălzire experimentată prezintă și ea un ciclu mai complex redat în figura 5.23. Pentru încălzirea în acest regim pendular s-au folosit probe a căror conținut de ferită după turnare a fost cuprins între 11-12%, în final rezultând valori de 7-7,5% (fig. 5.24.).

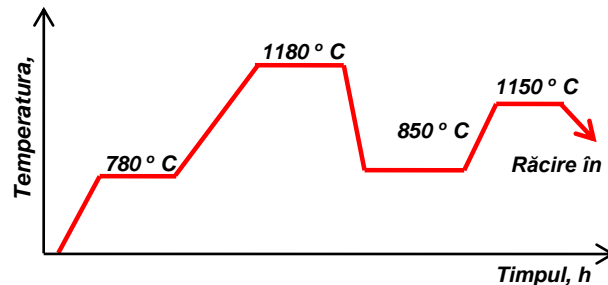


Fig. 5.23. Diagrama de încălzire 4.

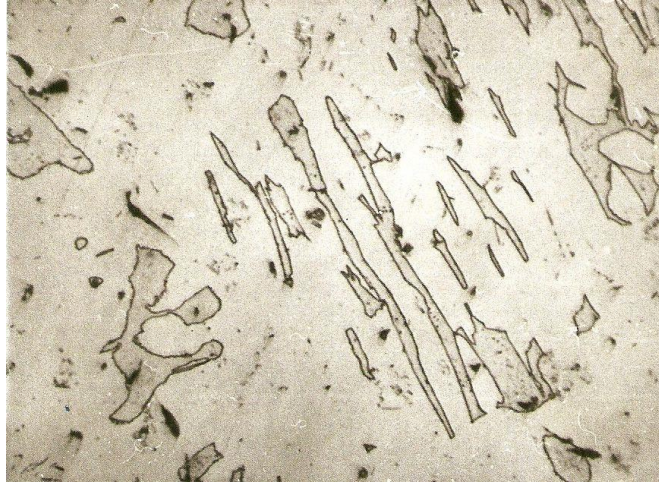


Fig. 5.24. Microstructura rezultată după încălzirea probelor conform diagramei 4.
Atac Nital 2%, 350 X

Microstructurile rezultate după încălzire cu ciclogramele prezentate, ne-au determinat să experimentăm pentru dizolvarea fazelor secundare variante de încălzire mai simple de reprodus în condiții industriale și cu efect mai mare în privința dizolvării sau globulizării feritei.

De aceea, s-a cercetat în continuare posibilitatea încălzirii după diagrame simple ca formă, ușor de aplicat, deci și consum redus de combustibili și mai ales de dizolvare în proporție cât mai mare a fazelor secundare.

Astfel, s-a experimentat încălzirea după diagrama din figura 5.25, pentru care probele folosite au avut conținut inițial de ferită 11-12%, scăzând în final la 5%.

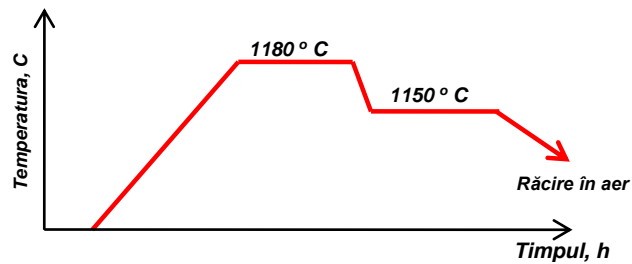


Fig. 5.25. Diagrama de încălzire 5.

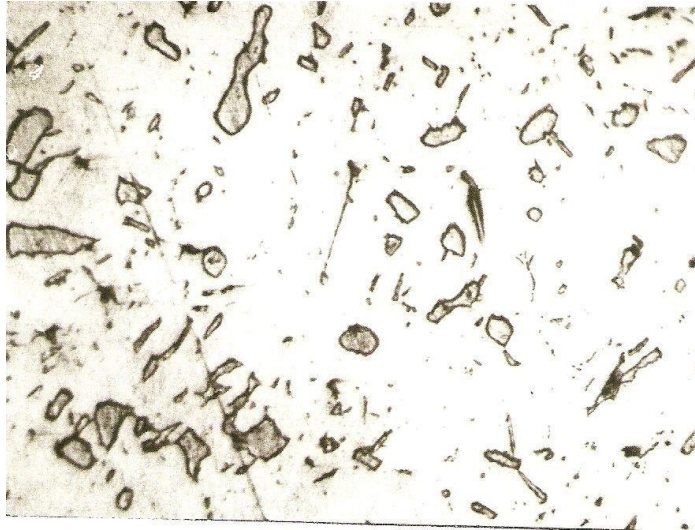


Fig. 5.26. Microstructura rezultată după încălzirea probelor conform diagramei 5.
Atac Nital 2%, 350 X

Analizând structura obținută după acest regim (fig. 5.26) se constată rezultate favorabile în privința dizolvării feritei în masa de bază a soluției, precum și tendință mai mare de globulizare a fazei remanente.

Cercetările de laborator pentru stabilirea unei variante optime de încălzire în vederea posibilităților de aplicare în practica industrială au continuat cu experimentări în domeniul unor temperaturi mai ridicate, conform diagramei din figurile următoare, corelat cu modificările structurale care s-au produs în aceste cazuri.

Astfel, spre deosebire de variantele anterioare, diagrama din figura 5.27. se prezintă sub altă formă, încălzirea realizându-se în trepte, menținerea în prima treaptă fiind la 1150°C, iar cea de a doua menținere la 1260°C. Pentru acest regim sau folosit probe cu conținut inițial de ferită cuprins între 9-10%, iar în urma încălzirii s-a constatat o creștere a acestei faze la valori de 15-16%.

Din analiza microstructurii respective (fig. 5.28.) se observă că în masa austenitică de bază s-a produs precipitarea feritei sub forma unor cuihuri, ceea ce în realitate nu este altceva decât ferita δ , constituent structural de nedorit, care înrăutățește considerabil plasticitatea.

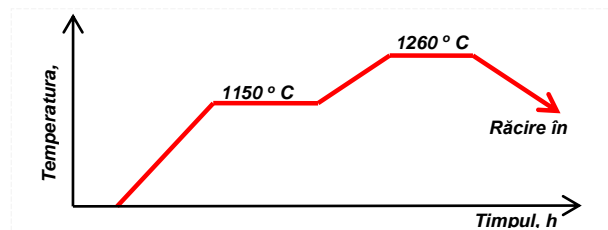


Fig. 5.27 Diagrama de încălzire 6.

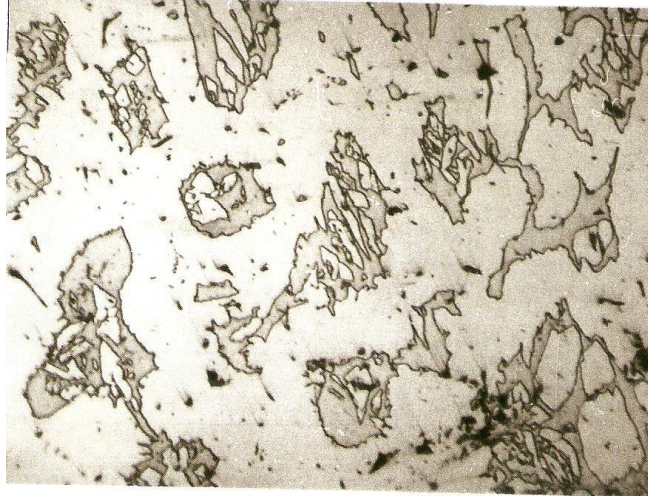


Fig. 5.28. Microstructura rezultată după încălzirea probelor conform diagramei 6.
Atac Nital 2%, 350 X

Apariția feritei δ în structură este cauzată de temperatura ridicată de încălzire astfel, cu cât valoarea temperaturii va crește, cu atât și conținutul structural respectiv, adică ferita δ va tinde să crească înrăutățind caracteristicile tehnologice.

Începutul domeniului de apariție a feritei δ este legat de diagrama 7 din figura 5.29., și microstructura corespunzătoare acesteia (fig. 5.30.).

Astfel pentru probele încălzite după diagrama 7, conținutul inițial de ferită a fost de 9%, iar după efectuarea procesării a crescut la 14-15%. Analizând microstructura (fig. 5.30.) se constată parțial o tendință de globulizare, dar în același timp și apariția cuiburilor de ferită δ , respectiv tendința acesteia spre valori ridicate.

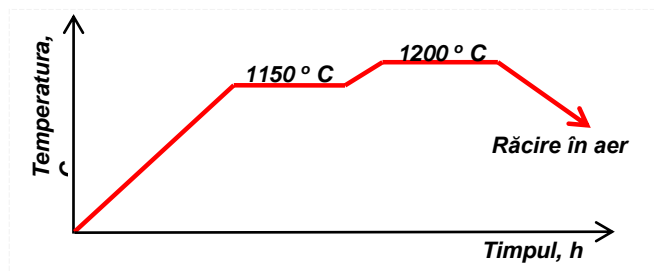


Fig. 5.29. Diagrama de încălzire 7.

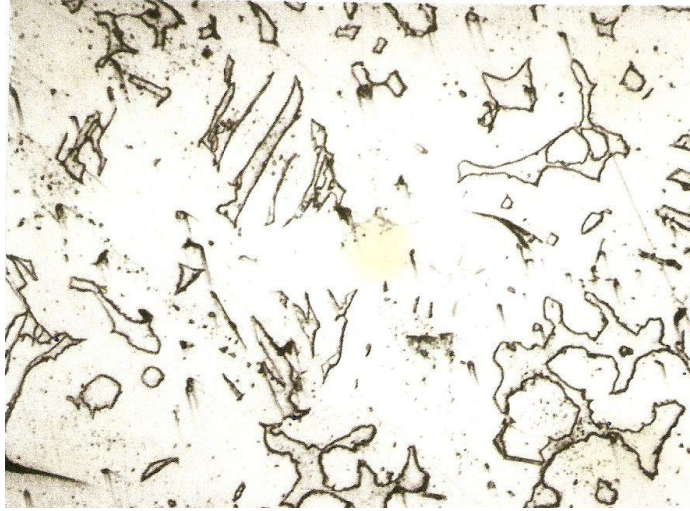


Fig. 5.30 Microstructura rezultată după încălzirea probelor conform diagramei 7.
Atac Nital 2%, 350 X

Încercările efectuate pe probe la care s-a aplicat în schimb regimul de încălzire după diagrama 8 au evidențiat o scădere a conținutului de ferită de la 11-12%, la o valoare cuprinsă între 7-8%.

Analizând însă microstructura, se constată o globulizare parțială a feritei, dar în același timp și o precipitare a acestei faze în ferita δ (fig. 5.32.).

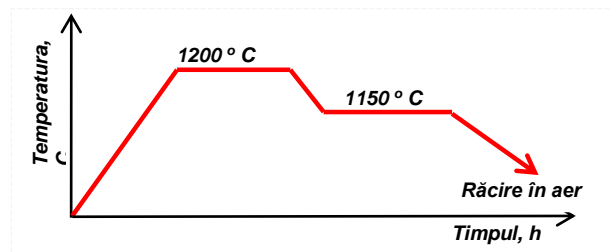


Fig. 5.31. Diagrama de încălzire 8.

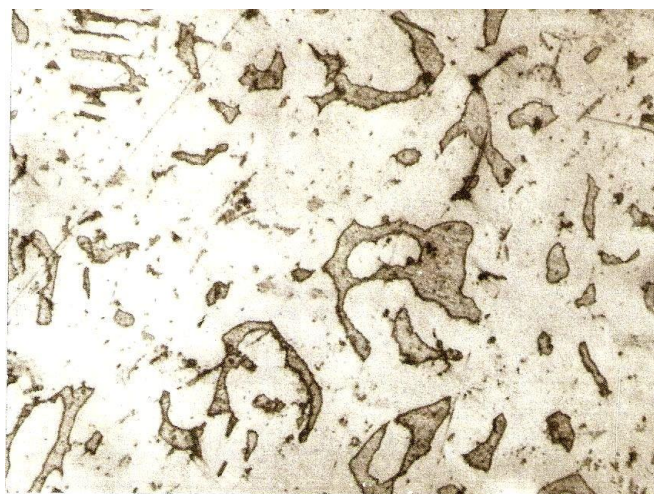


Fig. 5.32 Microstructura rezultată după încălzirea probelor conform diagramei 8.
Atac Nital 2%, 350 X

5.4. Stabilirea domeniului optim de prelucrare la cald

Tehnologia de prelucrare la cald, fie că este vorba de forjare ori laminare pentru această clasă de oțeluri diferă în privința temperaturii de început și sfârșit de prelucrare.

După cum rezultă din cercetările efectuate în faza de laborator, explicația acestor deosebiri trebuie căutată în primul rând în diferența de structură, de rezistență la deformare și plasticitate.

Între deformabilitate, adică rezistență la deformare și plasticitate, stabilită în condiții de laborator și comportarea la deformare în practică, chiar dacă nu este o identitate perfectă, există totuși o corelație satisfăcătoare. Cu alte cuvinte un oțel care a avut, de exemplu, indicele de plasticitate superior altuia la deformare în laborator, se va comporta mai bine în practică și viceversa.

În completarea rezultatelor de până acum, pe probe tip confecționate din lingourile experimentale s-a determinat deformabilitatea prin răsucire la cald în intervalul de temperatură 850 - 1200°C.

Caracteristicile de rezistență la deformare sunt puse în evidență prin valoarea momentului maxim de rupere M, iar cele de plasticitate, prin numărul de răsuciri până la rupere, N.

Rezultatele cercetării de deformabilitate la cald sunt prezentate în tabelul 5.1., iar sub formă de dependență grafică în figura 5.33.

Determinări de răsucire la cald.

Tabelul 5.1.

Nr. probei	Temperatura de încercare °C	Numărul de răsuciri până la rupere, N	Momentul maxim de rupere, M daN. cm	Conținutul de ferită a probelor, %
1	850	3	520	0,3
2		3	521	0,9
3		4	-	0,6
4	900	4	414	0,3
5		4	414	0,9

6		4	-	0,3
7	950	5	325	0,6
8		4	-	1
9		4	330	0,9
10	1000	5	270	0,9
11		6	270	0,6
12		8	256	0,6
13	1050	9	220	0,4
14		7	210	0,6
15	1100	8	210	0,3
16		8	216	0,8
17	1150	14	168	0,3
18		13	153	0,6
19	1200	15	135	2
20		12	146	2,5

Interpretarea acestor rezultate (fig. 5.33.), evidențiază domeniul cu plasticitatea optimă pentru acest oțel și constituie criteriul de bază în stabilirea parametrilor termici pentru prelucrare. Se observă că oțelul V4AExtra prezintă o plasticitate scăzută mai ales sub 1000°C, când rezistența la deformare crește considerabil.

Între 1000 și 1200°C, plasticitatea este oarecum constantă și maximă, iar rezistența la deformare nu este prea ridicată. Sub 1000°C plasticitatea scade continuu, odată cu creșterea accentuată a rezistenței la deformare. Rezultă că domeniul cu plasticitate optimă care poate fi recomandat pentru prelucrarea la cald este cuprins între 1000 - 1200°C.

O situație particulară pentru oțelul V4A Extra cu Mo și Ti o reprezintă faptul că are tendință mai mare de separare a feritei δ și după cum se observă din figura 5.33. (curba plasticității, N), temperatura celui de al doilea palier nu se recomandă să depășească 1180 - 1200°C.

Se cunoaște că Ti fiind un element alfa-gen, are un efect nefavorabil asupra structurii și deformabilității datorită creșterii conținutului de ferită δ (tabelul 5.1.). Efectul general al Ti, la procente sub 3% în structură se consideră însă favorabil, datorită influenței pe care o are asupra procesului de recristalizare, fie direct (prin intermediul energiei defectului de împachetare, respectiv distanța dintre dislocațiile parțiale), fie indirect prin intermediul granulației, pentru că carburile TiC, TiCN dispersate au efect de împiedicare a creșterii granulației [52, 53, 54].

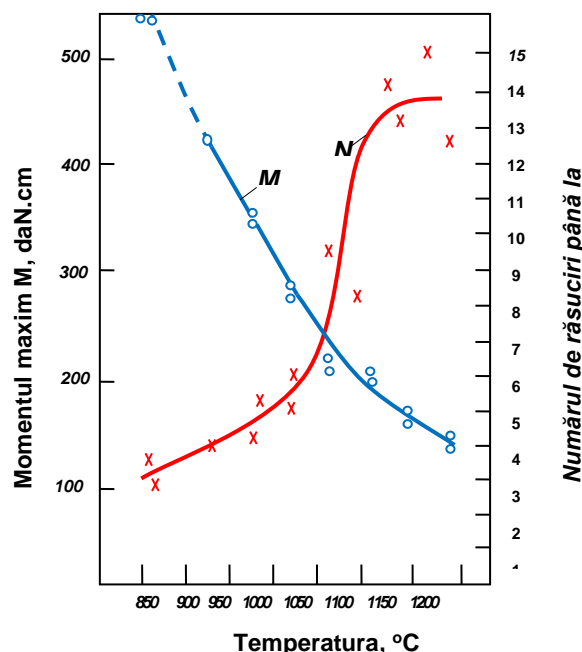


Fig. 5.33. Diagrama de deformabilitate a oțelului V4AExtra.

De mare importanță pentru asigurarea unei comportări corespunzătoare la prelucrarea plastică este asigurarea egalizării temperaturii în masa materialului metalic [55, 56].

Având în vedere structura grosolană de turnare și segregajia puternică a elementelor de aliere, prelungirea duratei de egalizare nu este dăunătoare, deoarece conduce la intensificarea proceselor de difuzie și omogenizare [59, 60, 61].

S-a observat de asemenea pe probele răscucite la 1200°C, tendința de creștere a conținutului de ferită, pe două din acestea înregistrându-se 2-2,5%.

Corelând rezultatele de deformabilitate cu efectele structurale obținute din cercetările de încălzire pendulară, putem aprecia că temperatura optimă de încălzire în vederea dizolvării fazelor secundare din structura de bază este de 1180°C [62, 63, 64].

Tot din analiza diagramei de deformabilitate (fig. 5.33.), rezultă că temperatura de sfârșit a prelucrării la cald trebuie să fie în jur de 1000°C. Această afirmație se bazează pe valorile ridicate a rezistenței la deformare a oțelului și pe nivelul mai scăzut al plasticității, datorită gradului mare de aliere, care are ca efect micșorarea vitezei de recristalizare a materialului metalic în cursul prelucrării la cald.

Pentru oțelul care constituie obiectul cercetării, rezistența la deformare a fost verificată și prin metoda laminării pentru studierea posibilităților de prelucrare dintr-o singură încălzire.

