

ADRIAN ALEXANDRU

METALURGIE FIZICĂ

2

**DIFUZIA ȘI AUTODIFUZIA
METALURGIA FIZICĂ A DEFORMĂRII PLASTICE
TRANSFORMĂRI ÎN STARE SOLIDĂ
MATERIALE METALICE TEHNICE**

 editura
Tehnopress
IAȘI

Referenți științifici:

Prof. dr. ing. **Horia COLAN**
Membru al Academiei Române

Prof. dr. ing. **Constantin DUMITRESCU**
Membru al Academiei Tehnice din România

Editura TEHNOPRESS
Str. Pinului nr.1A
700109 Iași
Tel./fax: 0232 260092
E-mail: tehnopress@yahoo.com
<http://www.tehnopress.ro>
Editură acreditată CNCSIS

Descrierea CIP a Bibliotecii Naționale a României
ALEXANDRU, ADRIAN
Metalurgie fizică/Adrian Alexandru. – Iași: Tehnopress, 2005
ISBN 973-702-180-0
Bibliogr.

669.017

„Omului i s-a făcut un dar copleșitor: cel
de a exista în minunea lumii, conștient
de sine”

Mircea Cărtărescu

CUPRINS

	Pag.
PREFAȚĂ	9
CAP. 1. DIFUZIA ȘI AUTODIFUZIA ÎN SISTEMELE METALICE	11
1.1. Mecanisme de difuzie și autodifuzie în volum	11
1.2. Energii de activare a difuziei	12
1.3. Legile difuziei (Legile lui Fick)	13
1.3.1. Prima lege a lui Fick	13
1.3.2. A doua lege a lui Fick	15
1.3.3. Aplicații ale ecuațiilor difuziei	17
1.3.4. Tipuri de difuzie	21
CAP. 2. METALURGIA FIZICĂ A DEFORMĂRII PLASTICE	23
2.1. Deformarea elastică	23
2.1.1. Limita de elasticitate	24
2.2. Deformarea plastică	25
2.2.1. Deformarea plastică la rece	26
2.2. Deformarea plastică la cald	36
2.3. Ruperea materialelor metalice	37
CAP. 3 ALIAJE FIER – CARBON	40
3.1. Aliajele Fe- C în stare de echilibru	41
3.1.1. Faze și transformări în sistemul Fe- C la echilibru	43
3.1.2. Formarea structurilor de echilibru în sistemul Fe-C	46
3.1.3. Determinarea cantităților de faze și constituenți din sistemul Fe –C	51
3.1.4. Formarea structurilor în afară de echilibru în sistemul Fe-C	56
3.2. Oțeluri nealiat	57
3.2.1. Proprietățile fizico- mecanice și tehnologice ale oțelurilor în stare de echilibru	58
3.2.2. Proprietățile mecanice ale oțelurilor în afară de echilibru	60
3.2.3. Elemente însoțitoare în oțeluri și influența lor asupra structurii și proprietăților	60
3.2.4. Clasificarea și standardizarea oțelurilor nealiat	67
3.3. Fonte tehnice	78
3.3.1. Grafitizarea fontelor	78
3.3.2. Grafitul în fonte. Influența grafitului asupra proprietăților fontelor	79
3.3.3. Elemente de bază și impurități în fonte	83
3.3.4. Structuri de echilibru ale fontelor. Diagrame de structură	85
3.3.5. Clasificarea și standardizarea fontelor	88
CAP. 4. ALIAJE FIER – CARBON COMPLEXE. OȚELURI ȘI FONTE ALIATE	98
4.1. Comportarea elementelor de aliere față de fier	98
4. 2. Comportarea elementelor de aliere față de carbon	104
4.3. Oțeluri aliate	105
4.3.1. Criterii de clasificare a oțelurilor aliate	105
4.3.2. Influența elementelor de aliere asupra structurii și	

	proprietăților oțelurilor. Diagrame de structură Guillet	106
4.3.3.	Prezentarea și simbolizarea oțelurilor aliate	112
4.4.	Fonte aliate	129
4.4.1.	Fonte cenușii aliate cu caracteristici mecanice superioare	130
4.4.2.	Fonte cenușii aliate antifricțiune	131
4.4.3.	Fonte albe aliate rezistente la uzare abrazivă	131
4.4.4.	Fonte aliate refractare	132
4.4.5.	Fonte aliate rezistente la coroziune	133
4.4.6.	Fonte aliate austenitice (paramagnetice)	133
4.4.7.	Fonte fosforoase pentru saboți de frână	134
CAP.5	TRANSFORMĂRI ÎN STARE SOLIDĂ ÎN ALIAJELE	
	Fe-C	135
5.1.	Transformări alotropice	136
5.2.	Austenitizarea aliajelor Fe-C	137
5.3.	Transformarea izotermă eutectoidă	141
5.4.	Transformarea izotermă bainitică	145
5.5.	Transformarea izotermă martensitică	147
5.6.	Transformările austenitei la răcire continuă (anizoterme)	152
5.7.	Transformări produse la încălzirea oțelurilor călite	156
CAP.6	MATERIALE METALICE NEFEROASE TEHNICE	159
6.1.	Cuprul și aliajele de cupru	159
6.1.1.	Aliaje Cu-Zn (alame)	161
6.1.2.	Aliajele Cu-Sn (bronzuri)	165
6.1.3.	Bronzuri speciale	167
6.1.4.	Alte aliaje ale cuprului	175
6.2.	Aluminul și aliajele de aluminiu	178
6.2.1.	Aliaje de aluminiu deformabile	180
6.2.2.	Aliaje de aluminiu pentru turnare	181
6.2.3.	Aliaje de aluminiu binare	182
6.2.4.	Aliaje de aluminiu complexe	188
6.2.5.	Standardizarea aliajelor de aluminiu	190
6.3.	Magneziul și aliajele de magneziu	192
6.3.1.	Aliajele Mg-Al	193
6.3.2.	Aliajele Mg-Zn	193
6.3.3.	Aliajele Mg-Mn	194
6.3.4.	Aliajele Mg-Si	195
6.3.5.	Alte aliaje ale magneziului	195
6.4.	Zincul și aliajele de zinc	196
6.5.	Plumbul, staniul și aliajele lor	199
6.5.1.	Aliajele plumbului și staniului	200
6.5.2.	Aliaje foarte ușor fuzibile	203
6.6.	Nichelul și aliajele de nichel	203
6.6.1.	Aliaje pe bază de Ni-Cu	204
6.6.2.	Aliaje pe bază de Ni-Fe	205
6.6.3.	Aliaje pe bază de Ni-Cr	206
6.6.4.	Aliaje pe bază de Ni-Mn	207
6.7.	Titanul și aliajele de titan	207

6.8.	Aliaje pe bază de metale greu fuzibile	209
6.8.1.	Cromul și aliajele sale	209
6.8.2.	Cobaltul și aliajele sale	209
6.8.3.	Wolframul și aliajele sale	210
6.8.4.	Molibdenul și aliajele sale	210
6.8.5.	Vanadiul și aliajele sale	211
6.8.6.	Zirconiul, niobiul, tantalul și aliajele lor	211
6.8.7.	Aliaje metalice dure	212
6.9.	Materiale metalice amorfe și nanocristaline	214
6.10.	Materiale metalice biocompatibile	215
6.11.	Materiale metalice compozite	216
6.11.1.	Compozite în situ	217
6.11.2.	Compozite cu particule disperse și înglobate	217
6.11.3.	Compozite ranforsate cu fibre lungi	218
6.11.4.	Compozite cu fibre scurte (tocate)	221
6.11.5.	Compozite laminate	221
6.11.6.	Compozite tip Sandwich	221
6.12.	Aliaje metalice cu memoria formei (inteligente)	222
	BIBLIOGRAFIE	227

PREFAȚĂ

Într-o perioadă când în România totul este supus transformării și armonizării perceptelor, normelor și standardelor naționale cu cele europene și mondiale, se impune o nouă prezentare a cunoștințelor din domeniul metalurgiei fizice.

Prezentarea materialelor metalice comerciale cu principalele forme ce au loc în masa lor sub influența câmpurilor termice și mecanice, precum și corelația dintre prelucrările tehnologice, structură, transformări de faze și proprietăți, formează obiectivele acestei lucrări.

Domeniul materialelor metalice este unul aflat într-o dinamică permanentă. Nici un progres într-un domeniu al tehnicii (aeronauticii, cosmonauticii, electronicii, chimiei, bioingineriei) nu a fost și nici nu este posibil decât în prezența descoperirilor de noi materiale metalice cu noi valențe și/sau noi tehnologii de prelucrare termică, mecanică, ultrasonică, magnetică etc. a materialelor metalice existente.

Dacă se consideră că piatra a constituit materialul din generația 1^a din care omul a confecționat primele unelte, la ora actuală, începutul sec. XXI, omul folosește materiale din generația a 10^a, materiale inteligente. Între prima și a zecea generație de materiale se interpun: bronzul, fierul, superaliajele, masele plastice, materialele ceramice, superaliajele, materialele compozite, biomaterialele și materialele metalice amorfe.

Se afirmă tot mai pregnant noul concept de promovare a materialelor metalice, care prin utilizarea bazelor de date, sistemelor fuzzy, sistemelor expert etc. vor reuși ca dispozitivele, subansamblele și ansamblele mașinilor și echipamentelor să corespundă în totalitate dezideratului din ingineria valorii: maxim de fiabilitate și funcționalitate cu minim de efort și cheltuieli.

În condițiile în care sursele clasice de materiale metalice (din scoarța terestră) se împuținează și tot mai multe materiale metalice devin deficitare (Sn, Ni, W, V, Zr, Ti etc.), inovația și informația vor fi singurele posibilități de a asigura materiale metalice din surse neconvenționale: cosmos, oceanul planetar, materiale metalice produse de enzime și bacterii și în final realizarea materialului metalic ideal din blocuri subatomice și fuziuni de elemente catalizate de către muoni (particule subatomice asemănătoare electronilor, dar cu masa de cca. 200 de ori mai mare).

Materialul ideal va trebui să fie ușor ($\gamma=1,2 \text{ g/cm}^3$), foarte rezistent mecanic, precum fibrele ($R_m=3000 \text{ daN/mm}^2$), foarte greu fuzibil precum carbonul ($T_f=3000^\circ\text{C}$), foarte rezistent la coroziune precum ceramicele, cu conductivitate electrică ca și a metalelor, proprietăți electrice precum fibrele optice, superplastic, iar resursele să fie ca cele ale siliciului.

Sfârșitul sec. XX și începutul mileniului III găesc omenirea pe Terra încă în epoca fierului, care cu siguranță va ceda locul epocii titanului, deoarece acesta este mai ușor, mai rezistent, biocompatibil, inoxidabil comparativ cu fierul și stă la baza aliajelor inteligente.

În viitor, când se speră să se realizeze interacțiunea directă între computer și creierul uman, și implicit creșterea infinită a posibilităților de pătrundere și

descifrare a tainelor materiei, materialele metalice vor fi proiectate adecvat scopurilor unice de utilizare. Atomii unui material, care se află îndestulător pe Terra (de exemplu Si), se vor dispune prin intervenția omului (încă necunoscută) într-o infinitate de construcții spațiale ce vor satisface o infinitate de scopuri. Atunci omul se va transforma din „homo metalurgicus” în „homo energeticus”.

Din aceste motive lucrarea se adresează în primul rând tinerilor studenți din facultățile tehnice care au ca obiect de studiu sau folosesc metalul ca materie primă la confecționarea de mașini, echipamente, dispozitive, aparatură, instalații etc. (Știința și Ingineria Materialelor, Mecanică, Construcții de Mașini etc.), precum și specialiștilor care acționează în aceste domenii de activitate.

Mulțumesc celor trecuți și prezenți colegi, eminenți cunoscători în domeniul materialelor metalice, pe lângă care autorul se formează ca om și specialist.

Autorul

CAP. 1

DIFUZIA ȘI AUTODIFUZIA ÎN SISTEMELE METALICE

Difuzia reprezintă migrarea pe distanțe foarte mari a atomilor în masa materialelor metalice. Când migrarea atomilor are loc în masa metalelor (elemente chimice) se numește autodifuzie. Fenomenul de difuzie se produce în toate stările de agregare a materialelor metalice: gazoasă, lichidă și solidă. În stare solidă, difuzia poate fi la suprafață, în volum și pe limitele grăunților cristalini.

Rezultatul difuziei este un transport macroscopic de masă (flux de atomi) dat de suma deplasărilor aleatoare și în zig-zag a atomilor.

Fenomenul de difuzie sta la baza majorității proceselor de transformări fizice, chimice și structurale ce au loc în materialele metalice: vaporizare-condensare, topire-solidificare, sinterizare, tratamente termice de recoacere, revenire și îmbătrânire, tratamente termochimice, tratamente termomecanice, impurificarea semiconducătorilor.

Când difuzia are loc în aliajele metalice în prezența unui gradient de concentrație, consecința difuziei este modificarea concentrației componentelor în diverse zone. Difuzia directă sau spontană are loc atunci când atomii unui component migrează din zonele bogate în cele sărace.

Este posibil ca atomii din aliaje să migreze și din zonele sărace în cele bogate, când difuzia se numește difuzie inversă (de exemplu, la precipitarea din soluțiile solide suprasaturate).

În aliajele metalice difuzia poate produce, sau nu, faze noi.

1.1. MECANISME DE DIFUZIE ȘI AUTODIFUZIE ÎN VOLUM

Fluxul macroscopic de masă realizat prin salturi ale atomilor dintr-o poziție în alta vecină, este cauzat de agitația termică a atomilor în prezența unor fluctuații mari de energie de vibrație a acestora.

Pentru soluțiile solide de substituție și metale pure, unde atomii ocupă poziții în nodurile rețelei cristaline, se pot imagina patru mecanisme de difuzie și autodifuzie, figura 1.1. a, b, c și d.

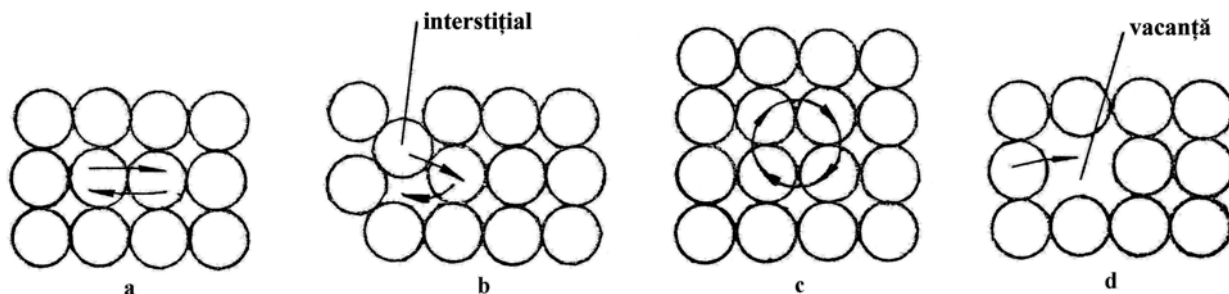


Fig. 1.1. Mecanisme de difuzie în soluții solide de substituție și metale:
a) schimbarea reciprocă de locuri; b) prin internoduri; c) prin permutări ciclice;
d) prin vacanțe

- a) prin schimbarea reciprocă a poziției a doi atomi vecini din rețea ;
- b) prin internoduri, când un atom aflat într-un interstițiu dislocă atomul vecin aflat într-un nod ;
- c) prin permutări ciclice a mai multor atomi ce se deplasează prin rotație luându-și locul unul altuia pe un anumit circuit;
- d) prin vacanțe, când un atom situat într-un nod se deplasează într-o vacanță vecină, lăsând în locul lui o nouă vacanță, ce este ocupată de un alt atom și așa mai departe.

Mecanismele de difuzie și autodifuzie imaginate a, b și c sunt puțin probabile să se producă, deoarece necesită un consum mare de lucru mecanic pentru deformarea elastică a rețelei cristaline din jurul atomilor ce se deplasează. Mecanismul de difuzie prin vacanțe (d), este cel mai probabil, deoarece are loc cu cel mai mic consum energetic.

Transportul difuziv de masă prin vacanțe se realizează cu ușurință printr-o deplasare continuă a vacanțelor în interiorul materialelor metalice (știindu-se că într-un atomgram de corp cristalin densitatea vacanțelor este foarte mare, de ordinul a 10^{18} vacanțe). În soluțiile solide de interstiție unde atomii difuzanți cu diametrul mai mic ocupă interstițiile rețelei, difuzia se realizează prin deplasarea atomilor de dizolvat dintr-un interstițiu în altul vecin, figura 1.2.

Poziția 2 de trecere a unui atom difuzant dintr-un interstițiu în altul, printre doi atomi vecini, este caracterizată printr-o energie internă maximă a rețelei și se numește punct anticlinal, care este o barieră de energie, figura 1.3.

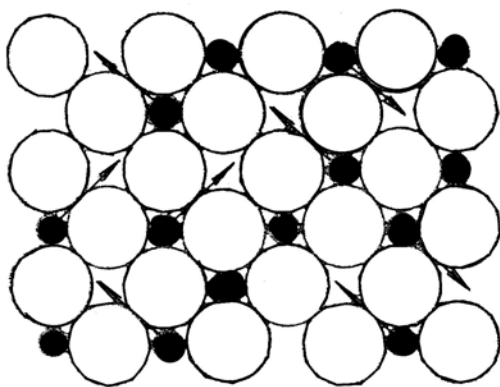


Fig. 1.2. Difuzia în soluții solide de interstiție

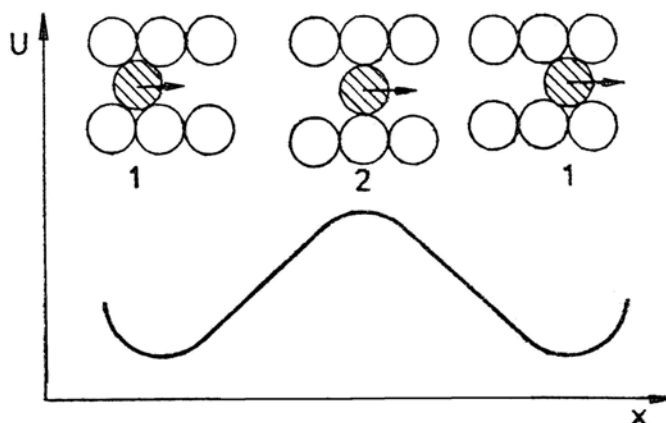


Fig. 1.3. Variația energiei interne a rețelei cristaline la difuzia prin interstiții

1.2. ENERGII DE ACTIVARE A DIFUZIEI

Difuzia și autodifuzia sunt procese activate termic.

Energia de activare este dată de energia de vibrație a atomilor și de fluctuațiile de energie existente în zone diferite ale rețelei cristaline.

Frecvența salturilor atomilor din noduri în vacanțe este dată de produsul a două probabilități: una p_1 , de formare a unei vacanțe căreia îi corespunde energia q_f și una p_2 , de mișcare a unei vacanțe căreia îi corespunde energia q_m .

Însumând cele două energii se obține energia de activare a difuziei q_a .

Rezultă că frecvența salturilor atomilor în vacanțe este dată de produsul celor

două probabilități:

$$f = p_1 \cdot p_2 = \nu \cdot e^{-\frac{q_f + q_m}{KT}} = \nu \cdot e^{-\frac{q_a}{KT}}$$

În mod asemănător, frecvența salturilor atomilor dintr-un interstițiu în altul vecin, dată de energia de activare Q_a este:

$$f = \nu \cdot e^{-\frac{Q_a}{RT}}$$

unde ν este frecvența de vibrație a atomilor; T – temperatura; K – constanta lui Boltzman ; R – constanta gazelor perfecte.

Logaritmând cele două relații se obțin:

– energia de activare a difuziei prin vacanțe, în jouli/atom sau cal/atom;

$$q_a = -KT \ln \frac{f}{\nu}$$

– energia de activare a difuziei prin interstiții, în jouli/mol sau cal/mol

$$Q_a = -RT \ln \frac{f}{\nu}$$

Rezultă că energia de activare a difuziei variază direct proporțional cu temperatura. Pentru calculul energiei de activare se poate utiliza relația lui Sherby valabilă la autodifuzia în metale de tranziție:

$$Q \cong R \cdot T_{top}(K + 1,5V)$$

unde R – constanta gazelor perfecte ; T_{top} – temperatura de topire, în K ; V – valența minimă a metalului de tranziție ; K – coeficient dependent de tipul rețelei cristaline egal cu 13 pentru c.v.c, cu 15,5 pentru cfc și 20 pentru h.c.

Cu cât temperatura este mai mare cu atât mai mare este densitatea de vacanțe

($\frac{n_v}{N} = e^{-\frac{q_f}{KT}}$) și mobilitatea atomilor mai mare, deci, în consecință fluxul difuziv de masă este mai intens, iar viteza de difuzie este mai mare. Astfel, se explică micșorarea intensității difuziei și chiar încetarea ei la temperaturi sub $0^{\circ}C$.

1.3. LEGILE DIFUZIEI (LEGILE LUI FICK)

Legile difuziei sau legile lui Fick reprezintă două ecuații diferențiale de ordin I și II care descriu matematic la nivel microscopic transportul difuziv de masă. Ele sunt asemănătoare legilor lui Fourier pentru transportul de căldură.

Legile lui Fick au fost stabilite pentru autodifuzie și difuzia în soluțiile solide de interstiție (eterodifuzie), unde fluxul de masă este format preponderent dintr-o singură specie de atomi, însă ele sunt aplicabile și difuziei în soluțiile solide de substituție (prin vacanțe).

1.3.1. PRIMA LEGE A LUI FICK

Această lege descrie viteza cu care se produce difuzia și afirmă că fluxul difuziv de masă sau de atomi este direct proporțional cu gradientul de concentrație pe o anumită direcție:

$$J_x = -D \cdot \frac{\partial c}{\partial x}$$

unde D reprezintă coeficientul de difuzie.

Pentru a demonstra această lege se consideră două plane 1 și 2 situate la distanța d, într-un corp paralelipipedic format dintr-o soluție solidă de interstiție în care concentrația atomilor de dizolvat scade pe direcția x de la stânga la dreapta, figura 1.4.

Notând cu c concentrația atomilor de dizolvat, dc/dx va fi gradientul de concentrație.

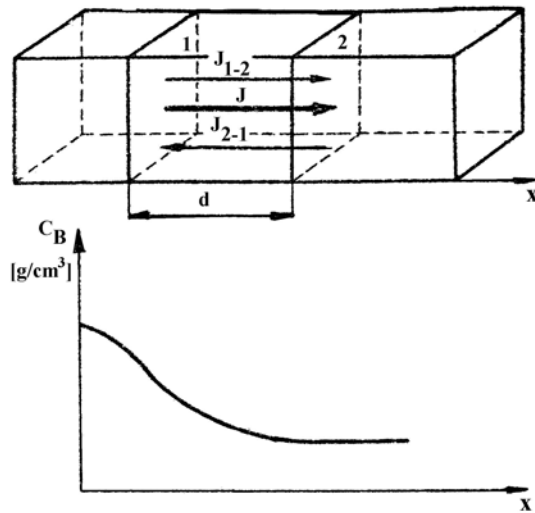


Fig.1.4. Variația concentrației într-o soluție solidă de interstiție

Între cele două plane vor lua naștere spontan două fluxuri unidirecționale de atomi (dacă concentrația este atomică – nr. at./cm³) sau de masă (dacă concentrația este masică – g/cm³) J₁₋₂; J₂₋₁ și un flux rezultat J orientat de la concentrația mare spre cea mică.

Presupunând că pe planul unitar 1 se află n₁ atomi interstițiali ce vor difuza pe planul 2, atunci fluxul difuziv de atomi va depinde de frecvența salturilor :

$$J_{1-2} = \beta \cdot f \cdot n_1 = \beta \cdot \nu \cdot e^{-\frac{Q_a}{RT}} \cdot n_1$$

unde: β - coeficient ce depinde de posibilitățile unidirecționale de salt β =

1/Z, în care Z este numărul de coordinație (de exemplu pentru sistemul cubic simplu, un atom are șase posibilități de deplasare, date de cele șase fețe ale cubului, deci β = 1/6).

$$n_1 = \frac{n_t}{n_p} = \frac{C_1}{n_p} = C_1 \cdot d$$

unde: n_t - numărul total de atomi interstițiali dintr-un volum unitar în care concentrația lor este C₁, iar atomii sunt distribuiți pe n_p plane unitare aflate la distanța d (n_p = 1/d).

Înlocuind în relația fluxului se obține :

$$J_{1-2} = \beta \cdot \nu \cdot e^{-\frac{Q_a}{RT}} \cdot C_1 \cdot d$$

În mod similar se poate arăta :

$$J_{2-1} = \beta \cdot \nu \cdot e^{-\frac{Q_a}{RT}} \cdot C_2 \cdot d$$

Fluxul rezultat de atomi pe direcția x va fi :

$$J_x = \beta \cdot \nu \cdot d \cdot e^{-\frac{Q_a}{RT}} (C_1 - C_2)$$

Deoarece distanța d este infinit mică se poate scrie că:

$$C_1 - C_2 = -d \frac{\partial c}{\partial x}$$

(semnul minus arată panta negativă a curbei $c = f(x)$, iar

$$J_x = -\beta \cdot v \cdot d^2 \cdot e^{-\frac{Q_a}{RT}} \cdot \frac{\partial c}{\partial x} = -D \cdot \frac{\partial c}{\partial x},$$

relație ce reprezintă prima lege a difuziei, în care D reprezintă coeficientul de difuzie, definit ca fiind numărul de atomi ce difuzează într-o secundă printr-o suprafață unitară perpendiculară pe direcția fluxului, la un gradient de concentrație egal cu unitatea, măsurat în cm^2/s .

Coeficientul de difuzie variază exponențial cu temperatura conform legii lui Arrhenius, asemănătoare frecvenței salturilor;

$$D = D_0 \cdot e^{-\frac{Q_a}{RT}}, \quad \text{cm}^2/\text{s}$$

unde D_0 – constantă denumită factor de frecvență măsurat în cm^2/s ; Q_a energia de activare a difuziei prin interstiții; R – constanta gazelor ($1,986 \cdot 10^{-3}$ kcal/mol), iar T este temperatura absolută.

De exemplu, la difuzia carbonului în fier la 900°C : $D = 9,5 \cdot 10^{-8}$ cm^2/s ; $D_0 = 0,01$ cm^2/s ; $Q_a = 27$ kcal/mol, iar la difuzia molibdenului în fier la $1\ 200^\circ\text{C}$: $D = (2,3 \div 3) \cdot 10^{-9}$ cm^2/s ; $D_0 = 3,47$ cm^2/s ; $Q_a = 5,77$ kcal/mol.

Coeficientul de difuzie depinde în primul rând de temperatură, de natura atomilor din rețeaua cristalină, de concentrația soluției solide, de mărimea grăunților, de densitatea defectelor reticulare (vacanțe, dislocații, interstițiali, limite și sublimite de grăunți), de prezența câmpurilor mecanice, electrice, magnetice etc.

R. Mehl a dat o relație de calcul a coeficientului de difuzie a carbonului în fier în funcție de temperatură și concentrația carbonului de forma:

$$D = (0,07 + 0,06 \cdot \%C) e^{-\frac{32000}{RT}}$$

Considerându-se difuzia într-un mediu izotrop în spațiul multidimensional prima lege a lui Fick devine:

$$J = -D \frac{\partial c}{\partial x} - D \frac{\partial c}{\partial y} - D \frac{\partial c}{\partial z} - \dots = -D \cdot \nabla \cdot c, \quad \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$$

unde: ∇ - operatorul Hamilton (diferențiala de ordinul I aplicată concentrației).

Dacă concentrația este masică exprimată în g/cm^3 atunci fluxul se numește difuziv de masă și este exprimat prin aceeași relație:

$$M = -D \cdot \nabla \cdot c, \quad \text{g}/\text{cm}^2 \cdot \text{s}$$

Când sistemul în care are loc difuzia este supus unor câmpuri exterioare (mecanice, electrice, magnetice etc) acestea vor influența viteza de difuzie, măbind-o.

1.3.2. A DOUA LEGE A LUI FICK

Legea a doua a lui Fick derivă din prima lege și exprimă dependența difuziei de timp conform relației:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2}$$

și arată că variația concentrației în timp este direct proporțională cu gradientul de flux.

Demonstrarea legii a doua a difuziei pleacă de la constatarea că, dacă între două zone vecine a unei soluții solide de interstii aflate la distanța dx există un gradient de concentrație $\frac{\partial C}{\partial x}$, în timp va exista și un gradient de flux de atomi sau de masă, figura 1.5.

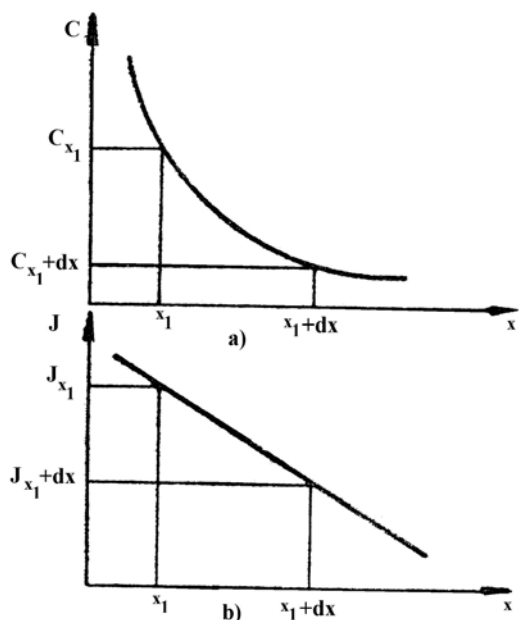


Fig. 1.5. Gradientul de concentrație și de flux într-o soluție solidă interstii

Dacă între planele x_1 și $x_1 + dx$ ale unui aliaj tip soluție solidă de interstii, concentrația va scade de la C_{x_1} la C_{x_1+dx} atunci va scădea și fluxul de atomi de la J_{x_1} la J_{x_1+dx} , iar diferența dintre fluxurile de atomi pe direcția x între cele două zone vecine, reprezintă tocmai viteza de modificare a concentrației într-un volum de suprafață unitară și lungime dx respectiv variația concentrației în timp:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = J_{x_1} - J_{x_1+dx},$$

dar $J_{x_1+dx} = J_{x_1} + \frac{\partial J}{\partial x} dx$, iar

$$\frac{\partial C}{\partial t} = J_{x_1} - J_{x_1} - \frac{\partial J}{\partial x} dx = - \frac{\partial}{\partial x} \left(-D \frac{\partial C}{\partial x} \right) dx = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} dx$$

Întru-un mediu izotrop multidimensional legea a doua a lui Fick devine:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \left(\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial z^2} + \dots \right) = D \cdot \Delta C$$

în care Δ - operatorul Laplace (diferențiala de ordinul II aplicată concentrației), D -coeficientul de difuzie al unei anumite specii de atomi într-o anumită rețea cristalină.