Astfel, în cadrul domeniului cu plasticitatea optimă s-a cercetat influența temperaturii și a gradului de reducere relativă asupra rezistenței la deformare. În acest scop, pe un laminor experimental (fig. 5.34.), dotat cu doze tensometrice montate sub șuruburile de presiune, s-a determinat rezistența la deformare la cald prin aplicarea unor grade de reducere ce prezintă interes în practica industrială.

Pentru experimentare, au fost confecționate prin rabotare probe din oțel V4AExtra, cu dimensiunea de 3x10x200mm.

Încălzirea probelor s-a realizat într-un cuptor cu curenți de înaltă frecvență.

În timpul experimentărilor s-a înregistrat presiunea de laminare corespunzătoare temperaturii probelor la 900, 1000, 1100 și 1200°C, într-un domeniu de reducere relativă cuprins între 5 - 50%.

Din prelucrarea oscilogramelor (fig. 5.35.) s-a determinat valoarea presiunii pentru fiecare temperatură, cu relația:

$$p = \frac{F_{tot}}{\frac{b_1 + b_2}{2} \times \sqrt{R\Delta h}};$$

în care:

F_{tot} ., reprezintă forța totală de laminare din oscilogramе, în N/mm²;

- suprafața de contact dintre cilindri și probe, în mm²;

Variația presiunii, în funcție de temperatură și gradul de reducere aplicat, este dată în figura 5.36, din care se observă că în domeniul temperaturilor când plasticitatea acestui oțel este corespunzătoare (1200 - 1000°C) și reduceri cuprinse între 5 și 30%, presiunea de laminare rezultată variază între 200 și 470N/mm².

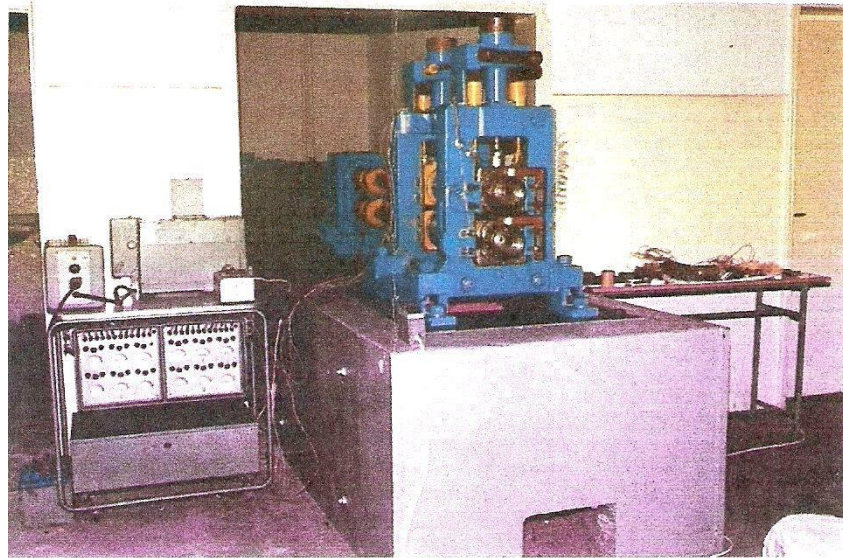


Fig. 5.34. Vedere de ansamblu a laminorului experimental.

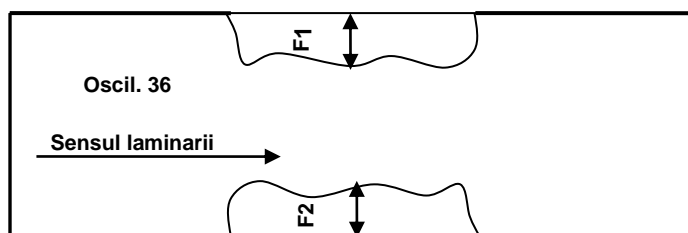
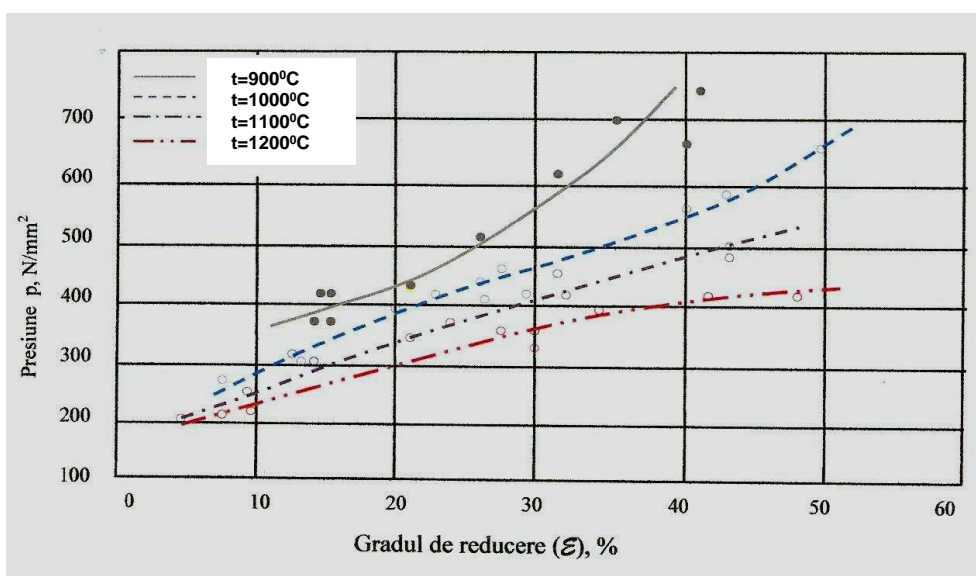
Fig. 5.35. Oscilograma tip pentru forța de deformare, F_{tot} 

Fig. 5.36. Dependența presiunii de gradul de reducere la temperaturi corespunzătoare domeniului de prelucrare la cald pentru oțelul V4AExtra.

5.5. Concluzii

Din cele 8 cicluri termice cercetate și analizate, se constată că diagrama optimă de dizolvare a fazelor secundare în care conținutul de ferită a scăzut cel mai mult, precum și faptul că dispersia acestei faze în masa austenitică de bază are aspect globular, tinzând spre stări de energie minimă – este diagrama 5 din figura 5.25.

Probele supuse acestui regim au avut inițial un conținut de fază secundară de 11 - 12%, iar în final acesta a scăzut la 5%, valoare care nu înrăutățește deformabilitatea la prelucrare.

Se constată de asemenea după microstructura obținută că în soluția austenitică de bază, ferita remanentă este dispersată aproximativ uniform, iar forma grăunților acestei faze din structură tinde spre stări de energie minimă, ceea ce dă posibilitatea efectuării prelucrării la cald în condiții bune.

Cercetarea efectuată clarifică influența duratei de menținere asupra dispersiei fazelor secundare în masa de bază și stabilește că nu durata menținerii influențează conținutul de ferită, ci valoarea temperaturii la care se realizează menținerea.

Din analiza ciclogramelor termice experimentate în laborator, a microstructurii rezultate și a conținutului de fază secundară remanentă în structură, se pot aduce următoarele contribuții pentru tehnologia de prelucrare:

- S-a stabilit domeniul cu plasticitate optimă pentru acest oțel, care constituie criteriul de bază în stabilirea parametrilor termici pentru prelucrare. Corelând rezultatele de deformabilitate cu efectele structurale obținute din cercetările de încălzire pendulară, se poate aprecia că temperatura optimă de încălzire în vederea dizolvării fazelor secundare din structura de bază este de 1180°C;
- Depășirea temperaturii de 1180°C în cazul încălzirii acestui oțel este riscantă deoarece atrage după sine separarea feritei δ , înrăutățind brusc plasticitatea;
- Efectul cel mai favorabil din punct de vedere al structurii și a reducerii conținutului de faze secundare îl are încălzirea cu puțin peste temperatura de 1150°C (cu cca. 30°), menținerea la această temperatură pentru dizolvarea fazelor secundare din structură și apoi, revenirea din nou la temperatura de 1150°C, cu o menținere la această temperatură pentru omogenizare, urmând în continuare prelucrarea la cald;
- Din analiza diagramei de deformabilitate rezultă că temperatura de sfârșit a prelucrării la cald trebuie să fie în jur de 1000°C. Această afirmație se bazează pe valorile ridicate ale rezistenței la deformare a oțelului și pe nivelul mai scăzut al plasticității, datorită gradului mare de aliere, care are ca efect micșorarea vitezei de recristalizare a materialului metalic în cursul prelucrării la cald;
- S-a cercetat de asemenea, respectând similitudinea cu procesul industrial, influența temperaturii și a gradului de reducere relativă aplicat prin laminarea la cald, asupra rezistenței la deformare.

6. CERCETĂRI INDUSTRIALE PRIVIND INFLUENȚA FACTORILOR TEHNOLOGICI ASUPRA MODIFICĂRILOR STRUCTURALE

6.1. Influența vitezei de încălzire și a gradientului termic

Tehnologiile actuale de fabricație, practicate în țară și străinătate prevăd utilizarea lingourilor din oțel V4 A Extra în stare caldă (cu temperatura peste 700°C), având în vedere măsurile deosebite de precauție ce trebuie luate la încălzirea lingourilor reci din această calitate.

Cercetarea pe care o efectuăm își propune să considere însă și cazurile pentru forje mai ales când se necesită încălzirea lingourilor începând din stare rece. Adăosul de titan pentru acest oțel are rolul de stabilizator în combaterea coroziunii intercrystaline și se bazează pe afinitatea acestui element față de carbon de a forma compuși stabili care împiedică formarea carburilor de crom.

Dacă încălzirea pentru prelucrare începe din stare rece, stabilirea vitezei de încălzire până la temperatura de 700 - 800°C trebuie să se facă cu deosebită atenție, aceasta fiind de fapt perioada cea mai propice pentru apariția de defecte, lucru care pe probele experimentale de laborator nu a fost posibil de realizat din cauza diferenței mari între dimensiunile acestora față de lingourile industriale.

Realizarea însă în condițiile unui flux tehnologic normal a cercetărilor cu lingouri industriale ridică probleme dificile datorită siguranței care trebuie să o prezinte sistemul de înregistrare a evoluției temperaturii în lingouri, expus timp îndelungat atmosferei din cuptoarele industriale și staționările inevitabile cauzate de pregătirea întregului sistem.

De aceea, experimentările cu privire la propagarea temperaturii în masa lingourilor din acest oțel, s-au efectuat pe un lingou industrial cu masa de 3,5 t, încălzit într-un cuptor cu vatră mobilă la Societatea Comercială TMK – Reșița S.A. în intervalul de temperaturi 20 - 900°C. Inițial, lingoul a fost echipat cu termocuple Pt - PtRh, dispuse în aceeași secțiune transversală (fig. 6.1).

Așa cum a fost deja menționat, procesul de încălzire pentru acest oțel, diferă de la o societate comercială la alta, atât în țară cât și în străinătate și se bazează în cea mai mare parte pe experiența tehnologică acumulată.

Cu toate că practic s-a dovedit posibilitatea creșterii vitezei de încălzire, aceasta este frânată de teama încălzirii insuficiente pe secțiunea lingoului și distrugerea compactității oțelului în perioada inițială de încălzire.

Astfel, în perioada de preîncălzire, adică până la înregistrarea în centrul lingoului a temperaturii de 500 - 550°C, viteza de încălzire este limitată de diferența de temperatură care se creează între suprafață și centrul lingoului, care nu trebuie să depășească o anumită valoare critică, pentru a evita efectul distructiv al tensiunilor termice și structurale.

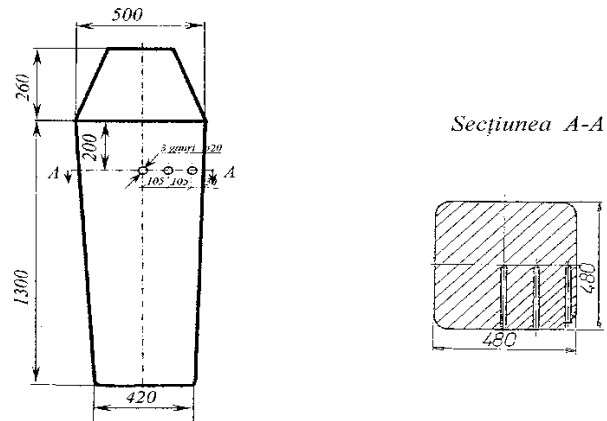


Fig. 6.1. Amplasarea termocuplelor de măsurare a temperaturii în lingoul industrial

Prin desfășurarea experimentărilor, evoluția parametrilor termici trebuie corelată cu transformările structurale care impun creșterea sau reducerea vitezei de încălzire, pentru a evita sau dimpotrivă, pentru a favoriza apariția unei anumite structuri.

Astfel, cercetările în fază industrială au avut în principal, următoarele obiective:

- Stabilirea influenței factorilor tehnologici și a dinamicii procesului de încălzire și răcire asupra modificărilor structurale;
- Cercetarea experimentală a evoluției gradientului termic la diferite viteze de încălzire a oțelului de tip V4 A Extra;
- Determinarea comparativă și pe cale analitică a gradientului și evoluției tensiunilor termice;
- Stabilirea domeniului cu plasticitate optimă și a rezistenței la deformare pentru acest oțel.

Pentru a avea un criteriu de comparație asupra modului cum viteza de încălzire influențează valoarea gradientului termic pe secțiunea lingoului experimental, s-a încercat reproducerea unei diagrame practicate pentru încălzire în cazuri asemănătoare (fig. 6.2) [34, 35].

Tehnologia amintită, prevede ca temperatura cuptorului la introducerea lingourilor în stare rece să nu depășească 600°C, recomandându-se la această valoare o menținere.

După cum se observă din figura 6.2, cu excepția primei perioade de 0,5 h, temperatura cuptorului a urmărit procesul descris (cu excepția perioadei de egalizare), rezultând o diferență maximă de temperatură între suprafață și centrul lingoului de 130°C după cca. 1,5 h de la introducerea lingoului în cuptor.

În continuare, cu toate că temperatura cuptorului începe să crească cu o viteză medie de 46°C/h, diferența de temperatură se menține în jur de 100°C, până la începerea perioadei de egalizare care durează 3 h. Pe același grafic este reprodusă variația în timp a temperaturii lingoului la răcirea în aer liber, după terminarea perioadei de omogenizare la 900°C.

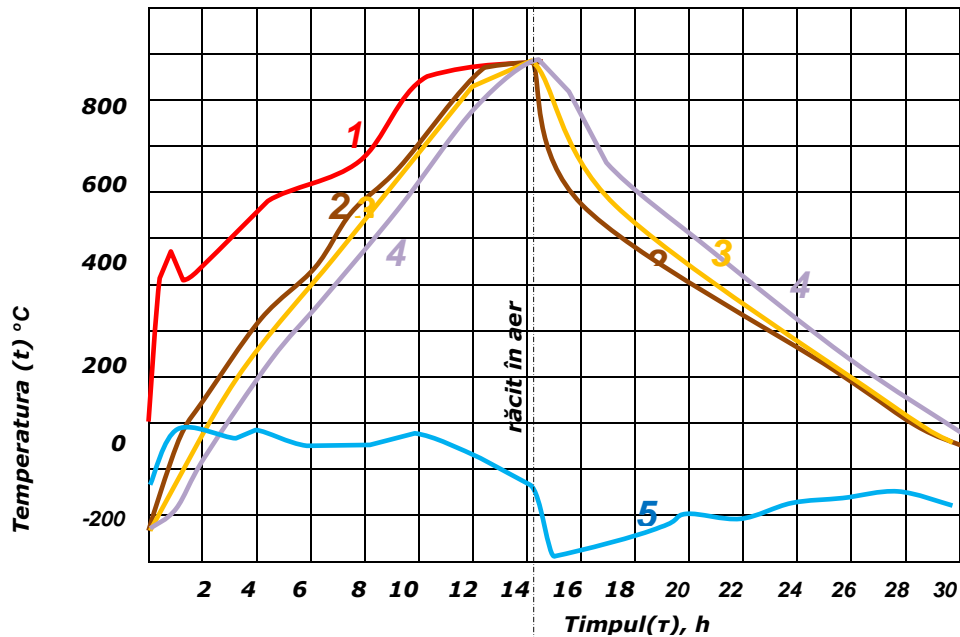


Fig. 6.2. Evoluția temperaturii la încălzirea lingoului din oțel V4 A Extra, urmată de răcirea în aer:

- 1 - temperatura cuptorului;
- 2 - temperatura la suprafața lingoului;
- 3 - temperatura în secțiunea mediană;
- 4 - temperatura în centrul lingoului;
- 5 - diferența de temperatură pe secțiune.

Valoarea gradientului rezultată prin răcirea de la această temperatură este oarecum diminuată de influența vetrei cuptorului care fiind fierbinte a constituit o sursă de căldură al cărei efect nu poate fi neglijat.

Cu toate acestea, diferența maximă de temperatură de 170°C se obține după cca. 0,5 h, care trebuie considerată mai mică decât în cazul răcirii de la temperatura recomandată pentru prelucrarea la cald a acestui oțel.

Rezultă că gradientul poate atinge valori care să provoace apariția crăpăturilor nu numai în perioada de preîncălzire, dar mai ales după evacuarea din cuptoare și prelucrarea prin forjare sau laminare, când pierderea intensă de temperatură dintr-un strat subțire de la suprafața metalului nu poate fi compensată de căldura din interior, datorită conductibilității termice scăzute a acestui oțel.

În următoarele două variante (fig. 6.3, a și b), lingoul s-a introdus în cuptorul încălzit la temperaturi diferite (500 și respectiv 400°C) și fără o menținere prealabilă, încălzirea a fost dirijată cu 51°C/h, iar în al doilea caz cu 79°C/h.

În ambele variante valoarea gradientului crește dar în varianta a doua (fig. 6.3b), maximul de 210°C, este aproape dublu față de situația când s-a făcut menținerea la 500°C.

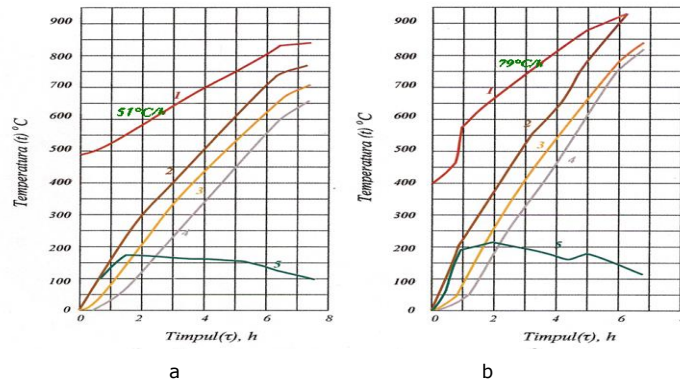


Fig. 6.3, a și b. Evoluția temperaturii la încălzirea lingoului din oțel V4 A Extra cu viteza de 51°C/h (fig. 6.3a) și 79°C/h (fig. 6.3b), fără menținere în perioada inițială:

- 1 – temperatura cuptorului;
- 2 – temperature la suprafața lingoului;
- 3 – temperatura în secțiunea mediană;
- 4 – temperatura în centrul lingoului;
- 5 – diferența de temperatură între suprafața și centrul lingoului.