În cazul soluțiilor solide de substituție, unde la difuzia prin vacanțe participă minim două specii de atomi, aplicarea legilor difuziei permite obținerea unui coeficient de difuzie chimică care se calculează cu relația lui Darken:

$$\bar{D} = X_A \cdot D_B + X_B \cdot D_A$$

unde: X_A și X_B – fracțiile molare ale componentelor difuzante A și B; D_A și D_B – coeficienții parțiali de difuzie ai componentelor A și B reciproc solubile.

În soluțiile solide de substituție, difuzia se studiază cu ajutorul cuplurilor de difuzie, care constau în două corpuri solide omogene (metale diferite reciproc solubile) A și B în contact nemijlocit pe o suprafață de separație, figura 1.6.

La timpul $t_0 = 0$ fiecare corp își păstrează concentrația de 100% până la suprafața de contact, iar după timpii $t_2 > t_1 > t_0$ atomii de A difuzează în B și invers. Cu cât timpul este mai mare cu atât distanța de difuzie este mai mare.

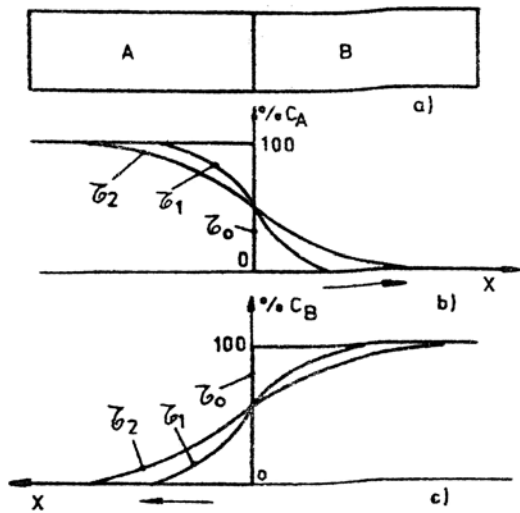


Fig. 1.6. Cuplu de difuzie

1.3.3. APLICAȚII ALE ECUAȚIILOR DIFUZIEI

Rezolvarea matematică a celor două ecuații diferențiale ce descriu fenomenul de difuzie, în anumite condiții concrete existente în practică, permit obținerea unor soluții de interes tehnologic în cazul: transportului difuziv de atomi prin pereți subțiri, la tratamentele termochimice, la recoacerile de omogenizare etc.

a) Difuzia în regim staționar (sisteme finite)

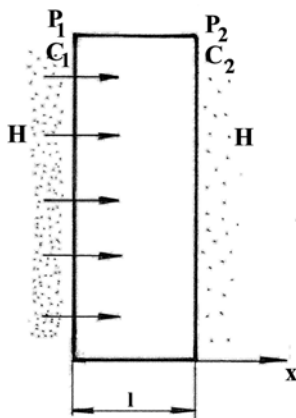


Fig. 1.7. Difuzia hidrogenului printr-o placă metalică

Se referă la studiul difuziei gazelor prin pereți metalici subțiri sau în sisteme finite, de exemplu la difuzia atomilor de hidrogen printr-un perete de tablă de grosime l , ce separă două incinte unde concentrația și presiunea hidrogenului este diferită ($c_1 > c_2$ și $p_1 > p_2$), figura 1.7. În acest caz (regim staționar), gradientul de concentrație a hidrogenului pe direcția x în perete se menține constantă, iar variația concentrației în timp este nulă.

$$\frac{\partial C}{\partial x} = \text{const.} \quad \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} = 0$$

Soluția ecuației I a difuziei care va da valoarea concentrației la distanța x în perete va fi liniară de forma:

$$C = Ax + B$$

unde: A și B - constante ce se determină din condițiile de limită:

la $x = 0$, $C = C_1$, iar la $x = 1$, $C = C_2$, deci $C_1 = A \cdot 0 + B$ și $C_2 = A \cdot 1 + B$, din care rezultă $B = C_1$ și $A = (C_2 - C_1) / l$, iar $C = \frac{C_2 - C_1}{l} x + C_1$

Această soluție permite calculul concentrației atomilor de hidrogen în orice punct al peretelui. Derivând soluția găsită se obține prima lege a lui Fick în regim staționar:

În acest caz legile lui Fick devin:

$$J_A = -D_A \frac{\partial C_A}{\partial x}; \quad J_B = -D_B \frac{\partial C_B}{\partial x};$$

$$\frac{\partial C_A}{\partial t} = D_A \frac{\partial^2 C_A}{\partial x^2}; \quad \frac{\partial C_B}{\partial t} = D_B \frac{\partial^2 C_B}{\partial x^2};$$

Suprafața de separație inițială într-un cuplu de difuzie se deplasează în timpul difuziei dinspre elementul cu coeficient de difuzie mare înspre componentul cu coeficientul de difuzie mic, fenomen cunoscut sub denumirea de efect Kickendall.

$\frac{\partial c}{\partial x} = \frac{C_1 - C_2}{l}$; $J = -D \frac{C_2 - C_1}{l} = -D \frac{\Delta C}{l}$, care arată că în acest caz fluxul de atomi este constant.

b) Difuzia în regim nestaționar (sisteme infinite)

Se referă la difuzia atomilor în procesele de tratamente termochimice de carburare, nitrurare, borizare, cromizare etc. ale oțelurilor. Considerând o piesă cilindrică dintr-un oțel cu puțin carbon ($C_0 < 0,3\%$) aflată la o temperatură mare (1000°C) într-un mediu carburant care asigură la suprafață o concentrație de atomi de carbon activi $C_s > C_0$, aceștia vor fi absorbiți pe suprafața piesei și vor difuza prin interstiții pe o anumită adâncime a piesei, cu atât mai mare cu cât timpul de difuzie este mai mare, figura 1.8.

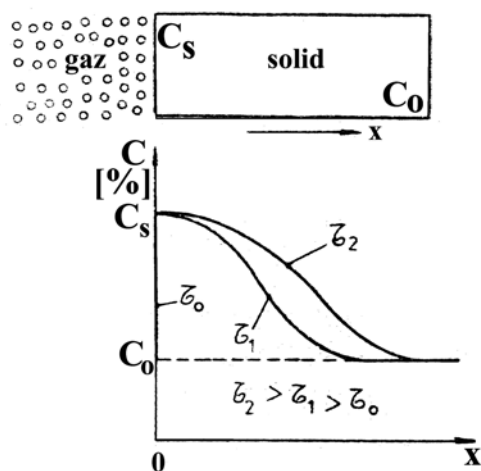


Fig. 1.8. Difuzia carbonului într-un oțel

Astfel concentrația carbonului variază în zona de suprafață a piesei de la valoarea C_s la valoarea C_0 , curbele de variație formând profilul de concentrație. Într-un anumit punct x din această zonă, concentrația carbonului după un anumit timp va fi dată de soluția ecuației a doua a lui Fick de forma:

$$C_x = C_0 + (C_s - C_0) \left(1 - \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^y e^{-y^2} \cdot dy \right)$$

unde: y – variabilă de integrare ; $\frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^y e^{-y^2} \cdot dy$ –

funcția erorilor lui Gauss (integrală de probabilitate) notată cu $\text{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}}\right)$ (error func-

tion), care este calculată în funcție de $y = \frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}}$, tabelul 1.1

Reordonând termenii în soluția ecuației a doua a lui Fick, se obține o formulă cu aplicabilitate practică deosebită în calculul parametrilor regimurilor de carburare și ai tratamentelor termochimice în general:

$$\frac{C - C_0}{C_s - C_0} = 1 - \text{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}}\right)$$

Valorile funcțiilor erorilor lui Gauss

Tabelul 1.1.

y	$\text{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}}\right)$	y	$\text{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}}\right)$	y	$\text{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}}\right)$	y	$\text{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}}\right)$
0	0	0,5	0,521	1,0	0,843	1,5	0,966
0,1	0,113	0,6	0,604	1,1	0,880	1,6	0,976
0,2	0,223	0,7	0,678	1,2	0,910	1,7	0,989
0,3	0,329	0,8	0,742	1,3	0,934	2,0	0,995
0,4	0,428	0,9	0,797	1,4	0,952	∞	1

Această formă permite determinarea relației dintre concentrația atomilor difuzanți, adâncimea și timpul de difuzie. Astfel, se poate calcula după cât timp și la ce adâncime a piesei concentrația carbonului va fi egală cu media aritmetică dintre C_s și C_o . În acest caz primul termen al soluției va fi :

$$\frac{C - C_o}{C_s - C_o} = 0,5, \quad \text{iar } \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}}\right) = 0,5$$

Din tabelul 1.1. se găsește că:

$$\left(\frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}}\right) = 0,521, \text{ sau } X_{0,5} = 1,042 \cdot \sqrt{D \cdot t}, \text{ iar în cazul general}$$

$$x = K \cdot \sqrt{Dt}$$

unde: K- constantă dependentă de temperatură și de natura atomilor difuzanți.

Rezultă că relația dintre adâncimea de carburare și timpul de difuzie este o funcție parabolică, fapt ce explică timpii tehnologici foarte mari la tratamentele termochimice. De exemplu pentru a dubla adâncimea de difuzie la carburare, timpul trebuie mărit de 4 ori.

În cazul carburării unui oțel la 1000°C , când $D = 4 \cdot 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{s}$, după 10^3 s (17 minute) se va obține $x_{0,5} = 0,021 \text{ cm}$, iar după $4 \cdot 10^3 \text{ s}$ (1 oră) se obține $x_{0,5} = 0,042 \text{ cm}$. În genere, adâncimea de difuzie crește cu timpul și temperatura conform curbelor din figura 1.9.

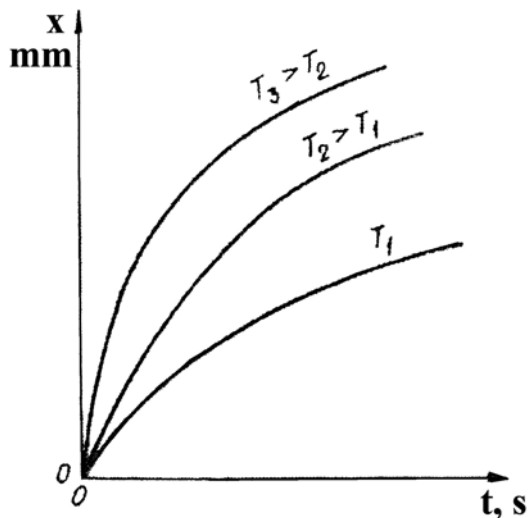


Fig. 1.9. Variația adâncimii de difuzie cu temperatura și timpul

c) Difuzia la omogenizarea chimică

Are loc în timpul recoacerii de omogenizare, când la temperaturi și timpi mari atomii difuzează spontan din zonele bogate în cele sărace, realizând egalizarea compoziției chimice în aliajele metalice. În acest caz difuzia este directă, iar forța motrice a ei este dată de gradientul de concentrație.

Fenomenul de omogenizare chimică poate fi studiat cu ajutorul unor soluții ale legilor lui Fick. Aliajele metalice neomogene (oțeluri aliate) în stare laminată prezintă de regulă o structură în

benzi, unde pe direcția x, transversală laminării, concentrația componentelor variază periodic în jurul unei concentrații medii C_o , între o valoare maximă $C_o + C_m$ și o valoare minimă $C_o - C_m$ conform relației:

$$C_x = C_o + C_m \cdot \cos \frac{\pi x}{l}$$

unde: l- distanța dintre zonele vecine bogate și sărace în componentul difuzant (de exemplu cromul în oțelul de rulmenți laminat), figura 1.10.

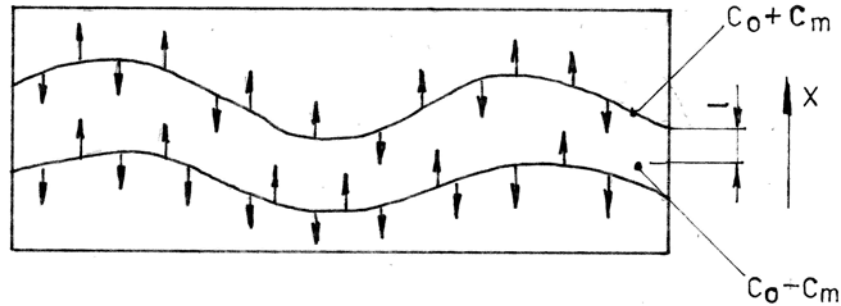


Fig. 1.10. Difuzia cromului într-un oțel aliat de rulmenți laminat în timpul omogenizării

Considerându-se coeficientul de difuzie constant pentru o anumită temperatură de omogenizare, soluția ecuației ce descrie legea a doua a lui Fick va avea forma:

$$C = C_0 + C_m \cdot \cos \frac{\pi x}{l} \cdot e^{-\frac{\pi^2 \cdot D \cdot t}{l^2}}$$

Reordonând termenii și neglijându-i pe cei cu valori mici se obține:

$$C - C_0 \approx e^{-\frac{t}{\tau}}$$

unde: $C - C_0$ – relaxarea concentrației când aceasta tinde spre o valoare constantă medie C_0 ; t – durata de difuzie; τ – timpul de relaxare ($\tau = l^2 / \pi^2 D$).

Se observă că durata de difuzie t se poate micșora prin micșorarea timpului de relaxare τ , care devine posibilă prin micșorarea distanței l dintre zonele bogate și cele sărace în element difuzant (micșorarea granulației direct din solidificare sau prin aplicarea unor deformări plastice -forjare înainte de recoacerea de globulizare) și prin creșterea coeficientului de difuzie, deci a temperaturii de omogenizare. Relaxarea chimică nu poate fi niciodată egală cu zero, fiind o funcție exponențială.

Aceste fapte explică timpii și temperaturile foarte mari ce se practică la recoacerea de omogenizare.

Este posibil ca difuzia să fie și negativă în cazul precipitărilor din soluții solide suprasaturate, când atomii difuzează din zone mai sărace în zone bogate, deci invers gradientului de concentrație.

d) Calculul grafic al energiei de activare a difuziei

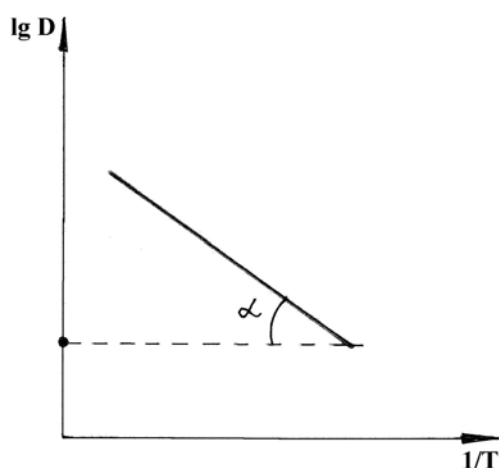
Plecând de la relația coeficientului de difuzie:

$$D = D_0 \cdot e^{-\frac{Q_a}{RT}} \quad \text{prin logaritmare se obține:}$$

$$\lg D = \lg D_0 \cdot (-0,434 \frac{Q_a}{RT}),$$

relație care poate fi reprezentată printr-o dreaptă cu panta negativă, figura 1.11.

(considerându-se că la difuzia normală, D_0 și Q_a sunt independente de temperatură):



$m = \operatorname{tg} \alpha = 0,434 \frac{Q_a}{R}$, din care măsurând unghiul α și cunoscând valoarea lui R se scoate energia de activare a difuziei:

$$Q_a = 2,32 R \operatorname{tg} \alpha$$

Energia de activare a difuziei calculată pentru diverse cupluri de difuzie și de valori ale coeficientului D_0 este dată în tabelul 1.2.

Fig. 1.11. Determinarea grafică a energiei de activare a difuziei

Valorile energiei de activare Q_a și constantei D_0

Tabelul 1.2.

Metal de bază	Element difuzant	Rețea cristalină formată	D_0 cm^2/s	Q_a $\text{J}/\text{grd.mol}$
Al	Cu	substituție	2,0	141932,5
Al	Mg	substituție	$1,2 \cdot 10^{-1}$	119742,5
Cu	Cu	-	$2 \cdot 10^{-1}$	197198,3
Cu	Ni	substituție	$6,5 \cdot 10^{-5}$	103832,6
Fe α -cvc	Fe α	-	$1,0 \cdot 10^{-2}$	288889,2
Fe α -cvc	C	interstiție	$7,9 \cdot 10^{-3}$	75781
Fe α -cvc	N	interstiție	$1,4 \cdot 10^{-2}$	74106,3
Fe γ -cfc	C	interstiție	$2,1 \cdot 10^{-1}$	141513,8
Fe γ -cfc	N	interstiție	$1,9 \cdot 10^{-2}$	118486,4

1.3.4. TIPURI DE DIFUZIE

Difuzia în materialele metalice policristaline poate fi: superficială, intergranulară și intragranulară (în volum).

La temperaturi joase predomină difuzia superficială, la temperaturi medii, preferențial, are loc difuzia pe limitele grăunților (intergranulară), iar la temperaturi mari difuzia poate fi considerată în totalitate volumică. Energia de activare are valorile cele mai mari la difuzia în volum și cele mai mici la difuzia de suprafață, iar coeficientul de difuzie are valori inverse energiei de activare- mari la difuzia superficială și mici la difuzia volumică.

Difuzia în volum, considerată difuzia normală, este puternic influențată pe lângă temperatură, de diametrele atomilor difuzanți, prezența tensiunilor și deformațiilor interne, de acțiunea radiațiilor, a câmpurilor mecanice, magnetice, electrice, ultrasonice, prezența și valoarea unui gradient de concentrație etc.

În cazul difuziei în volum pot să apară anomalii sub formă de difuzie accelerată (scurtcircuite de difuzie) în zonele cu dislocații, sublimite și chiar în vecinătatea limitelor dintre grăunți.

Difuzia în volum (intragranulară) are o importanță deosebită la tratamentele termice și termochimice și la deformarea plastică la temperaturi mari.

Difuzia intergranulară permite și explică precipitarea compușilor chimici pe limitele grăunților soluțiilor solide, reglează migrarea limitelor grăunților în procesele de recristalizare și coalescență și controlează procesele de difuzie la tratamentele termochimice la temperaturi mici (nitruare ionică, sulfizare etc.).

Difuzia de suprafață este de asemenea un scurtcircuit de difuzie (difuzie accelerată), ea controlează procesele care au loc la sinterizare și brazare, când se formează prin difuzie punți de legătură între pulberile metalice.

Scurtcircuitele de difuzie au importanță deosebită în domeniul temperaturilor joase permițând dezvoltarea tratamentelor termochimice la aceste temperaturi.

Autodifuzia este difuzia ce are loc în metale pure, în lipsa, deci, a unui gradient de concentrație. Ea este evidențiată și studiată cu ajutorul cuplurilor de difuzie formate din două corpuri ale aceluiași metal în contact perfect pe o suprafață, unul normal și unul marcat radioactiv. După un timp concentrația atomilor marcați radioactiv va crește în corpul normal, dovadă a prezentei fenomenului de autodifuzie.

Autodifuzia stă la baza și explică fenomenele ce au loc la recristalizarea metalelor ecrusate și la unele transformări alotropice ce au loc în metale (Fe, Sn, Co, Mn, Zr, Sb, Ti, U).

CAP. 2 METALURGIA FIZICĂ A DEFORMĂRII PLASTICE

Materialele metalice supuse unor solicitări exterioare se deformează inițial elastic, apoi plastic și în final se rup, când solicitările depășesc valori critice. În tot acest timp atomii se deplasează în interiorul rețelei cristaline colectiv, coordonat pe distanțe mici, comparativ cu o distanță interatomică, la deformarea elastică și individual în salturi pe distanțe foarte mari la deformarea plastică.

2.1. DEFORMAREA ELASTICĂ

Deformarea elastică sau deformarea reversibilă reprezintă deformarea care dispare odată cu dispariția solicitărilor exterioare care au produs-o. Caracterul reversibil (elastic) al deformării este evident numai în cazul deformațiilor mici și simple cum sunt: tracțiunea uniaxială, forfecarea simplă și comprimarea uniformă.

În toate cazurile deformațiile elastice sunt proporționale cu eforturile unitare ce le produc.

În cazul tracțiunii uniaxiale a unei epruvete de secțiune inițială S_0 cu o forță F , în masa materialului, conform principiului mecanicii newtoniene, va lua naștere o forță de reacțiune egală cu forța aplicată și se vor produce deformații axiale.

Raportând forța de tracțiune la secțiunea epruvetei se obține valoarea eforturilor normale unitare σ , care pentru domeniul elastic sunt proporționale cu deformația relativă ε , conform legii lui Hooke:

$$\sigma = \frac{F}{S_0} = E \cdot \varepsilon = E \cdot \frac{\Delta x}{x_0}$$

unde: E - modulul de elasticitate longitudinal (Young) o constantă ce caracterizează rezistența corpurilor solide la deformare uniaxială (rigiditatea); Δx - alungirea; x_0 - lungimea inițială a epruvetei.

Modulul de elasticitate al lui Young depinde de natura materialului și de rețeaua cristalină a acestuia:

$$E_{Al} = 7200 \text{ daN/mm}^2; E_{Fe} = 21500 \text{ daN/mm}^2; E_{Pb} = 1800 \text{ daN/mm}^2; E_W = 41530 \text{ daN/mm}^2; E_{diamant} = 100.000 \text{ daN/mm}^2; E_{cauciuc} = 1 \text{ daN/mm}^2$$

Unei alungiri a epruvetei pe direcția x , ε_x , îi va corespunde contracții transversale ε_y și ε_z care pentru corpurile izotrope sunt egale. Raportul dintre deformațiile longitudinale și cele transversale definește coeficientul lui Poisson:

$$\nu = -\frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_x} = -\frac{\varepsilon_z}{\varepsilon_x}$$

Însumarea algebrică a celor trei deformații dă deformația relativă de volum:

$$\varepsilon_v = \frac{\Delta V}{V_0} = \varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z \text{ sau utilizând coeficientul lui Poisson:}$$

$$\varepsilon_v = \varepsilon_x(1 - 2\nu)$$

S-a constatat practic că: $\nu = 0 \div 0,5$. Valoarea minimă este atribuită corpurilor perfect rigide (diamantul), valoarea maximă corespunde corpurilor perfect elastice (cauciucul natural), iar valorile medii aparțin celorlalte materiale metalice, ceramice, organice (MgO, WC, Al₂O₃- 0,2; fierul, oțelul- 0,28; Cu- 0,35; Pb- 0,45 etc).

În cazul forfecării simple forțele de forfecare produc în masa materialului deformații elastice unghiulare γ și eforturi unitare tangențiale (τ)

Între tensiunea de forfecare (efort unitar) și unghiul de forfecare (deformație unghiulară) în domeniul elastic există relația:

$$\tau = G\gamma \cong G \gamma$$

unde: G- modulul de elasticitate transversal ($G_w = 15200 \text{ daN/mm}^2$; $G_{Fe} = 8200 \text{ daN/mm}^2$; $G_{Cu} = 4300 \text{ daN/mm}^2$; $G_{Al} = 2600 \text{ daN/mm}^2$).

În cazul compresiunii hidrostatice (uniforme), când corpul solid este supus unor forțe spațiale, în el ia naștere o stare spațială de tensiuni $\sigma_x = \sigma_y = \sigma_z \neq 0$ și o stare, de asemenea spațială, de deformații.

Comportarea elastică a unui material astfel sollicitat este descrisă folosind modulul de elasticitate volumică:

$$K = \frac{E}{3(1-2\nu)}$$

Ținând cont că în domeniul elastic există proporționalitate între tensiuni (eforturi) și deformații, în toate cazurile de sollicitări simple, între coeficienții de elasticitate E, G, K și coeficientul lui Poisson se poate stabili următoarea relație:

$$E = 3K(1-2\nu) = 2G(1+\nu) = \frac{9KG}{G+3K}$$

Relația este valabilă numai pentru corpurile izotrope.

Modulele de elasticitate sunt determinate de forțele de interacțiune dintre atomii rețelei cristaline. Valorile modulelor de elasticitate au un caracter anizotrop, pentru monocristale, ele depind de direcția sollicitării, deci de densitatea în atomi pe direcția respectivă. De exemplu un monocristal de Fe α (cvc) sollicitat pe direcția $\langle 100 \rangle$ are $E = 13500 \text{ daN/mm}^2$, iar sollicitat pe direcția $\langle 111 \rangle$ are $E = 29000 \text{ daN/mm}^2$. Același fier policristalin are $E=21.000 \text{ daN/mm}^2$.

2.1.1. LIMITA DE ELASTICITATE

Elasticitatea, în funcție de valorile modulului de elasticitate și de distanțele de deplasare a atomilor, poate fi:

- **entalpică**, când atomii se deplasează pe distanțe foarte mici, energia de coeziune a atomilor este foarte mare, forțele de reacțiune elastică sunt foarte mari, modulul de elasticitate mare și deformația elastică foarte mică ($\varepsilon \cong 0,5\%$).

În acest caz deformarea elastică va produce o creștere importantă a entalpiei materialului, în timp ce entropia rămâne nemodificată (deplasările atomilor fiind mici, gradul de dezordine al rețelei provocat este mic). Este cazul metalelor, ceramicelor cristaline, sticlelor minerale sau ceramice.

- **entropică**, tipică elastomerilor când forțele de reacție (eforturile unitare) sunt foarte mici și cresc cu temperatura. Ele sunt cauzate de mișcarea browniană care mișcă uniform segmente ale lanțurilor macromoleculare. Aceste materiale posedă

modulul de elasticitate foarte mic ($E = 1 \div 10 \text{ daN/mm}^2$) și o deformare elastică foarte mare, ce poate depăși 600% (polimeri, sticle organice, etc.).

În acest caz odată cu creșterea accentuată a deformății elastice, entropia scade puternic, iar entalpia rămâne neschimbată.

Limita de elasticitate este o caracteristică mecanică principală a materialelor, necesară dimensionării construcțiilor mecanice și metalice. Este definită ca fiind forța maximă de sollicitare care nu provoacă deformății (modificări de dimensiuni și de formă) permanente. Variaza în același sens ca și modulul de elasticitate.

Metalele pure au limită scăzută de elasticitate ($1 \div 100 \text{ daN/mm}^2$), aliajele metalice (de Al, Cu, Ti, oțel etc.) au limită de elasticitate medie ($10^2 \div 10^3 \text{ daN/mm}^2$) în timp ce fibrele metalice, oxizii (MgO , Al_2O_3) carburile, nitrurile și diamantul au limita de elasticitate foarte mare ($10^4 \div 10^5 \text{ daN/mm}^2$).

Cu cât limita de elasticitate este mai mare, materialele sunt mai rigide, iar elementele constructive vor avea dimensiuni mai mici și vor permite obținerea de echipamente, subansamble și ansamble mai ușoare.

La materialele rigide (cu limită și modul de elasticitate mari), limita de elasticitate este aproximativ aceeași cu limita de rupere a acestora. Limita de elasticitate poate fi mărită prin acționarea asupra densității de dislocații, ori micșorând-o foarte mult, cazul fibrelor, ori multiplicând-o, cazul materialelor ecrusate (deformate plastic la rece).

Astfel, dacă fierul policristalin are $R_e = 7 \text{ daN/mm}^2$, fierul sub formă de filamente are $R_e = 1000 \text{ daN/mm}^2$, iar dacă oțelul cu 0,8% C are $R_e = 20 \text{ daN/mm}^2$, același oțel ecrusat are $R_e = 42 \text{ daN/mm}^2$.

2.2. DEFORMAREA PLASTICĂ

Deformarea plastică sau ireversibilă este deformarea care persistă după dispariția sollicitărilor exterioare care au produs-o. Dacă elasticitatea depinde numai de natura materialelor, plasticitatea depinde în mare măsură și de structura cristalină a acestora, fiind o caracteristică mecanică sensibil structural.

Deformațiile remanente sau plastice se produc atunci când forțele aplicate depășesc limita de elasticitate. Deformarea plastică, în funcție de poziția temperaturii de deformare față de o constantă denumită temperatură sau prag de recristalizare (T_{rec}), poate fi la rece, când $T_{def} < T_{rec}$ și la cald când $T_{def} > T_{rec}$. Pragul de recristalizare depinde de temperatura de topire, de puritatea materialului, de mărirea grăunților etc.:

$$T_{rec} = (0,2 \div 0,6) T_{top}, K$$

Valorile mici în jur de $0,2 \div 0,3$ se referă la metale pure, valorile mari $0,5 \div 0,6$ se referă la soluții solide, iar valorile medii $0,3 \div 0,4$ se referă la amestecuri mecanice. Pentru oțel $T_{rec} = 0,35 \cdot T_{top}$, K. Ceramicile au pragul de recristalizare $T_{rec} = 0,5 \cdot T_{top}$.

Rezultă că deformarea wolframului la temperaturi de 800°C este o deformare la rece, iar deformarea staniului la -10°C este o deformare la cald. Sub pragul de recristalizare fenomenele de difuziune scad în intensitate. În timpul deformării plastice zone din rețeaua cristalină a materialului se deplasează ireversibil pe distanțe mari în lungul anumitor plane cristaline.

2.2.1. DEFORMAREA PLASTICĂ LA RECE

Deformarea plastică la rece a monocristalelor are loc la temperaturi situate sub pragul de recrystalizare prin mai multe mecanisme: deformare prin alunecare, deformare prin maclare și deformare prin mecanism mixt. Schematic deformarea elastică și plastică prin alunecare este prezentată în figura 2.1.a, b, c, d, unde sunt date starea rețelei cristaline înainte de aplicarea sollicitării (a), în timpul sollicitării (b și c), după eliminarea sollicitării (d).

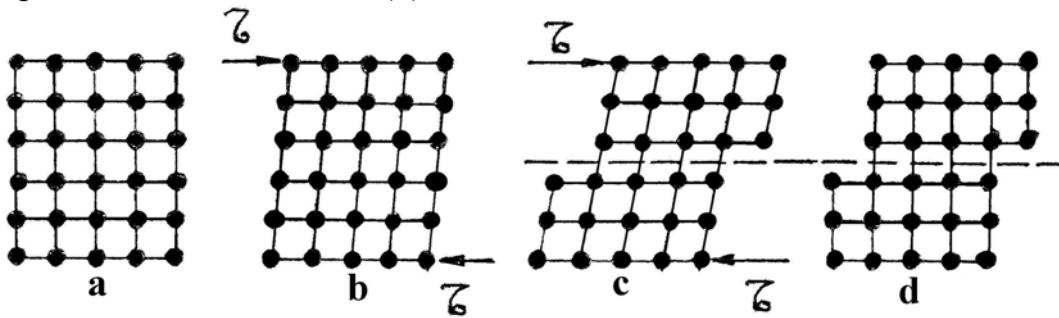


Fig. 2.1. Deformarea elastică și plastică prin alunecare
 a- rețea înainte de sollicitare; b- rețea deformată elastic; c- rețea deformată elastic și plastic; d- rețea deformată numai plastic

2.2.1.1. Mecanismele deformării plastice

Mecanismul de deformare prin alunecare reprezintă mecanismul principal al deformării plastice, fiind mecanismul deformațiilor mari. Alunecarea constă în deplasarea unor pachete de atomi în lungul unor plane cristalografice, denumite plane de alunecare. Deplasarea atomilor la alunecare are loc întotdeauna pe un număr întreg de distanțe interatomice și pe lungimi de ordinul a 10^3 distanțe interatomice, fără a distruge integritatea materialului, figura 2.2.