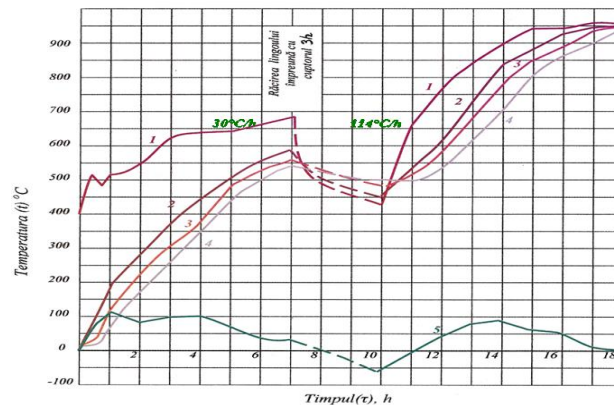


Fig. 6.4. Evoluția temperaturii la încălzirea lingoului experimental cu menținere inițială, viteză redusă și simularea încălzirii lingourilor introduse în stare caldă în cuptor:

- 1 – temperatura cuptorului;
- 2 – temperature la suprafața lingoului;
- 3 – temperatura în secțiunea mediană;
- 4 – temperatura în centrul lingoului;
- 5 – diferența de temperatură între suprafața și centrul lingoului.

Prin variantele experimentate în figurile 6.4 și 6.5 s-a cercetat variația gradientului la diferite viteze de încălzire cu respectarea duratei de menținere.

Lingoul a fost introdus în cuptorul încălzit la aproximativ 530°C și după o menținere de 2 și 2,5 h, temperatura cuptorului a evoluat cu 30°C/h și respectiv 71°C/h ultima variantă pentru a putea fi comparată cu situația când încălzirea lingoului se face cu aceeași viteză (fig. 6.3b), dar fără menținere.

Valoarea mai ridicată a gradientului maxim de 160°C în varianta din figura 6.5, comparativ cu celelalte variante când de asemenea s-a făcut menținerea corespunzătoare, se explică prin creșterea temporară bruscă a temperaturii cuptorului la 590°C cu puțin înainte de realizarea maximului, imprimând suprafeței lingoului o încălzire mai rapidă.

Comparând variantele din figurile 6.5 și 6.3a, cu și fără menținere, se constată că după 7,5 h, lingoul are aproximativ aceeași temperatură, însă gradientul maxim chiar și în situația menționată anterior este mai mic cu 20°C dacă s-a făcut menținerea.

La viteze comparabile de încălzire, 71°C/h (fig. 6.5) și 79°C/h (fig. 6.3b), deosebirile sunt evidente.

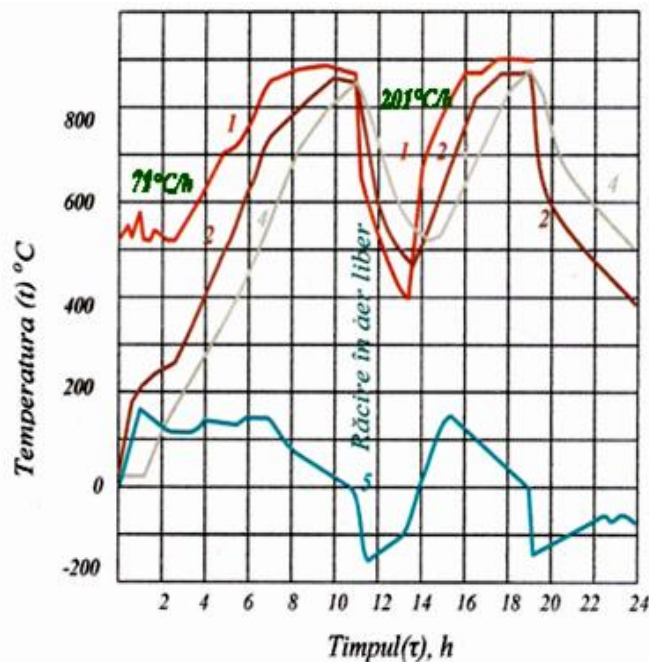


Fig. 6.5. Evoluția temperaturii la încălzirea lingoului experimental cu menținere inițială, viteză mărită și simularea încălzirii lingourilor introduse în stare caldă în cuptor:

- 1 - temperatura cuptorului;
- 2 - temperature la suprafața lingoului;
- 3 - _____ ;
- 4 - temperatura în centrul lingoului;
- 5 - diferența de temperatură între suprafața și centrul lingoului.

În două din variantele prezentate s-a simulat încălzirea lingourilor introduse în stare caldă în cuptor. După o răcire de 3 h împreună cu cuptorul (fig. 6.4) și în aer liber (fig. 6.5), când temperatura în centrul lingoului a revenit la $500 - 520^{\circ}\text{C}$, s-a reluat încălzirea cu o viteză de 114°C/h și respectiv 207°C/h . Se observă că la reîncălzire gradientul se anulează după 0,6 - 0,7 h, dar își atinge maximum la intervale de timp în raport invers cu vitezele de încălzire.

Deși există diferențe mari între vitezele de încălzire, gradientul maxim crește cu numai 30°C , ceea ce indică o îmbunătățire simțitoare a conductibilității termice a oțelului peste 500°C .

După omogenizarea la 900°C s-a efectuat răcirea lingoului în aer liber, care a permis determinarea variației gradientului și în aceste condiții (fig. 6.2 și 6.5). Valorile înregistrate sunt mai reduse decât în practica industrială, fiind influențate sensibil de radiația cuptorului și a vetrei mobile în timpul răcirii.

Din variantele experimentate, rezultă că valori mai reduse ale gradientului concomitent cu scurtarea duratei de încălzire se obțin prin menținerea temperaturii cuptorului la o valoare constantă ($\sim 500 - 600^\circ\text{C}$), după introducerea lingourilor reci.

Se constată în acest caz că durata pentru obținerea valorii maxime a gradientului este de cca. 1 h (fig. 6.2; 6.4 și 6.5), comparativ cu cca. 1,5 – 2 h (fig. 6.3, a și b), când s-a renunțat la menținere.

În ambele variante gradientul începe să scadă în momentul când temperatura în centrul lingoului crește. Apare deci ca o necesitate practică pentru încălzirea lingourilor reci din această calitate, stabilirea duratei de menținere la temperatura cuptorului de cel mult 2 h, cu garanția că se asigură depășirea momentului de maxim.

Viteza de încălzire care se aplică în continuare până la obținerea temperaturii de cca. 550°C în centrul lingoului este limitată numai de valoarea gradientului critic.

Determinarea pe cale experimentală a valorii gradientului critic este o operație dificilă [59, 60, 61], deoarece microfisuri din cauza diferențelor mari de temperatură pe secțiuni pot să apară în masa lingourilor și înainte de formarea crăpăturilor la suprafață. Acestea se accentuează în timpul prelucrării plastice și de cele mai multe ori duce la distrugerea integrității semifabricatului și creșterea consumului de metal.

Din aceste considerente s-a recurs și la verificarea pe cale analitică a variației gradientului și determinarea tensiunilor periculoase în perioada de preîncălzire.

6.2. Determinarea pe cale analitică a gradientului și tensiunilor periculoase în perioada de preîncălzire.

Fisurarea în timpul încălzirii a lingourilor din oțel V4 A Extra, este provocată de tensiunile termice periculoase a căror valoare ajunge comparabilă cu limita de rezistență înainte ca temperatura în centrul lor să depășească limita de elasticitate (500 - 550°C).

Dacă experimental, variația temperaturii în masa lingoului poate fi determinată, tensiunile termice în schimb nu pot fi apreciate decât pe cale analitică.

Astfel, în figura 6.6. pentru varianta din figura 6.2 s-a cercetat în mod analitic variația temperaturii în centru și la suprafața lingoului și s-au determinat tensiunile termice luând ca bază soluțiile ecuațiilor diferențiale ale conductibilității termice și teoria tensiunilor termice [65,66].

Deoarece aplicarea practică a soluțiilor matematice prezintă formă complicată datorită faptului că în afară de coordonate și timp, câmpul termic este influențat și de alte mărimi: constantele fizice dependente de temperatură, dimensiunile lingoului supus încălzirii, etc., a fost utilizată prezentarea soluțiilor sub aspectul valorilor complexe nedimensionale al criteriilor și simplexelor

(criteriul Fourier $\frac{\alpha\tau}{R^2}$, simplexele $\frac{\alpha R}{\lambda}$; $\frac{r}{R}$), care permit reducerea numărului de

variabile și ușurează aplicarea lor în practică. Plasarea punctelor de măsurare a temperaturii a permis ca lingoul experimental să poată fi considerat de lungime infinită și ca o simplificare s-a considerat că are forma cilindrică, de rază echivalentă

$$R = \sqrt{\frac{l^2}{\tau}}$$

, iar încălzirea se face axial simetric.

Notațiile utilizate în calcul:

$a = \frac{\lambda}{c_p \gamma}$, reprezintă coeficientul de conductibilitate al temperaturii, (m²/h);

τ – timpul, (h);

α – coeficient de transmitere a căldurii, (W/m² · °K);

λ – coeficient de conductibilitate termică, (W/m · °K);

R – Raza lingoului, (m);

r – distanța de la axa lingoului, (m);

L – lățimea lingoului, (m);

c_p – căldura specifică, (KJ/Kg · °K);

γ – densitatea oțelului, (Kg/m³);

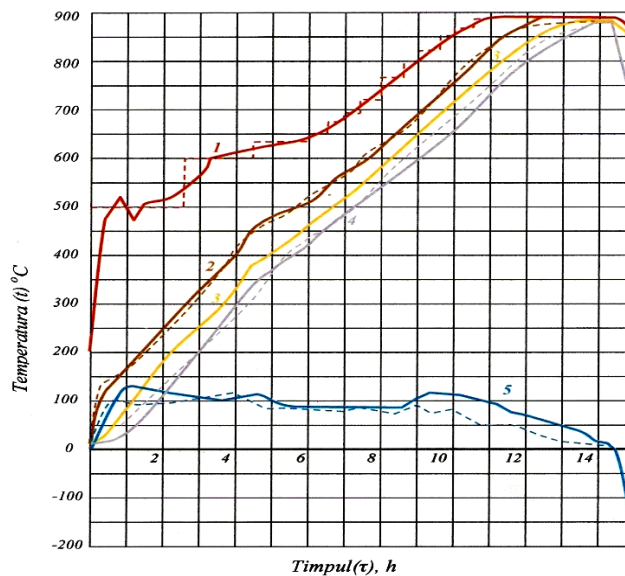


Fig. 6.6. Comparație între curbele experimentale și cele determinate analitic, privind evoluția temperaturii în timpul încălzirii lingoului:

— curbe experimentale;

- - - - - curbe determinate analitic;

Temperatura la suprafață și în centrul lingoului a fost calculată la intervale de 0,5 ore.

Lingoul are temperatura t_0 și este introdus în cuptor la temperatura t_a .

După prima perioadă de încălzire, distribuția pe secțiune este descrisă de ecuația:

$$t = t_a + (t_o - t_a) \sum_{n=1}^{\infty} \frac{2 I_1(\mu_n)}{\mu_n [I_0^2(\mu_n) + I_1^2(\mu_n)]} I_0\left(\mu_n \frac{r}{R}\right) e^{-\mu_n^2 \cdot \frac{a\tau}{R^2}} \quad (6.1)$$

care, ținând seama de faptul că rădăcinile funcțiilor Bessel depind de relația $\frac{\alpha R}{\lambda} = hr$, poate fi transcrisă în forma simplificată:

$$\frac{t-t_a}{t_o-t_a} = \Phi \frac{a\tau}{R^2}; \quad \frac{\alpha R}{\lambda}; \quad \frac{r}{R} \quad (6.2)$$

În etapele următoare, apariția unui gradient termic impune modificarea ecuației (6.1), prin adăugarea termenului care ține seama de distribuția temperaturii pe secțiunea lingoului:

$$t = t_a + (t_o - t_a) \sum_{n=1}^{\infty} \frac{2 I_1(\mu_n)}{\mu_n [I_0^2(\mu_n) + I_1^2(\mu_n)]} I_0\left(\mu_n \frac{r}{R}\right) e^{-\mu_n^2 \cdot \frac{a\tau}{R^2}} - \Delta t_o \sum_{n=1}^{\infty} \frac{4 I_2(\mu_n)}{\mu_n^2 [I_0^2(\mu_n) + I_1^2(\mu_n)]} I_0\left(\mu_n \frac{r}{R}\right) e^{-\mu_n^2 \cdot \frac{a\tau}{R^2}} \quad (6.3)$$

care, din aceleași considerente poate fi transcrisă:

$$t = t_a + (t_o - t_a) \Phi_n - \Delta t_o \Phi_{n_1} \quad (6.4)$$

cum din calcule rezultă: $\Phi_{n_1} = 0,6\Phi_n$

$$t = t_a + (t_o - t_a - 0,6\Delta t_o) \Phi_n \quad (6.5)$$

Folosind reprezentarea grafică a funcțiilor Φ_n [62] cu ajutorul formulelor (6.2) și (6.5) a fost calculată temperatura lingoului pentru $\frac{r}{R} = 1$ și $\frac{r}{R} = 0$

Variația cu temperatura a parametrilor care intervin în calcul, este dată în tabelul 6.2.

Tabelul 6.2.

t°(C)	0	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000
λ (W/m ¹ °K)	13, 7	14, 0	14, 8	15, 8	17, 3	18, 7	20, 5	22, 0	23, 0	23, 0	24, 1
γ (Kg/m ³)	7,9	7,8 9	7,8 4	7,8 0	7,7 5	7,7 1	7,6 6	7,6 1	7,5 6	7,5 1	7,4 6
C _p (KI/Kg·°K)	-	0,1 20	0,1 22	0,1 25	0,1 26	0,1 28	0,1 30	0,1 31	0,1 33	0,1 34	0,1 32
E(10 ³ ·daN/mm ²)	-	-	18, 4	-	16, 0	-	14, 8	-	12, 9	-	-
β (x10 ⁻⁶ ·°C ⁻¹)	-	14, 8	16, 5	17, 1	17, 6	18, 0	18, 4	18, 8	19, 0	19, 2	19, 4

$$\alpha = \frac{\sigma_{ap}}{4,96} \alpha_s \cdot m_c \quad (6.6)$$

După cum se constată, valorile teoretice sunt în special la temperaturi scăzute, apropiate de cele experimentale.

Pentru aceeași variantă, au fost determinate analitic tensiunile termice axiale care apar în procesul de încălzire până în momentul în care temperatura în centrul lingoului ajunge la 550°C, când se consideră că metalul are deja o plasticitate acceptabilă și ele dispar.

Calculul a fost efectuat prin trei metode:

- temperatura cuptorului se modifică în salturi;
- modificarea liniară a temperaturii suprafeței;
- încălzire cu viteze diferite (diagrama reală).

Pentru prima metodă, ecuațiile corespunzătoare cu și fără existența unui gradient termic inițial.

$$\sigma_z = \frac{\beta E}{1-\nu} \frac{CR^2}{a} \left\{ \frac{1}{8} \left(1 - 2 \frac{r^2}{R^2} \right) + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{2}{\mu_n^4} \left[2 - \mu_n \frac{I_0(\mu_n r/R)}{I_1(\mu_n R)} \right] e^{-\mu_n^2 \cdot \frac{a\tau}{R^2}} \right\} \quad (6.7)$$

sub forma simplificată:

$$\sigma_z = \frac{\beta E}{1-\nu} \left(1 - 2 \frac{r^2}{R^2} \right) + \frac{\beta E}{1-\nu} (CR^2 - 4\Delta t_0) f_z \quad (6.7')$$

și:

$$\sigma_z = \frac{\beta E}{1-\nu} \frac{r^2}{a} \left\{ \frac{C_m}{8} \left(1 - 2 \frac{r^2}{R^2} \right) + C_1 f' + [(C_2 - C_1) f'' + (C_3 - C_2) f''' + \dots] \right\} \quad (6.8)$$

β – coeficientul de dilatare liniară;

E – modulul de elasticitate;

ν – coeficientul lui Poisson ($\nu=0,3$ pentru oțel);

t_0 – temperatura inițială a suprafeței;

t – temperatura finală a suprafeței;

Dacă temperatura suprafeței crește liniar:

$$\sigma_z = \frac{\beta E}{1-\nu} \frac{CR^2}{a} \left\{ \frac{1}{8} \left(1 - 2 \frac{r^2}{R^2} \right) + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{2}{\mu_n^4} \left[2 - \mu_n \frac{I_0(\mu_n r/R)}{I_1(\mu_n R)} \right] e^{-\mu_n^2 \cdot \frac{a\tau}{R^2}} \right\} \quad (6.9)$$

și

$$\sigma_z = \frac{\beta E}{1-\nu} \left(1 - 2 \frac{r^2}{R^2} \right) + \frac{\beta E}{1-\nu} (CR^2 - 4\Delta t_0) f_z \quad (6.10)$$

În condiții de suprafață schimbătoare, (diagrama reală de încălzire):

$$\sigma_z = \frac{\beta E}{1-\nu} \frac{r^2}{a} \left\{ \frac{C_m}{8} \left(1 - 2 \frac{r^2}{R^2} \right) + C_1 f' + [(C_2 - C_1) f'' + (C_3 - C_2) f''' + \dots] \right\} \quad (6.11)$$

unde C_m – reprezintă viteza de încălzire în etapa m .

Rezultatele teoretice au fost comparate cu rezistența la rupere R_m reprodusă după [68], în graficul din figura 6.7.

În perioada inițială, tensiunile termice cresc rapid și au valoarea maximă 240 - 260N/mm² (extremele prin cele trei metode), când suprafața lingoului a ajuns la temperatura de 160°C, ceea ce reprezintă jumătate din valoarea rezistenței la rupere (505N/mm²):

Rezultatele teoretice au fost comparate cu rezistența la rupere R_m reprodusă după [68], în graficul din figura 6.7.