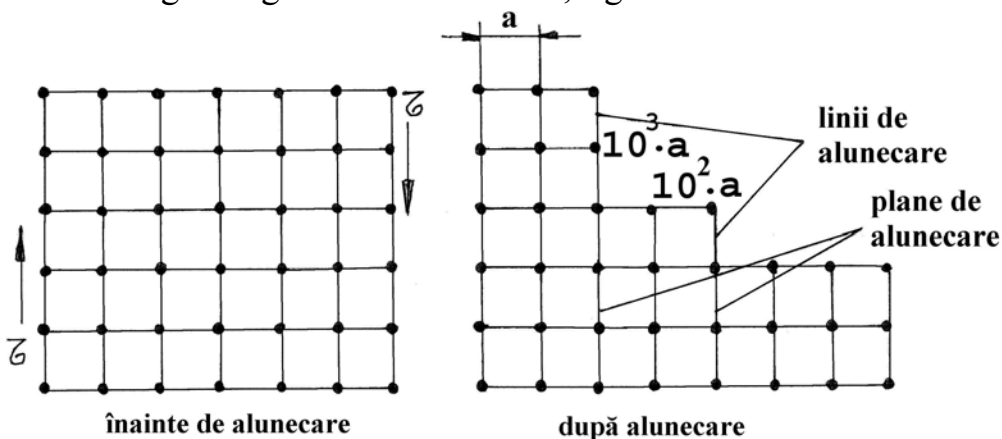


Fig. 2.2. Plane de alunecare într-o rețea cristalină plană

Distanța dintre două plane succesive de alunecare este de ordinul a 10^2 distanțe interatomice. Planele și direcțiile cristalografice pe care se produc alunecări sunt plane și direcții cu densitate mare de atomi. Un cristal cu cât are mai multe

plane și direcții de alunecare, deci compactitate și coordinație mai mari, cu atât este mai plastic, adică mai ușor deformabil. Astfel, metalele cristalizate în rețea cfc (Al, Cu, Fe γ , Au, Ag, Pb, Pt, Ni), care au grad de compactitate și coordinație mari ($K = 0,74$; $c = 12$), având 4 plane de alunecare $\{111\}$, fiecare cu câte 3 direcții de alunecare $\langle 110 \rangle$ independente, deci 12 sisteme de alunecare, sunt cele mai plastice. Metalele cristalizate în rețea c.v.c. (Mo, Cr, Fe α , W, Ta, V) care au compactitate și coordinație mai mici ($K = 0,68$; $c = 8$), deci un număr mai mic de plane și direcții de alunecare $\{110\}$ și $\langle 111 \rangle$ sunt mai puțin plastice.

Cu toate că în rețeaua c.v.c. mai există două familii cu densitate mare de atomi $\{112\}$ și $\{121\}$ deci în total 48 de sisteme de alunecare, acestea, sunt mai puțin plastice decât metalele cristalizate în rețea c.f.c.

Metalele cristalizate în h.c. (Ti, Mg, Zn, Zr, Be, Co, Os) având doar trei sisteme de alunecare, planul bazal (0001) cu 3 direcții $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, se deformează dificil prin alunecare, fiind fragile. Sistemele de alunecare ușoară în metalele cristalizate în rețea c.f.c, c.v.c și h.c. sunt prezentate în figura 2.3.

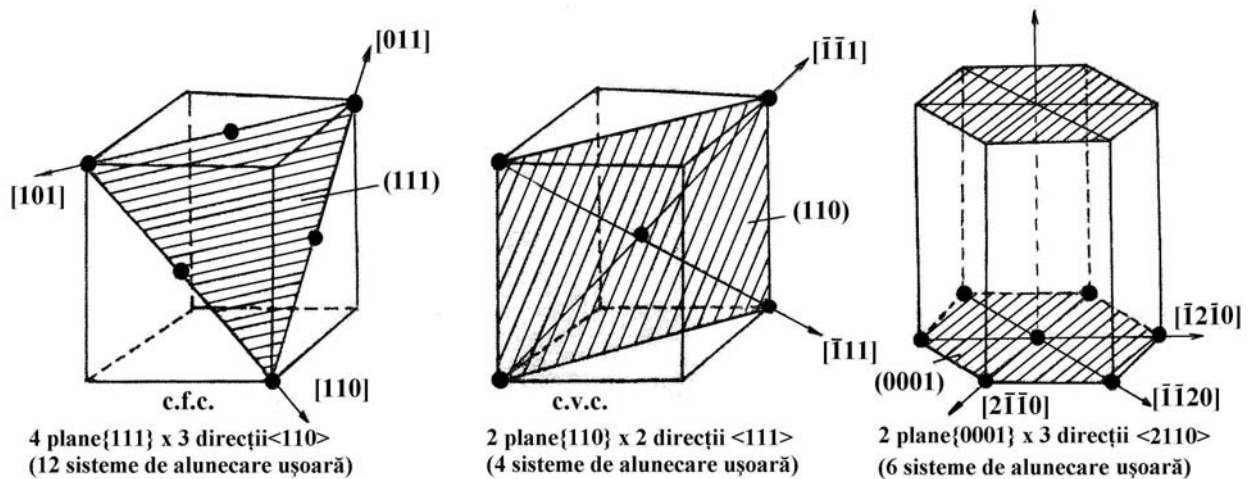


Fig. 2.3. Plane și direcții de alunecare ușoară

Rezultă că materialele metalice cu cât cristalizează într-un sistem mai simetric și compact cu atât sunt mai plastice și invers. Alunecarea se evidențiază tracționând axial un monocristal cilindric, atunci când solicitarea depășește limita elastică, el începe să curgă și să se deformeze plastic, iar pe suprafața lui exterioară apar familii de linii paralele de alunecare (praguri) care reprezintă intersecția planelor de alunecare cu suprafața monocristalului, figura 2.4.

Alunecarea se produce totuși pe un număr restrâns de plane de alunecare, doar 1% din totalitatea planelor cristalografice.

Calculul tensiunii efective de alunecare se face considerând un monocristal cilindric de secțiune transversală S_0 solicitat la tracțiune cu două forțe axiale F , figura 2.5.

În urma solicitării, într-un plan înclinat cu unghiul θ de secțiune $S_a = S_0 / \cos \theta$ vor lua naștere două eforturi (tensiuni) unitare- o tensiune normală la plan σ - inactivă și o tensiune tangențială la plan τ -activă (care va produce alunecarea).

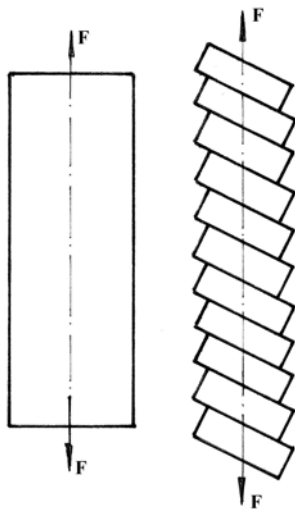


Fig. 2.4. Linii și plane de alunecare

Proiectând forțele pe axa monocristalului se obține legea lui Schmid:

$$\tau_a = \frac{F}{S_a} \sin \theta = \frac{F}{S_o} \sin \theta \cos \theta = \frac{F}{2S_o} \sin 2\theta = \frac{\sigma_o}{2} \sin 2\theta$$

Factorul $\sin 2\theta$ se numește factor de orientare în raport cu direcția forței aplicate. În planul de alunecare pot exista mai multe direcții de alunecare, aceasta producându-se pe acea direcție care are o densitate maximă de atomi. Presupunând că această direcție este OR, ce face unghiul φ cu τ_a , se poate calcula tensiunea efectivă sau critică de alunecare:

$$\tau_c = \tau_{efa} = \tau_a \cdot \cos \varphi = \frac{F}{2S_o} \cdot \sin 2\theta \cdot \cos \varphi = \frac{\sigma_o}{2} \sin 2\theta \cdot \cos \varphi$$

Se observă că tensiunea efectivă de alunecare este maximă când $\theta = 45^\circ$ și $\varphi = 0$. Rezultă că un plan și o direcție cristalografică sunt de alunecare dacă îndeplinesc două condiții: au densitate maximă în atomi și fac un unghi cât mai apropiat de 45° față de direcția sollicitării exterioare F. S-a constatat că tensiunea tangențială maximă de alunecare este $\tau_{max} = 0,5 \cdot \tau_o$ ($0,5 =$ factorul lui Schmid); teoretic ea se poate calcula cu aproximație $\tau_{max} \cong G/2$.

Când planele de alunecare sunt paralele sau perpendiculare pe direcția sollicitării, materialul nu se deformează plastic, ci el se rupe imediat după depășirea limitei elastice, figura 2.6.

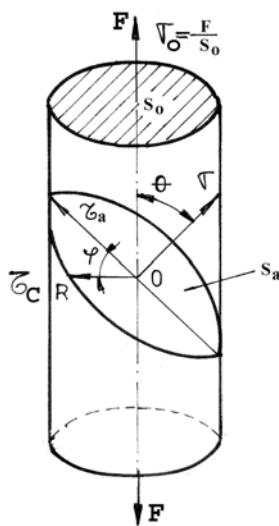


Fig. 2.5. Determinarea tensiunii de alunecare

Ruperea în lipsa deformării plastice este o rupere fragilă. Alunecarea produsă simultan pe toată lungimea posibilă a planului de alunecare se numește sincronă (are loc numai în cristale ideale, iar alunecarea care se produce din aproape în aproape, prin intermediul deplasării dislocațiilor, se numește asincronă și are loc în cristalele reale.

Deformarea ϵ produsă la deplasarea unei dislocații de lungime x caracterizată de vectorul Búrgers \bar{b} , pe o distanță S, în volumul V de monocristal este:

$$\epsilon = \frac{s \cdot b}{V} = \rho s b \text{ unde: } \rho - \text{ reprezintă densitatea de dislocații.}$$

Mecanismul maclării reprezintă mecanismul secundar al deformării plastice, fiind mecanismul formațiilor mici, tipic pentru materialele ce conțin puține plane de alunecare (Zn, Zr, Mg, Cd, Ti, Be, Co, Mn, Os, Sb,

Bi).

Maclarea constă în deplasarea colectivă și coordonată a atomilor unei zone din cristal în lungul unor plane cristalografice (plane de maclare), astfel, încât se obțin două sau mai multe părți cu rețele cristaline simetrice (precum imaginea în oglindă) față de planul de maclare, figura 2.7.

În cazul maclării, zona deformată (macla) are o altă orientare cristalografică (simetrică) față de zona nedeformată.

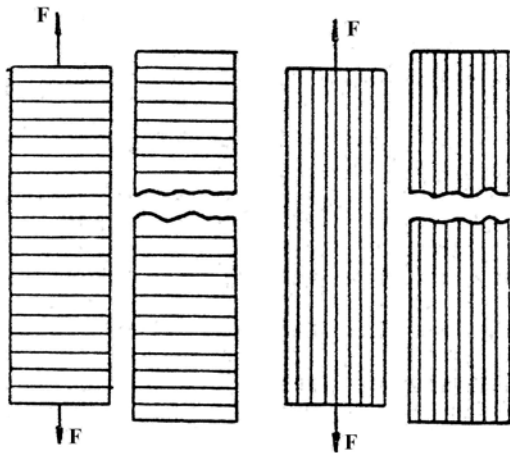


Fig. 2.6. Ruperea monocristalelor ce au planele de alunecare paralele sau perpendiculare pe direcția sollicitării

Maclele mecanice (de deformare) în materialele fragile se pot observa la microscop pe suprafețe atacate, ca fiind benzi de culoare închisă în interiorul grăunților cristalini figura 2.8., ele sunt identice cu maclele de recoacere, care se formează la încălzirea materialelor metalice plastice (c.f.c.) ecruisate, figura 2.9.

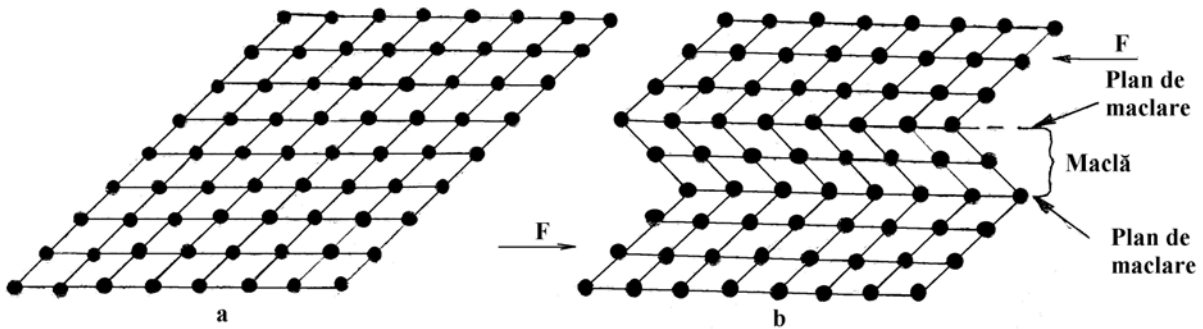


Fig. 2.7. Mecanismul deformării plastice prin maclare

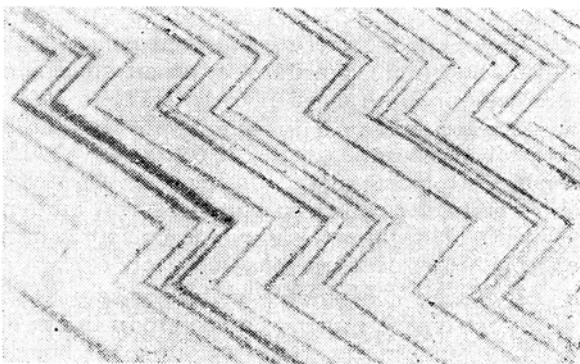


Fig. 2.8. Macle de deformare în magneziu (h.c.)

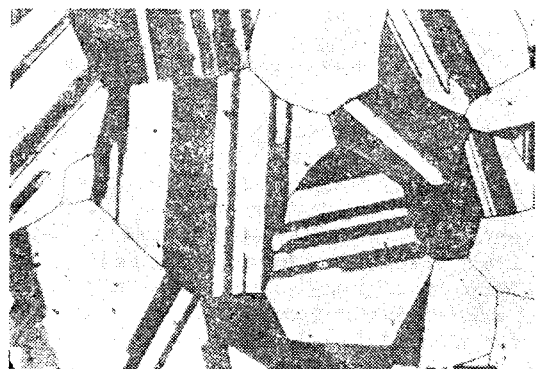


Fig. 2.9. Macle de recoacere în cupru (c.f.c.)

Planele și direcțiile cristalografice de maclare în cristale sunt:
 cvc : $\{112\}$ și $\langle 111 \rangle$; cfc $\{111\}$ și $\langle 112 \rangle$; h.c. $\{10\bar{1}2\}$ și $\langle 10\bar{1}1 \rangle$;

Planele de maclare formează limite coerente.

Uneori deformarea prin maclare este însoțită de producerea unui zgomot („strigătul staniului” la îndoire).

Mecanismul mixt al deformării plastice constă din deformarea plastică a monocristalelor, inițial prin alunecare, până la epuizarea planelor de alunecare, apoi continuă prin maclare, când o parte din planele cristalografice se rotesc devenind favorabile alunecării. Prin alunecare intensă, planele cristalografice tind să se rotească devenind paralele sau perpendiculare pe direcția solicitării, când alunecarea încetează. Pentru a compensa aceste rotații, se produc în unele zone din cristal, rotații de compensare denumite rotații Taylor, iar zonele în care au loc se numesc benzi de alunecare secundară (de îndoire sau pliuri). Benzile de îndoire reprezintă în fapt curbări locale ale rețelei cristaline în lipsa fenomenelor de alunecare. Când benzile de deformare în materialele c.v.c. ies în afara suprafeței cristalului fiind vizibile cu ochiul liber se numesc benzi Luders.

Rezultă că în realitate deformarea plastică nu se produce prin alunecare pură sau maclare pură, ci printr-un mecanism complex, care conține atât alunecare, ca mecanism preponderent, cât și maclare și rotații Taylor, iar când toate acestea se epuizează materialul metalic solicitat se rupe.

Deformarea materialelor policristaline are loc după aceleași mecanisme ca și în cazul celor monocristaline, dar mai dificil, deoarece intervin limitele dintre grăunții cristalini cu orientări cristalografice diferite, care îngreunează deformarea prin alunecare.

Materialele metalice se utilizează practic în stare policristalină, iar deformarea lor plastică se produce la solicitări mai mari. Pentru a obține deformarea plastică macroscopică într-un agregat de grăunți cristalini, trebuie activată alunecarea într-un ansamblu alăturat de grăunți cu orientări diferite de plane și direcții cristalografice, figura 2.10.ab.

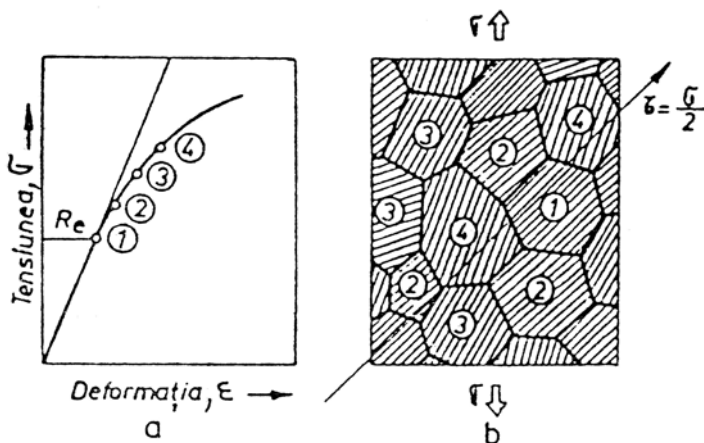


Fig. 2.10. Deformarea plastică a policristalelor
a-curba de tracțiune; b- policristal

În acest caz deformarea prin alunecare va începe în grăunții cu orientare cât mai apropiată de 45° față de efort (1) apoi va continua în grăunții cu orientări mai îndepărtate de 45° (2; 3; 4) și va continua în grăunți cu orientări paralele sau perpendiculare pe axa solicitării, numai dacă în aceștia se produc maclări sau rotații Taylor.

Limitele dintre grăunți sunt zone unde densitatea de vacanțe, dislocații și impurități este maximă, iar rezistența la deformare (tensiunea critică de alunecare) este mai mare decât în interiorul grăunților, ca atare deformarea plastică începe întotdeauna în interiorul grăunților.

Când toți grăunții ajung în stare de deformare plastică ($\tau_{\max} = 0,5 \cdot \sigma$) se afirmă că are loc fenomenul de curgere a materialului (deformare plastică la efort constant).

Materialele policristaline au limita de elasticitate și de curgere mai mari decât cele monocristaline. Limitele dintre grăunți se constituie în bariere în calea deplasării dislocațiilor. Cu cât grăunții sunt mai mici (structura metalografică mai fină) și cu cât orientările rețelelor cristaline vor fi mai diferite (factorul lui Schmid mai mic de 0,5), cu atât deformarea plastică se va face mai dificil, deci materialul este mai rezistent mecanic (mai dur).

De asemenea fazele existente pe limitele grăunților influențează mult deformarea plastică a materialelor policristaline. Prin deformare plastică la rece a materialelor policristaline, grăunții devin alungiți pe direcția deformării, materializând textura mecanică sau fibrajul, care conferă anizotropie proprietăților.

2.2.1.2. Ecrusarea materialelor metalice

Deformarea plastică la rece este însoțită întotdeauna de ecrusare. Ecrusarea reprezintă proprietatea mecanică de durificare și creștere a rezistenței la deformare și la rupere prin deformare plastică.

Prin deformare plastică la rece în materialele metalice se produc modificări importante la nivel structural (se modifică forma, numărul, orientarea și dimensiunile grăunților), substructural (crește densitatea de vacanțe, densitatea de dislocații, densitatea, mărimea și orientarea blocurilor în mozaic), cresc tensiunile interne de ordin II la nivel de grăunți cristalini și tensiunile de ordin III la nivel de rețea cristalină (rețeaua se distorsionează).

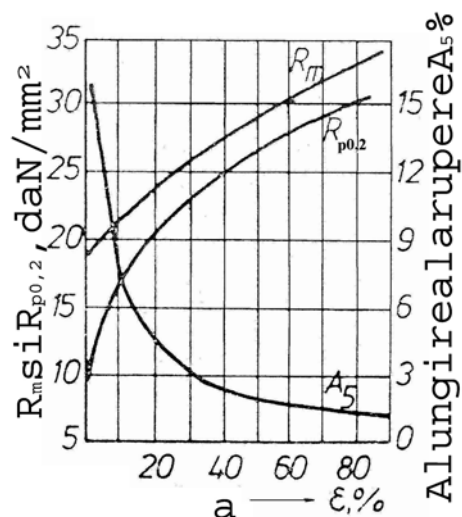


Fig. 2.11. Dependenta proprietăților mecanice de gradul de deformare plastică la rece pentru duraluminiu

duraluminiu.

Ecrusarea (durificarea prin deformare plastică la rece) poate fi explicată prin două teorii:

Urmare a acestor modificări se schimbă toate proprietățile fizico- mecanice dependente structural. Astfel, rezistența la rupere, duritatea, limita de elasticitate, limita la curgere cresc, iar alungirea, gătuirea, reziliența, ductilitatea și maleabilitatea scad.

Capacitatea de ecrusare a unui material metalic este dată de panta curbei tensiune-deformație în domeniul plastic, denumită coeficient de ecrusare sau modul de plasticitate, care depinde de structură, sistem de cristalizare, compoziție chimică, mărimea grăunților etc.

Ecrusarea este cu atât mai accentuată cu cât gradul de deformare este mai mare. În figura 2.11. este prezentată variația proprietăților de rezistență (R_m , $R_{p0,2}$) și de plasticitate (A_5) cu gradul de deformare plastică la rece pentru

- a) clasic- prin epuizarea planelor de alunecare și maclare pe măsura creșterii solici-tării exterioare, deformarea plastică decurge din ce în ce mai greu, lucru echiva-lent cu creșterea rezistenței materialului la deformare și implicit la rupere;
- b) teoria dislocațiilor- în orice material metalic la echilibru există o densitate de dislocații $\rho_0 \approx 10^8 \text{ m}^{-2}$. Inițial deformarea plastică decurge ușor, deoarece disloca-țiile se deplasează cu ușurință prin material. Pe măsură ce deformarea plastică înaintează, densitatea de dislocații crește, putând ajunge la $\rho_0 \approx 10^{16} \text{ m}^{-2}$ și si-multan crește și densitatea barierelor (trepte imobile de dislocații, grupări de dis-locații, limite Cottrell- Lomer, atmosfere Cottrell etc.) care se opun mișcării dis-locațiilor, iar deformarea plastică are loc din ce în ce mai dificil, deci rezistența opusă de material la deformare, implicit la rupere și duritatea cresc ($R_m \approx K \cdot HB$, cu $K = 0,35$ pentru oțeluri).

Toate aceste fenomene sunt evidențiate pe curbele tensiune- deformație (trac-tiune), care pentru materialele metalice cristalizate în c.f.c., c.v.c. și h.c. au aspectul din figura 2.12.

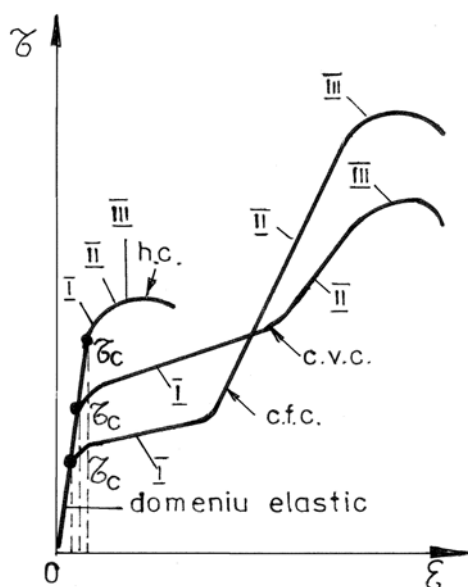


Fig. 2.12. Curbe tensiune- de-
formație la metale

În domeniul plastic există trei stadii de deformare:

I - stadiul alunecării ușoare sau curgerii, unde curba $\tau = n \cdot \epsilon$ este practic liniară și are o pantă foarte mică (cfc), medie (cvc) și mare (h.c). Coeficientul de ecruisare (durificare) este mic $n_1 \approx 10^{-4}G$ pentru metale cvc și h.c. și $n_1 \approx 10^{-3}G$ pentru metale cfc.;

II - stadiul frânării deplasărilor disloca-țiilor de către barieră. În acest stadiu tensiu-nea critică de alunecare este direct proporți-onală cu puterea a 3^a a densității de barieră. Coeficientul de ecruisare este de zeci de ori mai mare decât în stadiul I ($n_2 \approx 10n_1$);

III - densitatea de dislocații nu mai crește, coeficientul de ecruisare scade, apar barieră Cottrell- Lomer, defecte de împachetare, sub-

grăunții inițiali se fărâmițează, dislocațiile practic nu se mai pot deplasa, deci defor-marea plastică încetează urmând inevitabil ruperea materialului. În stadiul III curba tensiune- deformație are aspect parabolic $\tau = n_3 \cdot \epsilon^m$ cu $m < 1$.

La materialele fragile stadiile II și III sunt restrânse, practic suprapunându-se, iar stadiul I nici nu se evidențiază.

Barierelor ce frânează mișcarea dislocațiilor, reprezintă principala cauză a ecruisării. Ele pot fi preexistente în materialul metalic de la solidificare cum sunt limitele dintre grăunți, sublimatele, precipitatele fine, incluziunile nemetalice, sau se formează în timpul deformării plastice la rece prin multiplicarea, deplasarea și interacțiunea dislocațiilor.

Ecruisarea are o foarte mare importanță în tehnică. Astfel, este dorită pentru creșterea rezistenței la curgere a alamei, cuprului, aluminiului, oțelurilor manga-noase, creșterea durității coaselor, sapelor etc., sau poate fi nedorită sub aspect eco-nomic la tragerea barelor la rece, trefilarea sârmelor și laminarea la rece a tablelor,

când pentru a fi eliminată, produsele se încălzesc și se răcesc lent (recoacere de recristalizare).

Totuși, în absența ecruisării, trefilarea sârmelor și ambutisarea adâncă a tablurilor nu ar fi posibilă. Materialele care se ecruissează ușor se ambutisează și trefilează mai ușor decât cele care se ecruissează greu.

Cert, este că rezistența la curgere poate fi crescută de 2-3 ori prin ecruisare (creșterea densității de dislocații la $\rho \approx 10^{16} \text{ m}^{-2}$) sau poate fi crescută accentuat de 10^3 ori prin micșorarea accentuată a densității de dislocații- fibre, figura 2.13.

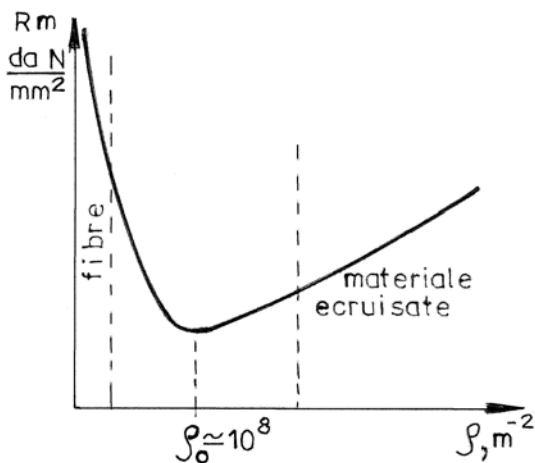


Fig. 2.13. Relația dintre rezistența mecanică și densitatea de dislocații

2.2.1.3. Recristalizarea materialelor metalice ecruisate

Starea ecruisată caracterizată prin: energie internă mare (energie latentă de deformare) distorsionarea rețelei cristaline, structură fibroasă (texturată), tensiuni interne mari, densitate mare de dislocații și de bariere, rezistență mecanică și duritate mare, plasticitate scăzută, este în afară de echilibru termodinamic.

Ea, prin încălzire peste pragul de recristalizare în timp scurt, sau uneori chiar la temperatura ambiantă în timp mai mare, este înlăturată restabilindu-se structura,

substructura, starea tensională și proprietățile inițiale ale materialului metalic.

Procesul de eliminare prin încălzire a ecruisării se numește recristalizare și are loc în patru etape: restaurarea, poligonizarea, germinarea și coalescența ce acționează la nivel de rețea cristalină, substructură, structură și proprietăți, figura 2.14.

Prelucrarea termică prin care se elimină ecruisarea se numește recoacere de recristalizare.

În prima etapă de încălzire în metalul ecruisat se produc modificări la nivelul rețelei cristaline, dispar distorsiunile rețelei cristaline și se elimină tensiunile de ordin III, producându-se restaurarea.

Acest lucru se realizează prin difuzia defectelor reticulare punctiforme (vacanțe și interstițiali), anularea dislocațiilor de semn opus aflate în aceleași plane de alunecare.

La creșterea temperaturii, în apropiere de pragul de recristalizare (T_{rec}), paralel cu restaurarea are loc și un proces de deplasare a dislocațiilor, așezându-se unele sub altele, formând pereți de dislocații, care sunt defecte reticulare de suprafață.

Acest proces se numește poligonizare sau recoacere (in situ) și determină scăderea accentuată a densității de dislocații cu formarea unor noi blocuri în mozaic.

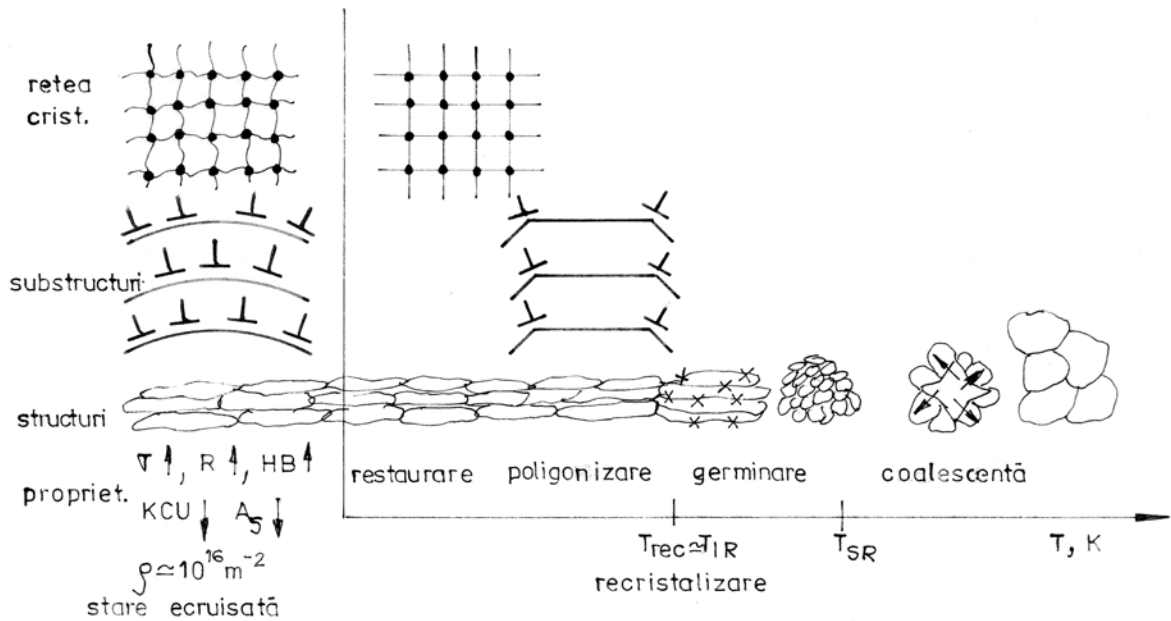


Fig. 2.14. Etapele recrystalizării materialelor ecruisate

Tensiunile de ordin III și II scad accentuat în primele două etape.