În perioada inițială, tensiunile termice cresc rapid și au valoarea maximă 240 - 260N/mm² (extremele prin cele trei metode), când suprafața lingoului a ajuns la temperatura de 160°C, ceea ce reprezintă jumătate din valoarea rezistenței la rupere (505N/mm²):

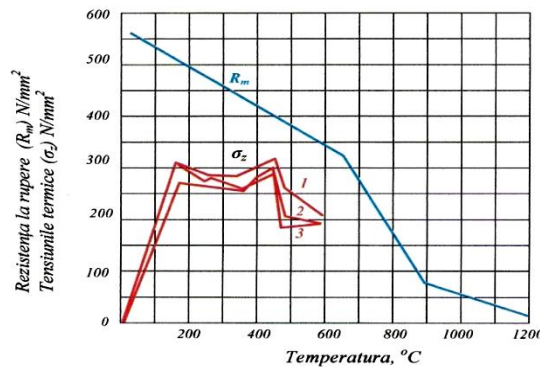


Fig. 6.7. Variația tensiunilor termice axiale (σ_z), în timpul încălzirii pentru oțelul V4AExtra, comparativ cu rezistența la rupere (R_m), determinată la cald:
 1 - salt de temperatură;
 2 - modificarea liniară a temperaturii la suprafața lingoului;
 3 - diagrama reală de încălzire.

În momentul în care, viteza de încălzire crește, tensiunile ating din nou un maxim, 260N/mm², însă sunt mult interioare lui $R_m = 400\text{N/mm}^2$, după care urmează o scădere bruscă la 150N/mm², temperatura în centrul lingoului ridicându-se peste 500°C.

Concordanța bună a rezultatelor a permis să se stabilească că pe cale teoretică valoarea temperaturii cuptorului industrial în momentul introducerii lingourilor, care să prezinte garanția unui gradient maxim, inferior valorii critice.

6.3. Cercetări structurale la temperaturi ridicate pe lingouri industriale.

Un studiu corect care să scoată în evidență influența factorilor tehnologici asupra diminuării conținutului de faze secundare la prelucrarea acestui oțel, ar cere niște cheltuieli materiale și de timp, precum și imobilizări de capacități productive care nu pot fi puse la dispoziția unei cercetări în condiții de exploatare.

Aceasta deoarece, numai secționarea transversală și longitudinală a unor semifabricate industriale permite punerea în evidență a variației conținutului de faze secundare din masa acestora. Aplicând apoi diverse variante de încălzire se poate constata eficiența lor în ameliorarea structurii.

Pentru o cunoaștere mai în profunzime a fenomenului, s-au cercetat modificările structurale la temperaturi ridicate cu ajutorul microscopului „Vacutherm”, utilizând probe metalografice de forma și dimensiunile celei din figura 6.8, provenite din centrul lingoului industrial.

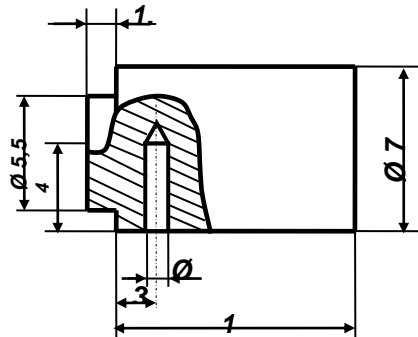


Fig. 6.8. Proba metalografică pentru microscopul „Vacutherm”.

Trebuie menționat faptul că încălzirea în vid facilitează volatilizarea unor componente ai oțelului. Acest fenomen se accentuează foarte mult la temperaturi de peste 950°C. Componentii volatili se depun pe plăcuța de protecție a obiectivului microscopului și împiedică observarea probei în domeniul de temperatură care prezintă interes.

Depunerile fiind rapide chiar și după schimbarea plăcuței, nu au rezultat destul de clare toate fotografiile microstructurilor.

S-au studiat și s-au selectat probe cu conținut inițial diferit de faze secundare (ferită) pentru care s-a efectuat menținerea la temperaturi de 1150, 1180 și 1200°C. Pe lângă structură s-a cercetat și diminuarea feritei existente funcție de temperatură și durata de menținere.

În figurile 6.9 și 6.10 sunt prezentate microstructurile mai clare ale unor probe, aflate în diferite faze ale încălzirii. Astfel, fig. 6.9a, prezintă microstructura probei cu un conținut inițial de ferită de 13,5%. Prin menținerea acestei probe la temperatura de 1150°C, timp de o oră, conținutul de fază α din structură a scăzut la 5%. Figura 6.9b, arată structura acestei probe după menținerea de două ore la 1150°C.

Prin ridicarea temperaturii la 1180°C, cu menținerea de o oră la această temperatură, fig. 6.9c, cantitatea de ferită se menține la 5% și se observă o tendință mai mare de globulizare a acestei faze în masa de bază a soluției solide, fenomen favorabil pentru procesul de prelucrare la cald. Ridicând în continuare temperatura la 1200°C cu menținere de o oră la această temperatură, conținutul de ferită a crescut la 7,5%. Microstructura acestei probe este dată în figura 6.9d, din care rezultă ca constituent de bază austenita în care faza secundară, adică ferita δ este dispersată sub forma unor grăunți alungiți, fenomen de nedorit, întrucât favorizează creerea amorsoarelor tensionale și tendința de fisurare, respectiv apariția crăpăturilor în procesul de prelucrare la cald.

Figura 6.10a, prezintă microstructura unei probe cu conținut inițial de ferită de 9%. În microstructura respectivă se observă câteva concentrări de ferită. După aplicarea încălzirii la 1150°C, cu menținere de o oră, rezultă microstructura din figura 6.10b, din care se observă o dispersie destul de uniformă a feritei și lipsa separării acestei faze pe marginile grăunților de austenită.

Ridicând temperatura și asigurând menținerea de o oră la 1180°C, ferita scade la 3%, observându-se totodată o tendință mai pronunțată de globulizare a acestei faze (fig. 10c). Prin ridicarea însă cu numai 20°C și menținere de o oră la 1200°C (fig. 6.10d), cantitatea de ferită crește la 4,8%.

Această creștere nu prezintă importanță deosebită pentru plasticitate, însă în microstructură se observă că această separare are loc pe marginea grăunților de austenită, ceea ce înrăutățește deformabilitatea acestui oțel.

Din rezultatele experimentărilor rezultă două concluzii importante:

- temperatura cea mai potrivită pentru diminuarea conținutului de faze secundare în structură este cuprinsă între 1180 și 1200°C;
- depășirea acestui domeniu duce la separarea feritei δ de formă alungită, nefavorabilă prelucrării la cald, constituind amorse tensionale pentru formarea crăpăturilor.

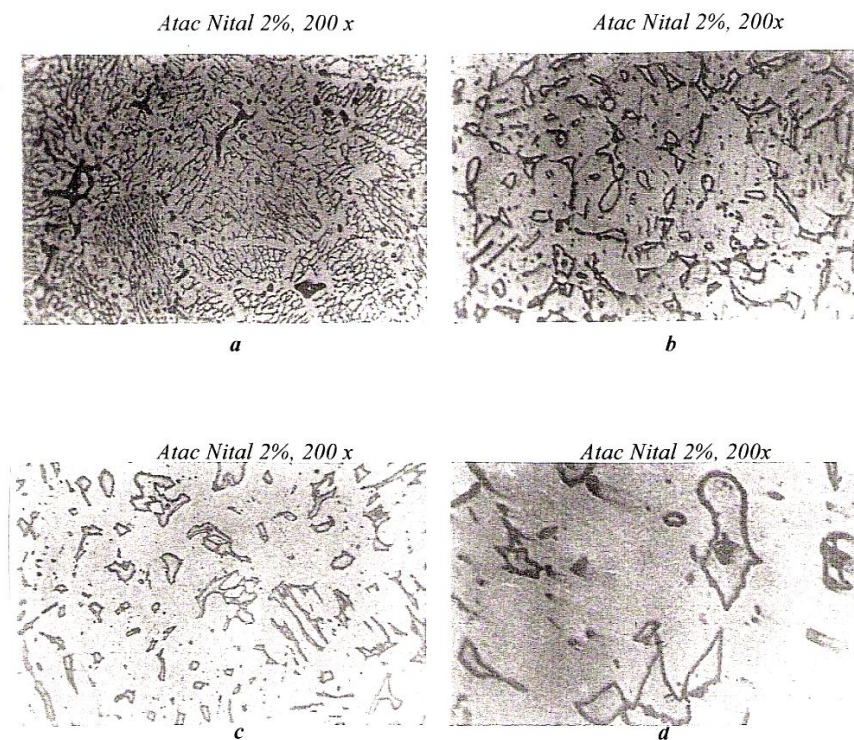


Fig. 6.9. Evoluția structurii și a conținutului de ferită la temperaturi ridicate pentru oțelul V4 A Extra cu 13,5% ferită:

- a – după menținere 1 h, la 1150°C
 b – după menținere 2 h, la 1150°C
 c – după menținere 1 h, la 1180°C
 d – după menținere 1 h, la 1200°C

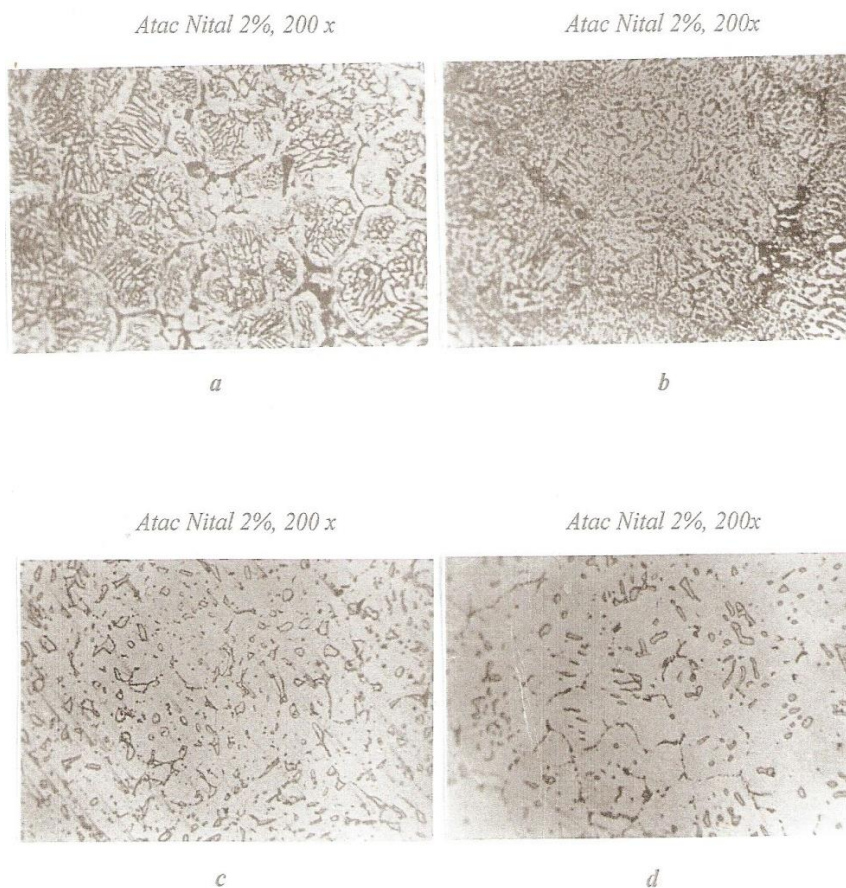


Fig. 6.10. Evoluția structurii și a conținutului de ferită la temperaturi ridicate pentru oțelul V4 A Extra cu 9% ferită:

- a - după menținere 1 h, la 1150°C
- b - după menținere 2 h, la 1150°C
- c - după menținere 1 h, la 1180°C
- d - după menținere 1 h, la 1200°C

6.4. Contribuții la modelarea încălzirii lingourilor în cuptoare industrial

A rezultat din cercetările efectuate că stabilirea tehnologiei de prelucrare la cald pentru aceste oțeluri este legată în primul rând de definirea condițiilor de încălzire, funcție de caracteristicile lor tehnologice.

Alegerea regimului de încălzire se face în prezent de cele mai multe ori pe baza experienței practice, de care dispun societățile comerciale.

Lucrareaa își propune modelarea procesului de încălzire în vederea prelucrării, prin aproximarea lingoului experimental cu un cilindru finit, și găsirea

unor soluții analitice de determinare a evoluției temperaturii în masa acestuia, comparabile cu datele obținute experimental.

Pentru calculul matematic, lingoul experimental a fost asimilat cu un cilindru de lungime l și de rază echivalentă $R = l_0 \sqrt{\pi}$, l_0 fiind latura lingoului.

Distribuția temperaturii în cilindru, utilizând coordonatele cilindrice*, este dată de soluția ecuației:

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = a \left(\frac{\partial^2 T}{\partial z^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{\partial^2 T}{r^2} \right) \quad (6.13)$$

căreia i se atașează condiția inițială:

$$T(r, z, 0) = T_0 \quad (6.14)$$

și condițiile la limită:

$$T(r, 0, \tau) = T_0 \quad (6.15)$$

Notății:

T - temperatura într-un punct curent al lingoului [K];

τ - timpul [h];

λ - coeficient de conductibilitate termică, (W/m K);

c - căldura specifică [kJ/kg K];

ρ - densitate [Kg/m³];

a - difuziunea termică [m²/h], ($a = \lambda / c \cdot \rho$);

α - coeficient global de schimb termic [W/m² K];

h - coeficient termic relativ de transfer [m⁻¹], ($h = \alpha / \lambda$);

R - Raza cilindrului, (m);

r - distanța de la axa cilindrului, (m);

T_0 - temperatura inițială a lingoului [K];

T_g - temperatura gazelor care din cuptor [K];

$$\frac{\partial T}{\partial z}(r, l, \tau) = h[T_g - T(r, l, \tau)] \quad (6.16)$$

$$\frac{\partial T}{\partial z}(R, z, \tau) = h[T_g - T(R, z, \tau)] \quad (6.17)$$

Efectuând schimbarea:

$$T(r, z, \tau) = T_1(r, z) + T_2(r, z, \tau) + T_g \quad (6.18)$$

funcțiile T_1 și T_2 satisfac respectiv:

$$\Delta T_1 = 0 \quad (6.19)$$

$$T_1(r, 0) = T_0 - T_g \quad (6.20)$$

$$\frac{\partial T_1}{\partial z}(r, l) + hT_1(r, l) = 0 \quad (6.21)$$

$$\frac{\partial T_1}{\partial r}(R, z) + hT_1(R, z) = 0 \quad (6.22)$$

$$\Delta T_2 = \frac{1}{a} \frac{\partial T_2}{\partial \tau} \quad (6.23)$$

$$T_2(r, z, 0) = T_0 - T_1(r, z) - T_g \quad (6.24)$$

$$T_2(r, 0, \tau) = 0 \quad (6.25)$$

$$\frac{T_2}{z}(r, l, \tau) + hT_2(r, l, \tau) = 0 \quad (6.26)$$

$$\frac{T_2}{r}(R, z, \tau) + hT_2(R, z, \tau) = 0 \quad (6.27)$$

Pentru rezolvarea problemei (6.19) - (6.22) se caută soluția de forma:

$$T_1(r, z) = U(r)V(z) \quad (6.28)$$

care, prin înlocuire în ecuația diferențială conduce la:

$$\frac{1}{U} \frac{d^2U}{dr^2} + \frac{1}{Ur} \frac{dU}{dr} = - \frac{1}{V} \frac{d^2V}{dz^2} (= \text{const.} = -\frac{c^2}{R^2}) \quad (6.29)$$

Ecuția diferențială:

$$r \frac{d^2U}{dr^2} + \frac{dU}{dr} + \frac{c^2}{R^2} rU = 0 \quad (6.30)$$

cu condiția la limită:

$$\frac{dU}{dr} + hU = 0, \text{ pentru } r=R \quad (6.31)$$

admite soluția:

$$U = K_1 J_0\left(\frac{c}{R}r\right) \quad (6.32)$$

unde c sunt rădăcinile ecuației:

$$hR J_0(c) = c J_1(c) \quad (6.33)$$

J_0 și J_1 fiind funcțiile Bessel.

Funcția $V(z)$ trebuie să satisfacă ecuația diferențială:

$$\frac{d^2V}{dz^2} - \frac{c^2}{R^2} \frac{c^2}{R^2} V = 0 \quad (6.34)$$

cu condițiile la limită:

$$U(r)V(0) = T_o - T_g \quad (6.35)$$

$$\frac{dV}{dz} + hV = 0, \text{ pentru } z = l \quad (6.36)$$

Ecuția (6.34) cu condiția (6.36) admite soluția:

$$V(z) = K_2 \left[\text{ch}\left(\frac{c}{R}z\right) - Q \text{sh}\left(\frac{c}{R}z\right) \right] \quad (6.37)$$

unde:

$$Q = \frac{c \text{sh}\frac{cl}{R} + h R \text{ch}\frac{cl}{R}}{c \text{ch}\frac{cl}{R} + h R \text{sh}\frac{cl}{R}} \quad (6.38)$$

Formând produsul $U(r) V(z)$ și impunând condiția (6.35) rezultă pentru $T_1(r,z)$ expresia:

$$T_1 = (T_o - T_g) \sum_{v=1}^{\infty} \frac{2J_1(c_v)}{c_v [J_0^2(c_v) + J_1^2(c_v)]} \cdot J_0\left(\frac{c_v}{R} r\right) \left[\operatorname{ch}\left(\frac{c_v}{R} z\right) - \frac{c_v \operatorname{sh}\left(\frac{c_v}{R} l\right) + hR \operatorname{ch}\left(\frac{c_v}{R} l\right)}{c_v \operatorname{ch}\left(\frac{c_v}{R} l\right) + hR \operatorname{sh}\left(\frac{c_v}{R} l\right)} \cdot \operatorname{sh}\left(\frac{c_v}{R} z\right) \right] \quad (6.39)$$

c_v = fiind rădăcinile ecuației (6.33).

Pentru rezolvarea problemei (6.23)-(6.27) se caută soluția de forma:

$$T_2(r, z, \tau) = X(r) \cdot W(z) \cdot e^{-\delta \tau} \quad (6.40)$$

ceea ce conduce la:

$$\frac{1}{X} \frac{d^2 X}{dr^2} + \frac{1}{Xr} \frac{dX}{dr} = - \left(\frac{1}{W} \frac{d^2 W}{dz^2} + \delta \right) (= \text{const} = -\frac{c^2}{R^2}) \quad (6.41)$$

Soluția $X(r)$ are forma (6.32), iar funcția $W(z)$ care satisface:

$$\frac{d^2 W}{dz^2} + \frac{\mu^2}{l^2} W = 0 \quad (6.42)$$

unde:

$$\frac{\mu^2}{l^2} = \delta^2 - \frac{c^2}{R^2} \quad (6.43)$$

și condițiile la limită:

$$W(0) = 0 \quad (6.44)$$

$$\frac{dW}{dz} + hW = 0, \quad \text{pentru } z=l \quad (6.45)$$

este:

$$W(z) = K_3 \sin\left(\frac{\mu}{l} z\right) \quad (6.46)$$

μ fiind rădăcinile ecuației:

$$\operatorname{tg} \mu = -\frac{\mu}{h \cdot l} \quad (6.47)$$

Constanta $K_1 K_3$ care intervine în (6.40) se determină cu ajutorul condiției (6.24).