La atingerea temperaturii de recrystalizare începe etapa de germinare, când la intersecția a doi, trei grăunți alungiți (zone puternic deformate elastic) se formează germeni de recrystalizare, care între temperatura de început de recrystalizare (T_{IR}) și sfârșit de recrystalizare (T_{SR}) cresc, formând grăunți echiaxiali cu dimensiuni mici ce înlocuiesc grăunții alungiți.

Creșterea temperaturii în continuare, determină etapa de coalescență, când grăunții mari limitați de granițe concave cresc rapid pe seama grăunților mici cu limite convexe pe care-i înglobează. Creșterea grăunților cristalini depinde în afară

de temperatura de încălzire finală sau durata de menținere și de gradul de deformare anterior aplicat. Curba de variație a dimensiunilor grăunților prezintă un maxim corespunzător gradului critic de deformare $\delta_c = 3 \div 10\%$, figura 2.15.

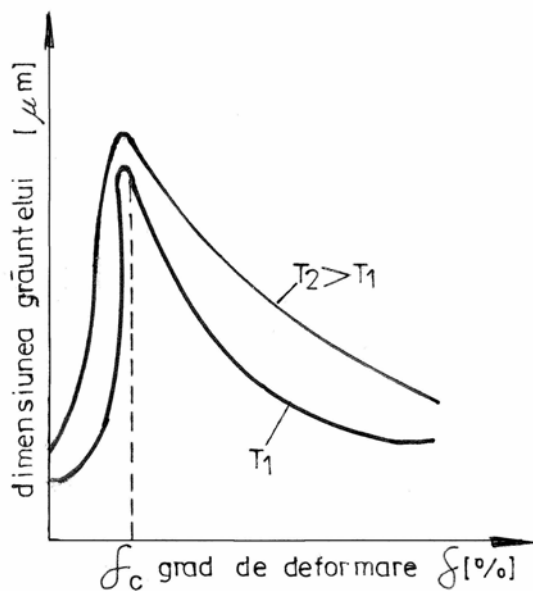


Fig. 2.15. Dependența dintre mărimea grăunților după recrystalizare și gradul de deformare aplicat

Dacă temperatura crește în continuare, apar defectele de încălzire: supraîncălzirea (creșterea exagerată a grăunților) oxidarea intercrystalină, arderea metalului și chiar topirea lui. În primele două etape ale recrystalizării proprietățile de rezistență (R_m) și plasticitate (A_5) se mențin constante, densitatea de dislocații (ρ) scade accentuat, iar dimensiunea blocurilor în mozaic (D) crește. În ultimele două etape, de recrystalizare propriu-zisă,

elementele de substructură (ρ și D) își continuă variația anterioară, proprietățile de

rezistență scad accentuat, iar cele de plasticitate cresc până la un maxim (început de coalescență) apoi scad, figura 2.16.

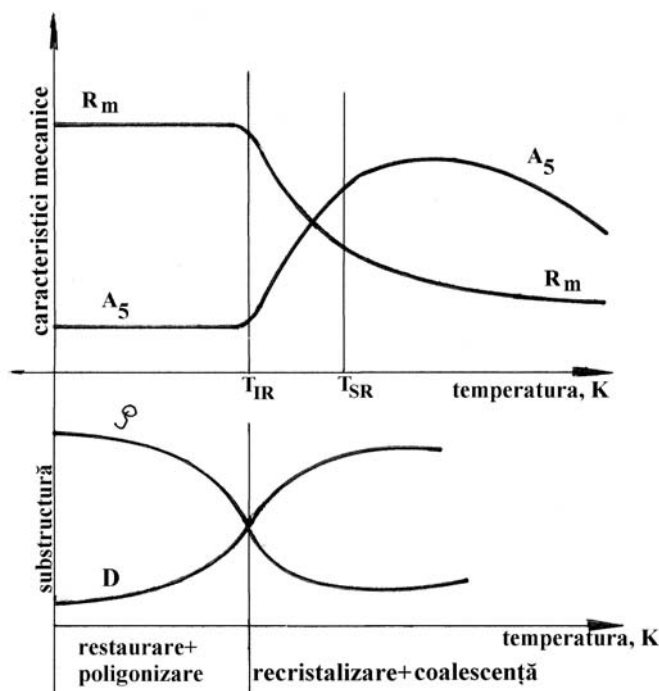


Fig. 2.16. Influența temperaturii de încălzire asupra proprietăților mecanice și substructurii metalelor ecrusate

etc.) și de gradul de deformare: cu cât gradul de deformare crește (δ) cu atât temperatura de început de recristalizare (T_{IR}) scade tinzând spre pragul teoretic de recristalizare, figura 2.17.

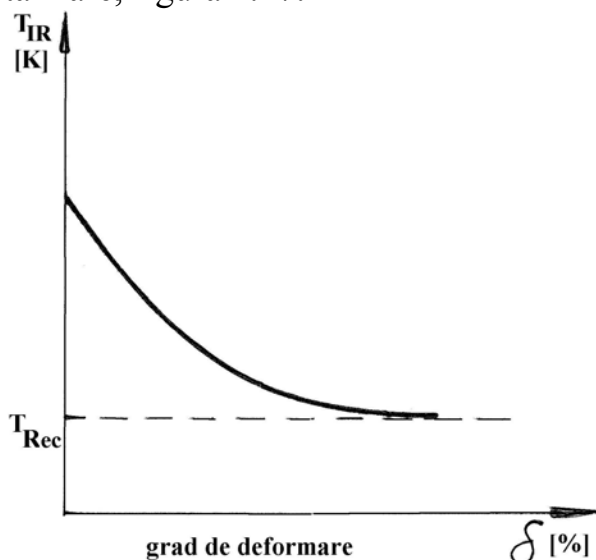


Fig. 2.17. Dependența temperaturii de început de recristalizare de gradul de deformare

Recristalizarea propriu-zisă poate avea loc și la mențineri izoterme în intervalul de temperatură T_{IR} și T_{SR} , după o perioadă de incubare conform unei curbe cinetice de tip sigmoidă. Durata transformării scade exponențial odată cu creșterea temperaturii de menținere.

Prin încălzire continuă (anizotermă) recristalizarea propriu-zisă se desfășoară într-un interval de temperaturi (T_{IR} , T_{SR}) care este cu atât mai mare cu cât viteza de încălzire este mai mare. Creșterea, atât a temperaturii de menținere sau încălzire, cât și a timpului de menținere, determină creșterea grăunților cristalini.

Temperatura de început de recristalizare, T_{IR} , depinde printre alți factori (temperatura de deformare, puritatea chimică, mărimea grăunților

Pragul teoretic de recristalizare (T_{rec}) pentru câteva metale este: 723 K pentru Fe; 623 K pentru Al; 473 K pentru Cu; 373 K pentru Al; 1473 K pentru W; 240 K pentru Pb etc.

Zincul, plumbul și staniul au pragul de recristalizare sub temperatura mediului ambiant.

2.2. DEFORMAREA PLASTICĂ LA CALD

Deformarea plastică la cald se realizează la temperaturi ce depășesc temperatura de recristalizare ($T_{\text{def}} > T_{\text{rec}}$) prin aceleași mecanisme de deformare. În acest caz, în condiții normale, ecrusarea nu mai are loc, deoarece recristalizarea se produce spontan imediat după deformare.

Dacă deformarea plastică la cald are loc cu viteză foarte mare (prin explozie), și este urmată de răcire rapidă, atunci recristalizarea nu mai are timp să se producă, iar materialele rămân ecrusate.

Deformarea plastică la cald, datorită mobilității mari a atomilor, a densității mari de vacanțe, se produce cu un consum foarte mic de energie; la temperaturi mari materialele metalice își măresc plasticitatea.

Prin deformare plastică la cald materialele metalice își măresc compactitatea prin sudarea și dispariția golurilor și suflurilor cu pereții neoxidați.

După deformarea plastică la cald grăunții sunt echiaxiali. Pe suprafețele șlefuite și atacate puternic cu reactivi chimici ale probelor deformate plastic la cald apare fibrajul care este materializat, în acest caz, de dispunerea în șiruri ale incluziunilor nemetalice (în special MnS) în timpul deformării, când grăunții se alungesc pentru un scurt timp. Recristalizarea produsă spontan, lasă aceste incluziuni, fie că sunt fragile, fie plastice, dispuse în șiruri. Fibrajul continuu (fibrele urmăresc conturul piesei) obținut prin deformare plastică la cald, este favorabil proprietăților mecanice de rezistență (în special rezistența la oboseală crește foarte mult).

În figura 2.18 sunt prezentate macrostructurile unui cârlig de vagoane decu-

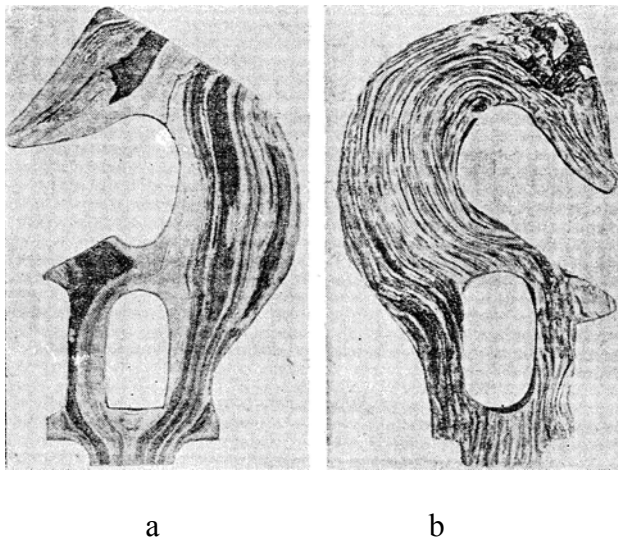


Fig. 2.18. Macrostructurile unui cârlig de vagoane decupat dintr-o tablă groasă laminată (a) și forjat (b)

pat dintr-o tablă groasă laminată (a) și forjat (b). Se observă că după forjare fibrajul este continuu și urmărește conturul cârligului.

Fibrajul la cald, materializat de incluziunile dispuse în șiruri, imprimă o anizotropie a proprietăților mai slabă decât fibrajul obținut prin deformarea plastică la rece, materializat prin grăunți alungiți.

În materialele polifazice, în special oțeluri de construcție, prin deformare plastică la cald prin laminare, matrițare etc. apare frecvent structura în benzi, când benzile de ferită alternează cu benzile de perlită. Structura în benzi este favorizată de segregăția fosforului. Există

cazuri în tehnică când deformarea plastică la cald sub acțiunea unor solicitări mecanice trebuie împiedicată să se producă. De exemplu materialele termorezistente, refractare și superaliajele, care au temperaturi de utilizare până la $0,8 \cdot T_{\text{top}}$, trebuie să posede o rezistență mare la fluaj (deformare la cald și de durată sub acțiunea unor sarcini mici și constante). În timpul fluajului alungirea crește continuu în timp,

la început rapid (stadiul I), apoi lent (stadiul II de fluaj stabilizat) și în final rapid (stadiul III de fluaj accelerat), după care urmează ruperea materialului.

În timpul fluajului deformarea plastică continuă (curgerea materialului), ea se realizează prin cățărarea dislocațiilor de pe un plan de alunecare pe un alt plan cristalografic, ocolind barierele, producând continuarea alunecării și prin alunecarea limitelor de grăunți care devine posibilă datorită densității mari de vacanțe din vecinătatea lor.

2.3. RUPEREA MATERIALELOR METALICE

Ruperea constă din separarea unui material în două sau mai multe părți sub acțiunea unor tensiuni interne sau externe.

Ruperea constituie ultima etapă a deformării plastice și intervine atunci când s-au epuizat toate posibilitățile de deformare a materialelor metalice solicitate din exterior.

Ruperea se inițiază la nivelul rețelei cristaline, continuă la nivelul microstructurii prin propagarea fisurilor existente în material și se încheie prin fragmentarea sau distrugerea în final a materialului metalic.

După modul de separare a atomilor la nivelul rețelei cristaline, ruperea poate fi prin smulgere sau clivaj, când se produce sub acțiunea tensiunilor normale de întindere (σ) pe plane de minimă densitate în atomi (plane de clivaj $\{100\}$ în rețea c.v.c. și $\{0001\}$ în rețea h.c.) și prin forfecare sub acțiunea tensiunilor tangențiale de forfecare (τ) pe plane de alunecare cu densitate maximă de atomi ($\{111\}$ în c.f.c., $\{110\}$ în c.v.c.).

Tensiunile normale și tangențiale care produc ruperea sunt aproximativ egale cu $E/10$ respectiv $G/10$, unde E și G reprezintă modulele de elasticitate longitudinal și transversal.

La nivelul microstructurii ruperea poate fi: intracristalină, când casura trece prin interiorul grăunților și intercristalină când ruperea se produce pe limita grăunților. Ruperea prin forfecare este întotdeauna intracristalină, iar casura (suprafața de rupere) are un aspect macroscopic fibros.

La nivel macroscopic, după comportamentul materialului metalic față de solicitările exterioare și aspectul casurii, ruperea poate fi ductilă sau tenace când se produce prin forfecare, fiind precedată de deformații plastice mari și fragilă când se produce prin clivaj (smulgere) nefiind precedată de deformații plastice, ci doar de deformații elastice.

Ruperea ductilă este tipică materialelor metalice plastice cu tenacitate mare și este reprezentată de o casură fibroasă specifică concupă la 45° , situată în zona unor gătuiri și alungiri accentuate ale epruvetei solicitată și ruptă prin tracțiune, figura 2.19.

Acest tip de rupere este însoțită de ecrusare și este intracristalină. Ruperea fragilă este specifică materialelor metalice cu comportament total elastic, casante (fragile), fiind precedată numai de deformații elastice, prezintă o casură grunțoasă, strălucitoare, perpendiculară pe axa epruvetei ruptă prin tracțiune, fără

să existe o gătuire și o alungire a acesteia, figura 2.20. Ruperea fragilă nu este însoțită de ecruisare și are loc întotdeauna intercrystalin.

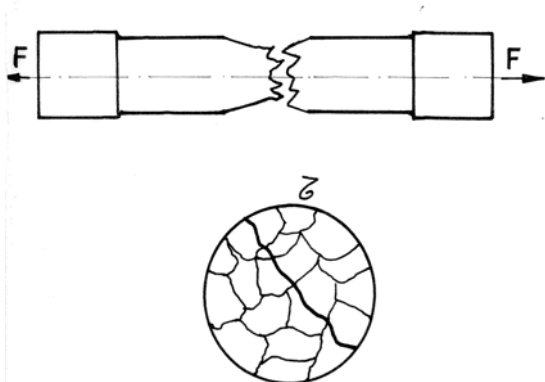


Figura 2.19. Aspecte tipice ale ruperii fragile (tenace)

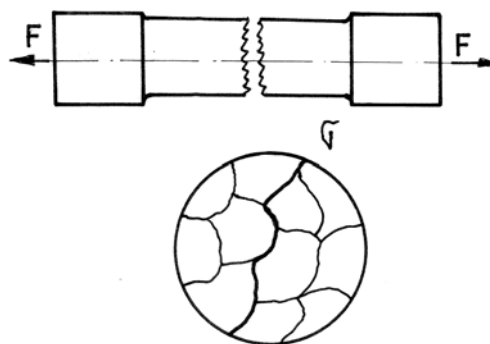


Figura 2.20. Aspecte tipice ale ruperii fragile (casante)

Comportamentul ductil (tenace) sau fragil (casant) al materialelor metalice este dat de natura materialelor, de tipul rețelei cristaline, de viteza de deformare și de temperatura la care se face solicitarea. Capacitatea de deformare plastică (tenacitatea) scade cu scăderea temperaturii și cu creșterea vitezei de aplicare a sarcinii. Este posibil ca unul și același material metalic să posede un comportament ductil și fragil, existând o temperatură de tranziție ductil-fragil, care este o măsură a gradului de tenacitate sau de fragilitate a materialului metalic.

Valoarea acestei temperaturi depinde de natura, compoziția chimică, structura și starea de tensiune a materialului metalic; ea se determină prin încercarea de reziliență efectuată la diverse temperaturi. În realitate există un domeniu de tranziție de la ruperea ductilă la ruperea fragilă. Curba de tranziție ductil-fragil pentru un oțel nealiat de construcție (0,18% C; 0,56% Mn și 0,07% Si) este dată în figura 2.21. În cazul oțelurilor nealiate temperatura de tranziție ductil-fragil scade odată cu scăderea conținutului de carbon.

Ruperea fragilă este periculoasă în cazul organelor de mașini în mișcare și a construcțiilor metalice statice, deoarece fisurile de clivaj se propagă rapid, ducând la dezintegrarea bruscă a materialului metalic. De asemenea, nefiind anunțată de nici o deformare plastică (modificare a formei și dimensiunilor), nu se pot lua măsuri de prevenire a distrugerilor.

Toate materialele metalice policristaline conțin un anumit număr de microfisuri care devin instabile conducând la rupere, când solicitările exterioare depășesc anumite limite. Generarea microfisurilor are loc la nivelul rețelei cristaline fie prin coalescența golurilor de sub dislocațiile marginale de același semn, fie de grupările de dislocații formate la întâlnirea unei bariere sau pe sublimitele grăunților (pereții de dislocații). După generare, microfisurile devin concentratori de eforturi și creează la vârful lor un câmp de tensiuni neuniforme care provoacă propagarea și extinderea acestora prin deschidere (clivaj) sub acțiunea tensiunii normale σ , sau prin alunecare sub acțiunea tensiunii tangențiale τ .

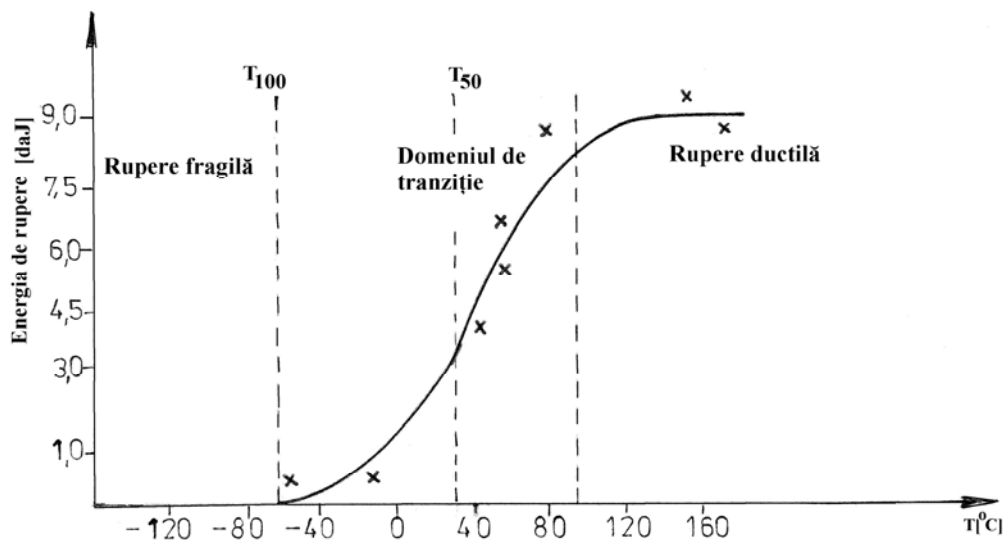


Fig. 2.21. Variația energiei de rupere prin șoc cu temperatura și tranziția ductil-fragil la un oțel nealiat de construcție

În materialele perfect elastice microfisurile se propagă prin clivaj, evoluează brusc și produc ruperea fragilă; când se eliberează brusc energia. Datorită acestui fapt, în timpul propagării microfisurilor, tensiunile din jurul acestora se relaxează și se creează noi suprafețe de rupere.

În materialele plastice la vârful microfisurii incipiente se formează o enclavă plastică cu rază mare de curbură, care împiedică propagarea fisurii pe direcția vârfului acesteia. Energia dată de solicitarea exterioară se consumă în parte pentru deformarea plastică ce precede generarea microfisurilor și o parte se disipează prin alunecarea dislocațiilor, care provoacă o nouă deformare plastică la vârful fisurii ca urmare a fenomenului de concentrare a tensiunilor în această zonă. Fisurile incipiente în materialele plastice se deschid și se propagă totuși pe grosimea fisurii, până la atingerea valorii critice, după care fisura se propagă spontan, ducând în final la ruperea fragilă prin clivaj a materialului.

Ruperea la oboseală se produce în materialele tenace sub acțiunea unor solicitări variabile, alternante, care determină pierderea rezistenței mecanice și tenacității și care provoacă distrugerea materialelor

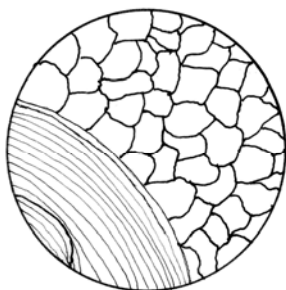


Fig. 2.21. Casură obținută la ruperea prin oboseală.

metalice la tensiuni mult mai mici decât rezistența la rupere. Ruperea prin oboseală ca și ruperea fragilă sunt periculoase deoarece nu sunt anunțate prin deformații, ele producându-se brusc, determinând mari distrugereri în mașini. Casura produsă prin rupere la oboseală prezintă două zone tipice: una lucioasă și netedă de propagare în timp a fisurii inițiată de un concentrator de eforturi și o zonă grăunțoasă de rupere bruscă a materialului metalic, figura 2.22.

Fisura este inițiată de un concentrator de eforturi (amorsă) aflat la exteriorul materialului (trecere bruscă de la o secțiune la alta, canal cu muchii ascuțite, fund de filet ascuțit, riz, zgârieturi etc) sau la interiorul lui (pori, goluri, fulgi, incluziuni, microfisuri etc).

CAP. 3 ALIAJE FIER - CARBON

Aliajele Fe-C, cunoscute sub denumirile de oțeluri și fonte, sunt cele mai utilizate aliaje în tehnică, datorită: resurselor mari de minereuri de fier (4,5% din scoarța terestră); fuzibilității lor moderate; polimorfismului și feromagnetismului lor, care le conferă o gamă largă de proprietăți.

Fierul este un metal de tranziție cu densitatea de $7,8 \text{ g/cm}^3$, cu temperatura de topire de 1538°C , temperatura de vaporizare 2880°C , coeficientul de dilatare termică $\alpha = 11,7 \cdot 10^{-6} \text{ grad}^{-1}$; permeabilitatea magnetică și forță coercitivă mici, cu proprietăți de rezistență scăzute ($R_{p0,2} = 100 \text{ N/mm}^2$, $R_m = 200 \text{ N/mm}^2$; $HB = 50 \text{ daN/mm}^2$), cu proprietăți plastice mari ($A = 50\%$; $Z = 80\%$; $KCU = 25 \text{ daJ/cm}^2$) și cu proprietăți chimice scăzute (refractaritate și rezistență la coroziune mici).

Fierul tehnic pur (fier Armco) are puritatea de $99,8 \div 99,9\%$, restul sunt impurități greu de eliminat (C, N, O, S, P, Mn, Si). Cel mai pur fier este cel obținut prin topire zonală la care puritatea ajunge la $99,9999\%$ (1 ppm).

Fierul are două stări alotropice: fier alfa cristalizat în rețea cvc, existent la temperaturi sub 912°C și în domeniul $1394 \div 1538^\circ\text{C}$, care se mai cunoaște sub denumirea de fier delta și fier gama cristalizat în rețea cfc existent în domeniul $912-1394^\circ\text{C}$, figura 3.1.

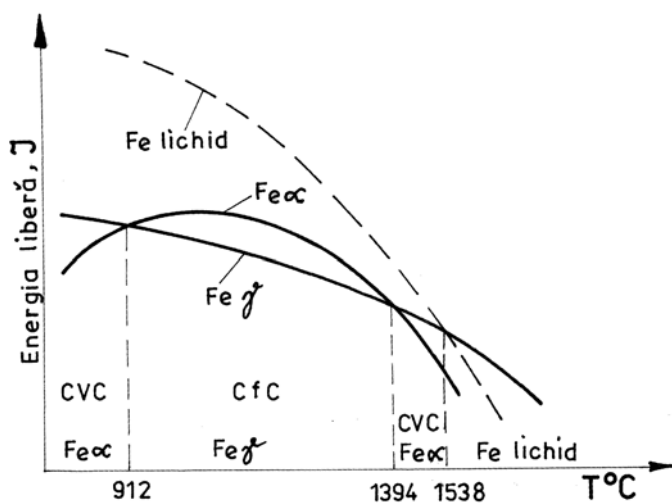


Fig. 3.1. Variația energiei libere cu temperatura a stărilor alotropice ale fierului

Sub temperatura de 770°C (punctul critic Curie) fierul este feromagnetic, iar peste 770°C este paramagnetic. Rezultă că fierul prezintă trei puncte critice: $A_2 = 770^\circ\text{C}$ - punct Curie, $A_3 = 912^\circ\text{C}$ - $\text{Fe}\alpha \text{ cvc} \leftrightarrow \text{Fe}\gamma \text{ cfc}$; $A_4 = 1394^\circ\text{C}$ - $\text{Fe}\gamma \text{ cvc} \leftrightarrow \text{Fe}\alpha \text{ cvc}$.

La temperatura ambiantă, dar la presiuni mari ($p > 130 \text{ Kbar}$), fierul poate cristaliza în h.c. (starea fier epsilon).

Transformarea la răcire a fierului alfa (delta) în fier gama are loc întotdeauna cu difuzie, rezultând structuri poliedrice, iar

transformarea fierului gama în fier alfa la suprarăcirii mici se face de asemenea cu difuzie rezultând grăunți poliedrici, în timp ce la suprarăcirii mari (viteze mari de răcire) are loc fără difuzie, când rezultă grăunți aciculari.

Fierul tehnic pur se obține dificil și este utilizat pentru obținerea unor produse prin ambutisare adâncă datorită plasticității foarte bune, în electrotehnică la miezuri de transformatoare și piese polare ale electromagneților, ecrane magnetice, membrane telefonice datorită permeabilității magnetice mari și pierderilor mici prin histerezis magnetic, pentru băi de zincare termică și drept catalizator al unor procese chimice precum și la fabricarea unor medicamente.

Cel mai important element de aliere al fierului este carbonul, care introdus chiar în cantități mici pe lângă fier, modifică spectaculos proprietățile fizico-mecanice ale fierului.

Carbonul este un metaloid cu diametru atomic mic ($1,54\text{\AA}$), cu densitate de $2,2\text{ g/cm}^3$, cu temperatura de sublimare de 3727°C , care prezintă două stări alotopice: grafit cristalizat în structură h.c. și diamant cristalizat în c.f.c complex (cu încă 4 atomi în celulă pe diagonalele spațiale la $1/4$ de un colț).

Fierul și carbonul sunt două din cele mai interesante elemente din tabelul periodic al elementelor: când primul atom de Fe se formează în urma arderilor nucleare dintr-o stea, atunci începe moartea acesteia (fierul încheie reacțiile nucleare cu eliberare de energie din stele) și evoluția ei spre o gigantă roșie, apoi supernovă, stea neutronică și gaură neagră în final, iar carbonul constituie pe Terra cărămida vieții.

Carbonul se poate dizolva parțial în fierul solid (de la $0,002\%$ la 20°C până la $2,11\%$ la 1148°C) formând soluții solide interstițiale, și se poate combina chimic cu fierul formând cementita Fe_3C la $6,67\% \text{C}$ și Fe_2C la $9,1\% \text{C}$, sau se poate afla în stare liberă de grafit.

Aliajele fier-carbon sunt aliaje complexe, care pe lângă componentele principale (Fe și C), conțin sub formă de impurități normale și alte elemente: Mn, Si, O, P, S, N, H, B etc., care provin din procesele de elaborare și care influențează structura și proprietățile acestor aliaje.

3.1. ALIAJELE Fe- C ÎN STARE DE ECHILIBRU

Aliajele fier-carbon se studiază pe diagrama binară de echilibru Fe- C, a cărei formă, până la $100\% \text{C}$, este dată în figura 3.2., iar pentru sistemul tehnic până la $6,67\% \text{C}$, conform STAS 2500-80, în figura 3.3.

Sistemul tehnic Fe- C poate prezenta o formă metastabilă obținută la răciri cu viteze medii, corespunzătoare liniilor pline din diagramă, când carbonul se află total dizolvat sau combinat chimic cu fierul (sistemul Fe- Fe_3C) și o formă stabilă corespunzătoare echilibrului termodinamic stabil, obținută la răciri foarte lente (liniile punctate din diagrama de echilibru), când carbonul se află parțial liber sub formă de grafit (sistemul Fe- C_{grafit}).

Pe lângă, viteza de răcire, obținerea celor două sisteme Fe- C (stabil și metastabil) depinde și de temperatura de încălzire a topiturii (o temperatură mare peste 1500°C favorizează obținerea sistemului stabil), și de prezența unor elemente însoțitoare sau de aliere: carbonul, siliciul, nichelul, aluminiul, cobaltul și alte elemente care nu formează carburi favorizează, de asemenea, obținerea grafitului și deci a sistemului stabil.