Forma finală a distribuției temperaturii în cilindri este dată de:

$$T = T_g - (T_g - T_o) \sum_{v=1}^{\infty} A_v J_0\left(\frac{c_v}{R} r\right) \cdot \left[\operatorname{ch}\left(\frac{c_v}{R} z\right) - Q \operatorname{sh}\left(\frac{c_v}{R} z\right) \right] - (T_g - T_o) \cdot \sum_{v=1}^{\infty} \sum_{k=1}^{\infty} B_{vk} J_0\left(\frac{c_v}{R} r\right) \sin\left(\frac{\mu_k}{l} z\right) e^{-\left(\frac{c_v^2}{R^2} + \frac{\mu_k^2}{l^2}\right) \tau} \quad (6.48)$$

unde:

$$A_v = \frac{2J_0(c_v)}{c_v[J_0^2(c_v) + J_1^2(c_v)]} \quad (6.49)$$

$$Q = \frac{c_v \operatorname{sh}\left(\frac{c_v l}{R}\right) + hR \operatorname{ch}\left(\frac{c_v l}{R}\right)}{c_v \operatorname{ch}\left(\frac{c_v l}{R}\right) + hR \operatorname{sh}\left(\frac{c_v l}{R}\right)} \quad (6.50)$$

$$B_{vk} = \frac{8J_0(c_v) \left[\frac{c_v^2}{R^2} - \cos \mu_k \cdot \left(\frac{c_v^2}{R^2} + \frac{\mu_k^2}{l^2} \right) \right]}{c_v [J_0^2(c_v) + J_1^2(c_v)] \left(\frac{c_v^2}{R^2} + \frac{\mu_k^2}{l^2} \right) (2\mu_k - \sin 2\mu_k)} \quad (6.51)$$

iar c_v și μ_k sunt rădăcinile pozitive ale ecuațiilor:

$$\frac{J_0(c_v)}{J_1(c_v)} = \frac{c_v}{hR} \quad (6.52)$$

$$\operatorname{tg} \mu_k = -\frac{\mu_k}{h \cdot l} \quad (6.53)$$

Pe baza relațiilor (6.48) - (6.53) devine posibilă ridicarea curbei calculate a evoluției temperaturii în centrul lingoului, așa cum rezultă din figura 6.11 curba 3.

Pentru trasarea acestei curbe s-au considerat patru intervale a câte trei ore fiecare, parametrii termici ai materialului lingoului fiind prevăzute în tabelul 6.4. Soluțiile ecuațiilor (6.52) și (6.53) cu care s-au efectuat calculele se regăsesc în tabelul 6.5. Curba teoretică trasată reprezintă interpolarea valorilor de început ale perioadelor de încălzire.

Parametrii termici ai materialului lingoului

Tabelul 6.4.

Temperatura gazelor de ardere [°C]	450	610	705	860
λ [W/mK]	17,3	19,8	21,2	22,1
a [m ² /h]	0,0116	0,0115	0,0113	0,0110
c [J/kg·K]	586	723	814	887

Soluțiile ecuațiilor cu care s-au efectuat calculele

Tabelul 6.5.

Temperatura gazelor de ardere [°C]	450	610	705	860
C_1	1,9	1,8	1,7	1,7
C_2	4,6	4,5	4,4	4,3
μ_1	3	3	2,9	2,9
μ_1	6	5,9	5,9	5,9

Analizând figura 6.11 (curbele 3 și 4) se observă că valorile experimentale și cele calculate analitic ale temperaturii lingoului în centru diferă neesențial, justificând utilitatea metodei pentru situații practice. Metoda analitică cercetată poate înlocui în condiții de siguranță experimentări industriale dificile.

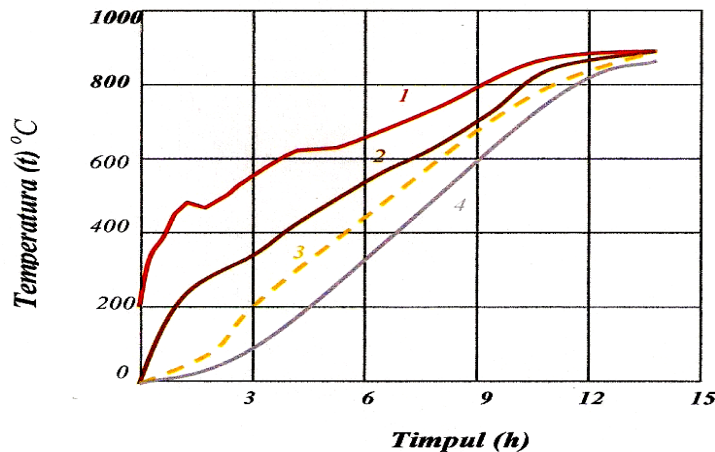


Fig.6.11. Curbele de variație a temperaturii în lingou:

- 1- temperatura în cuptor;
- 2- temperatura măsurată experimental la suprafața lingoului;
- 3- temperatura rezultată din calcul, în centrul lingoului;
- 4- temperatura măsurată experimental în centrul lingoului.

6.5. Concluzii

Atât la Societățile Comerciale din țară, cât și din străinătate procesul de încălzire pentru aceste oțeluri diferă și se bazează în cea mai mare parte pe experiența tehnologică acumulată.

Cu toate că practic s-a dovedit posibilitatea creșterii vitezei de încălzire, aceasta este frânată de teama încălzirii insuficiente pe secțiunea lingourilor și distrugerea compactității oțelului în perioada inițială de încălzire.

Experimentările efectuate au avut ca scop să propună un proces de încălzire bazat pe cunoașterea diferenței de temperatură care se realizează pe secțiunea lingourilor în timpul încălzirii cu diferite viteze și a tensiunilor termice, pe influența dinamicii acestui proces asupra modificărilor structurale, precum și stabilirea domeniului optim a parametrilor tehnologici de prelucrare la cald, rezultând următoarele concluzii:

1. Din variantele experimentate, valori mai reduse ale diferenței de temperatură pe secțiune, concomitent cu scurtarea duratei de încălzire se obțin numai prin menținerea temperaturii cuptorului la o valoare constantă (cca. 600°C), după introducerea lingourilor reci. Durata pentru obținerea valorii maxime a gradientului este în acest caz de cca. 1 h, comparativ cu 2 h când s-a renunțat la menținere.

Apare ca o necesitate practică la încălzirea lingourilor reci pentru forjare stabilirea duratei de menținere la 2 h, cu garanția că se asigură depășirea momentului de apariție a gradientului maxim de temperatură;

2. Tensiunile termice axiale care apar în procesul de încălzire până în

momentul când temperatura în centrul lingoului nu depășește limita de elasticitate, comparate cu rezistența la rupere a oțelului, dovedesc că se pot aduce îmbunătățiri esențiale acestui proces;

3. Cercetările metalografice privind modificările structurale la cald arată că oțelul V4 A Extra încălzit până la temperatura de 1200°C, rămâne aproximativ monofazic (având proporții reduse de fază secundară în structură), indiferent de viteza de încălzire sau răcire. La încălziri repetate, urmate de răcire lentă se conturează destul de vag tendința de separare a carburilor la limita grăunților de austenită.

4. Rezultatele cercetărilor metalografice la temperaturi ridicate, corelate cu cele de deformabilitate la cald, evidențiază pentru tehnologia de prelucrare ca fiind condiții avantajoase și economice, următoarele:

- temperatura cea mai potrivită pentru diminuarea conținutului de faze secundare în structură este cuprinsă între 1180 și 1200°C;
- depășirea acestui domeniu duce la separarea în structură a feritei δ de formă alungită, nefavorabilă prelucrării plastice, constituind amorse tensionale de declanșare a crăpăturilor și reducerea a procentului de scoatere;

5. Prin modelare matematică, lucrarea compară datele practice obținute din cercetările industriale cu metode teoretice de calcul în vederea aproximării lor. După cum rezultă din dependențele grafice comparative (fig. 6.11), valorile experimentale și cele obținute prin modelarea matematică a temperaturii lingourilor în centrul acestora diferă neesențial, justificând utilitatea metodei pentru situații practice.

În acest fel, metoda analitică cercetată poate înlocui în condiții de siguranță experimentări industriale dificile.

7. OPTIMIZAREA COMPOZIȚIEI OȚELULUI V4A EXTRA ÎN CORELAȚIE CU CARACTERISTICILE DE REZISTENȚĂ

Studiul privind creșterea calității produselor obținute prin prelucrare plastică din oțeluri inoxidabile termostabile reprezintă o continuare a cercetărilor industriale pentru oțelurile de uz general [57].

Scopul lucrării constă în cunoașterea influenței factorilor tehnologici pe fazele procesului de fabricație asupra principalelor caracteristici calitative ale acestor oțeluri, eliminând necesitatea efectuării unor analize și încercări de laborator.

Rezultatele cercetării se concretizează prin întocmirea unor diagrame de dependență utile pentru practica industrială, care să asigure creșterea nivelului calitativ la prelucrarea prin deformare plastică. Datele obținute din cercetări sunt prelucrate folosind programul Matlab. Obținerea poligonului de marcă garantează o creștere a caracteristicilor calitative minime : rezistența la rupere R_m , rezistența la curgere $R_{p0,2}$, alungirea A_5 și duritatea Brinell HB îmbunătățind caracteristicile oțelului [58, 59].

Pentru a evidenția dependența dintre natura materialului și caracteristicile obținute, s-a efectuat analiza statistică, și de corelație.

7.1. Analiza statistică și de corelație

Experimentările s-au efectuat pe oțeluri inoxidabile termostabile de tipul V4AExtra, asemănător mărcii americane AISI 316, luând în considerare 36 șarje din oțelul respectiv, a căror compoziție chimică și proprietăți mecanice se încadrează în valorile prevăzute în tabelul 7.1.

Compoziția chimică și proprietățile mecanice pentru oțelurile considerate. Tabelul 7. 1.

Șarja	C %	Mn %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %	Ti %	R _{p02} N/mm ²	R _m N/mm ²	A ₅ %	HB
1	0,073	1,35	0,40	17,25	13,03	2,08	0,48	256	574	41	170
2	0,075	1,42	0,37	17,13	12,62	2,01	0,56	262	602	45	157
3	0,069	1,39	0,31	17,15	12,52	2,05	0,36	248	541	53	166
4	0,077	1,42	0,32	17,18	13,22	2,04	0,48	261	556	53	138
5	0,070	1,56	0,35	17,02	12,63	2,09	0,50	265	554	51	172
6	0,069	1,50	0,31	16,90	13,37	2,09	0,39	238	642	54	166
7	0,067	1,94	0,32	17,22	13,44	2,11	0,35	257	670	53	145
8	0,073	1,76	0,30	17,21	12,96	2,01	0,39	231	599	41	160
9	0,066	1,98	0,24	17,17	13,46	2,07	0,34	234	606	54	151
10	0,067	1,51	0,32	16,6	13,21	2,03	0,34	242	541	48	139
11	0,072	1,76	0,22	16,74	13,35	2,02	0,34	224	565	55	146
12	0,070	1,55	0,30	16,55	12,88	2,06	0,46	217	527	48	161
13	0,070	1,52	0,21	16,59	12,52	2,05	0,38	241	518	55	158
14	0,065	1,86	0,33	16,92	13,48	2,08	0,32	245	627	54	138
15	0,071	1,66	0,40	16,91	13,26	2,09	0,45	252	598	55	157
16	0,076	1,95	0,25	17,11	13,25	2,06	0,48	255	580	53	140
17	0,071	1,75	0,37	16,86	13,15	2,08	0,47	241	621	55	141

18	0,065	1,45	0,25	16,79	12,76	2,03	0,31	248	528	52	158
19	0,071	1,96	0,28	16,58	13,16	2,08	0,36	224	587	60	158
20	0,069	1,94	0,29	16,99	13,25	2,02	0,36	219	614	56	152
21	0,076	1,90	0,33	16,74	13,41	2,04	0,42	248	641	54	142
22	0,072	1,48	0,20	17,35	13,46	2,03	0,45	219	614	51	156
23	0,059	1,45	0,22	16,56	13,04	2,05	0,31	238	554	58	134
24	0,067	1,92	0,27	16,75	13,47	2,07	0,42	234	654	58	137
25	0,063	1,84	0,26	16,71	12,98	2,06	0,44	258	595	55	132
26	0,056	1,59	0,22	16,58	13,25	2,02	0,35	224	552	49	134
27	0,065	1,95	0,22	16,66	13,43	2,08	0,31	224	564	63	155
28	0,062	1,96	0,25	16,64	13,40	2,07	0,45	221	602	62	153
29	0,057	1,44	0,38	16,51	13,47	2,03	0,34	228	516	62	148
30	0,055	1,95	0,22	16,55	13,42	2,02	0,33	238	557	54	134
31	0,057	1,95	0,34	16,70	13,44	2,01	0,33	221	563	52	136
32	0,062	1,76	0,31	16,74	13,39	2,07	0,32	237	541	61	144
33	0,067	1,93	0,23	16,53	13,35	2,04	0,35	234	524	65	136
34	0,071	1,93	0,22	17,04	13,44	2,07	0,43	242	587	62	135
35	0,057	1,58	0,21	16,55	12,88	2,02	0,35	230	543	52	142
36	0,054	1,86	0,23	16,65	13,44	2,04	0,36	225	581	72	132

Între natura materialului și caracteristicile calitative obținute prin experimentare există o dependență care se poate pune în evidență prin analiza de corelație.

Variabile independente au fost considerate elementele compoziției chimice, iar variabile dependente, caracteristicile mecanice.

Analiza statistică are în vedere determinarea parametrilor statistici. Analiza de corelație stabilește coeficienții de corelație dintre caracteristicile mecanice și elementele chimice și, pe baza acestora, coeficienții ecuației de regresie.

Proprietățile mecanice cerute se încadrează în limitele prevăzute în tabelul 7.2:

Proprietățile mecanice ale oțelului studiat

Tabelul 7.2.

	R _{p0,2} [N/mm ²]	R _m [N/mm ²]	A ₅ [%]	HB
Minim	217	516	41	132
Maxim	262	670	72	174

Pentru fiecare șarjă, s-au notat cu:

x₁, x₂, x₃, x_n - variabilele independente (elementul de compoziție chimică)

y₁, y₂, y₃, y_n - variabilele dependente (caracteristica mecanică)

Fiecare șarjă este caracterizată de parametrii caracteristici :

❖ valoarea medie

$$\bar{x} = \frac{1}{n} * \sum_i^n x_i \quad \text{- variabila independentă} \quad (7.1)$$

$$\bar{y} = \frac{1}{n} * \sum_i^n y_i \quad \text{- variabila dependent} \quad (7.2)$$

❖ valoarea mediilor pătratice

$$S^2_{xn} = \frac{1}{n} * \sum_i^n x_i^2 - \bar{x}^2 \quad (7.3)$$

$$S_{yn}^2 = \frac{1}{n} * \sum_i^n y_i^2 - \bar{y}^2 \quad (7.4)$$

❖ valoarea dispersiilor

$$S_{xn} = \sqrt{S_{xn}^2} \quad (7.5)$$

$$S_{yn} = \sqrt{S_{yn}^2} \quad (7.6)$$

În cadrul analizei statistice, pentru fiecare variabilă s-au calculat principalii parametri statistici. Fiecare șarjă este caracterizată de parametri caracteristici:

M – media aritmetică

S – dispersia

σ – abaterea medie pătratică

V – varianta

Valorile obținute pentru acești parametri, în funcție de compoziția chimică sunt prezentate în tabelul 7.3.

Valorile parametrilor caracteristici Tabelul 7.3

	M [%]	σ	S	V %
C[%]	0,0668	0,007	0	9,55
Mn[%]	1,714	0,216	0,047	12,64
Si[%]	0,285	0,059	0,0035	20,88
Cr[%]	16,84	0,255	0,065	1,51
Ni[%]	13,19	0,295	0,087	2,23
Mo[%]	2,052	0,027	0,0007	1,34
Ti[%]	0,391	0,065	0,0043	16,71
R _{p0,2} [N/mm ²]	238,400	13,892	192,932	5,83
R _m [N/mm ²]	578,800	40,183	1614,430	6,94
A ₅ [%]	54,560	6,295	32,627	11,54
HB	148,43	12,06	145,44	8,13

Cu parametrii statistici obținuți, se determină :

- coeficienții de corelație dintre caracteristica mecanică și elementul chimic considerat;
- coeficienții ecuațiilor de regresie

Analiza de corelație stabilește coeficienții de corelație dintre variabilele dependente și independente redată în tabelul 7.4. Modul în care variabilele independente le influențează pe cele dependente, este prezentat în tabelul 7.5.

Coeficienții de corelație între variabilele dependente și cele independente Tabelul 7.4

	C[%]	Mn[%]	Si[%]	Cr[%]	Ni[%]	Mo[%]	Ti[%]
R _{p0,2} [N/mm ²]	0,4028	- 0,270	0,4301	0,4313	- 0,372	0,3107	0,443
R _m [N/mm ²]	0,2852	0,402	0,1810	0,4472	0,397	0,2437	0,243
A ₅ [%]	- 0,397	0,437	- 0,353	-0,44	0,4329	0,2044	- 0,341
HB	0,4477	- 0,428	0,3221	0,4143	- 0,457	0,2465	0,327

Influența variabilelor independente asupra variabilelor dependente Tabelul 7.5

	C[%]	Mn[%]	Si[%]	Cr[%]	Ni[%]	Mo[%]	Ti[%]
--	------	-------	-------	-------	-------	-------	-------

$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	16,22	9,32	18,50	18,60	13,84	9,65	19,66
R_m [N/mm ²]	8,13	16,16	3,27	19,99	15,76	14,2	5,93
A_5 [%]	15,72	19,12	12,45	19,25	17,74	4,17	11,68
HB	20,04	18,37	10,37	17,16	20,82	6,07	10,69

Cu cât valoarea $r_{x_n y_n}$ este mai apropiată de ± 1 , cu atât interdependența dintre cei doi parametri este mai accentuată.