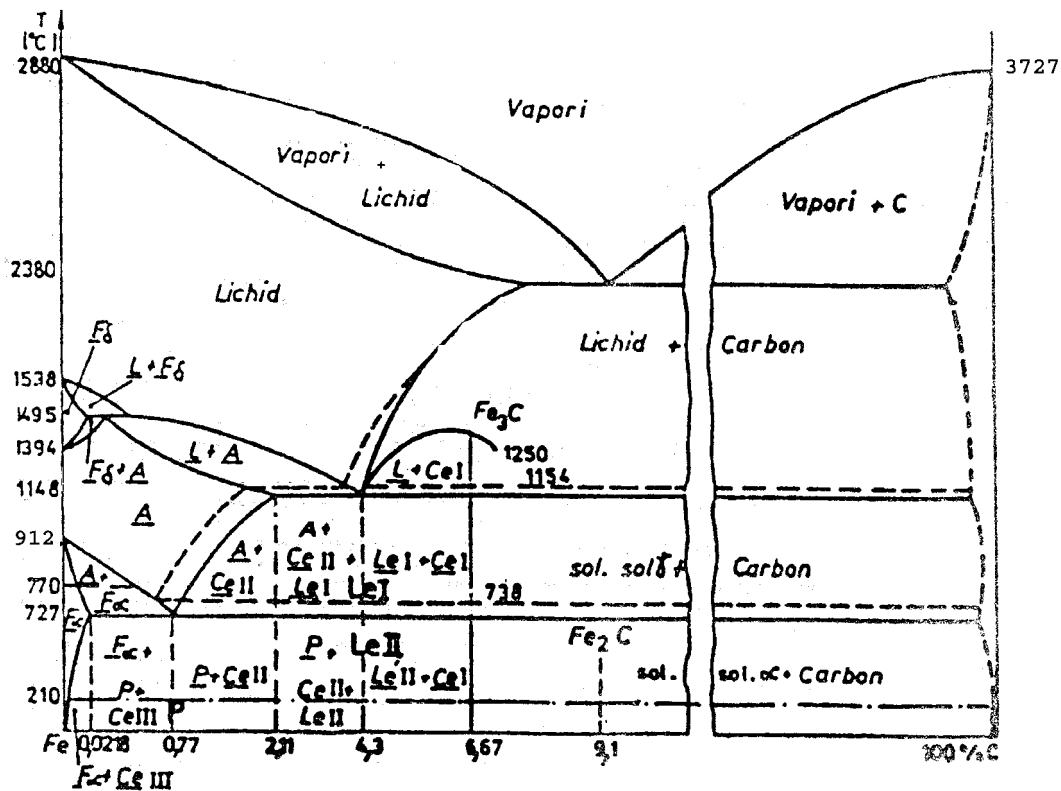


Fig. 3.2. Diagrama totală de echilibru termodinamic a sistemului Fe - C

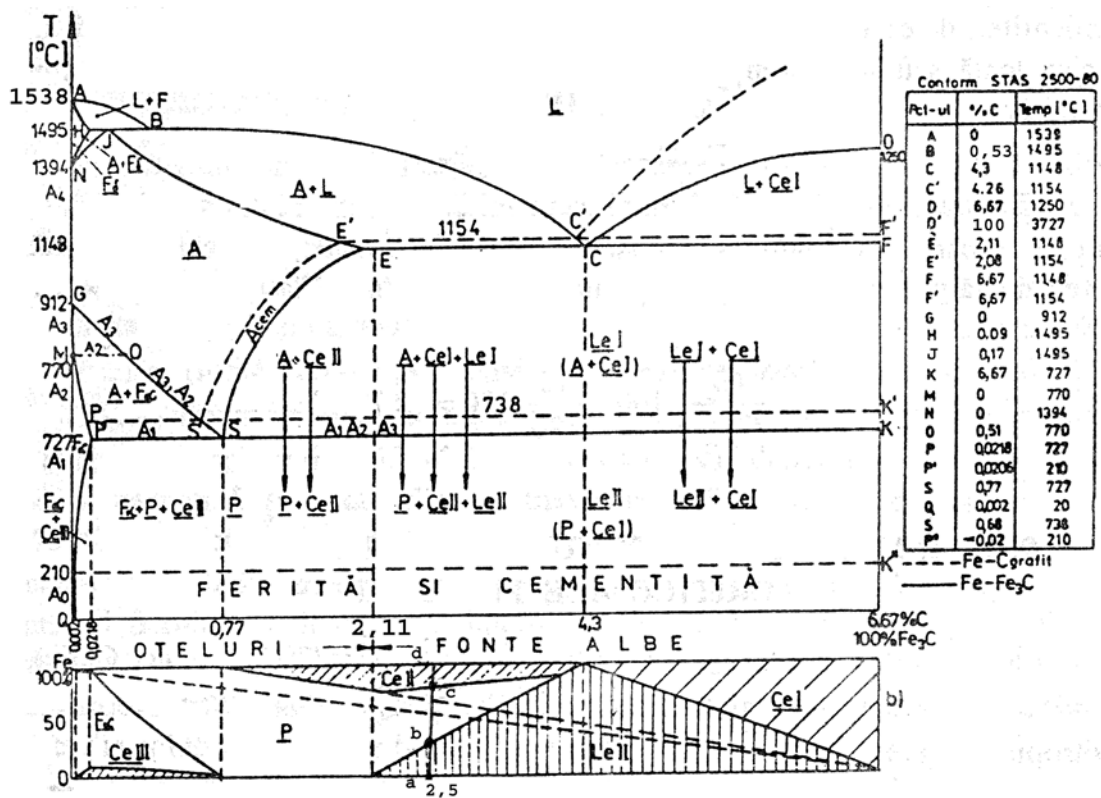


Fig. 3.3. Diagrama de echilibru termodinamic a aliajelor tehnice Fe - C și diagrama de faze și constituenți

Carbonul influențează mult punctele critice ale fierului, influență care se manifestă prin:

a)- modificarea temperaturii punctelor critice: punctul critic A_4 urcă de la 1394°C la 1495°C când conținutul în carbon crește de la 0% la 0,17%; punctul A_3 coboară de la 912°C la 727°C , când conținutul de carbon crește de la 0% la 0,77%, iar punctul Curie A_2 cu creșterea conținutului în carbon până la 0,51% C, se menține constant la 770°C , apoi scade la 727°C , când carbonul crește la 0,77%, după care se menține constant;

b)- multiplicarea punctelor critice: începând cu 0,02%C apare punctul critic $A_0 = 210^\circ\text{C}$ de transformare magnetică a cementitei, iar începând cu 0,0218 %C apare punctul critic $A_1 = 727^\circ\text{C}$ care corespunde transformării eutectoide ($A \leftrightarrow P$).

Deoarece la răcire intervine gradul de suprarăcire, care este cu atât mai mare cu cât viteza de răcire este mai mare, punctele critice nu au aceeași valoare la încălzire și la răcire; întotdeauna cele obținute la răcire au valori mai mici decât cele obținute la încălzire. Din acest motiv în practica tratamentelor termice se face distincție între punctele critice la încălzire care se notează cu A_{c1} ; A_{c3} etc. și la răcire care se notează cu A_{r1} ; A_{r3} etc.

Pe diagrama Fe - C oțelurile ocupă domeniul $0 \div 2,11\%C$ (2,08 %C), fontele albe ocupă domeniul sistemului metastabil cu peste 2,11 %C, iar fontele cenușii ocupă domeniul sistemului stabil cu peste 2,08 %C.

3.1.1. FAZE ȘI TRANSFORMĂRI ÎN SISTEMUL Fe- C LA ECHILIBRU

În sistemul metastabil Fe- Fe_3C se află șase constituenți structurali, patru omogeni (faze): lichidul, ferita, austenita și cementita și doi eterogeni (amestecuri mecanice): perlita și ledeburita.

Soluția lichidă (L) este formată din amestecul intim de atomi de carbon în fierul lichid.

Ferita (F_o) este o soluție solidă de interstiție a carbonului în Fe_α , cvc, cu proprietăți apropiate fierului pur ($R_m=300 \text{ N/mm}^2$; $R_{p0,2} =150 \text{ N/mm}^2$; $\text{HB}=80 \text{ daN/mm}^2$; $A=40\%$; $Z=70\%$; $\text{KCU}=20 \text{ daJ/cm}^2$). Sub temperaturi de 770°C este feromagnetică.

În oțeluri, la microscop, în funcție de procentul de carbon al oțelului, apare sub formă de grăunți poliedrici sau de rețea albă.

Austenita (A) este o soluție solidă de interstiție a carbonului în Fe_γ , c.f.c. cu cea mai mare plasticitate dintre fazele oțelurilor. Este paramagnetică și la microscopul vacuerm apare sub formă de grăunți mari poliedrici. În oțelurile carbon și în fontele obișnuite austenita există numai la temperaturi de peste 727°C .

Cementita (Ce) este un compus chimic format din fier și carbon ce corespunde formulei Fe_3C (carbura de fier) cu 6,67%C, fiind cristalizată în rețea ortorombică cu volum centrat, cu legături interatomice preponderent metalice, ceea ce îi conferă proprietăți metalice: luciu metalic, conductibilitate electrică, duritate foarte mare ($\text{HB}=800 \text{ daN/mm}^2$) și fragilitate accentuată. Sub temperaturi de 210°C este feromagnetică. Cementita poate forma soluții solide cu unele metale (Mn, Cr, W etc.) dând cementita aliată $(\text{FeMn})_3\text{C}$. În aliajele Fe- C cu mult carbon în anumi-

te condiții de încălzire, menținere și răcire cementita se poate descompune în ferită și grafit (grafitizarea fontelor albe). În stare liberă, se află în oțelurile hipereutectoide sub formă de rețea fină albă, globulară sau aciculară, iar în fontele albe sub formă de câmp alb (după atac cu nital) sau albastru (după atac cu picrat de sodiu). Între cementita primară, secundară și terțiară nu există nici o deosebire.

Fonta albă cu 6,67%C conține 100% cementită.

Perlita (P) este un amestec mecanic bifazic de tip eutectoid ($P = F_{\alpha} + Ce_{II}$) format la răcire din austenită la $T \leq 727^{\circ}\text{C}$, care se descompune simultan în ferită și cementită secundară. Perlita, conținând 88,2% Fe_{α} și 11,8 % Ce , are proprietăți fizico-mecanice mai apropiate de cele ale feritei: $HB=205 \text{ daN/mm}^2$; $A=15\%$; $R_m=850 \text{ N/mm}^2$; $KCU=3\div 6 \text{ daJ/cm}^2$. La microscop în urma atacului chimic cu nital, perlita apare sub forma unor insule întunecate, iar la grosimente de peste 300:1 se distinge aspectul lamelar sau globular al acesteia. Perlita globulară, obținută în urma recoacerii de globulizare, este mai puțin dură și mai așchiabilă decât perlita lamelară. De asemenea prezența perlitiei globulare este preferabilă în structurile oțelurilor ce vor fi supuse ulterior călirii, deoarece asigură o structură martensitică foarte fină ce imprimă proprietăți superioare de rezistență oțelurilor călite. Aliajele cu 0,77%C (oțeluri eutectoide) conțin 100% perlită.

Ledeburita (Le) este un amestec mecanic bifazic de tip eutectic specific fontelor albe, format la răcire din lichid la temperatura $T \leq 1148^{\circ}\text{C}$, care se descompune simultan în austenită și cementită ($Le_{I} = A + Ce$).

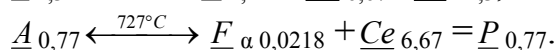
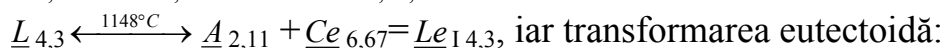
La răcire, sub temperatura de 727°C , odată cu trecerea austenitei în perlită, trece și ledeburita primară în ledeburită secundară ($Le_{II} = P + Ce_{I} = Fe_{\alpha} + Ce$).

Ledeburita având în structură 64,4% Ce și 35,6% F_{α} are proprietăți mai apropiate de cementită decât de ferită, fiind foarte dură și fragilă, în schimb prezintă, proprietăți foarte bune de turnare. La microscop apare sub formă de zone albe punctate cu mici insule negre. Există, în cantitate de 100%, în fonta albă eutectică cu 4,3%C.

Transformările care au loc în sistemul Fe- C sunt: primare legate de solidificare și secundare sau terțiare produse în stare solidă, de asemenea sunt transformări izoterme invariabile și transformări anizoterme.

Transformarea soluției lichide la răcire poate avea loc anizoterm în ferită deltată între 0 și 0,53%C, în austenită între 0,53 și 4,3%C sau în cementită între 4,3 și 6,67%C.

Transformarea peritectică constă din reacția izotermă:



Aceste transformări corespund echilibrului termodinamic și au loc la răciri cu viteză foarte mică sau cu grade de suprarăcire foarte mici.

În sistemul Fe- C se produc transformări anizoterme în stare solidă de tip alotropic, când ferita trece reversibil în austenită (punctele critice A_3 și A_4 pe liniile NH, NJ și GOSK, GM, PSK) și transformări datorate variației solubilității carbonului în Fe_{γ} , care determină separarea cementitei din austenită (linia SEC) sau în Fe_{α} , care determină separarea cementitei din ferită (linia QPS).

De asemenea în sistemul Fe- C au loc două transformări de natură magnetică a feritei (punctul critic A_2 , pe linia MOSK) și a cementitei (punctul critic $A_0=210^\circ\text{C}$). La încălzirea aliajelor în sistemul Fe - C izoterm sau anizoterm la temperaturi situate peste $A_1 = 727^\circ\text{C}$ are loc formarea soluției solide austenită, prin descompunerea totală a perlită ($\underline{P} = \underline{F}_\alpha + \underline{Ce} \xrightarrow{727^\circ\text{C}} \underline{A}$). Această transformare este inversul transformării eutectoide și se numește austenitizare. Austenitizarea se produce cu difuzia carbonului din lamelele de cementită (zone bogate în carbon) înspre ferită (zone sărace în carbon) formând austenita sub formă de grăunți poliedrici, inițial, cu dimensiuni mici, care ulterior cresc pe măsura creșterii temperaturii, cu viteză mai mare sau mai mică, în funcție de ereditatea aliajelor fier - carbon. La oțelurile cu ereditate grosolană, grăunții de austenită cresc imediat după depășirea temperaturii de 727°C (curba 1), iar la oțelurile cu ereditate fină grăunții de austenită încep să crească abia de la temperaturi de $900-950^\circ\text{C}$ (curba 2), figura 3.4.

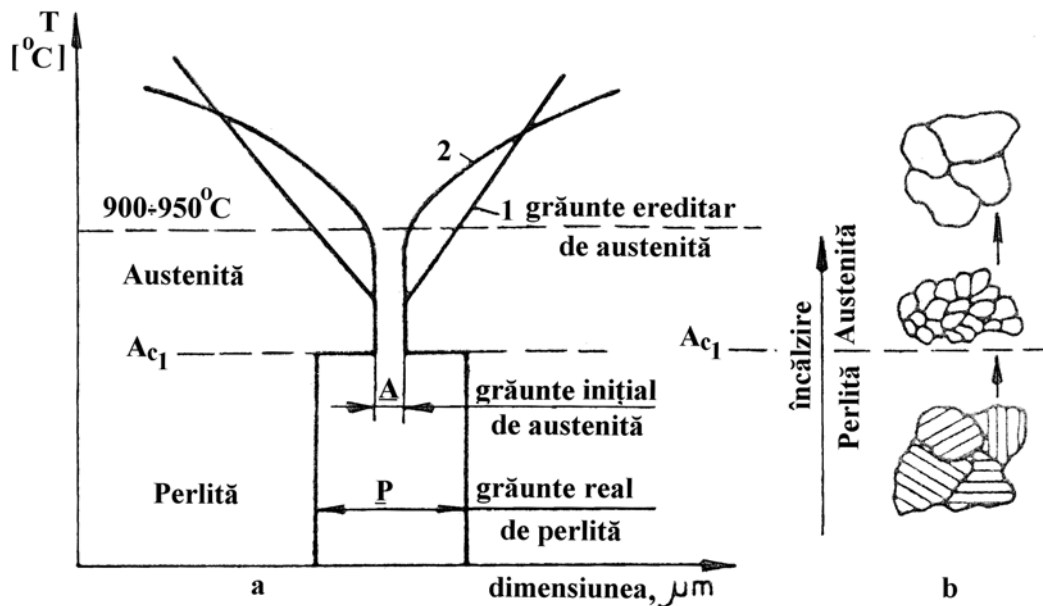
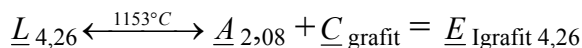


Fig. 3.4. Creșterea grăunților de austenită la încălzire în funcție de ereditate
 1- grăunțe ereditare grosolane; 2- grăunțe ereditare fine

În sistemul stabil Fe- grafit în domeniul oțelurilor (sub $2,08\%C$) există aceiași constituenți ca și în sistemul metastabil (faze sau amestecuri mecanice): lichid, ferită, austenită, cementită și perlită, dar în domeniul fontelor (peste $2,08\%C$) apar constituenți noi: carbonul liber sub formă de grafit în locul cementitei libere și eutecticul în grafit primar ($\underline{A} + \text{grafit}$) și secundar ($\underline{P} + \text{grafit}$) în locul ledeburitei primare și secundare. Eutecticul cu grafit primar se formează la răcire foarte lentă a topiturii după reacția:



Transformarea eutectoidă a austenitei în perlită la $T \leq 738^\circ\text{C}$ determină formarea eutecticului secundar cu grafit ($\underline{P} + \underline{C}_{\text{grafit}} = \underline{F}_\alpha + \underline{Ce} + \underline{C}_{\text{grafit}}$). Există teorii con-

form cărora la răciri foarte lente, din lichid separă tot cementita, care ulterior se descompune în ferită și grafit.

Soluția lichidă cu concentrație eutectică, în funcție de gradul de suprarăcire (viteza de răcire) poate evolua în eutectic cu grafit ($\underline{A} + \underline{C}_g$) la suprarăciri mici între 1154°C și 1148°C, sau poate evolua în ledeburită ($\underline{A} + \underline{C}_{e1}$) la grade de suprarăcire mai mari, sub 1148°C, figura 3.5.

În figură sunt prezentate curbele de variație a energiei libere Helmholtz cu temperatura pentru soluția lichidă, pentru ledeburită și pentru eutecticul cu grafit precum și evoluția topiturii la răcire în funcție de gradul de suprarăcire.

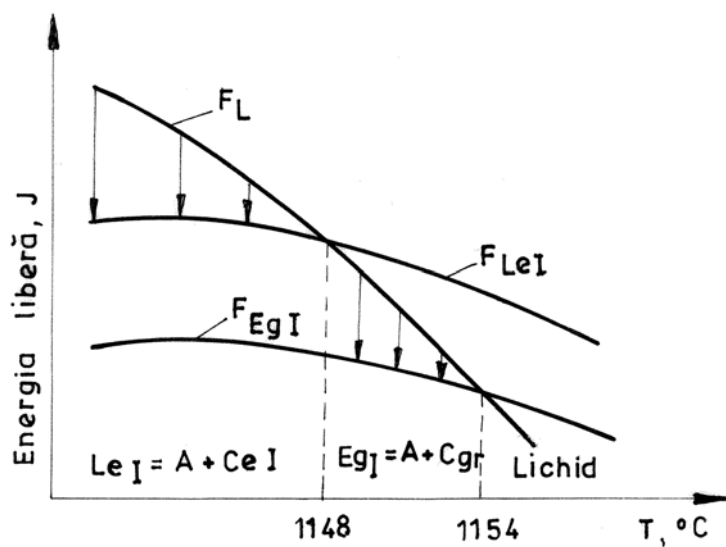


Fig. 3.5. Evoluția soluției lichide în eutectic cu grafit sau în ledeburită funcție de gradul de suprarăcire

3.1.2. FORMAREA STRUCTURILOR DE ECHILIBRU ÎN SISTEMUL Fe-C

Structurile de echilibru la temperatura ambiantă în aliajele Fe-C se obțin la răciri foarte lente (sistemul stabil) sau moderate (sistemul meta-stabil). Pentru a determina structura rezultată la răcire în condiții de echilibru într-un anumit aliaj se trasează pe diagrama de echilibru o verticală și se numerotează punctele de intersecție ale

verticalei cu liniile din diagramă. La intersecția verticalei cu o linie curbă, începe sau se încheie o transformare anizotermă, căruia pe curba de răcire îi corespunde un punct de inflexiune. La intersecția verticalei cu o linie orizontală, are loc o transformare izotermă, iar pe curba de răcire acestui punct îi corespunde un palier. Pentru a stabili ce transformare are loc într-un anumit punct de intersecție se urmărește natura constituenților de deasupra și de sub punctul respectiv.

3.1.2.1. Formarea structurii de echilibru în oțeluri:

- **oțel hipoeutectoid cu 0,015%C.** Urmărind răcirea din stare lichidă a acestui oțel s-au obținut 5 puncte, figura 3.6.a, b, c.

În punctele 1 și 2 începe și se încheie solidificarea feritei. În punctele 2 și 3 începe și se termină transformarea feritei în austenită, datorită transformării alotropice a Fe_α în Fe_γ . În punctele 5 și 7 începe și se termină transformarea alotropică a austenitei în ferită. În punctul 6 ferita devine feromagnetică. În punctul 8 din ferită începe separarea cementitei care în punctul 9 devine feromagnetică. Pe curbele de răcire (figura 3.6.b.) există 7 puncte de inflexiune și două paliere. În urma răcirii, structura oțelului va conține ferită și cementită (figura 3.6.c.)

- **oțel hipoeutectoid cu 0,3%C.** Verticala intersectează liniile diagramei în șapte puncte (trei de inflexiune și patru paliere), figura 3.7.abc. În punctul 1 începe solidificarea feritei. În punctul 2, are loc reacția peritectică ($L + F_{\delta} \leftrightarrow A + L_{\text{surplus}}$), iar în punctul 3 se termină solidificarea austenitei.

În punctul 4, datorită transformării alotropice a Fe_{γ} în Fe_{α} începe transformarea austenitei în ferită, care în punctul 5 devine feromagnetică. În punctul 6 are loc transformarea eutectoidă ($A \leftrightarrow P$) când austenita se descompune total în ferită și cementită, deci în perlită. Sub punctul 6 din ferită se separă continuu cementită terțiară, care împreună cu cementita din perlită, în punctul 7, devin feromagnetice.

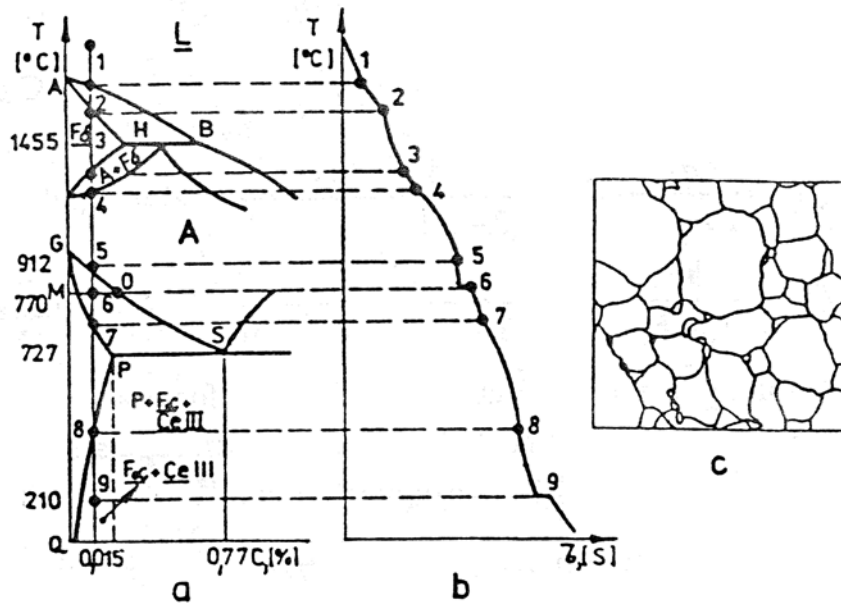


Fig. 3.6. Formarea structurii de echilibru în oțelul cu 0,015%C

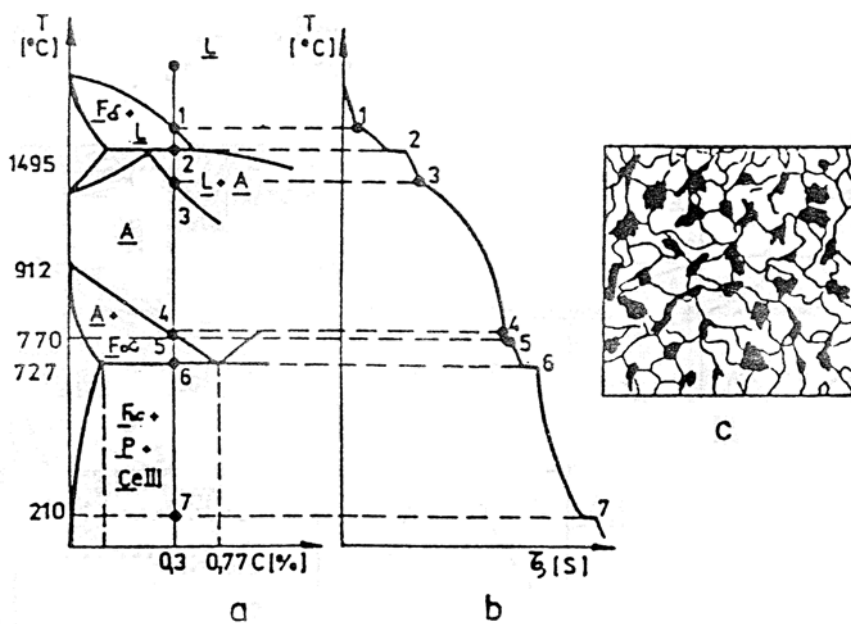


Fig. 3.7. Formarea structurii de echilibru în oțelul cu 0,3%C

Curba de răcire a acestui oțel (figura 3.7.b) prezintă patru paliere și trei puncte de inflexiune. Astfel, structura oțelului cu 0,3%C la echilibru va fi formată din ferită, perlită și cementită terțiară în cantitate neglijabilă (figura . 3.7.c).

- **oțel eutectoid cu 0,77%C.** Solidificarea începe și se termină cu formare de austenită în punctele 1 și 2, figura 3.8.a. Austenita se păstrează până în punctul 3, unde are loc transformarea eutectoidă ($A \leftrightarrow P$). Cementita din perlită devine feromagnetică în punctul 4. Pe curba de răcire (figura 3.8.b) există două puncte de inflexiune și două paliere. Structura după răcire este formată din 100% perlită lamelară (figura 3.8.c) sau globulară (figura 3.8.d) dacă se menține izoterm la temperaturi imediat sub $A_1 = 727^\circ\text{C}$.

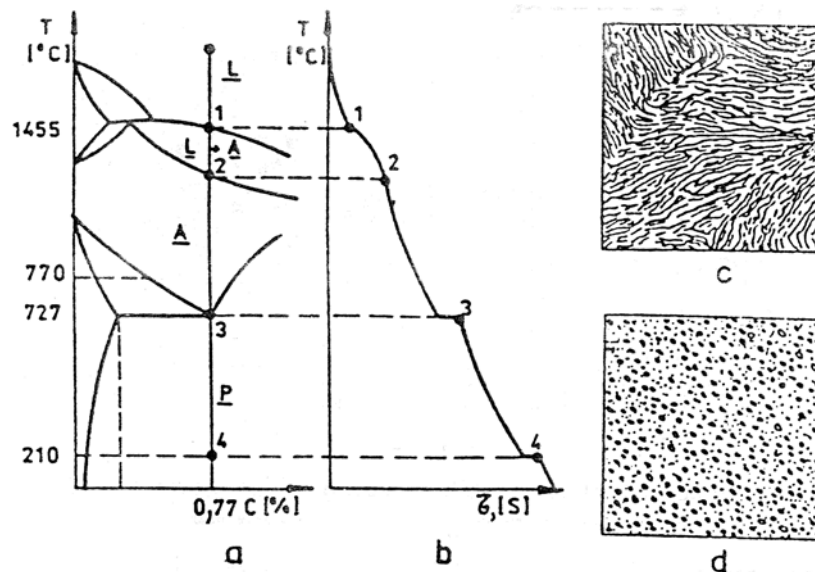


Fig. 3.8. Formarea structurii de echilibru în oțelul cu 0,77%C

- **oțelul hipereutectoid cu 1,2%C.** Solidificarea începe și se încheie în punctele 1 și 2 cu formare de austenită, figura 3.9a.

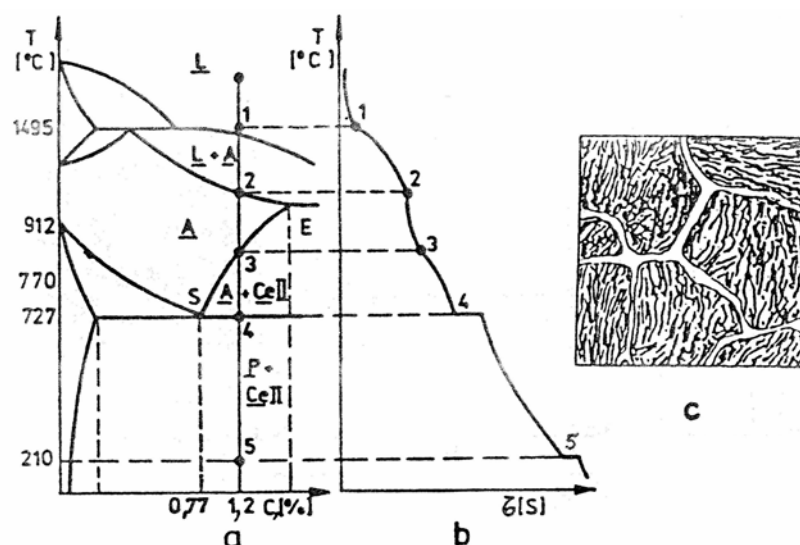


Fig. 3.9. Formarea structurii în oțelul hipereutectoid cu 1,2%C

Între punctele 3 și 4, din austenită se separă cementita secundară datorită micșorării solubilității carbonului în fierul gama.

În punctul 4 are loc transformarea eutectoidă ($\underline{A} \leftrightarrow \underline{P}$), iar în punctul 5 cementita devine feromagnetică. Curba de răcire prezintă trei puncte de inflexiune și două paliere (figura 3.9.b.), iar structura este formată din perlită și cementită secundară în rețea albă (figura 3.9.c.)

3.1.2.2. Formarea structurii de echilibru în fonte

- **fonta albă hipoeutectoidă cu 3%C.** Solidificarea acestei fonte în sistemul metastabil începe în punctul 1 cu formare de austenită, figura 3.10a. În punctul 2 are loc reacția eutectică din care rezultă ledeburita primară ($\underline{L} \leftrightarrow \underline{A} + \underline{Ce}_I = \underline{Le}_I$).

Pe măsura răcirii, între punctele 2 și 3, din austenită se separă continuu cementită secundară, datorită micșorării solubilității carbonului în fierul gama. În punctul 3 se produce transformarea izotermă eutectoidă ($\underline{A} \leftrightarrow \underline{P}$), iar ca urmare ledeburita primară trece în ledeburită secundară ($\underline{Le}_I \leftrightarrow \underline{Le}_{II}$). În punctul 4 se produce transformarea magnetică a cementitei libere și cea existentă în perlită și ledeburită. Pe curba de răcire există un punct de inflexiune și trei paliere, figura 3.10.b. Structura acestei fonte albe este formată din perlită, cementită și ledeburită secundară, figura 3.10.c.

Dacă răcirea acestui aliaj are loc foarte lent, după sistemul stabil, și/sau dacă siliciul se află în cantități mai mari, atunci se va obține o fontă cenușie hipoeutectică cu structura formată din perlită, carbon grafit și eutectic secundar cu grafit.

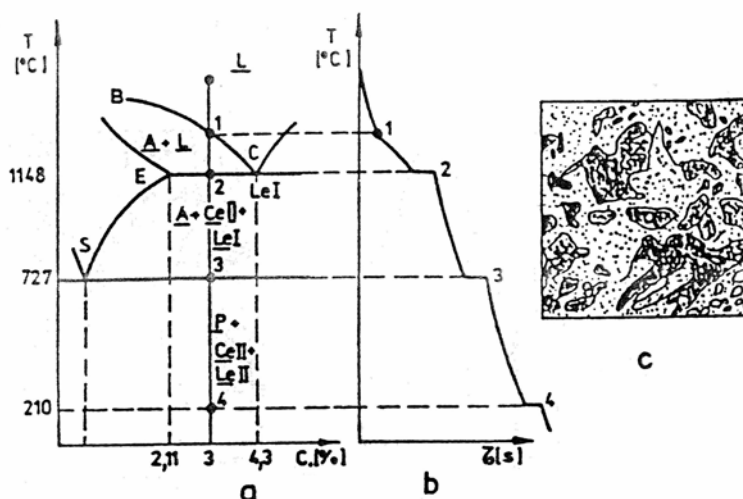


Fig. 3.10. Formarea structurii în fonta albă hipoeutectică cu 3%C

- **fonta albă eutectică cu 4,3%C.** Solidifică izoterm în punctul 1, unde are loc transformarea eutectică ($\underline{L} \leftrightarrow \underline{A} + \underline{Ce}_I = \underline{Le}_I$), figura 3.11.a.

În punctul 2 austenita din ledeburită primară se descompune total izoterm în eutectoid ($\underline{A} \leftrightarrow \underline{P}$), obținându-se ledeburita secundară ($\underline{Le}_{II} = \underline{P} + \underline{Ce}_I$).

Cementita devine feromagnetică în punctul 3. Curba de răcire (figura 3.11.b.) prezintă trei paliere corespunzătoare celor trei transformări izoterme. Structura fontei albe eutectice este formată din 100% C_1 , ledeburită (figura 3.11.c).

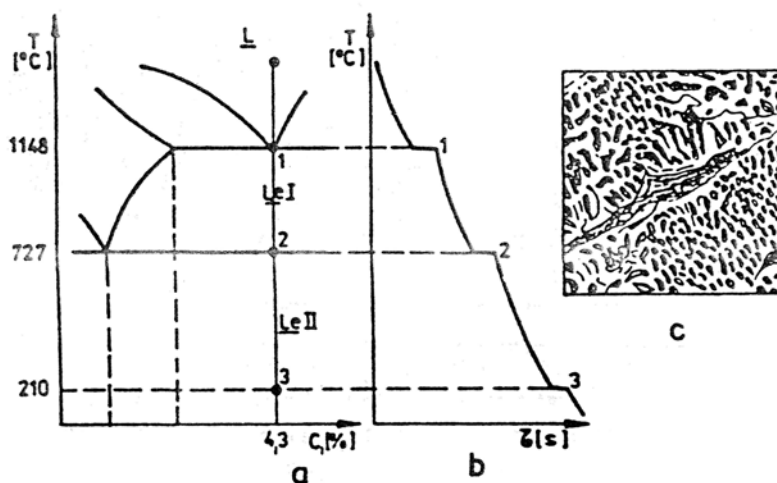


Fig. 3.11. Formarea structurii în fonta albă eutectică cu 4,3% C

Dacă răcirea se face foarte lent, după sistemul stabil, se va obține o fontă cenușie eutectică, care va conține în structură eutectic cu grafit.

- **fonta albă hipereutectică cu 5% C .** Prin răcire, din topitură, în punctul 1, se formează primul cristal de cementită. Pe măsura răcirii în continuare, solubilitatea carbonului în lichid scade de la 5% C la 4,3% C în punctul 2, unde se produce transformarea izotermă eutectică ($L \leftrightarrow A + C_{e1} = Le_1$), figura 3.12.a. În punctul 3 ledeburita primară evoluează izoterm în ledeburită secundară, cauza fiind transformarea eutectoidă ($A \leftrightarrow P$). În punctul 4 cementita devine feromagnetică. Pe curba de răcire se înregistrează un punct de inflexiune și trei paliere, figura 3.12.b. Structura va fi formată din ledeburită secundară (zone punctate) și cementită primară în benzi albe, figura 3.12.c.

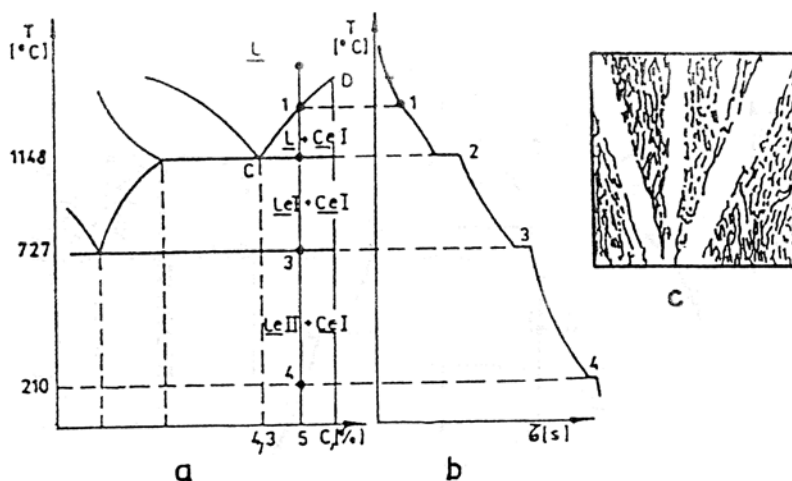


Fig. 3.12. Formarea structurii în fonta albă hipereutectică cu 5% C

Dacă răcirea are loc cu viteză foarte mică, sau cantitatea de siliciu este mai mare, atunci va avea loc solidificarea conform sistemului stabil, când în locul cementitei se va obține în structură carbon grafit, iar în locul ledeburitei, va exista eutecticul cu grafit, structură ce corespunde unei fonte cenușii hipereutectice.

Fontele cenușii, obținute conform sistemului stabil Fe - Cg la răcire foarte lentă sau când există siliciu în cantități mai mari, se împart în: hipoeutectice, eutectice și hipereutectice nu după structură, ci după gradul de eutecticitate respectiv conținutul echivalent de carbon în eutectic, care după Fletcher are relația:

$$C_E = 4,3 - 0,286 Si - 0,387 P + 0,048 (Mn - 1,8S)$$

Când $C_E = 4,26\%$ fonta cenușie este eutectică, când este mai mic, fonta este hipoeutectică, respectiv când depășește $4,26\%$ fonta este hipereutectică.

3.1.3. DETERMINAREA CANTITĂȚILOR DE FAZE ȘI CONSTITUENȚI DIN SISTEMUL Fe - C

Proporția de faze și constituenți la temperatura ambiantă se determină cu ajutorul diagramelor de faze și constituenți (diagrame Tammann) construite sub diagrama de echilibru (figura 3.3.), ținându-se cont de faptul că variația cantităților de constituenți și faze este liniară cu procentul de carbon. Ducând o verticală în dreptul aliajului considerat, segmentele obținute prin intersecția acesteia cu dreptele din diagrame vor indica proporțiile de faze respectiv constituenți. Astfel din diagrama de constituenți structurali (figura 3.3.) rezultă că aliajele cu $0,002\%C$; $0,77\%C$; $4,3\%C$ și $6,67\%C$ conțin $100\% F_\alpha$, P , Le_{II} respectiv Ce_{II} , iar aliajul cu $2,5\%C$ (fonta albă hipoeutectică) conține $ab\% Le_{II}$, $bc\% P$ și $cd\% Ce_{II}$.

3.1.3.1. Determinări cantitative în sistemul metastabil Fe- Fe₃C

Cu precizie sporită, cantitățile de constituenți și faze pot fi determinate aplicând pe diagrama de echilibru a sistemului Fe-C regula pârghiei, la orice temperatură și numai în domeniile bifazice. Pentru a determina cantitățile de constituenți sau faze existente într-un domeniu bifazic dintr-un aliaj, se duce o verticală pe diagrama de echilibru în dreptul aliajului respectiv și o pârghie (o orizontală) cu capetele brațelor sprijinite în aliajul considerat și pe verticalele duse la 100% fază sau constituent. Raportul brațelor va determina inversul raportului cantităților de constituenți sau faze existente în aliaj.

Pe diagrama de echilibru din figura 3.13 se duc verticale la concentrațiile unde există 100% constituenți bifazici ($100\% P$, la $0,77\%C$ și $100\% Le$ la $4,3\%C$) și 100% faze ($100\% F_\alpha$, la $0,002\%C$ și $100\% Ce$ la $6,67\%C$).

- aliajul cu $0,77\%C$ - oțel eutectoid

Conține un constituent bifazic $100\% P$ și două faze F_α și Ce :

$$\frac{Q_{F_\alpha}}{Q_{Ce}} = \frac{b_1}{a_1} = \frac{6,67 - 0,77}{0,77 - 0,002} = 7,68, \text{ sau}$$

$$Q_{F_\alpha} = \frac{b_1}{a_1 + b_1} \cdot 100 = \frac{6,67 - 0,77}{0,77 - 0,002 + 6,67 - 0,77} \cdot 100 = 88,4\%$$

$$Q_{Ce} = \frac{a_1}{a_1 + b_1} \cdot 100 = \frac{0,77 - 0,002}{0,77 - 0,002 + 6,67 - 0,77} \cdot 100 = 11,6\%$$

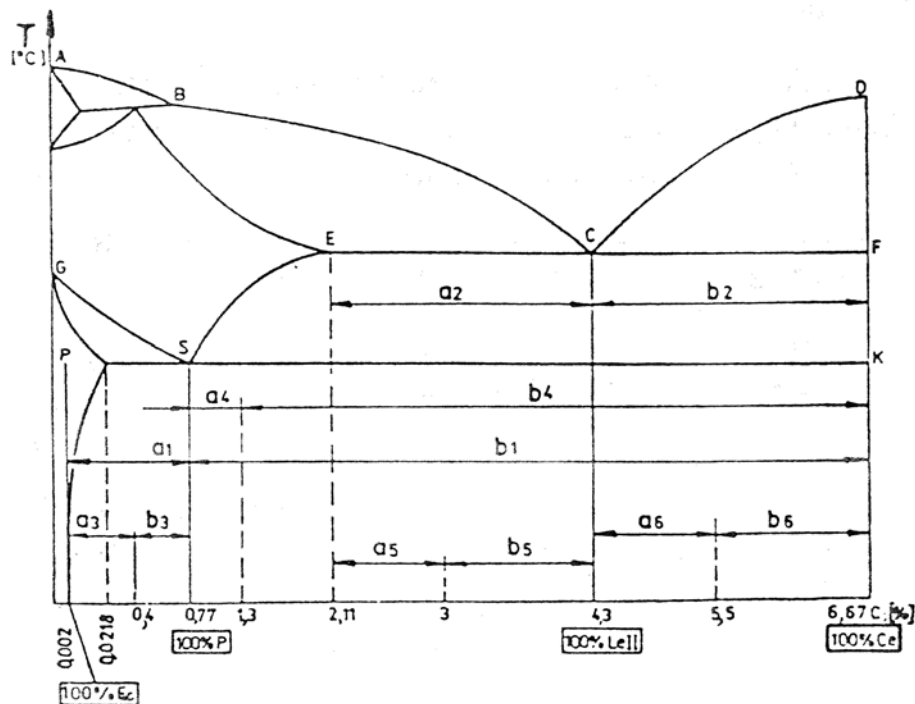


Fig. 3.13. Aplicarea regulei pârghiei aliajelor Fe-Fe₃C

- aliajul cu 4,3%C- fonta albă eutectică

Conține imediat după solidificare un constituent bifazic 100% Le_I și două faze $A + Ce_I$:

$$\frac{Q_A}{Q_{CeI}} = \frac{b_2}{a_2} = \frac{6,67 - 4,3}{4,3 - 2,11} = 1,08, \text{ sau}$$

$$Q_A = \frac{b_2}{a_2 + b_2} \cdot 100 = \frac{6,67 - 4,3}{4,3 - 2,11 + 6,67 - 4,3} \cdot 100 = 51,9\%$$

$$Q_{CeI} = \frac{a_2}{a_2 + b_2} \cdot 100 = \frac{4,3 - 2,11}{4,3 - 2,11 + 6,67 - 4,3} \cdot 100 = 48,1\%$$

- oțel hipoeutectoid cu 0,4%C

Conține la temperatura ambiantă trei constituenți F_{α} , P și Ce_{III} în cantitate neglijabilă:

$$\frac{Q_{F\alpha}}{Q_P} = \frac{b_3}{a_3} = \frac{0,77 - 0,4}{0,4 - 0,002} = 0,93, \text{ sau}$$

$$Q_{F\alpha} = \frac{b_3}{a_3 + b_3} \cdot 100 = \frac{0,77 - 0,4}{0,4 - 0,002 + 0,77 - 0,4} \cdot 100 = 48,2\%$$

$$Q_P = \frac{a_3}{a_3 + b_3} \cdot 100 = \frac{0,4 - 0,002}{0,4 - 0,002 + 0,77 - 0,4} \cdot 100 = 51,8\%$$

$$Q_{CeIII} \cong 0$$

și două faze \underline{F}_α și \underline{Ce} :

$$Q_{Fa} = \frac{6,67 - 0,4}{0,4 - 0,002 + 6,67 - 0,4} \cdot 100 = 94,04\%$$

$$Q_{Ce} = \frac{0,4 - 0,002}{0,4 - 0,002 + 6,67 - 0,4} \cdot 100 = 5,96\%$$

- oțelul hipoeutectoid cu 1,3%C

Conține la temperatura ambiantă doi constituenți \underline{P} și \underline{Ce}_{II} :

$$\frac{Q_P}{Q_{CeII}} = \frac{b_4}{a_4} = \frac{6,67 - 1,3}{1,3 - 0,77} = 10,13, \text{ sau}$$

$$Q_P = \frac{b_4}{a_4 + b_4} \cdot 100 = \frac{6,67 - 1,3}{1,3 - 0,77 + 6,67 - 1,3} \cdot 100 = 91\%$$

$$Q_{CeII} = \frac{a_4}{a_4 + b_4} \cdot 100 = \frac{1,3 - 0,77}{1,3 - 0,77 + 6,67 - 1,3} \cdot 100 = 9\%$$

și două faze \underline{F}_α și \underline{Ce} :

$$Q_{Fa} = \frac{6,67 - 1,3}{1,3 - 0,002 + 6,67 - 1,3} \cdot 100 = 80,5\%$$

$$Q_{Ce} = \frac{1,3 - 0,002}{1,3 - 0,002 + 6,67 - 1,3} \cdot 100 = 19,5\%$$

- fonta albă hipoeutectică cu 3%C

Conține la temperatura ambiantă trei constituenți \underline{P} , \underline{Ce}_{II} și \underline{Le}_{II} nici unul neglijabil.

Pentru a afla cantitățile lor se procedează astfel:

a) Se determină cantitățile de constituenți \underline{A} și \underline{Le}_I obținuți imediat după solidificare (sub linia ECF):

$$Q_A = \frac{b_5}{a_5 + b_5} \cdot 100 = \frac{4,3 - 3}{3 - 2,11 + 4,3 - 3} \cdot 100 = 59,4\%$$

$$Q_{LeI} = \frac{a_5}{a_5 + b_5} \cdot 100 = \frac{3 - 2,11}{3 - 2,11 + 4,3 - 3} \cdot 100 = 40,6\%$$

Cunoscându-se experimental că între 1148°C (ECF) și 727°C (PSK) din 100% \underline{A} se va separa 21% \underline{Ce}_{II} , datorită micșorării solubilității carbonului în fierul gama, atunci din 59,4% austenită va separa o cantitate de cementită secundară determinată cu regula de trei simple:

$$100\% \underline{A} \dots\dots\dots 21\% \underline{Ce}_{II}$$

$$54,4\% \underline{A} \dots\dots\dots X$$

$$Q_{CeII} = X = 12,4\%$$

Diferența $Q_A - Q_{CeII}$ va trece la 727°C în perlită: $Q_P = Q_A - Q_{CeII}$

Toată cantitatea de \underline{Le}_I va trece în \underline{Le}_{II} deci: $Q_{LeI} = Q_{LeII}$

Această fontă albă hipoeutectică va conține de asemenea două faze \underline{F}_α și \underline{Ce} :

$$Q_{Fa} = \frac{6,67 - 3}{6,67 - 0,002} \cdot 100 = 55\%$$

$$Q_{Ce} = \frac{3 - 0,002}{6,67 - 0,002} \cdot 100 = 45\%$$

- fonta albă hipereutectică cu 5,5%C

Conține la temperatura ambiantă doi constituenți \underline{Le}_{II} și \underline{Ce}_I :

$$\frac{Q_{CeI}}{Q_{LeII}} = \frac{b_6}{a_6} = \frac{6,67 - 5,5}{5,5 - 4,3} = 0,97, \text{ sau}$$

$$Q_{CeI} = \frac{b_6}{a_6 + b_6} \cdot 100 = \frac{6,67 - 5,5}{5,5 - 4,3 + 6,67 - 5,5} \cdot 100 = 49,4\%$$

$$Q_{LeII} = \frac{a_6}{a_6 + b_6} \cdot 100 = \frac{5,5 - 4,3}{5,5 - 4,3 + 6,67 - 5,5} \cdot 100 = 50,6\%$$

și două faze \underline{F}_α și \underline{Ce} :

$$Q_{Fa} = \frac{6,67 - 5,5}{6,67 - 0,002} \cdot 100 = 17,5\%$$

$$Q_{Ce} = \frac{5,5 - 0,002}{6,67 - 0,002} \cdot 100 = 82,5\%$$

3.1.3.2. Determinări cantitative în sistemul stabil Fe- C_{grafit}

Se procedează în mod analog ca și la sistemul metastabil.

Pe diagrama de echilibru a sistemului stabil în domeniul fontelor cenușii, figura 3.14., se duc verticale la 100% constituenți și faze: la 2,08%C, la 4,26%C și la 100%C.

- fonta cenușie eutectică cu 4,26%C

Conține la temperatura ambiantă un constituent bifazic eutectic cu grafit: 100% E_{IIg} format din perlită și grafit:

$$Q_P = \frac{b_1}{a_1 + b_1} \cdot 100 = \frac{100 - 4,26}{4,26 - 0,68 + 100 - 4,26} \cdot 100 = 96,4\%$$

$$Q_{Cg} = \frac{a_1}{a_1 + b_1} \cdot 100 = \frac{4,26 - 0,68}{4,26 - 0,68 + 100 - 4,26} \cdot 100 = 3,6\%$$

și trei faze: ferită, cementită legată mecanic în perlită și grafit:

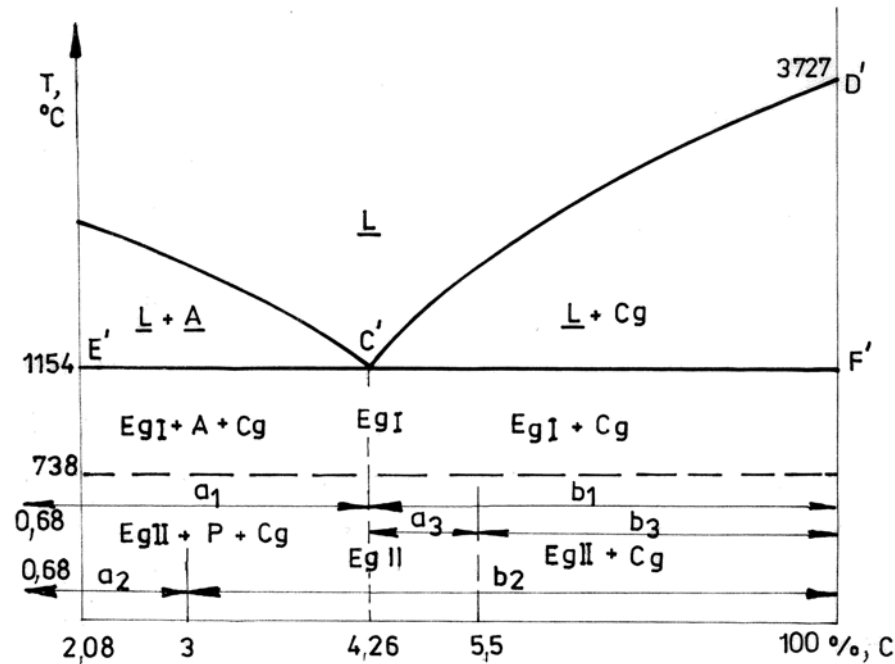


Fig. 3.14. Aplicarea regulei pârghiei aliajelor Fe-C_{gr}

- fonta cenușie eutectică cu 3%C

Conține în structură constituenții perlită și grafit, liberi sau legați mecanic în eutecticul cu grafit:

$$Q_P = \frac{b_2}{a_2 + b_2} \cdot 100 = \frac{100 - 3}{3 - 0,68 + 100 - 3} \cdot 100 = 97,7\%$$

$$Q_{Cg} = \frac{a_2}{a_2 + b_2} \cdot 100 = \frac{3 - 0,68}{3 - 0,68 + 100 - 3} \cdot 100 = 2,3\% \quad \text{și trei faze: ferită,}$$

cementită legată mecanic în perlită și grafit.

- fonta cenușie hipereutectică cu 5,5%C

Conține doi constituenți liberi eutectic cu grafit și grafit:

$$Q_{EgII} = \frac{b_3}{a_3 + b_3} \cdot 100 = \frac{100 - 5,5}{5,5 - 4,26 + 100 - 5,5} \cdot 100 = 98,7\%$$

$$Q_{Cg} = \frac{b_3}{a_3 + b_3} \cdot 100 = \frac{5,5 - 4,26}{5,5 - 4,26 + 100 - 5,5} \cdot 100 = 1,3\%$$

și trei faze ferită, cementită legată mecanic în perlită și grafit:

Cunoașterea cantităților de faze și constituenți din aliajele Fe-C permite determinarea proprietăților mecanice a oricărui aliaj, dacă se cunosc proprietățile fazelor sau constituenților respectivi, utilizând relații de forma:

$$HB_{\text{oțel } 1,3\%C} = \frac{HB_P \cdot Q_P + HB_{Ce} \cdot Q_{Cell}}{100} = \frac{205.9 + 800.9}{100} = 258 \text{ daN/mm}^2$$

$$HB_{\text{oțel } 0,4\%C} = \frac{HB_{F\alpha} \cdot Q_{F\alpha} + HB_P \cdot Q_P}{100} = \frac{80.48,2 + 205.51,8}{100} = 144 \text{ daN/mm}^2$$

$$R_m_{\text{oțel } 0,4\%C} = \frac{30.48,2 + 110.51,8}{100} = 71,4 \text{ daN/mm}^2$$

$$A_{\text{oțel } 0,4\%C} = \frac{35.48,2 + 10.51,8}{100} = 22\%$$

3.1.4. FORMAREA STRUCTURILOR ÎN AFARĂ DE ECHILIBRU ÎN SISTEMUL Fe-C

Structurile în afară de echilibru se produc la răcire continuă (anizoterm) cu viteze mari, sau la mențineri izoterme cu grade mari de suprarăcire, fiind cauzate fie de transformările alotropice ale fierului, fie de variația solubilității carbonului în fier.

Aceste stări în afară de echilibru se obțin prin tratamente termice de călire (moderată, izotermă, energetică și de punere în soluție).

În oțelurile cu până la 0,0218%C prin răcire bruscă din domeniul feritic (călire de punere în soluție) se obține în afară de echilibru o ferită suprasaturată în carbon (\underline{F}_{α_s}), care în timp îndelungat la temperatura ambiantă (îmbătrânire naturală) sau prin încălzire (îmbătrânire artificială) va evolua prin precipitare în $\underline{F}_{\alpha} + \underline{Ce}_{III}$ (stare de echilibru). Prin călire de punere în soluție aceste aliaje se mențin în stare moale, iar prin îmbătrânire se durifică.

În oțelurile cu peste 0,3%C prin răcire bruscă din domeniul austenitic (călire martensitică sau energetică) cu viteză superioară vitezei critice, sau menținere cu grade mari de suprarăcire sub temperatura M_s (începutul transformării martensitice) se obține martensită, care este o soluție solidă de fier alfa suprasaturată în carbon, în afară de echilibru, cristalizată în t.v.c., foarte dură (600 HB) și fragilă.

Întotdeauna va mai rămâne și o cantitate de austenită reziduală. Martensita prin încălzire la temperaturi sub $A_1 = 727^\circ\text{C}$ (revenire) se descompune în constituenți bifazici în afară de echilibru: bainita ($\underline{B} = \underline{F}_{\alpha} (C) + \text{Fe}_x\text{C}$) cu grad de dispersie de 10^{-7} cm; troostita ($\underline{T} = \underline{F}_{\alpha} + \text{Fe}_3\text{C}$) cu grad de dispersie 10^{-6} cm; sorbita ($\underline{S} = \underline{F}_{\alpha} + \text{Fe}_3\text{C}$) cu grad de dispersie 10^{-5} cm, sau de echilibru- perlită ($\underline{P} = \underline{F}_{\alpha} + \text{Fe}_3\text{C}$) cu grad de dispersie 10^{-4} cm. Prin revenire joasă, medie sau înaltă fragilitatea și duritatea oțelurilor scad, tenacitatea crește și se elimină tensiunile interne foarte mari rămase după călirea energetică.

Răcite, aceste oțeluri, din domeniul austenitic cu viteză continuă (anizoterm) moderată sau izoterm cu grade de suprarăcire moderate, va determina ca austenita să se transforme eutectoid în sorbită sau troostită ($F_{\alpha} + Fe_3C$) cu grade de dispersie de 10^{-5} și 10^{-6} cm, sau bainitic în bainită ($F_{\alpha}(C) + Fe_xC$ cu $x \leq 3$).

Tratamentele termice prin care se obține din austenită- sorbită, troostită sau bainită se numesc: normalizare, călire moderată, respectiv călire bainitică sau călire izotermă.

Constituenții bifazici în afară de echilibru obținuți prin călire martensitică urmată de revenire, prezintă proprietăți de rezistență și tenacitate mai bune decât cei obținuți direct prin răcirea austenitei. Dintre constituenții bifazici în afară de echilibru, sorbita este cea mai tenace, troostita cea mai elastică, iar bainita este cea mai dură (450HB).

Structurile în afară de echilibru se pot obține și în fonte, dar interes practic prezintă doar în fontele cenușii, care la echilibru conțin o cantitate mare de perlită (carbon, peste 0,3% în austenită). Fontele cenușii pot prezenta în baza metalică stări în afară de echilibru: sorbită, troostită, bainită sau martensită cu austenita reziduală.

Aliajele fierului cu carbonul pot fi oțeluri și fonte. Oțelurile și fontele albe cristalizează după sistemul metastabil ($Fe-Fe_3C$), iar fontele cenușii cristalizează după sistemul stabil ($Fe-Cg$).

3.2. OȚELURI NEALIATE

Oțelurile carbon sau nealiate sunt aliaje ale fierului cu carbonul care nu au în structură eutectic și care conțin până la 2,11%C și o cantitate mai mare sau mai mică de elemente însoțitoare denumite și impurități normale: Mn, Si, P, S, O, N, H, As etc.

Standardul SR EN 10020:1994 definește oțelurile ca fiind aliaje Fe-C care conțin în greutate mai mult fier decât orice alt element și care au un conținut de carbon în general mai mic de 2% și conțin și alte elemente chimice.

Conform diagramei de echilibru Fe-C, în funcție de conținutul în carbon și de structură, oțelurile nealiate pot fi: hipoeutectoide ($<0,77\% C$) cu structură ferito-perlitică, eutectoide ($0,77\%C$) cu structură perlitică și hipereutectoide ($0,77 \div 2,11\%C$) cu structură perlito - cementitică.

La microscop perlita se vede sub formă de insule întunecate la grosisme sub 300:1 și sub formă lamelară sau globulară la grosisme de peste 300:1, deoarece fiind un constituent eterogen bifazic este mai puțin rezistent la coroziune, iar reactivii metalografici nital (2- 5% acid azotic în alcool etilic) sau picral (2- 5% acid picric în alcool etilic) îl corodează puternic. Fazele libere ferită și cementită, fiind omogene, au o rezistență sporită la acțiunea reactivilor chimici menționați și rămân de culoare albă după atacul chimic cu nital sau picral.

Ferita și cementita se deosebesc microscopic în oțeluri după formă, distribuție, cantitate, microduritate sau în urma unui atac chimic diferențiat cu picral de sodiu, când cementita devine albastră, iar ferita rămâne albă.

3.2.1. PROPRIETĂȚILE FIZICO- MECANICE ȘI TEHNOLOGICE ALE OȚELURILOR ÎN STARE DE ECHILIBRU

Proprietățile oțelurilor nealiate depind în mare măsură de cantitățile, forma, dimensiunile și distribuția constituenților structurali (ferită, perlită, cementită) care depind la rândul lor de conținutul în carbon. De asemenea depind de cantitatea elementelor însoțitoare (impurități normale) și de cantitatea, forma, dimensiunile și distribuția incluziunilor nemetalice (compuși chimici formați de elementele însoțitoare între ele sau cu fierul). Proprietățile ridicate, cu valori ce variază în limite largi, ale oțelurilor nealiate, fac ca acestea să constituie materiale foarte mult utilizate în tehnică.

Astfel oțelurile posedă proprietăți de rezistență mecanică bune, plasticitate ridicată, tenacitate mare, elasticitate bună, conductibilitate termică și electrică medii, maleabilitate și ductilitate accentuate, călibilitate suficientă, deformabilitate bună, așchiabilitate mare, sudabilitate bună etc.

Interesant este faptul că aceste proprietăți se pot modifica substanțial prin tratamente termice și termochimice. Printre neajunsurile oțelurilor nealiate în comparație cu oțelurile aliate sau alte materiale neferoase sau nemetalice se află: greutatea specifică mare, rezistența scăzută la coroziune și călibilitatea redusă.

Proprietățile constituenților structurali de echilibru, date în tabelul 3.1. se vor transmite oțelurilor în funcție de cantitatea, forma, dimensiunile și distribuția acestora. Pentru orice oțel nealiat, dacă se cunosc proprietățile și cantitățile constituenților structurali, se pot determina valorile proprietăților acestora.

Proprietățile constituenților structurali din oțeluri

Tabel 3.1.

Constituentul		Proprietăți			
		Densitate Kg/dm ³	Duritate Brinell daN/mm ²	Rezistență la rupere daN/mm ²	Alungirea %
Ferita		7,86	80	30	35
Cementită		7,62	800	-	-
Perlită	Fină	-	250	110	10
	Normală	-	205	85	15
	grosolană	-	185	55	25

Proprietățile fizico- mecanice și tehnologice ale oțelurilor nealiate sunt puternic influențate de creșterea conținutului de carbon.

Orientativ, dacă se consideră că fierul tehnic prezintă $HB = 100 \text{ daN/mm}^2$; $R_m = 30 \text{ daN/mm}^2$ și $R_{p0,2} = 12 \text{ daN/mm}^2$; pentru oțelurile cu sub 1%C, în stare recoaptă, proprietățile vor fi: $HB = 100 + 175 \cdot C$; $R_m = 30 + 60 \cdot C$ și $R_{p0,2} = 12 + 40 \cdot C$, unde C reprezintă procentul de carbon din oțel.