Coeficientul de corelație se determină cu relația :

$$r_{x_n y_n} = \frac{\frac{1}{n} * \sum_i^n x_i * y_i - \bar{x}_n * \bar{y}_n}{S_{x_n} * S_{y_n}} \quad (7.7)$$

Utilizând valorile din tabelul 7.2., se determină coeficienții de corelație pentru parametrii calitativi în funcție de compoziția chimică.

Prin intermediul analizei de regresie se stabilește dependența grafică între natura materialului exprimată prin compoziția chimică și caracteristicile calitative.

7.2. Realizarea analizei de regresie

Analiza de regresie se realizează pe baza ecuației :

$$y = a \cdot x + b \quad (7.8)$$

în care a, b – reprezintă coeficienții drepte de regresie :

$$a = r_{x_n y_n} \cdot \frac{S_{y_n}}{S_{x_n}} \quad (7.9)$$

$$b = \bar{y} - a \cdot \bar{x} \quad (7.10)$$

Abaterile de la dreapta de regresie :

$$S = \sqrt{S_y^2 \cdot (1 - r_{x_n y_n}^2)} \quad (7.11)$$

Utilizând valorile parametrilor caracteristici din tabelul 7.3 și relațiile (7.1) – (7.11), se obțin coeficienții ecuației drepte de regresie și abaterile respective. Coeficienții ecuațiilor dreptelor de regresie și abaterile pentru fiecare caracteristică sunt prezentate în tabelele 7.6 – 7.9.

Coeficienții ecuațiilor dreptelor de regresie pentru rezistența la curgere Tabelul 7.6

$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	C[%]	Mn[%]	Si[%]	Cr[%]	Ni[%]	Mo[%]	Ti[%]
a	143,22	-63,27	183,52	23,51	-12,53	23,47	109,24
b	237,8	245,1	234,74	-157,41	384,46	189,51	234,74
S	12,71	13,37	12,54	12,53	12,89	12,45	13,2

Coeficienții ecuațiilor dreptelor de regresie pentru rezistența la rupere Tabelul 7.7

R_m [N/mm ²]	C[%]	Mn[%]	Si[%]	Cr[%]	Ni[%]	Mo[%]	Ti[%]
a	784,68	324,53	243,86	62,46	62,12	116,79	327,82

b	540,76	565,21	574,24	-	-	328,74	563,2
S	38,51	37,69	39,52	483,25	138,73	37,22	38,97

Coeficienții ecuațiilor dreptelor de regresie pentru alungire

Tabelul 7.8

A ₅ [%]	C[%]	Mn[%]	Si[%]	Cr[%]	Ni[%]	Mo[%]	Ti[%]
a	- 74,63	18,7	- 117,37	- 10,84	10,24	43,68	- 91,48
b	58,37	54,79	60,19	241,94	-61,57	- 40,87	65,43
S	5,78	5,66	5,89	5,66	5,67	5,48	5,92

Coeficienții ecuațiilor dreptelor de regresie pentru duritatea BRINELL

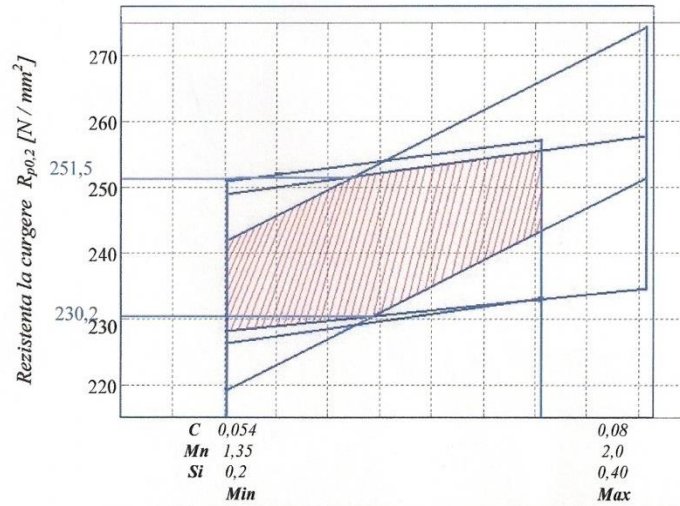
Tabelul 7.9

HB	C[%]	Mn[%]	Si[%]	Cr[%]	Ni[%]	Mo[%]	Ti[%]
a	104,53	- 115,84	93,84	19,61	- 18,71	83,67	107,81
b	146,27	156,21	148,72	- 181,75	362,62	- 29,48	142,75
S	10,78	10,9	11,42	10,98	10,72	11,69	11,4

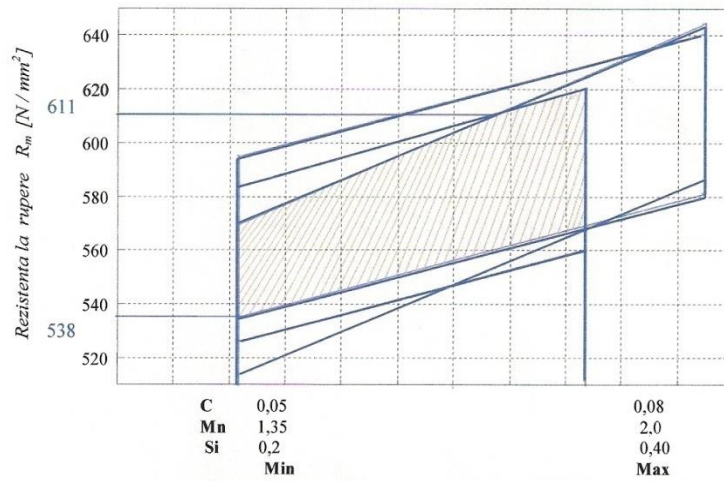
7.3. Determinarea poligonului de marcă

Folosirea analizei de regresie permite reprezentarea grafică a poligonului de marcă. Fiecare caracteristică va fi reprezentată în concordanță cu compoziția chimică. Pe baza datelor obținute se trasează poligoanele de marcă care prin suprapunere definesc domeniul optim pentru compoziția chimică care garantează caracteristicile calitative.

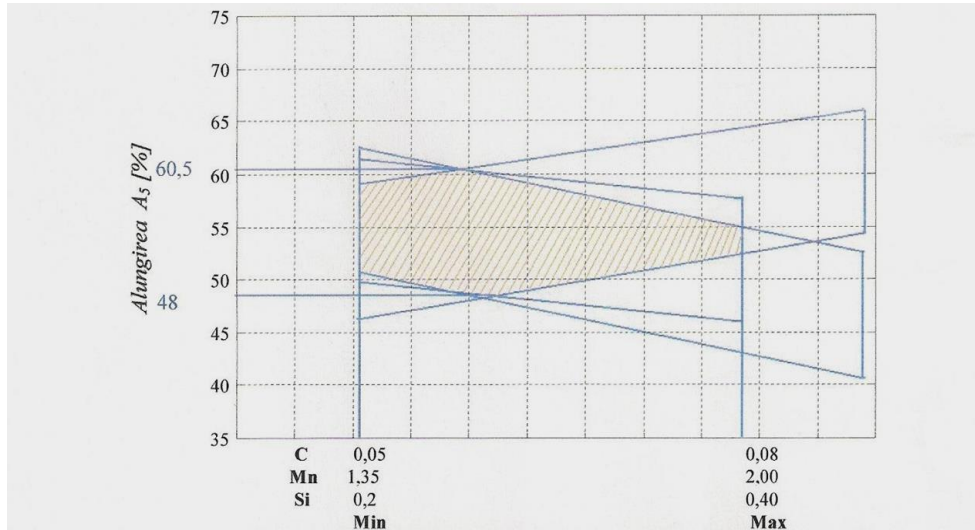
Metoda folosită la întocmirea acestui poligon constă în suprapunerea domeniilor limitative superioare și inferioare definite de abaterile medii pătratice de la dreptele de regresie pentru fiecare caracteristică mecanică și element de compoziție chimică. Poligoanele corespunzătoare elementelor care în mod obișnuit, se găsesc în oțel, în funcție de caracteristici, au fost obținute folosind limbajul Matlab și sunt prezentate în figurile 7.1 – 7.4.



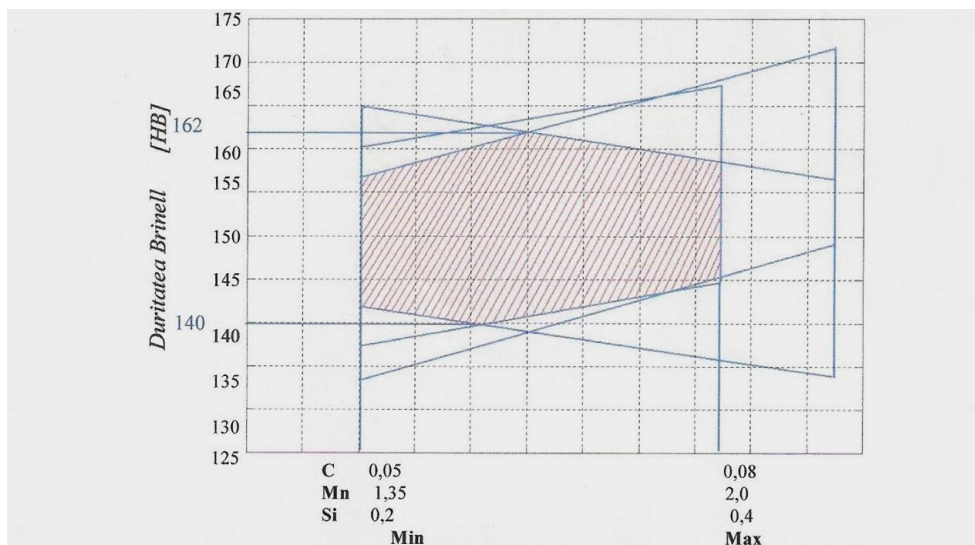
Domeniul optim de variație al elementelor din compoziția chimică , [%]
 Fig. 7.1 . Poligonul rezistenței la curgere, în funcție de elementele obișnuite din compoziția chimică (C, Mn, Si)



Domeniul optim de variație al elementelor din compoziția chimică , [%]
 Fig. 7. 2. Poligonul pentru rezistența la rupere , în funcție de elementele obișnuite din compoziția chimică (C, Mn, Si)

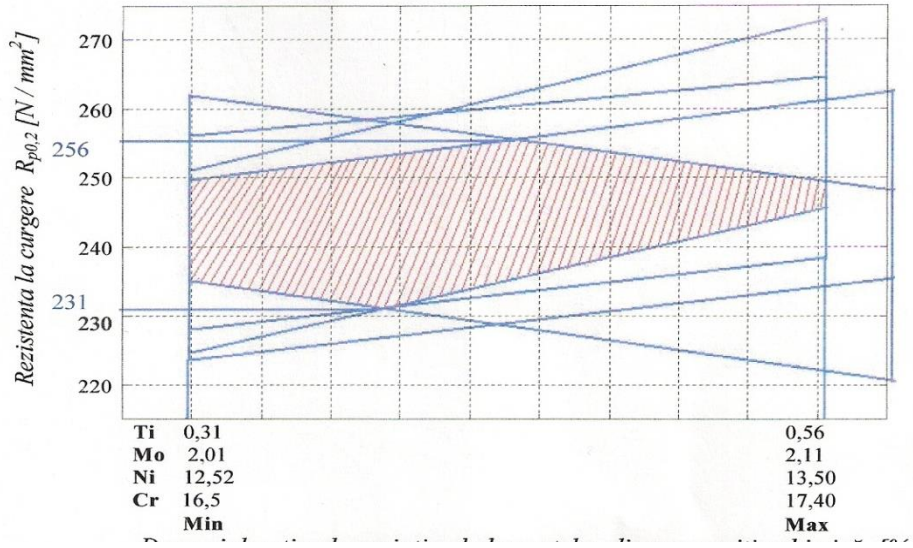


Domeniul optim de variație al elementelor din compoziția chimică , [%]
 Fig. 7.3. Polygonul pentru alungirea, în funcție de elementele obișnuite din compoziția chimică(C, Mn, Si)

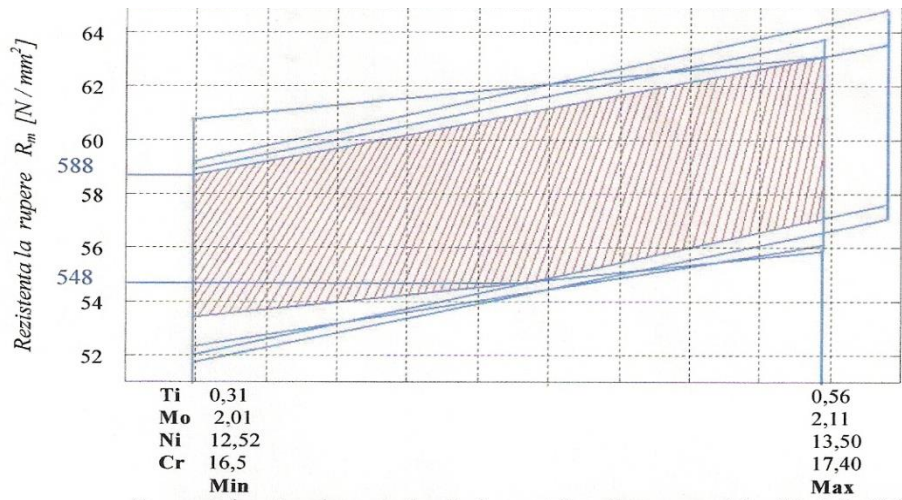


Domeniul optim de variație al elementelor din compoziția chimică , [%]
 Fig. 7.4. Polygonul pentru duritatea Brinell , în funcție de elementele obișnuite din compoziția chimică(C, Mn, Si)

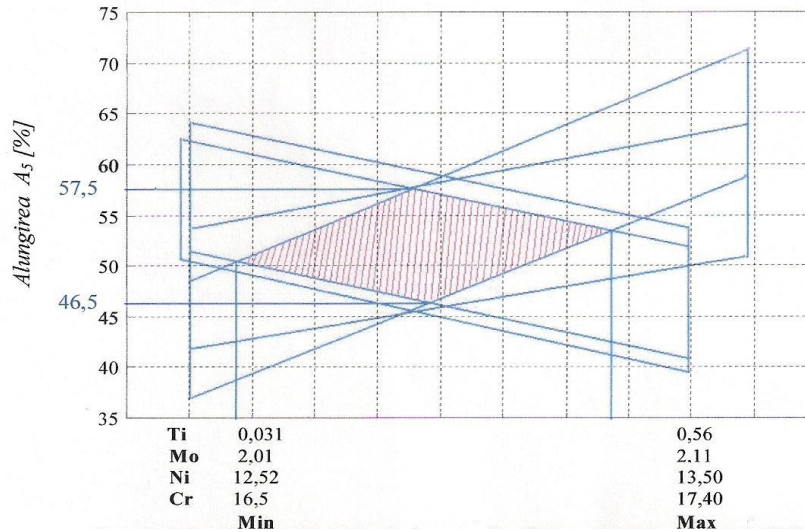
Pentru celelalte elemente, cu care oțelul este aliat, poligoanele de marcă pentru caracteristicile mecanice sunt obținute în același mod și se prezintă în figurile 7.5 – 7.8.



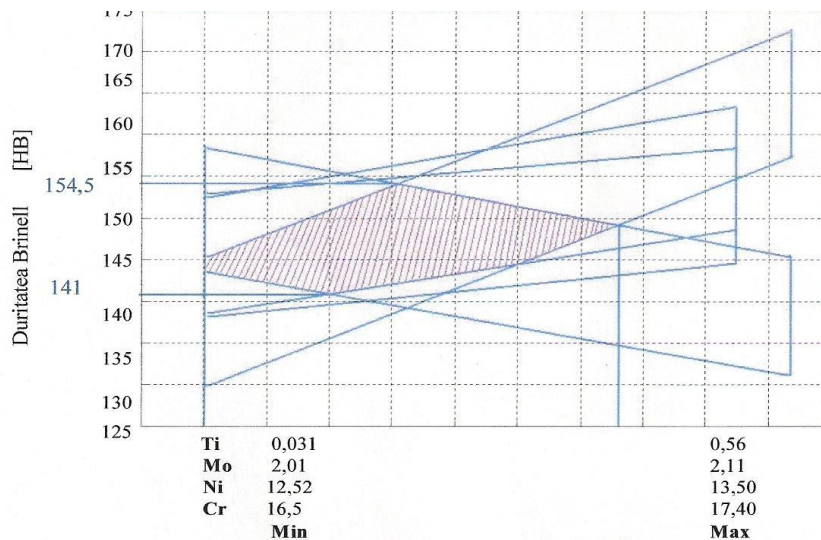
Domeniul optim de variație al elementelor din compoziția chimică , [%]
 Fig. 7.5 . Poligonul rezistenței la curgere, în funcție de elementele de aliere din compoziția chimică (Ti, Mo, Ni, Cr)



Domeniul optim de variație al elementelor din compoziția chimică , [%]
 Fig. 7.6. Poligonul pentru rezistența la rupere , în funcție de elementele de aliere din compoziția chimică (Ti, Mo, Ni, Cr)



Domeniul optim de variație al elementelor din compoziția chimică , [%]
 Figura nr. 7.7. Poligonul pentru alungire , în funcție de elementele de aliere din compoziția chimică (Ti, Mo, Ni, Cr)



Domeniul optim de variație al elementelor din compoziția chimică , [%]
 Figura nr. 7.8. Poligonul pentru duritatea Brinell , în funcție de elementele de aliere din compoziția chimică (Ti, Mo, Ni, Cr)

Prin suprapunerea poligoanelor obținute după metodologia indicată rezultă în final poligonul de marcă pentru oțelul respectiv, care definește:

- *Compoziția chimică optimă de realizat* pentru principalele elemente chimice, care va asigura constanța nivelului calitativ fără a mai fi nevoie de efectuarea încercărilor mecanice, după prelucrarea prin deformare plastică la cald;

- Valorile așteptate pentru caracteristicile mecanice luate în considerare vor fi corespunzătoare celor prezentate în tabelul 7.10.

Valorile așteptate pentru caracteristicile mecanice

Tabelul 7.10.

	Minim	Maxim
$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	230	257,5
R_m [N/mm ²]	535	620
A_5 [%]	45	61,9
HB	140	163

7.4. Concluzii

Metoda propusă de utilizare a analizei de corelație permite stabilirea influenței naturii oțelului și a factorilor tehnologici de prelucrare asupra caracteristicilor calitative reprezentate prin rezistență și plasticitate.

În urma cercetărilor a fost construit poligonul de marcă, util pentru practica industrială.

Acest poligon definește:

- domeniul optim al compoziției chimice pentru principalele elemente care definesc natura oțelului și condiționează creșterea calității;
- domeniul optim al caracteristicilor mecanice luate în considerare.