De asemenea dacă se cunosc proprietățile mecanice ale feritei (p_{Fa}) și perlitei (p_P) sau cementitei (p_{Ce}) precum și cantitățile constituenților respectivi (Q_{Fa} , Q_P , Q_{Ce}) se pot determina proprietățile oricărui oțel nealiat folosind relațiile:

$$p_{obel} = \frac{p_{Fa} \cdot Q_{Fa} + p_P \cdot Q_P}{100}$$

$$p_{obel} = \frac{p_{Fa} \cdot Q_{Fa} + p_{Ce} \cdot Q_{Ce}}{100}$$

Astfel, odată cu creșterea conținutului de carbon, cantitatea de ferită scade și de cementită crește, iar acest lucru va determina următoarea comportare a proprietăților mecanice:

- creșterea proprietăților de rezistență (R_m și $R_{p0,2}$) până la cca. 1%C după care acestea scad, figura 3.15;
- creșterea continuă a durității;
- scăderea continuă a proprietăților de plasticitate (gâtuire- Z , alungire- A și reziliență- KCU);

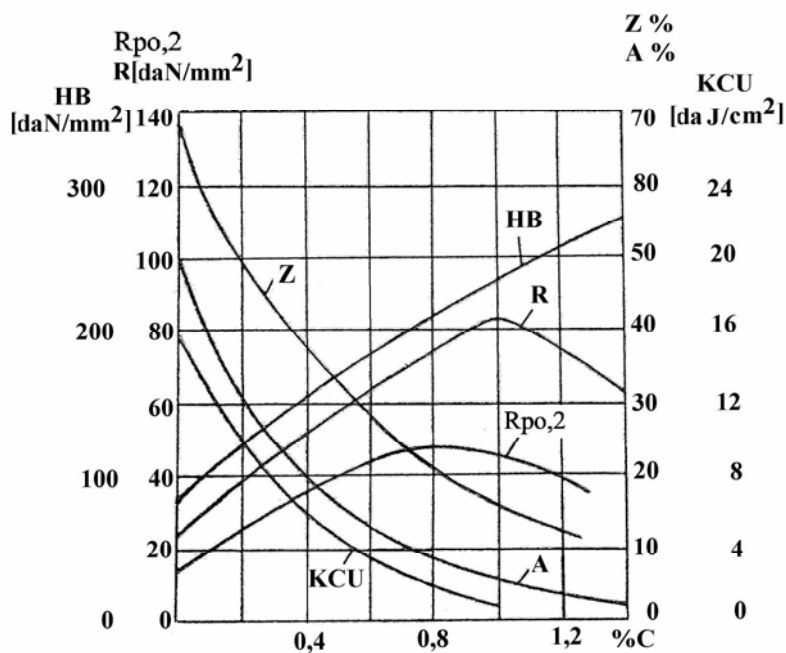


Fig. 3.15. Variația proprietăților mecanice ale oțelurilor cu procentul de carbon

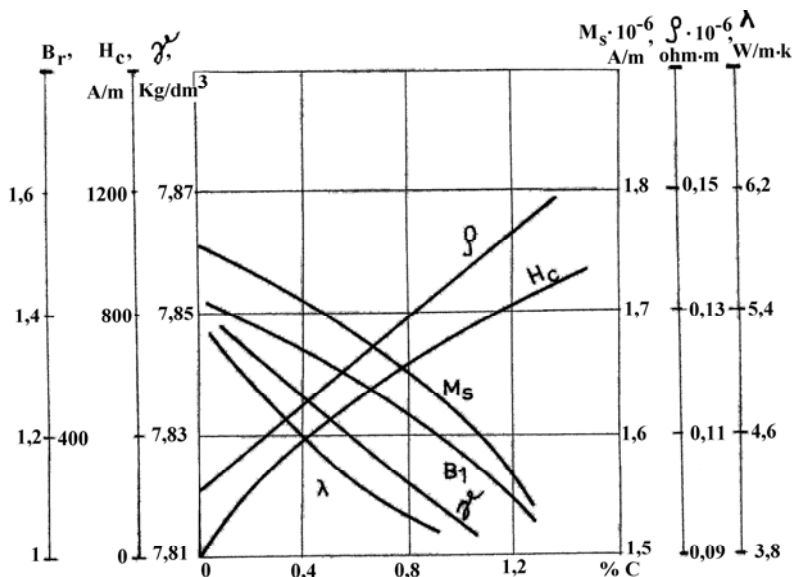


Fig. 3.16. Variația unor proprietăți fizice cu procentul de carbon

Creșterea conținutului în carbon determină importante modificări ale proprietăților fizice, figura 3.16. Astfel, densitatea - γ ; permeabilitatea magnetică- μ_{max} ; magnetizația de saturație- M_s și conductivitatea termică - λ scad continuu, iar rezistivitatea electrică - ρ și câmpul coercitiv - H_c cresc continuu. S-a constatat că și proprietățile tehnologice ale oțelurilor se modifică substanțial cu creșterea conținutului de carbon. Astfel, turnabilitatea crește, deformabilitatea, maleabilitatea, ductilitatea scad, sudabilitatea scade accentuat, călibilitatea și așchiabilitatea cresc până la cca. 0,6%C apoi scad.

Variația tuturor proprietăților odată cu modificarea conținutului în carbon este pusă în principal pe seama modificărilor calitative și cantitative ale constituenților structurali. Deci, pe lângă natura constituenților structurali și forma, mărimea și distribuția acestora influențează valorile proprietă-

ților.

Astfel, perlita (cementita) globulară are o plasticitate mai mare și duritate mai mică decât perlita lamelară. Perlita lamelară, conferă după aşchiere o rugozitate mai mică a suprafețelor, în timp ce perlita globulară asigură o structură martensitică mai fină după călire. Prezența cementitei proeutectoide sub formă de rețea în oțelurile hipereutectoide, determină creșterea fragilității acestora. Mărimea grăunților influențează mult proprietățile, în special pe cele mecanice. Grăunții cu dimensiuni mari imprimă o rezistență mecanică scăzută, plasticitate mică și călibilitate mare. Structura în benzi de ferită și perlită a oțelurilor hipoeutectoide laminate sau trase conferă acestora proprietăți diferite pe direcții de măsurare diferite (anizotropia proprietăților).

3.2.2. PROPRIETĂȚILE MECANICE ALE OTELURILOR ÎN AFARA DE ECHILIBRU

Stările în afară de echilibru în oțelurile carbon cu peste 0,3% C se obțin prin călire și prin revenire. Călirea martenistică (energică) determină creșterea bruscă a proprietăților de rezistență și scăderea drastică a proprietăților de plasticitate. Prin călire starea tensională și fragilitatea cresc foarte mult.

Astfel duritatea martensitei crește rapid cu conținutul în carbon până la 0,77% C, după care creșterea este mai lentă, dacă austenitizarea la încălzire a fost completă, sau chiar scade dacă austenitizarea oțelurilor hipereutectoide a fost incompletă (încălzire în domeniul cu $A+Ce_{II}$). Duritatea oțelurilor călite nu depinde de mărimea acelor de martensită. Cantitatea de austenită reziduală crește odată cu creșterea conținutului de carbon. Tenacitatea oțelurilor călite este practic nulă. Prin revenire proprietățile de rezistență (R_m și HB) scad continuu, iar proprietățile de plasticitate și tenacitate cresc continuu cu creșterea temperaturii de revenire până la cca. 600°C, figura 3.17.

La începutul încălzirii, până la 100°C, duritatea oțelurilor călite crește ușor, datorită precipitărilor de carburi din martensita tetragonală de călire, apoi scade continuu. Prin călire și revenire se pot obține o gamă variată de proprietăți, în funcție de temperatura și timpul de revenire.

3.2.3. ELEMENTE ÎNSOTITOARE ÎN OTELURI SI INFLUENȚA LOR ASUPRA STRUCTURII SI PROPRIETĂȚILOR

Structura și caracteristicile oțelurilor nealiate depind nu numai de conținutul în carbon ci și de conținutul de elemente însoțitoare sau impurități normale, care provin la elaborare inevitabil din: minereuri prin fonta de primă fuziune (afinare), fier vechi, cocs, căptușeala refractară a agregatelor de elaborare, materiale de adaos (oxidante sau reducătoare) și din atmosfera gazoasă.

Elementele care însoțesc fierul și carbonul se mai numesc impurități normale, deoarece prezența lor în cantități limitate în oțeluri este normală. Acestea sunt: Mn, Si, Al- provenite din materiale de adaos dezoxidante și desulfurate; P, As- provenite din minereurile de fier; S- provenit din cocs și din minereu; O, H, N- provenite din atmosfera gazoasă (aer, gaze arse, apă disociată); Cu, Ni, Cr, Mo, Ti, etc.- provenite din fierul vechi și fonta de afinare.

Limitele maxime admise pentru elementele însoțitoare din oțelul lichid conform SR EN 10020: 1994 în oțelurile nealiat sunt:

Mn- 1,65%; Si- 0,5%; S și P- 0,045% fiecare; O- 0,05%; N- 0,009%; Al- 0,1%; B- 0,0008%; Pb, Cu- 0,4% fiecare; Cr, Ni- 0,3% fiecare; Ti, Nb, Zr, lantanide- 0,05% fiecare; V, W, Co, Bi- 0,1% fiecare; Mo- 0,08%; altele- 0,05%.

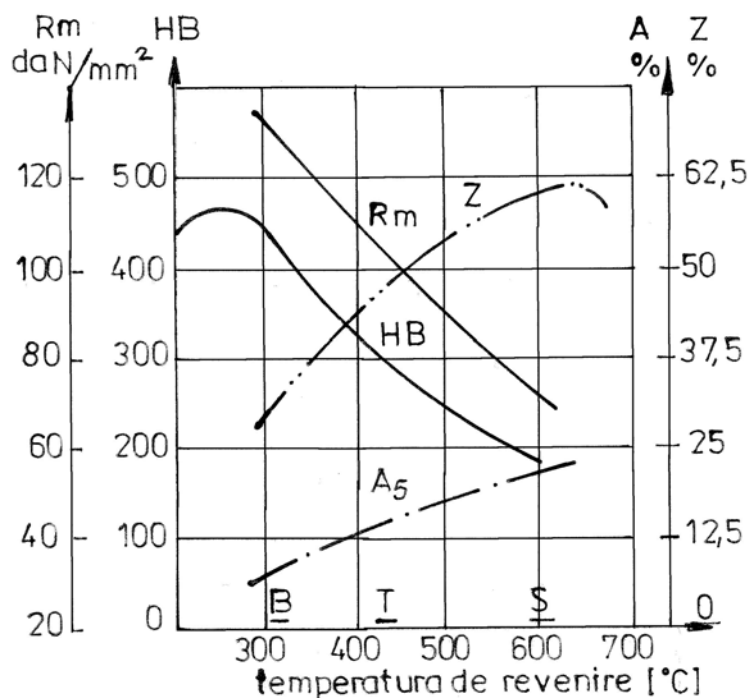


Fig. 3.17. Variația proprietăților mecanice cu temperatura de revenire a unui oțel călit cu 0,4% C

Ca, Sb, Sn etc.

Aceste limite maxime depind de clasele de calitate principale ale oțelurilor nealiatate, ele fiind mai mici la oțelurile nealiatate de calitate sau speciale (de exemplu, în acestea S și P fiecare se află sub 0,025%).

Elementele însoțitoare în oțeluri se pot dizolva parțial în fier sau se pot combina chimic între ele sau cu fierul, formând incluziuni nemetalice și incluziuni de zgură.

În funcție de modul de comportare față de fier, elementele însoțitoare pot fi solubile în fier: Si, Mn, P, Cr, Ti, Cu, Al, W etc. și insolubile în fier: S, O, N, H, As, Pb, B,

3.2.3.1. Elemente însoțitoare insolubile în fier

Acestea se combină chimic cu fierul sau cu alte elemente însoțitoare, separându-se sub formă de incluziuni nemetalice vizibile la microscop pe probe călite cu suprafețe lustruite și neatacate.

Majoritatea incluziunilor nemetalice cu excepția MnS, AlN, (FeMn)₃C, afectează negativ proprietățile de rezistență și plasticitate ale oțelurilor atât prin cantitate (punctajul incluziunilor), cât și prin formă și mod de distribuire.

Incluziunile nemetalice sub formă de particule izolate cu contururi geometrice regulate sau neregulate (globulare, ovale, aciculare) care au puncte înalte de fuziune (MnS, Al₂O₃) nu dăunează proprietăților oțelurilor; ele se constituie în germeni străini de cristalizare primară, determinând finisarea structurii, în timp ce incluziunile nemetalice peliculare (FeS_{1,2}, Fe₃P) cu punct mai mic de fuziune, micșorează drastic proprietățile de rezistență și plasticitate, imprimând fragilitate la cald și la rece oțelurilor.

În general incluziunile nemetalice pot fi plastice (sulfurile și unii silicați) sau fragile (oxizii, nitruurile și unii silicați și aluminați) putând fi favorabile proprietăților oțelurilor (MnS, AlN, Al₂O₃) sau nefavorabile (FeS_{1,2}, Fe₃P; Fe₂P; Fe₂O₃; Fe₄N; FeO; Fe₂O₃).

Incluziunile plastice se alungesc la deformarea plastică, iar cele fragile se fărâmițează și se dispun în șiruri. În oțeluri, în afară de incluziunile nemetalice se pot întâlni și incluziuni de zgură care sunt compuși chimici complecși formați și oxizi dubli de metale și metaloizi (silicați, fosfați, aluminați, cromati etc.).

Majoritatea incluziunilor nemetalice (excepție MnS) sunt fragile, incoerente la masa de bază, situate preferențial pe limitele grăunților, când slăbesc coeziunea dintre grăunți, alterând proprietățile mecanice.

Influența sulfurii

Sulfurii este strict dăunător proprietăților de rezistență și plasticitate ale oțelurilor. Ajunge în oțeluri în timpul elaborării din minereuri prin fonta de afinare, din cocs și din fierul vechi.

Sulfurii este practic insolubil în fier (solubilitatea maximă a sulfurii în fier este de 0,0025% la 20°C și de 0,065% la 1370°C), el formează cu fierul doi compuși chimici stabili: sulfura feroasă FeS la 36,48%S (troilită) stabilă sub 139°C și disulfura feroasă FeS₂ la 53,46%S (pirita) stabilă sub 743°C.

În oțeluri se găsește combinația nestoechiometrică a sulfurii feroase –FeS_{1,2} (pirotină) cu un deficit de atomi de fier, care se topește la 1190°C și care împreună cu fierul formează un eutectic la 31,6%S și la 989°C ce se dispune în rețea discontinuă (pelicular) în jurul grăunților de austenită, dând fragilitate la roșu.

La încălzirea acestor oțeluri în vederea deformării plastice la 800- 1200°C acest eutectic ușor fuzibil se topește lipsind grăunții de coeziune, distrugând compactitatea oțelului. Fragilitatea la cald devine evidentă când sulfurii depășește 0,04%, iar când depășește valoarea de 0,05%, fragilitatea devine evidentă și la rece.

Sulfurii se acceptă (0,3%S) în oțelurile destinate așchierii pe mașini unelte automate, când are rolul de sfărâmător de așchii. Sulfura de fier se observă pe suprafețele lustruite ale probelor călite din oțel, sub forma unor “litere chinezești” (rețea discontinuă pe limitele grăunților de oțel).

Sulfura de fier constituie concentratori de eforturi și amorse de fisurare și prin acestea micșorează drastic rezistența la rupere prin oboseală a oțelurilor. Sulfura de fier este o incluziune plastică, ea alungindu-se la deformarea plastică la cald, favorizând structurile fibroase.

Eliminarea influenței total nefaste a sulfurii se face introducând în oțeluri la elaborare mangan, care are o afinitate chimică sporită față de sulfurii, formând MnS, care solidifică la 1610°C, sub formă de particule izolate ce se constituie în germeni străini de cristalizare, fiind înglobată în masa grăunților de oțel, eliminând astfel fragilitatea la cald (roșu) a oțelurilor. Pentru ca manganul să fie eficient trebuie să depășească de cinci ori cantitatea de sulfurii în oțeluri.

Sulfurii peste 0,03% influențează negativ sudabilitatea oțelurilor, reduce rezistența la coroziune și turnabilitatea acestora.

Sulfurii pe lângă aceste aspecte negative prezintă și aspecte pozitive. Astfel, el mărește prelucrabilitatea prin așchiere a oțelurilor (în special a celor inoxidabile, austenitice și martensitice) prin efectul de fragmentare a așchiilor (FeS) și de ungere (MnS) și crește rezistența la uzare a oțelurilor (sulfurii difuzează în straturile superficiale în contact, reducând substanțial coeficientul de frecare).

Standardele românești limitează sulful la maxim 0,045% în oțelul lichid și la 0,055% în oțelul solid.

Influența oxigenului

Oxigenul este un element însoțitor strict dăunător în oțeluri, el provine din minereuri, din atmosfera gazoasă și din procesul de afinare, când se introduce în baia de oțel ca oxidant al C, Si, Mn, Si și P. După operația de oxidare (afinare) urmează operația de dezoxidare (calmare).

Oxigenul este insolubil în oțel la temperatura ambiantă și foarte puțin solubil la temperaturi mari (0,03% O, la 900°C), el formează cu fierul trei oxizi:

- oxidul feros- FeO (wustita) care are întotdeauna atomi de fier în minus, nu este stabil decât la temperaturi mari, cristalizează în sistem cubic și se descompune la răcire, la 560°C, în Fe și Fe₃O₄;
- oxidul feric- Fe₂O₃ (hematita) cristalizat în sistem romboedric;
- oxidul de fier- Fe₃O₄ (magnetita) cristalizat în sistem cubic.

Oxidul feros (wustita) produce fragilitate la roșu ca și sulful, în oțelurile cu puțin mangan și mult sulf, deoarece FeO+FeS formează un eutectic care se topește la 930°C. Manganul elimină acest pericol prin formarea MnS și MnO.

În oțeluri pe lângă oxizii de fier, oxigenul mai formează: MnO; SiO₂; Al₂O₃; Cr₂O₃; TiO₂ și oxizi dubli: silicați- 2FeSiO₂; 3Al₂O₃·2SiO₂; aluminați FeOAl₂O₃ etc.

Oxizii sunt incluziuni fragile, singularizate, sub formă globulară sau ovală, incoerente la masa oțelurilor care, atunci când sunt în cantități și au dimensiuni mari, înrăutățesc caracteristicile mecanice ale oțelurilor. Când oxizii sunt în cantități și au dimensiuni mici contribuie la finisarea structurii prin dispunerea lor pe limitele grăunților de austenită, formând astfel bariere mecanice în calea creșterii acestora la încălzire.

Oțelurile necalmate sunt insuficient dezoxidate cu Mn, Si, Al, Ti, etc., iar în timpul solidificării se degajă mult CO provocând fierberea băii, în timp ce oțelurile calmate sunt complet dezoxidate cu Mn, Si, Al etc., iar oxigenul rămâne în oțel sub formă de MnO, SiO₂, Al₂O₃, TiO₂ etc. nemaifiind eliminat prin fierbere sub formă de CO. Oxizii existenți durifică oțelul ridicând rezistența mecanică, dar scade plasticitatea oțelurilor. Oxigenul este limitat în oțelurile lichide și solide la maximum 0,05%.

Influența azotului

Azotul provine din atmosfera gazoasă din timpul elaborării. Solubilitatea azotului în fier este neglijabilă la temperatura ambiantă, dar este maximă de 0,1%N la 540°C. Această cantitate poate fi menținută în ferita suprasaturată prin răcirea bruscă a oțelurilor.

Prin răcire lentă, cât și prin încălzirea oțelurilor călite sub 540°C (îmbătrânirea oțelurilor moi) din ferită precipită compusul chimic Fe₄N, acicular și foarte dur (450÷500 HV), cu rol de fragilizare a oțelurilor (fragilitate la albastru).

Eliminarea efectului de fragilizare a oțelurilor datorită prezenței Fe₄N, este posibilă dacă în acestea se adaugă aluminiu care are o afinitate chimică sporită față de azot formând AlN nitrură care este dură, dar nu fragilizează oțelul.

Nitrura de aluminiu exercită o influență pozitivă asupra mărimii grăuntelui de austenită și asupra temperaturii de tranziție ductil- fragil, însă reduce deformabilitatea la cald a oțelurilor. Oțelurile dezoxidate cu aluminiu (calmate) au reziliența mult mai mare decât oțelurile necalmate.

Azotul în oțelurile românești este limitat la maximum 0,01%.

Influența hidrogenului

Hidrogenul provine în oțeluri din adaosurile dezoxidante (fero- siliciu, fero- mangan, fero- aluminiu, var etc.), din căptușeala refractară a agregatelor de elaborare și din atmosfera gazoasă.

La temperatura ambiantă fierul dizolvă cantități infime de hidrogen (sub 1 cm³/100g Fe), în timp ce fierul lichid dizolvă cantități apreciabile de hidrogen (25 cm³/100g Fe).

În oțelul solid hidrogenul se află sub formă atomică sau protonică și având diametrul foarte mic, difuzează cu ușurință prin rețeaua cristalină a acestuia, iar când întâlnește defecte (limite de grăunți, macle, dislocații, pori, microfisuri, incluziuni etc) se aglomerează în acestea, se transformă în hidrogen molecular, gaz metan, vapori de apă, creând presiuni foarte mari (10³ bar), ce depășesc limita de curgere a oțelului, producând mici ruperi (explozii) locale denumite fulgi. Fulgii se formează în general după forjarea oțelurilor, la răcire, în jurul temperaturii de 200°C și fragilizează puternic oțelul.

În casură proaspătă fulgii au o culoare alb- strălucitoare. Prevenirea formării fulgilor este dificilă și se va face prin: elaborare foarte îngrijită cu materiale de adaos și oale de turnare bine uscate, căptușeli adecvate, prin răcirea cu viteză foarte mică a oțelurilor după deformarea plastică și turnare și prin turnare în vid. Hidrogenul poate pătrunde și migra cu ușurință în oțelul solid la temperatura ambiantă, sau prin încălzirea acestuia în atmosfere cu hidrogen, la decapare etc.

Influența borului

Borul este, practic, insolubil în fier la temperatura ambiantă. Limitele maxime de solubilitate sunt: în fier alfa de 0,082%B la 913°C și în fier gama la 0,02%B la 1161°C. Borul formează compuși chimici foarte duri: FeB; Fe₂B și FeB₁₉.

Borul mărește foarte mult călibilitatea oțelurilor, favorizează obținerea unor structuri foarte fine și mărește duritatea și rezistența la rupere a acestora. Rezultă că în cantități mici, borul este favorabil proprietăților oțelurilor.

3.2.3.2. Elemente însoțitoare solubile în fier

Aceste elemente însoțitoare se dizolvă parțial în fier și nu afectează în mod deosebit (cu excepția fosforului) proprietățile oțelurilor. Până la anumite concentrații elementele însoțitoare solubile în fier, în special Si, Mn, Al măresc, chiar, proprietățile de rezistență ale oțelurilor. Printre efectele negative produse de aceste elemente se pot enumera: producerea unor segregatii intracristaline (fosforul), o durificare excesivă a oțelurilor (manganul și siliciul) și fragilizarea la rece accentuată (fosforul).

Influența manganului

Manganul este introdus în procesul de elaborare al oțelurilor sub formă de feromangan în vederea dezoxidării și desulfurării băii metalice ($\text{FeO} + \text{Mn} \rightarrow \text{MnO} + \text{Fe}$ și $\text{FeS} + \text{Mn} \rightarrow \text{MnS} + \text{Fe}$).

Manganul prezintă o solubilitate de cca. 10% în fierul alfa și se dizolvă în cantitate apreciabilă în cementită, dând cementita aliată cu mangan $(\text{FeMn})_3\text{C}$.

Manganul se combină chimic cu ușurință cu oxigenul și cu sulful dând incluziunile nemetalice MnO și MnS.

Ferita aliată cu mangan este mai dură și are limita de curgere mai mare cu cca. 10 daN/mm^2 pentru fiecare procent de Mn existent în oțel.

Cementita aliată cu mangan are o stabilitate termică redusă, ea se dizolvă cu ușurință la încălzire în austenită, favorizând creșterea accentuată a grăunților de austenită și prin aceasta determină formarea de structuri grosolane în oțeluri.

Manganul se acceptă până la 1,65%, (1,7% în oțelul solid) în oțelurile nealiate când mărește duritatea, limita la curgere, rezistența la rupere, micșorează deformabilitatea, favorizează obținerea structurilor fibroase și grosolane și elimină fragilitatea dată de FeS, prin formarea MnS- incluziune globulară, plastică și greu fuzibilă (1610°C).

Manganul fiind element gamagen coboară punctele critice A_3 și A_1 ale oțelurilor cu 10°C pentru fiecare procent de mangan.

Influența siliciului

Ca și manganul, siliciul provine în oțelurile nealiate din procesele de dezoxidare și carburare a băii metalice cu ferosiliciu ($\text{FeO} + \text{Si} \rightarrow \text{SiO}_2 + \text{Fe}$).

Siliciul se dizolvă în fier la temperatura ambiantă până la 14%, deci aproape integral siliciul existent în oțelurile nealiate (maxim 0,5%Si) se află dizolvat în ferită. Formează de asemenea incluziunile nemetalice (SiO_2) și de zgură – silicați: $(\text{FeO})_2 \cdot \text{SiO}_2$; $(\text{MnO})\text{SiO}_2$; $(\text{FeO})\text{SiO}_2$; $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ care în timpul deformării plastice la cald se dispun în șiruri, formând structuri fibroase.

Siliciul coboară temperatura de fuziune a fierului, măbind fluiditatea și turnabilitatea oțelurilor. Este un element alfa-gen care mărește domeniul de existență al feritei; fiecare procent de Si ridică punctele critice A_1 și A_3 ale oțelurilor cu cca. 50°C .

Siliciul în limite admisibile (0,6% în oțelul solid) îmbunătățește proprietățile mecanice ale oțelurilor, determinând creșterea rezistenței la rupere, a durității și a limitei de elasticitate (1%Si mărește proprietățile de rezistență cu cca. 10 daN/mm^2). Siliciul mărește stabilitatea structurilor de revenire.

De asemenea în cantități sporite, provoacă descompunerea cementitei din oțeluri în ferită și grafit (grafitizează oțelurile) și mărește permeabilitatea magnetică.

Influența fosforului

Fosforul provine în oțeluri din fonta de afinare și fierul vechi folosite la elaborarea oțelurilor. Se elimină dificil la elaborare. Prin procedeele bazice de elaborare se elimină cel mai eficient. Solubilitatea maximă a fosforului în fier este de 1,9% la 20°C și de 2,8% la 1050°C . Fosforul se combină cu fierul formând doi

compuși chimici Fe_3P și Fe_2P . Ferita împreună cu Fe_3P formează un eutectic la 10,5%P și 1050°C.

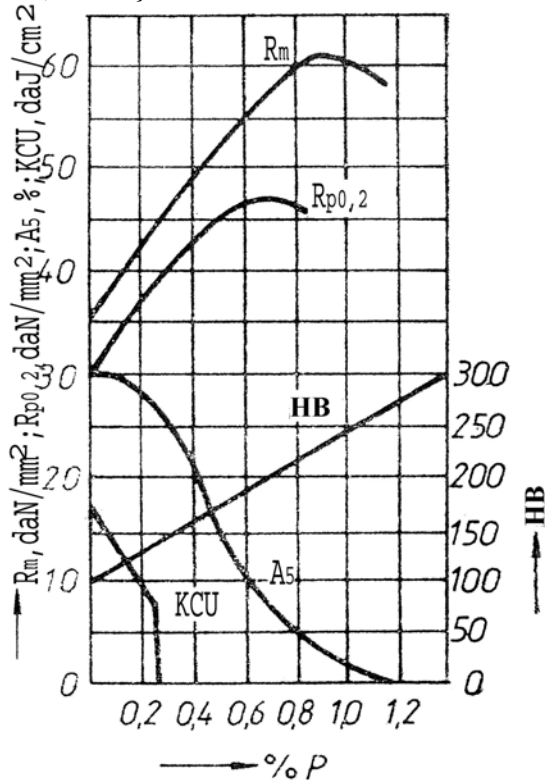


Fig. 3.18. Influența fosforului asupra proprietăților mecanice ale unui oțel cu puțin carbon

Fosforul este strict dăunător în oțeluri ca și sulfurul; el scade plasticitatea, și mărește rezistența la rupere, duritatea și dă fragilitate la rece. Din acest motiv el este limitat în oțeluri la maxim 0,045%P (0,055% în oțelul solid). Pentru a îmbunătăți așchiabilitatea oțelurilor, fluiditatea și turnabilitatea, fosforul se admite în cantități sporite. Prezența fosforului în oțeluri dă segregatii dendritice și zonale puternice și favorizează obținerea structurii în benzi a oțelurilor laminate.

Fosforul micșorează mult sudabilitatea oțelurilor cu peste 0,17% C și micșorează temperatura de tranziție ductil-fragil. Fosforul prin efectul de fragmentare a așchiilor și prin calitatea foarte bună a suprafețelor așchiate (netede și lucioase) îmbunătățește prelucrabilitatea prin așchiere. De asemenea mărește rezistența la rupere, rezistența la coroziune în atmosferă (oțeluri patinabile) și rezistența la uzare prin durificarea feritei aliate cu fosfor, figura 3.18.

În oțelurile pentru automate fosforul se admite până la 0,1- 0,15%P cu condiția: $C+P \leq 0,25\%$.

Incluziuni nemetalice

Elementele însoțitoare, indiferent că sunt insolubile sau parțial solubile în fier, se combină chimic între ele sau cu fierul formând compuși chimici: oxizi, sulfuri, nitruri, silicați, aluminați etc. denumite incluziuni nemetalice.

Oxizii sunt incluziuni singulare (punctiforme) de culoare neagră la microscop, fragile, neuniform distribuite în oțelul turnat sau distribuite în șiruri în oțelul deformat plastic.

Sulfurile sunt incluziuni plastice globulare în oțelul turnat și alungite în oțelul deformat plastic. Se determină prin amprenta Baumann. Silicații în general sunt incluziuni de zgură fragile sau semiplastice cu forme regulat geometrice.

Incluziunile formate în oțelul lichid se numesc endogene, iar cele care sunt antrenate din afara topiturii se numesc exogene (materiale refractare, zgură, etc.).

După dimensiuni și suprafața ocupată, incluziunile pot fi fine (cu punctaje mici) și grosolane (cu punctaje mari) conform standardelor.

După distribuție incluziunile pot fi izolate sau singulare, aglomerate, inter și intracristaline. Pentru aprecierea gradului de impurificare se folosesc scări etalon cu diferite punctaje pentru incluziuni.