Încadrarea în aceste domenii asigură creșterea valorilor minime ale caracteristicilor de rezistență la rupere, alungire, limita de curgere și duritate BRINELL față de normele tehnice prevăzute în tabelul 7.2. și garantează obținerea unui nivel calitativ constant după prelucrare.

Cercetările iau locul încercărilor industriale de deformare la cald și subliniază posibilitatea determinării caracteristicilor calitative obținute prin prelucrare la cald.

Poligonul de marcă construit contribuie la ușurarea muncii în unitățile de prelucrare la cald prin forjare și laminare, de programare și control de calitate, precum și în cadrul unităților de elaborare a oțelurilor.

Domeniul de aplicare a poligoanelor de marcă se poate extinde și la alte calități de oțeluri, inclusiv în domeniul metalurgiei neferoase.

8. CONCLUZII FINALE ȘI CONTRIBUȚII PERSONALE

8.1. Concluzii finale

Timp de câteva decenii oțelurile inoxidabile au fost aliaje de fier și crom, sau fier, crom și nichel.

Incidental s-au adăugat cantități mici din unele elemente cu scopul de a le mări rezistența la coroziune și proprietățile mecanice, sau pentru a imuniza oțelurile față de acțiunea unor factori dăunători.

Recent au fost elaborate noi calități de oțeluri inoxidabile termostabile în care conținutul de nichel din oțelurile fier-crom-nichel a fost înlocuit în parte sau integral prin combinații de azot și mangan (cum sunt tipurile AISI și USS TÊNELON).

- Vitezele mici de reacție, inerente oțelurilor inoxidabile, au împiedicat stabilirea unor diagrame de echilibru precise; totuși diagramele existente în prezent, permit cel puțin tragerea unor concluzii calitative cu privire la structura acestor oțeluri;

- În ce privește rezistența la coroziune și termostabilitate, conținutul de crom pare a fi variabila determinantă și efectul cromului poate fi intensificat prin adaosuri de molibden, nichel și alte elemente. Proprietățile mecanice ale acestor oțeluri, ca și cele ale oțelurilor obișnuite și slab aliate, depind de structura și natura sau compoziția aliajului respectiv;

- Astfel, din clasa acestor oțeluri, cele austenitice posedă mai bune proprietăți de rezistență la șoc și temperaturi joase, precum și cea mai bună rezistență la temperaturi ridicate de exploatare, iar oțelurile martensitice prezintă cea mai mare duritate la temperatura ambiantă. În consecință, prin faptul că există o mare varietate de structuri, oțelurile inoxidabile manifestă o gamă vastă de proprietăți mecanice care, combinate cu o rezistență excelentă la coroziune fac ca aceste oțeluri să fie multilateral utilizate în construcții și alte ramuri ale economiei;

În România, fabricarea produselor industriale din aceste oțeluri este încă într-o fază incipientă, și din acest motiv, cunoașterea experienței unităților productive pentru a veni în sprijinul tehnologic al acestora este de cea mai mare utilitate.

Deoarece, din punct de vedere structural și al proprietăților fizice oțelurile amintite diferă de oțelurile obișnuite, lucrarea prezintă o clasificare a lor și evidențiază particularitățile ce trebuie considerate în toate fazele procesului de prelucrare plastică.

În practică, nici unul dintre oțelurile inoxidabile nu poate fi considerat ca aparținând în mod exclusiv grupei oțelurilor refractare sau anticorrosive, deoarece, fiecare din ele este într-o oarecare proporție anticorrosiv, refractar și termorezistent. Predominarea uneia sau altei laturi, este o problemă subiectivă care depinde în primul rând de criteriile după care se face selecția.

Domeniile de vârf ale economiei, necesită însă noi combinații de aliaje pentru componente care să funcționeze la temperaturi înalte de exploatare.

- S-a constatat că pentru temperaturi de lucru care depășesc 800°C, rezultate bune dau oțelurile inoxidabile austenitice cu peste 18% Cr și 10–12% Ni, stabilizate cu molibden și titan, dar aceste oțeluri la prelucrarea plastică înregistrează procent

de scoatere scăzut, creind o serie întregă de probleme tehnologice. De asemenea, s-a constatat că în privința rezistenței la oxidare și coroziune, cromul mărește considerabil rezistența oțelului față de coroziunea provocată de compușii sulfului și a altor substanțe corozive la temperaturi ridicate ($\sim 1000^{\circ}\text{C}$);

O creștere pronunțată a caracteristicilor de rezistență a oțelurilor analizate s-a obținut și prin adaosuri speciale de elemente de aliere în diferite proporții, dar trebuie să menționăm că acestea cauzează modificări structurale care înrăutățesc plasticitatea și prelucrarea la cald;

- O caracteristică a deformabilității oțelurilor inoxidabile termostabile constă în faptul că în raport cu oțelul obișnuit, creșterea rezistenței la deformare este mult mai rapidă pe măsura scăderii temperaturii de deformare. Din acest motiv, în practică trebuie luate măsuri ca terminarea prelucrării să se facă la o temperatură cât mai ridicată pentru a nu suprasolicita utilajul tehnologic.

Explicația fenomenului constă în aceea că prin creșterea gradului de aliere, difuziunea elementelor este îngreunată, iar viteza de recristalizare scade în proporție corespunzătoare. Pentru acest motiv, este de preferat ca viteza de deformare la prelucrarea acestor oțeluri să fie cât mai mică posibil.

În practică, pentru fiecare situație dată trebuie găsit un compromis care să ducă la rezultatele cele mai bune;

- Plasticitatea constituie o componentă a deformabilității mult mai sensibilă la variația structurii decât rezistența la deformare. A rezultat că în toate cazurile analizate, plasticitatea acestor oțeluri în stare turnată este mai coborâtă decât în stare deformată.

Fenomenul se explică atât prin microstructura diferită (existentă la lingouri a celor trei zone de solidificare), cât și prin puternica segregare a unor elemente, în special în spațiul interdendritic, segregare care favorizează apariția unor constituenți în structură (ca de exemplu, faza α și δ la oțelurile de tip austenitic), care înrăutățesc plasticitatea, deci capacitatea lor de prelucrare plastică;

- Din cele 8 cicluri termice cercetate și analizate în lucrare se constată că diagrama optimă de dizolvare a fazelor secundare în care conținutul de ferită a scăzut cel mai mult, precum și faptul că dispersia acestei faze în masa austenitică de bază are aspect globular tinzând spre stări de energie minimă – este diagrama 5 din figura 5.25;

- Probele supuse acestui regim au avut inițial un conținut de fază secundară de 11–12%, iar în final acesta a scăzut la 5%, valoare care nu înrăutățește deformabilitatea la prelucrare.

Se constată deasemenea după microstructura obținută că în soluția austenitică de bază ferita remanentă este dispersată aproximativ uniform, iar forma grăunților acestei faze din structură tinde spre stări de energie minimă, ceea ce dă posibilitatea efectuării prelucrării la cald în condiții bune;

- Cercetarea efectuată clarifică influența duratei de menținere asupra dispersiei fazelor secundare în masa de bază și stabilește că nu durata menținerii influențează conținutul de ferită, ci valoarea temperaturii la care se realizează menținerea;

- Din analiza ciclogramelor termice experimentate în laborator, a microstructurilor rezultate și a conținutului de fază secundară remanentă în structură, se pot aduce următoarele contribuții pentru tehnologia de prelucrare:

- S-a stabilit domeniul cu plasticitate optimă pentru acest oțel, care constituie criteriul de bază în stabilirea parametrilor termici pentru prelucrare. Corelând rezultatele de deformabilitate cu efectele structurale obținute din cercetările de încălzire pendulară, se poate aprecia că temperatura optimă

- de încălzire în vederea dizolvării fazelor secundare din structura de bază este de 1180°C;
- Depășirea temperaturii de 1180°C în cazul încălzirii acestui oțel este riscantă deoarece atrage după sine separarea feritei δ , înrăutățind brusc plasticitatea;
 - Efectul cel mai favorabil din punct de vedere al structurii și a reducerii conținutului de faze secundare îl are încălzirea cu puțin peste temperatura de 1150°C (cu cca. 30°C), menținerea la această temperatură pentru dizolvarea fazelor secundare din structură și apoi, revenirea din nou la temperatura de 1150°C, cu o menținere la această temperatură pentru omogenizare, urmând în continuare prelucrarea la cald;
 - Din analiza diagramei de deformabilitate rezultă că temperatura de sfârșit a prelucrării la cald trebuie să fie în jur de 1000°C. Această afirmație se bazează pe valorile ridicate a rezistenței la deformare a oțelului și pe nivelul mai scăzut al plasticității, datorită gradului mare de aliere, care are ca efect micșorarea vitezei de recristalizare a materialului metalic în cursul prelucrării la cald;
 - S-a cercetat de asemenea, respectând similitudinea cu procesul industrial, influența temperaturii și a gradului de reducere relativă aplicat prin laminarea la cald, asupra rezistenței la deformare.
 - Cu toate că practic s-a dovedit posibilitatea creșterii vitezei de încălzire, aceasta este frânată de teama încălzirii insuficiente pe secțiunea lingourilor și distrugerea compactității oțelului în perioada inițială de încălzire;
 - Experimentările efectuate în acest scop au urmărit să stabilească un proces de încălzire bazat pe cunoașterea diferenței de temperatură care se realizează pe secțiunea lingourilor în timpul încălzirii cu diferite viteze și a tensiunilor termice, pe influența dinamicii acestui proces asupra modificărilor structurale, precum și stabilirea domeniului optim a parametrilor tehnologici de prelucrare la cald;
 - Din variantele experimentate industrial rezultă că valori mai reduse ale diferenței de temperatură pe secțiune, concomitent cu scurtarea duratei de încălzire se obțin numai prin menținerea temperaturii cuptorului la o valoare constantă (cca. 600°C), după introducerea lingourilor reci. Durata pentru obținerea valorii maxime a gradientului este în acest caz de cca. 1 h, comparativ cu cca. 2 h când s-a renunțat la menținere;
 - Apare ca o necesitate practică la încălzirea lingourilor reci, stabilirea duratei de menținere la 2 h, cu garanția că se asigură depășirea momentului de apariție a gradientului maxim de temperatură;
 - Tensiunile termice axiale care apar în procesul de încălzire până în momentul când temperatura în centrul lingoului nu depășește limita de elasticitate, comparate cu rezistența la rupere la cald a oțelului, dovedesc că se pot aduce îmbunătățiri esențiale acestui proces;
 - Cercetările metalografice privind modificările structurale la cald arată că oțelul V4A Extra încălzit până la temperatura de 1200°C, rămâne aproximativ monofazic (cu proporții reduse de faze secundare în structură), indiferent de viteza de încălzire sau răcire. La încălziri repetate, urmate de răcire lentă se conturează destul de vag tendința de separare a carburilor la limita grăunților de austenită;
 - Rezultatele cercetărilor metalografice la temperaturi ridicate, corelate cu cele de deformabilitate la cald, evidențiază pentru tehnologia de prelucrare ca fiind condiții avantajoase și economice, următoarele:
 - temperatura cea mai potrivită pentru diminuarea conținutului de faze secundare în structură este cuprinsă între 1180 și 1200°C;

- depășirea acestui domeniu duce la separarea în structură a feritei δ de formă alungită, nefavorabilă prelucrării plastice, constituind amorse tensionale de declanșare a crăpăturilor și reducere a procentului de scoatere; Prin modelare matematică, lucrarea compară datele practice obținute din cercetările industriale cu metodele teoretice de calcul în vederea aproximării lor. După cum rezultă din dependențele grafice comparative (fig. 6.11.), valorile experimentale și cele obținute prin modelarea matematică a temperaturii lingourilor în centrul acestora, diferă neesențial, justificând utilitatea metodei pentru situații practice.

În acest mod, metoda analitică cercetată poate înlocui în condiții de siguranță experimentări industriale dificile;

- De asemenea, s-au efectuat cercetări de optimizare a compoziției oțelului V4AExtra în corelație cu caracteristicile de rezistență, care precizează că metoda propusă de utilizare a analizei de corelație permite stabilirea influenței naturii oțelului și a factorilor tehnologici de prelucrare asupra caracteristicilor calitative reprezentate prin rezistență și plasticitate.

- Ca rezultat a acestor cercetări a fost construit poligonul de marcă, util pentru practica industrială, deoarece definește:
 - domeniul optim al compoziției chimice pentru principalele elemente care definesc natura oțelului și condiționează creșterea calității;
 - domeniul optim al caracteristicilor mecanice luate în considerare.

Încadrarea în aceste domenii asigură creșterea valorilor minime ale caracteristicilor de rezistență și plasticitate față de normele tehnice și garantează obținerea unui nivel calitativ constant după prelucrare.

- Cercetările iau locul încercărilor industriale de deformare la cald și subliniază posibilitatea determinării caracteristicilor calitative obținute prin prelucrare la cald.

Poligonul de marcă construit contribuie la ușurarea muncii în unitățile de prelucrare la cald prin forjare și laminare, de programare și control de calitate, precum și în cadrul unităților de elaborare a oțelurilor.

Domeniul de aplicare a poligoanelor de marcă se poate extinde și la alte calități de oțeluri, inclusiv în domeniul metalurgiei neferoase.

8.2. Contribuții personale

În cadrul tezei de doctorat cu titlul "Studii și cercetări privind comportamentul la prelucrarea plastică a oțelurilor inoxidabile termostabile" contribuția personală a autorului constă în:

1. Sintetizarea informațiilor din literatura de specialitate cu privire la domeniul procesării oțelurilor inoxidabile termostabile;
2. Experimentarea unor ciclograme termice cu evidențierea variantei optime de diminuare și dizolvare a fazelor secundare în masa de bază a soluției solide, obținerea unui aspect globular favorabil prelucrării la cald pentru fazele dăunătoare remanente în structură, care să tindă spre stări de energie minimă;
3. Cercetările efectuate de autor clarifică influența duratei de menținere asupra dispersiei fazelor secundare în masa de bază și stabilește că nu durata menținerii influențează conținutul acestora, ci valoarea temperaturii la care se realizează menținerea;
4. S-a stabilit domeniul cu plasticitate optimă pentru oțelul cercetat, care constituie criteriul de bază în stabilirea parametrilor termici de prelucrare la cald.

Corelând rezultatele de deformabilitate cu efectele structurale obținute din cercetările de încălzire pendulară, se poate garanta că temperatura optimă de dizolvare a fazelor secundare în structura de bază este de 1180°C;

Depășirea acestui nivel în cazul oțelului V4 A Extra, este riscantă, deoarece atrage după sine separarea feritei δ de formă alungită, înrăutățind brusc plasticitatea;

5. Cercetările de deformabilitate prin răsucire și laminare la cald, au stabilit de asemenea că temperatura de sfârșit de prelucrare la cald trebuie să fie în jur de 1000°C. Această afirmație este bazată pe valorile ridicate a rezistenței la deformare și nivelul mai scăzut a plasticității, datorită gradului mare de aliere care are ca efect micșorarea vitezei de recristalizare a materialului metalic în cursul prelucrării la cald;
6. Cercetarea tensiunilor termice axiale care apar la încălzire până în momentul când temperatura în centrul lingoului nu depășește limita de elasticitate, comparate cu rezistența de rupere la cald, evidențiază rezervele existente în privința vitezei de încălzire;
7. Aplicând metode de modelare matematică se compară datele practice obținute din cercetările industriale, cu cele analitice de calcul. Se stabilește că valorile experimentale și cele obținute prin modelarea matematică a temperaturii în centrul lingourilor, diferă neesențial, justificând utilitatea metodei pentru situațiile practice;
8. Obținerea prin analiză de corelație a poligonului de marcă pentru oțelul V4AExtra, util pentru practica industrială, care definește:
 - domeniul optim al compoziției chimice pentru principalele elemente care definesc natura oțelului și condiționează creșterea calității;
 - domeniul optim al caracteristicilor mecanice luate în considerare.Încadrarea în aceste domenii asigură constanța nivelului calitativ și creșterea valorilor minime a caracteristicilor de rezistență și plasticitate față de normele tehnice, garantând totodată obținerea unui nivel calitativ constant pe produsul finit după prelucrare.
9. Poligonul de marcă stabilit, contribuie la ușurarea muncii în unitățile de prelucrare la cald prin forjare și laminare, de programare și control de calitate, precum și în cadrul unităților de elaborare a oțelurilor.

BIBLIOGRAFIE

1. Istomin, A.V. - *The Making, Shaping and treating of Steel*, United States Steel, Seventh Edition – traducere din limba engleză, Metallurghizdat, Moskva, 1980
2. Strauss, B. - *Non-rusting chromium-nickel steel*, Am. Society for Testing Materials Proc. 24 (part II): p. 208-216, (1974).
3. Smith, R.,
ș.a. - *Precipitation-hardening stainless steel of the 18 per cent chromium, 8 per cent nickel type*, Am. Institute of Mining and Metallurgical Engineering, Cleveland, 1979, p. 418-422.
4. Adcock, F. - *Alloys of iron research: Part X, The Chromium-iron constitutional diagram*, Iron and Steel Institute Journal 124, 1971, p. 99-149.
5. Bain, E.C.
ș.a. - *Introduction to the iron-chromium-nickel alloys*, Am Institute of Mining and Metallurgical Engineers Trans. 75, 1977, p. 166-213
6. Cooke, A.J.
ș.a. - *Brittle constituent of the iron-chromium system (sigma phase): I, A survey of the limits of the sigma phase in the binary system*, Iron and Steel Institute Journal 148.
7. Bain, E.C.
ș.a. - *The iron-nickel-chromium system*, Am. Society for Metals, Metals handbook, Cleveland, The Society, p. 418-422.
8. Rees, W.P.
ș.a. - *Constitution of iron-nickel-chromium alloys at 650° to 800°C*, Iron and Steel Institute Journal 162, 1979, p. 325-336.
9. Tofaute, W.
ș.a. - *Iron - chromium, chromium carbide system, Cr₇ C₃ cementite*, Archiv fur das Eisenhüttenwesen 9, 1976, p.607-617.
10. Kinzel, A.B.
ș.a. - *Alloys of iron and chromium*, Vol. I, Low-chromium Alloys, N.Y., McGraw-Hill, 1977.
11. Masuyama, F. - *History of Power Plants and Progress in Heat Resistant Steels*, ISIJ International, Vol. 41, 2001, No. 6, p. 612-625.
12. Speranski, V.
ș.a. - *Tehnologia proizvodstva nerjaveinșei stali*, Moskva, Metallurghizdat, 1997.
13. Cuida, O. - *Metode de determinare a deformabilității la cald a oțelurilor*, București, 1DT, 1997.
14. Kuwano, S.,
ș.a. - *Analysis of Fracture Surface in Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steel*, Transactions ISIJ, Vol. 21, 1981.
15. R.F.A. Swedish
Jargelius-Petters. - *Sensitization behavior and corrosion resistance of austenitic stainless steels alloyed with nitrogen and manganese*, ISIJ International, Vol. 36, 1996, No. 7, p. 818-824.
16. Kuniya, J.,
ș.a. - *Effect of Pre-strain on Stress Corrosion Cracking of Type 304 Stainless Steel in High Temperature Water*, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Vol. 22, 1982, No. 6, p. 442-447.
17. Uchida, H.,
ș.a. - *Stress Corrosion Cracking of SUS 631 Stainless Steel Deformed at High Strain Rate*, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Vol. 21, 1981, No. 6, p. 391-396.
18. Jiang, Xu.,
ș.a. - *Improving the corrosion wear resistance of AISI 316L Stainless steel by particulate reinforced Ni matrix composite alloying layer*, J.Phys. D: Appl. Phys. 42, 2009, 015410.
19. Hakkarainen. T.,
ș.a. - *Surface Composition of Stainless Steel at Active Corrosion*, Physica Scripta. Vol. T4, 1983, p. 189-193.

20. Ootoguro, Y.,
ș.a. - *Oxidation Behavior of Austenitic Heat-resisting Steels in a High Temperature and High Pressure Steam Environment*, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Vol. 28, 1988, No. 9, p. 761-768.
21. Fujisawa, T.,
ș.a. - *Activity of Sulfur and Sulfide Equilibrium in Fe-Cr Alloys at 1573 K*, Transactions ISIJ, Vol. 28, 1988.
22. Feng, H.,
ș.a. - *Finite-element modelling of low-temperature autofrettage of thick-walled tubes of the austenitic stainless steel AISI 304 L: Part I. Smooth thick-walled tubes*, Modeling Simul. Mater. Sci. Eng. 6, 1998, p. 51-69.
23. Feng, H.,
ș.a. - *Finite-element modelling of low-temperature Autofrettage of thick-walled tubes of the austenitic stainless steel AISI 304 L: Part II. Thick-walled tube with cross-bore*, Modeling Simul. Mater. Sci. Eng. 6, 1998, p. 71-85.
24. Rothman, S. J.,
ș.a. - *Self-diffusion in austenitic Fe-Cr-Ni alloys*, J. Phys. F: Metal Phys., 10, 1980, p. 83-98.
25. Vannevik, H.,
ș.a. - *Effect of Elemental Partitioning on Pitting Resistance of High Nitrogen Duplex Stainless Steels*, ISIJ International, Vol. 36, 1996, No. 7, p. 807-812.
26. Colombier, L.,
Hochman, I. - *Aciers inoxydables, aciers refractaires*, Paris, Editura Dunod, 1965.
27. Pryce, L.
Andrews, K.K. - *Practical estimation of composition balance and ferritic content in stainless steels*, Journal of the Iron and Steel Institute, august, 1960, p. 415-416.
28. Castro, R.,
Tricot, R. - *Etude des transformations isothermiques dans aciers semi-ferritiques a 17% chrome*, Les mémoires scientifiques de la Revue de Metallurgie nr. 9, 1982, p. 571-596.
29. Suzuk, K.,
ș.a. - *Microsegregation of Chromium and Carbon and Ridging Phenomenon in 18 Cr Stainless Steel Sheets*, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Vol. 24, 1984, No. 1, p. 1-6.
30. Tsuchida, N.,
ș.a. - *True Stress-True Strain Relations with Very Low Strain Rates at Room Temperature for an Austenitic 25Cr-19Ni Steel*, ISIJ International, Vol. 44, 2004, No.1, p. 209-213.
31. Simmons, J. W. - *Effects of nitride (Cr₂N) precipitation on the mechanical, and wear properties of austenitic stainless steel*, ISIJ International, Vol. 36, 1996, No. 7, p. 846-854.
32. Takemoto, T. - *Effect of Alloying Elements on Mechanical and Magnetic Properties of Cr-Ni Austenitic Stainless Steel at Cryogenic Temperature*, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Vol. 28, 1988, No. 11, p. 965-972.
33. Novac, S.,
Cuida, O. - *Metode de determinare a deformabilității la cald a oțelurilor*, I.D.T., București, 1969.
34. Ilca, I. - *Cercetări cu privire la îmbunătățirea structurii lingourilor mari de forje*, Vol. Conferința Națională aniversară 125 ani de Învățământ Metalurgic Românesc, București, 2000, p. 119.
35. Ilca, I. - *Contribuții la studiul procesului de laminare longitudinală*, Volumul Simpozionului Internațional "Tradiții și perspective în școala românească de metalurgie", 30-31 oct., Ediția a II-a, București, 1998, p. 307-312.
36. Periatko, V.N. - *Plasticnosti hromistih stalei*, Izvestia vîșih ucebniîh zavedenii, Moskva, nr. 2, 1998, p. 93 - 96
37. Takeshita, T.,
ș.a. - *Effects of $\alpha \leftrightarrow \gamma$ Partial Transformation on Recrystallization After Hot Deformation in 17% Cr Stainless Steel*, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Vol. 27, 1987, No. 6, p. 432-438.

38. Kim, H. D.,
ş.a. - *Effect of austenitizing temperature on microstructure and mechanical properties of 12% Cr steel*, ISIJ International, Vol. 34, 1994, No. 2, pag. 198-204.
39. J. A. de Almeida,
ş.a. - *Hot deformation of 304 type austenitic stainless steel at high strain rates*, ISIJ International, Vol. 43, 2003, No. 2, p. 264-266.
40. Fukumoto, S.,
ş.a. - *Crystallographic relationships between δ -Ferrite and γ -Austenite during unidirectional solidification of Fe-Cr-Ni Alloys*, ISIJ International, Vol. 40, 2000, No.7, p. 677-684.
41. Sakai, T.,
ş.a. - *Recrystallization and Texture Formation in High Speed Hot Rolling of Austenitic Stainless Steel*, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Vol. 27, 1987, No. 6, p. 520-525.
42. Tsuji, N.,
ş.a. - *Effect of Initial Orientation of the Recrystallization Behavior of Solidified Columnar Crystals in a 19% Cr Ferritic Stainless Steel*, ISIJ International, Vol. 33, 1993, No. 7, p. 783-792.
43. Miyahara, K.,
ş.a. - *Strength properties and microstructure of high Mn-Cr Austenitic steels as potential high temperature materials*, ISIJ International, Vol. 36, 1996, No. 7, p. 878-882.
44. Kobayashi, S.,
ş.a. - *Decomposition processes of δ - Ferrite during continuous heating in a 25Cr-7Ni-0.14N stainless steel*, ISIJ International, Vol. 40, 2000, No. 8, p. 802-808.
45. Venugopal, S.,
ş.a. - *Optimum design of a hot extrusion process for AISI type 304L stainless steel using a model for the evolution of microstructure*, Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 10, 2002, p. 253-265.
46. Cizek, P.,
ş.a. - *EBSD investigation of the effect of strain path changes on the microstructure and texture of duplex stainless steel during hot deformation*, Journal of Physics: Conference Series 26, 2006, p. 331-334.
47. Sudesh, T.L.,
Wijesinghe, L. - *Electrochemical & optical characterisation of passive films on stainless steels*, Journal of Physics: Conference Series 28, 2006, p. 74-78.
48. Itoh, Y.,
ş.a. - *Refining of Solidification Structures of Continuously Cast Type 430 Stainless Steel Slabs by Electromagnetic Stirring*, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Vol. 22, 1982, No. 3 p. 223-229.
49. Mandal, S.,
ş.a. - *Constitutive flow behaviour of austenitic stainless steels under hot deformation: artificial neural network modelling to understand, evaluate and predict*, Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 14, 2006, p. 1053-1070.
50. Takeuchi, H.,
ş.a. - *The Effects of Electromagnetic Stirring on Solidification Structure of Continuously Cast SUS430 Stainless Steel Slabs*, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, vol. 21, 1981, No. 2 p. 109-116.
51. Barrett, N. T.,
ş.a. - *RefEXAFS investigation of the local atomic structure around Fe during the oxidation of stainless steel*, J. Phys. D: Appl. Phys. 22, 1989.
52. Leonart Davila, G.,
ş.a. - *Surface hardening utilizing high-density plasma nitriding on stainless steel alloys*, Phys. Scr. T131, 2008, 014011
53. More, J.C. - *Measurement of surface stress in austenitic steel*, J. Appl. Phys., p. 11-24.
54. Keichel, J.,
ş.a. - *Deformation and annealing behavior of nitrogen alloyed duplex stainless steels. Part II: Annealing*, ISIJ International, Vol. 43, 2003, No. 11, p. 1788-1794.

55. Singh, G.P.,
ș.a. - *Phase formation in selected surface-roughened plasma-nitrided 304 austenite stainless steel*, Sci. Technol. Adv.Mater. 9, 2008, 025007.
56. Vitos, L.,
ș.a. - *Stacking fault energy and magnetism in austenitic stainless steels*, Phys. Scr. 77, 2008, 065703.
57. Magaon, I.J.,
ș.a. - *Optimizarea compoziției chimice în corelare cu caracteristicile de rezistență ale oțelurilor (I)*, Metalurgia nr. 11, 2008, p. 17-23.
58. Magaon, I.J.,
ș.a. - *The optimizing of chemical composition in corelation with the resistance characteristics of the alloyed steeld, (part. I)*, Metalurgia Internațional, vol XIV, 2009, nr. 3, p. 27-31.
59. Magaon, I.J.,,
ș.a. - *Cercetarea domeniului optim de prelucrare la cald pentru oțelurile inoxidabile termostabile*, vol. 16, „Știința și Inginerie”, Editura AGIR, București 2009, pag. 555-558.
60. Magaon, I.J.,
ș.a. - *The optimizing of chemical composition in corelaation with the resistance characteristics of the alloyed steeld, (Part. II)*, Metalurgia Internațional, vol XIV, nr. 7, 2009, pag. 51-54.
61. Magaon, I.J.,
ș.a. - *Analiza factorilor de influență și comportare a oțelurilor la temperaturi înalte de exploatare*, vol. 16, „Știința și Inginerie”, Editura AGIR, București 2009, pag. 629-636.
62. Magaon, I.J.,
ș.a. - *Cercetări de îmbunătățire a procesării la cald pentru oțelurile inoxidabile termostabile*, vol. 16, „Știință și Inginerie”, Editura AGIR, București 2009, pag. 629-636.
63. Ilca, I.,
Magaon, I.J.,
ș.a. - *Structural rearch on semi-industrial high temperature stainless steels thernostable*, VII International Congress, „Machinery, Technology, Materials”, Mai 26-27, 2010, Sofia, Bulgaria, vol. 2, pag. 41-43.
64. Ilca, I.,
Magaon, I.J.,
ș.a. - *Cercetarea experimentală a ingredientului ternic la încălzirea cu diferite viteze a oțelurilor inoxidabile termostabile*, vol. 18, „Știință și Inginerie”, Editura AGIR, București 2010, pag. 543-550.
65. Taiț, N.Iu. - *Tehnologia nageva stali*, Moskva, Metallurghizdat, 1982
66. Tretiakov, A.N. - *Mehaneskie svoistva metallov i splavov pri obrabotke davleniem*, Moskva, Metallurghizdat, 1964
67. Samoilovici, Iu. A. - *Nagrev stali*, Spravocinik, Vîsaia skola, Minsk, 1990
68. Valangur, S.A. - *Fundamentals of Computing. Theory and Practice* Prentice Hall, Inc. A Division of Simon & Schuster. Englevodd Cliffs, New Jersei 07632, 1990
69. Convert, F. - *Originea deformațiilor de încălzire*, traducere din Traitement thermique- Franța, Nr. 191/1985, p.31-51
70. Florian, E.,
Ciucă, S. - *Contribuții la studiul refractarității materialelor metalice*, Metalurgia, nr. 9-12, 1990, p.453-461
71. Gaba, A.,
ș.a. - *Model matematic de calcul al transferului de căldură în cuptoarele de încălzire*, Metalurgia, nr. 4, 1988, p. 194-198
72. Ionescu, E.,
Rizescu, C. - *Producția de oțeluri speciale în România*, Metalurgia, nr. 3, 1991, p. 47-50
73. Karasiuk, Y.A. - *Termiceskaia obrabotka krupnîh izdelii s ispolzovaniem uskorenogo nageva i reguliruemovo ohlajdenia*, Referativnîi jurnal, nr. 5/1991, Moskva
74. Poluhin, P.I.,
Tiurin, V.A. - *Obrabotka metallov davleniem v mašinostrieniî*, Masinostroenie-Tehnica, Sofia, 1983, p. 45-60
75. Dima, A.,
Sciteianu, N.,
Cațarschi, V. - *Metodă de calcul analitic a diagramei de încălzire pentru deformarea plastică a lingourilor*, lucrările Sesiunii ,, Fortus,, 83, Iași, 1983, p. 19-25

76. Mikrotec Inc. Canada - *Termometru portativ în infraroșu, fără contact, pentru demeniul 400-3000°C - Model 3000 As, cu reglarea emisivității*
77. Mikrotec Inc. Canada - *Termometru pentru măsurarea temperaturii la distanță fără contact, cu undă laser vizibilă-roșie tip RAYTEC (S.U.A.) PM-YEM (LS), domeniul 18-870°C, cu reglarea emisivității.*
78. The Iron and Steel Institute of Japan - *Mecanismul înhibării oxidării și performanțele unei noi acoperiri de protecție pentru reîncălzirea sleburilor, Documentare metalurgică, O.I.D., nr. 3, 1988, p. 85-100*
79. Dumitrescu, A.T., Chelu, Gh., - *Deformabilitatea la cald a oțelului Ni80Cr20, Metalurgia nr. 9-12/1990, p. 465-470*
80. Vinogradova, T.V., - *K voprosu o scorotnoi zavisimosti napreajenia tecenia stalei pri osadke, Izv. vuzov: Ceornaia metallurghia, 1984, nr. 2, p.41-46.*
81. Paplawski, J.V. - *Bethlehem's contribution to the mathematical modeling of cold rolling in tandem mills, Iron and Steel End., 1980, 57, nr. 9, p.47-58*
82. Turczyn, S. - *Cieplue aspekty procesu walcowama na zimno blach n tasm stalowych w walcowaniach ciglych, Hutnik, 1985, R. 52, nr. 10, p. 305-310*
83. Vasilev, Ia. D. - *Algoritm za iscislevanie na energosilovite parametri pri studenogo valčuvanie, Metalurgia, Sofia, 1981, nr. 3, p. 14-21*
84. Vasilev, Ia. D. - *Ingenerniie modeli i algoritmi rasciota parametrov holodnoi prokatki, Moskva, Metallurghia, 2000.*
85. Caziminovici, E. - *Bazele teoretice ale deformării plastice, Editura Brem, 1999, p. 87-93*
86. Shigeru, S., ș.a. - *Angle resolved XPS study surface of thin oxide layers formed on the surface of Iron-Chromium binary alloys exposed to air, ISIJ International, vol. 36, 1996, nr. 4*
87. Arato, T., ș.a. - *Reducing Dephosphorization of Molten Stainless Steel by Metallic Calcium, Transaction of the Iron and Steel Institute of Japan, vol. 25 (1985), nr. 9, p. 326-332*
88. Osada, K., ș.a. - *Superplasticity of As Rolled Duplex Stainless Steel, Transaction of the Iron and Steel Institute of Japan, vol. 27 (1987), nr. 4, p. 713-718*
89. Shinme, K., ș.a. - *Acceleration of Nitrogen Removal in Stainless Steel under Reduced Pressure, Transaction of the Iron and Steel Institute of Japan, vol. 28 (1988), nr. 4, p. 297-304*
90. Cănanău, N. - *Comportarea la deformare a materialelor metalice. Ecuații Constitutive, Edit. Evrica, Brăila 1996, p. 73-93*
91. Baehr, M.D. - *Heat and Mass Transfer, Springer- Verlag, Berlin, 1998*
92. Kawamata, T., - *On-line mathematical models for tandem cold mills, Iron and Steel Engineering, 49, nr. 8, 1982, p. 79-86*
93. Marchidan, D.I. - *Temperatura, scări, metode și mijloace de măsurare, Editura Științifică și Enciclopedică, București, 1997, p. 117-133*
94. Leca, A., ș.a. - *Transfer de căldură și masă- O abordare ingierească, Editura Tehnică, București, 1998.*
95. Udrescu, I. - *Transfer termic și masic la aliaje metalice, Editura Politehnică, Timișoara, 1999*
96. Goldfarb, E.M., Ș.a. - *Calculul cuptoarelor de încălzire - sub redacția Prof. Taiț, N.Iu., Traducere din limba rusă, Editura Tehnică, București, 1960*

122 Bibliografie

97. Dragotă, I.,
ș.a. - *Metode numerice pentru ecuații diferențiale*, Editura
Orizonturi Universitare, Timișoara, 2002
98. Rațiu, S.A. - *Studiul modelării câmpurilor termice la încălzirea
oțelurilor pentru deformare plastică*, Teză de doctorat,
Universitatea „Politehnica” din Timișoara, 2004.
99. Rațiu, S.A. - *Instalație experimentală pentru măsurarea
temperaturii semifabricatelor din oțel supuse încălzirii în
vederea deformării plastice*, Analele Facultății de Inginerie
Hunedoara, 2002, Tomul IV, Fascicola 3, p. 67-70
100. Lienhard, J. H. - *A Heat Transfer Text book*, Third Edition, Phlogiston
Press Cambridge, Massachusetts.
101. Asavinei, I.,
ș.a. - *Ghid pentru utilizarea termocuplurilor în măsurătorile
industriale*, Editura Tehnică, București, 1981.
- 102.. Maksay, St. - *Calcul numeric*, Editura Politehnica, Timișoara, 2002
103. Usache, M.,
ș.a. - *Proprietățile metalelor*, Editura Dudactică și
Pedagogică, București, 1982, p. 130-145.
104. Ilca, I.,
Rațiu, S. - *Numerical simulation of heat transfer at ingot
heating*, Simpozionul anual al Institutului de Mecanica Solidelor
SISOM 2000, București, Octombrie 2000, p. 123-128.
105. Pinca, B.C.,
Rațiu, S. - *Analitycal Study of the Temperature field from a
Shear Knife for Blooms hot Cutting*, Buletinul Științific al UPT,
2001, Tom 46 (60), Fascicola 1, ISSN 1224-6077, p. 1-6
106. Bejan, M.,
- *In lumea unităților de măsură*, Editura AGIR,
București, 2000