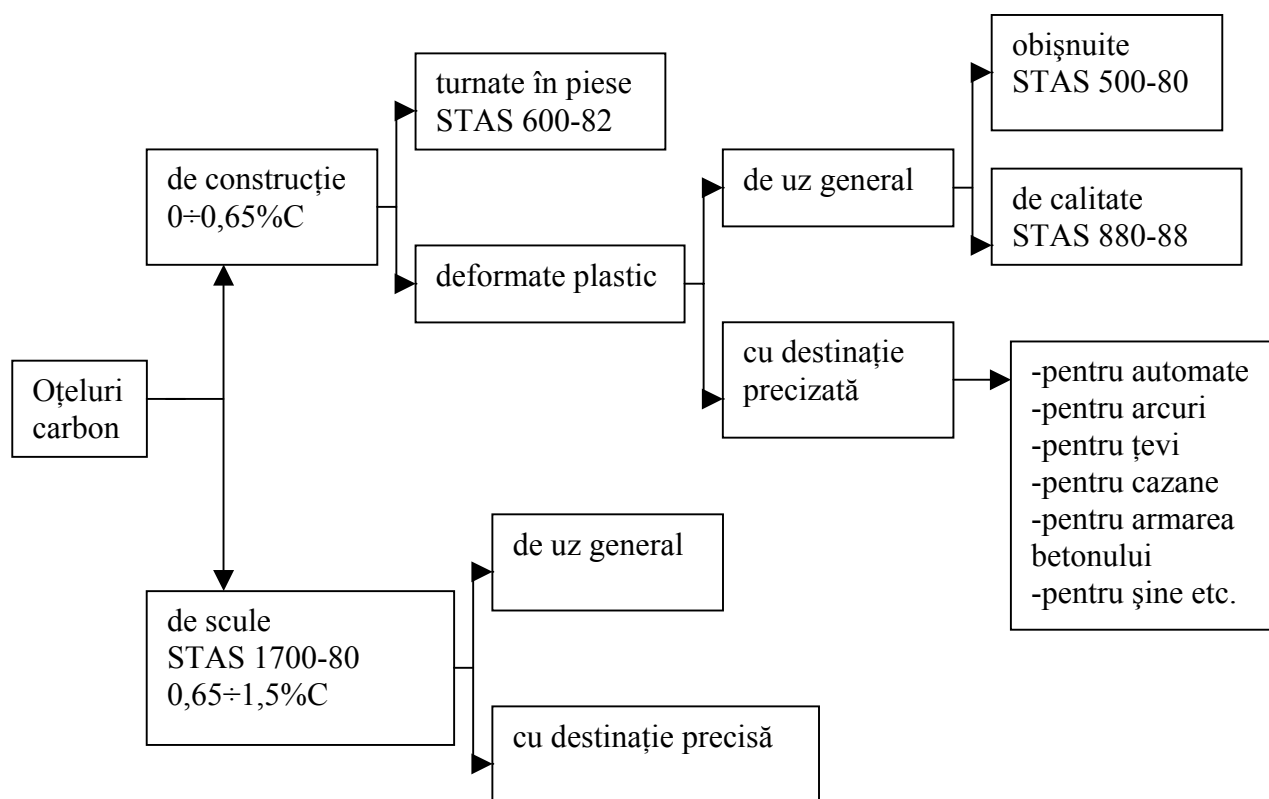
3.2.4. CLASIFICAREA ȘI STANDARDIZAREA OȚELURILOR NEALIATE

În România, în prezent, se asistă la armonizarea STAS-urilor cu normele europene (EN) și normele ISO, fiind valabile toate trei.

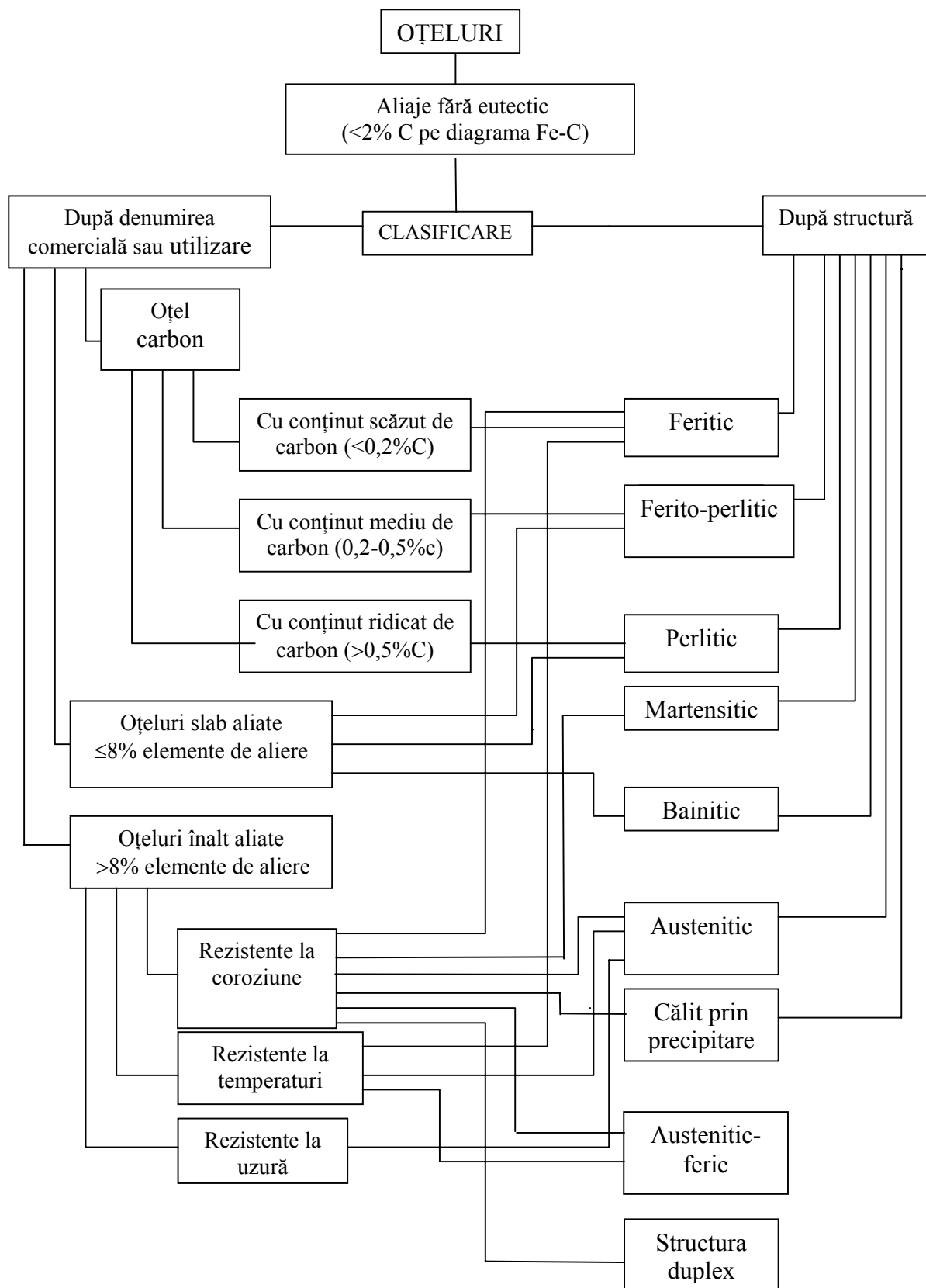
Criteriile de clasificare a oțelurilor carbon, conform literaturii sunt multe: după procedeul de elaborare: oțeluri Siemens- Martin, oțeluri de convertizor, oțeluri electrice, oțeluri de creuzet etc.;

- după conținutul de carbon și structura la echilibru: oțeluri hipoeutectoide ($\leq 0,77\%C$), eutectoide ($0,77\%C$) și hipereutectoide ($0,77\div 2,11\%C$);
- după duritatea la echilibru: oțeluri extramoi ($0,05\div 0,15\%C$), oțeluri moi ($0,15\div 0,25\%C$), oțeluri semimoi ($0,25\div 0,4\%C$), oțeluri semidure ($0,4\div 0,6\%C$), oțeluri dure ($0,6\div 0,7\%C$), oțeluri foarte dure ($0,7\div 0,8\%C$) și oțeluri extradure ($0,8\div 2,11\%C$);
- după gradul de dezoxidare: oțeluri calmate ($0,2\div 0,5\%Si$), semicalmate ($0,1\%Si$) și necalmate (sub $0,02\%Si$);
- după modul de semifabricare: oțeluri turnate în piese și oțeluri deformate plastic (forjare, laminare, tragere, trefilare etc.).

Cea mai generală clasificare a oțelurilor se face, conform STAS după destinație:



Clasificarea oțelurilor nealiat și aliate conform normelor americane SAE-AISI (ADVANCED MATERIALS & PROCESSES 6/2000) după denumirea comercială (destinație) și după structură este:



Clasificarea oțelurilor după SR EN 10020-1998 se face după compoziția chimică determinată pe oțelul lichid în: oțeluri nealiate și oțeluri aliate. Limitele elementelor chimice care separă cele două oțeluri nealiate și aliate sunt date în tabelul 3.2.

Limite de separație a elementelor chimice în oțelurile nealiat și aliate Tabelul 3.2.

Elementul chimic	Valoarea limită %		Elementul chimic	Valoarea limită %	
	pe lichid	pe produs		pe lichid	pe produs
Aluminiu	0,1	0,3	Nichel	0,3	0,3
Bor	0,0008	0,0008	Plumb	0,4	0,4
Bismut	0,1	0,1	Seleniu	0,1	0,1
Cobalt	0,1	0,3	Siliciu	0,5	0,6
Crom	0,3	0,3	Telur	0,1	0,1
Cupru	0,4	0,4	Titan	0,05	0,05
Lantanide (fiecare.)	0,05	0,1	Vanadiu	0,1	0,1
Mangan	1,65	1,7	Wolfram	0,1	0,3
Molibden	0,08	0,1	Zircoiniu	0,05	0,05
Niobiu	0,06	0,06	Altele (excepția C, N, S, P) fiecare	0,05	0,05

Oțelurile nealiat se clasifică conform aceluiași standard în: oțeluri nealiat de uz general, oțeluri nealiat de calitate și oțeluri nealiat speciale (cu proprietăți fizice speciale, pentru recipiente sub presiune, pentru construcții mecanice, pentru scule). Oțelurile nealiat de uz general se produc prin procedee de elaborare obișnuite, nu necesită tratamente termice cu excepția recoacerii și normalizării, au rezistența la rupere minimă 690 N/mm², limita de curgere minimă 360 N/mm², alungirea minimă 26%, energia la rupere prin șoc la 20°C minimă la 27J, conțin minim 0,1%C, maxim 0,045%S și P fiecare și nu au prescrise nici o altă condiție de calitate. Oțelurile nealiat de calitate au impuse condiții pentru puritate în ceea ce privește incluziunile nemetalice, condiții pentru tratamente termice și prescripții privind calitatea: tenacitatea la rupere, mărimea grăuntelui, capacitatea de deformare la rece, etc. fiind oțeluri elaborate îngrijit. Aceste oțeluri sunt atât de uz general cât și de construcție cu utilizări speciale sau de scule.

Oțelurile nealiat speciale au o puritate superioară oțelurilor nealiat de calitate, în special în privința incluziunilor nemetalice, sunt destinate tratamentelor termice de călire și revenire în volum sau superficială, compoziția chimică este riguros verificată și au prescripții clare privind calitatea, fiind prescrise suplimentar: limita de curgere, călibilitatea, capacitatea de deformare la rece, tenacitatea, sudabilitatea, duritatea după călire și revenire și energia de rupere după călire și revenire. Aceste oțeluri conțin pe produs maxim 0,025%S și P fiecare. Aceste oțeluri nealiat speciale sunt cu proprietăți fizice speciale pentru utilizări speciale și pentru scule.

Simbolizarea alfanumerică dată de SR EN 10027:1991 a oțelurilor de construcție după utilizare cuprinde la început următoarele simboluri:

S- oțeluri de construcție; P- oțeluri pentru recipiente sub presiune; L- oțeluri pentru țevi; E- oțeluri pentru construcții mecanice; B- oțeluri pentru beton armat; Y- oțeluri pentru beton precomprimat; R- oțeluri pentru sârmă, H- oțeluri pentru ambutisare; D- produse pentru deformare la rece; T- tablă neagră, stanată sau cromată; M- oțeluri pentru electrotehnică; G- oțel specificat sub formă de piese turnate; C- oțeluri carbon; X- oțeluri bogat aliate (inoxidabile, de scule etc.).

Simbolizarea numerică a oțelurilor carbon se face pe grupe de oțeluri astfel: cifra 1. care înseamnă numărul grupei de material (oțel), urmată de două cifre:

00 pentru oțeluri de uz general; 01÷0,7 oțeluri de calitate pentru construcții(01-de uz general; 02-oțeluri cu utilizări speciale; 03...07-oțeluri cu diverse cantități de C, P sau S); 10,11...19-oțeluri nealiat speciale (10-cu proprietăți fizice speciale; 11...13-oțeluri pentru recipiente sub presiune și pentru construcții mecanice; 15...18-oțeluri nealiat pentru scule) și alte două cifre care indică numărul de ordine.

3.2.4.1. Oțeluri nealiat de construcție turnate în piese

STAS 600-82 indică, șase mărci de oțeluri carbon turnate în piese simbolizate prin grupul de litere OT- oțel turnat, urmat de un număr care indică rezistența minimă la rupere în N/mm^2 și de o cifră 1, 2 sau 3 care indică clasa de calitate care garantează: 1- compoziția chimică, rezistența la tracțiune; 2- suplimentar limita de curgere; 3- suplimentar reziliența la 20°C și gătuirea.

Oțelurile turnate nealiat sunt standardizate în mărcile: OT 400; OT 450; OT 500; OT 550; OT 600; OT 700. Conțin carbon între 0,1% și 0,6%, au duritatea minimă 110÷180 HB.

Oțelul nealiat turnat pentru armături (STAS 9277-84) este simbolizat prin OTA 20 (0,2%C)

SR ISO 3755:1993 (standard românesc după ISO) simbolizează aceste oțeluri prin două numere care reprezintă limita la curgere și rezistența la rupere în N/mm^2 : 200÷400; 230÷450; 270÷480; 340÷550, nemaiprevăzând compoziția chimică pentru mărci, decât în cazul când mărcile de oțel turnat sunt destinate operației de sudare; în acest caz simbolul mărcilor de oțel este urmat de litera W: 200- 400W; 230- 450W; 270- 480W; 340-550W.

Oțelurile nealiat turnate cu sub 0,25% C au tenacitate mare, fiind destinate pieselor solicitate la șoc și la fricțiune, iar oțelurile cu peste 0,25%C au fluiditate mai bună, fiind destinate unei game largi de piese solicitate mecanic: roți dințate, volanți etc. Aceste oțeluri turnate se pot sau nu prelucra prin tratamente termice.

3.2.4.2. Oțeluri carbon (nealiat) laminate pentru construcții de uz general

Aceste oțeluri sunt folosite în mod curent pentru construcții metalice (structuri sudate, ferme, poduri, estacade, stâlpi, etc.) sau pentru organe de mașini puțin solicitate. Aceste oțeluri în mod curent nu se tratează termic, se livrează în stare laminată la cald și normalizată sau în stare forjată și recoaptă sau normalizată. Sunt elaborate fără prea mari pretenții, iar elementele însoțitoare, în special S și P se acceptă spre limitele superioare, motiv pentru care prețul de cost este mai mic. Au proprietăți tehnologice bune: capacitate bună de deformare la rece, sudabilitate bună, așchiabilitate bună etc.; rezistența la rupere este de 310÷710 N/mm^2 , limita de curgere de 240÷360 N/mm^2 , iar tenacitatea este garantată până la - 20°C.

La solicitarea beneficiarului aceste oțeluri pot fi livrate cu rezistență mărită la oxidare în atmosferă, cu granulație fină pentru sudare sau cu capacitate sporită la îndoirea la rece.

STAS 500- 80 indică 10 mărci de oțeluri laminate de uz general: OL30; OL32; OL34; OL37; OL42; OL44; OL50; OL52; OL60; OL70.

OL- înseamnă oțel laminat, iar numerele reprezintă rezistența minimă la rupere în daN/mm². Aceste oțeluri se livrează în clasele de calitate: 1; 1a; 1b; 2; 3 și 4 în funcție de garanțiile asigurate- 1- compoziția chimică; 1a și 1b- proprietăți de tracțiune și unghiul de îndoire la rece; 2- în plus reziliența la 20°C; 3- energia de rupere prin șoc la 0°C, iar clasa 4- energia de rupere prin șoc la -20°C.

Marca OL 30 reprezintă oțel laminat negarantat cu rezistență la rupere minimă de 310 N/mm².

Standardul SR EN 10025:1990, referindu-se la produse laminate la cald din oțeluri de construcție nealiat de uz general și de calitate, indică următoarele mărci simbolizate alfanumeric, oțeluri de uz general: S 185; S 235; S 275; S 355 (pentru construcții metalice) și E 295; E 355; E 360 (pentru construcții mecanice)

Simbolul poate fi urmat suplimentar de litere și numere cu următoarea semnificație privind clasele de calitate:

JR - oțeluri de uz general cu energia minimă de rupere la șoc de 27 J la 20°C;

JO – oțeluri de calitate cu energia minimă de rupere la încovoiere prin șoc de 27 J la 0°C;

J2 - oțeluri de calitate cu energia minimă de rupere la încovoiere prin șoc de 27 J la - 20°C;

K2; K3; K4 - oțeluri de calitate cu energia minimă de rupere la încovoiere prin șoc de 40 J la -20°C; -30°C respectiv -40°C;

LR; L5; L6- oțeluri de calitate cu energia minimă de rupere la încovoiere prin șoc de 50 J la 20°C; -50°C respectiv -60°C;

M- oțeluri laminate termomecanic;

S3; P3- cu specificarea % S = 3/100; % P = 3/100;

H- oțeluri de calitate cu prescripție de călibilitate;

Z- oțeluri cu prescripție de gătuire minimă;

G1 – oțeluri turnate necalmate;

G2 - oțeluri turnate calmate și semicalmate;

G3 și G4 – pentru alte caracteristici ale oțelurilor turnate obținute prin normalizare, laminare normalizantă sau altă stare aleasă de producător;

C - oțeluri cu capacitate mare de deformare la rece;

O – platforme marine;

W - rezistente la intemperii;

N - oțeluri în stare normalizată sau de laminare normalizantă;

Q; Q_A; Q_O; Q_T; Q_w- oțeluri călite, călite în aer, călite în ulei, călite și revenite, călite în apă.

Mărcile de oțeluri ale căror simboluri se termină în JO; J2 și K2 aparțin unor oțeluri nealiat de calitate (subgrupa QS) la care conținutul de S și P este sub 0,05% fiecare.

Oțelurile nealiat de construcție de uz general (subgrupa BS) sunt mărcile; S 185; S 235 JR; S 275 JR; S 335 JR; E 295; E 335 și E 360 la care conținutul de S și P este maxim 0,055% fiecare. Numerele reprezintă limita minimă la curgere în N/mm² pentru grosimi sub 16 mm.

Sudabilitatea oțelurilor nealiat de construcție crește de la clasa JR la clasa de calitate K2. Aceste oțeluri corespund mărcilor: OL34; OL37; OL44; OL52; OL50; OL60 și OL70, STAS 500-80.

Pentru marca de oțel S 185 nu este precizată compoziția chimică, iar pentru mărcile E 295; E 335 și E 360 sunt indicate numai conținuturile de P, S (0,055% maxim fiecare) și de N (0,011%).

Subgrupele de calitate ale acestor oțeluri sunt fixate în funcție de energia de rupere, sudabilitatea și de carbonul echivalent al oțelurilor: $C_{ech} = 0,35\%$ la oțeluri de uz general (BS) și $C_{ech} = 0,45\%$ la oțeluri de calitate (QS), pentru produse cu grosimi de sub 40 mm.

$$C_{ech.} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}$$

Oțelurile de uz general pentru construcții mecanice (E 295; E 335; E 360) se pot trata termic prin călire și revenire dacă se dorește.

3.2.4.3. Oțeluri carbon nealiat de calitate pentru construcții

Oțelurile carbon de calitate și superioare sunt oțeluri laminate, elaborate îngrijit, la care sunt garantate compoziția chimică și caracteristicile mecanice, iar incluziunile nemetalice sunt limitate la minim. Sunt destinate pentru construcții mecanice în stare de tratament termic sau termochimic. Până la 0,25%C sunt destinate cementării, iar peste 0,25% sunt pentru călire și revenire (îmbunătățire, dacă revenirea este înaltă).

STAS 880-88 simbolizează aceste oțeluri cu grupul de litere OLC (oțel laminat de calitate) urmat de un număr ce indică procentul în sutimi de carbon. Sunt 11 mărci de oțeluri de calitate: OLC8; OLC10; OLC15; OLC20; OLC25; OLC30; OLC35; OLC40; OLC45; OLC50; OLC55 și OLC60.

Dacă simbolul este urmat de litera X, atunci oțelul este de calitate superioară și îi sunt garantate toate caracteristicile mecanice inclusiv mărimea de grăunte, iar dacă există literele XS, are conținut controlat de sulf și fosfor. Rezistența la rupere a acestor oțeluri este cuprinsă între 370 și 700 N/mm², iar alungirea între 16 și 31%. Oțelurile nealiat de calitate și superioare de cementare și îmbunătățire sunt destinate fabricării pieselor cu solicitare mecanică medie și mare, solicitate la uzare (oțeluri de cementare) și solicitate mecanic puternic la încovoiere, torsiune, întindere, la oboseală etc. (oțeluri de îmbunătățire) cum sunt: arbori drepți, osii, buloane, șuruburi, roți dințate, arbori cotiți, axe cu came etc.

Standardul românesc după Euro Norm SR EN 10025:1990 cuprinde mărcile de oțeluri nealiat de calitate (QS) ale căror simboluri S 235; S 275; S 355 sunt urmate de JO; J2G3; J2G4; K2G3; K2G4 și de asemenea toate mărcile de oțeluri nealiat a căror simbol se termină cu litera C- capacitate mare de deformare la rece (S 235 JRC; S 235 JOC; S 355 JRC; S 275 J2G3C; E 295 C etc.).

Aceste oțeluri nealiat de calitate se folosesc în general în starea de livrare (normalizare sau laminare normalizantă).

Standardul SR EN 10083: 1995 prezintă următoarele mărci de oțeluri nealiat speciale pentru călire și revenire, inclusiv pentru cementare și nitruare: C22; C25; C30; C35; C40; C45; C50; C55; C60. Primele două mărci sunt pentru cementare, iar celelalte mărci sunt destinate îmbunătățirii (călire și revenire înaltă) sau nitruării. Numerele reprezintă sutimi de carbon. Simbolurile sunt precedate de cifrele 1; 2 sau 3 care fac referire la conținutul diferit de sulf pe oțelul lichid: 1-

maxim 0,045%S și P fiecare, 2- max. 0,035%S și 3- 0,02÷0,04%S. Toate mărcile 2 și 3 conțin max. 0,035%P. Același standard prezintă și mărcile de oțeluri aliate pentru construcții destinate a fi călite și revenite.

Simbolizarea acestor oțeluri se face astfel: Oțel EN 10083- 2C45TN; oțel EN 10083- 3C45H- TA.

Literele adăugate după simbol se referă la starea oțelului și au următoarea semnificație: TU- netratată; TS- tratată pentru îmbunătățirea așchiabilității (recoacere de globulizare); TA- înmuiată (recoacere de înmuiere); TN- normalizată; TQ+ T- călită și revenită; H- prescripții referitoare la călibilitate.

3.2.4.4. Oțeluri carbon (nealiat) pentru construcții cu destinație precizată

Sunt oțeluri nealiat destinate anumitor scopuri: pentru recipiente sub presiune; cu rezistență îmbunătățită la coroziune atmosferică: cu granulație fină; pentru arcuri; pentru armarea și precomprimarea betonului; pentru țevi; pentru automate etc.

Oțeluri pentru arcuri (STAS 795-87). Sunt oțeluri de construcție de calitate la care conținutul de carbon variază între 0,5 și 0,9%. Se simbolizează prin grupul de litere OLC, urmat de două cifre care reprezintă conținutul în sutimi de carbon și litera A (arc): OLC55A; OLC65A; OLC70A; OLC75A; OLC 85A; OLC 90A. Au limita de curgere foarte mare (80 daN/mm²). În același standard mai există și oțelurile pentru arcuri aliate cu Si, Cr, V, Mn: 40Si17A; 51VCr11A; 55Si17A; 60CrMnSi12A; 60Si17A.

Oțelul OLC66S este destinat pentru arcuri de supape la motoarele autovehiculelor.

Oțelurile pentru arcuri se folosesc numai în stare de călire și revenire medie când structura este formată din troostită și când elasticitatea este maximă.

Oțeluri pentru automate (STAS 1350-88). Sunt oțeluri de calitate, laminate la cald sau trase la rece sub formă de semifabricate cu secțiune rotundă sau hexagonală cu conținuturi mari de S și P, destinate prelucrării prin așchiere pe mașini unelte automate, unde așchiile trebuie să fie fragmentate pentru a fi eliminate din zona de așchiere cu ușurință, în lipsa operatorului, de către lichidul de răcire. Se simbolizează prin grupul de litere AUT urmat de un număr care reprezintă conținutul mediu de carbon exprimat în sutimi de procente.

Există mărcile : AUT 9; AUT 12; AUT 20; AUT 30; AUT 40Mn; OL56Pb; 18MnCr1Pb; 38Cr5Pb. Ultimele două mărci sunt oțeluri aliate. Simbolurile Mn și Pb adăugate la mărci reprezintă adaos sporit de mangan și plumb în oțel.

Oțeluri pentru recipiente sub presiune (STAS 2883-88). Sunt oțeluri carbon și aliate destinate recipientelor sub presiune simplă, sub presiune mare la temperaturi ridicate, ambiantă și scăzută.

Oțelurile pentru recipiente sub presiune pentru temperatură ambiantă și ridicată, prin STAS 2883-88, se simbolizează astfel: K 410; K 460; K 510; 16Mo3; 16Mo5; 14MoCr10; 12MoCr22; 12MoCr50; 12VMoCr10, din care doar primele trei sunt oțeluri carbon (nealiat). Grupul de cifre la oțelurile carbon (410; 460; 510) reprezintă rezistența minimă la rupere în N/mm². Aceleași oțeluri prin SREN 10028:1996 sunt simbolizate prin: P235GH; P265GH; P295GH; P355GH; 16Mo3;

13CrMo4-5; 10CrMo9-10; 11CrMo9-10. Primele patru mărci sunt oțeluri nealiat de calitate (UQ), iar celelalte mărci sunt aliate speciale (LE). Cele nealiat de calitate se livrează fără tratament termic sau în stare normalizată sau de laminare normalizantă. Literele GH fac referire la starea de turnare calmată (G) și formă de livrare profile sau produse plate pentru deformare la rece (H), iar numerele reprezintă limita de curgere în N/mm^2 pentru produse cu grosimi sub 16 mm.

Oțelurile pentru recipiente sub presiune simplă (recipiente sudate supuse unei presiuni minime de 0,5 bar pentru aer sau azot fără încălzire cu flacără, utilizate în domeniul $-50\div 300^\circ C$) prin standardul SR EN 10207:1995 se simbolizează astfel: SPH 235; SPH 265; SPH 275 (S- oțel de construcție metalică; P- sub presiune; H- profile și produse plate pentru deformare la rece; numerele indică limita minimă la curgere în N/mm^2 pentru produse cu grosimi sub 16 mm.

Oțelurile pentru recipiente sub presiune la temperaturi joase, prin STAS 2883/2- 80, sunt simbolizate prin: R 37; R 44; R 52; 9SiMn16; 16SiMn10; 10Ni35; RV510. Primele două mărci sunt considerate după STAS oțeluri carbon, iar celelalte sunt aliate cu Si Mn, N și V. După Euro Norm toate sunt oțeluri aliate.

Principalele caracteristici de exploatare ale acestor oțeluri sunt rezistența mecanică și în special tenacitatea la temperaturi scăzute dată de o temperatură de tranziție ductil- fragil cât mai scăzută.

În figura 3.19. sunt date variațiile acestor caracteristici pentru oțelul R52.

Temperatura de tranziție ductil- fragil notată cu T_{kv27} este temperatura la care energia de rupere (KV) este 27 J. Standardul românesc SR EN 10028-4:1996 se referă numai la oțeluri aliate pentru recipiente sub presiune pentru temperaturi scăzute: 11MnNi5-3; 13MnNi6-3; 15NiMn6; 12Ni14; 12Ni19; X8Ni9; X7Ni9. În aceste oțeluri conținutul de Cr+Cu+Mo trebuie să nu depășească 0,5%.

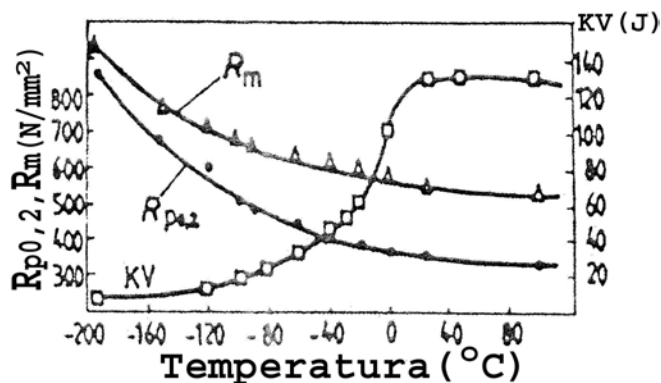


Fig. 3.19. Variația caracteristicilor mecanice cu temperatura de încercare a oțelului R52

Aceste oțeluri se livrează în stare de normalizare, normalizare +revenire sau călire+ revenire.

Oțeluri nealiat pentru palplanse laminate la cald (SR EN 10248:1996). Palplanșele pot avea formă plată, de U, de Z și de H și se folosesc în structuri metalice sudate.

Mărcile de oțeluri folosite se simbolizează astfel: S240GP; S270GP; S320GP; S355GP; S390GP; S430GP.

Primele patru mărci sunt oțeluri de uz general (BS), iar ultimele două sunt oțeluri de calitate (QS). Au pe produs un conținut de carbon de $0,25\div 0,27\%$, de mangan de 1,7%, de siliciu 0,6%, de fosfor și sulf $0,05\div 0,055\%$ fiecare. Limita de curgere minimă este de $240\div 430 N/mm^2$, rezistența la rupere de $340\div 510 N/mm^2$ și alungirea de $19\div 26\%$. Simbolizarea acestor oțeluri se face astfel: „Palplanșă SR EN 10248-S320GP” sau Palplanșă SR EN 10248-1.0046, unde 1.0046 reprezintă numărul oțelului conform simbolizării numerice a acestuia.

Oțeluri cu granulație fină (STAS 9021-88; 11082-80; 11505-89; 715/2-80).

Sunt destinate construcțiilor metalice sudate: structuri portante, țevi și conducte sudate elicoidal, longeroane auto, galerii de mină, platforme marine etc.

Simbolizarea conform STAS se face astfel:

- OCS 285; OCS 355- oțeluri pentru construcții sudate (numerele reprezintă limita minimă la curgere în N/mm^2)
- OL37EP; OL52EP- oțeluri pentru viaducte, poduri de șosea și cale ferată. Sunt laminate controlat și au garanții de tenacitate;
- X42; X46; X52; X56; X60- oțeluri pentru țevi și conducte sudate elicoidal pentru apă, gaze, țigeli etc. (numerele reprezintă rezistența minimă la rupere în daN/mm^2 ;
- OPM- oțel pentru galerii de mină;
- L410 –oțel pentru longeroane de camioane, autobuze, basculante și structuri portante pentru mașini unelte (numărul reprezintă limita la curgere minimă în N/mm^2 ;
- A, D, E –oțeluri pentru construcții navale și platforme marine (fără numere înseamnă că $R_{p0,2} = 235 N/mm^2$; KV = 27J; urmate de numerele: 32; 36; 40 înseamnă că au $R_{p0,2} = 315; 355; 390 N/mm^2$ și KV= 31; 34; 39 J).

Standardul SR EN 10028-3:1996 simbolizează aceste oțeluri pentru recipienti sub presiune cu granulație fină sudabile astfel: P275N; P275NH, P275NL1, P355N; P355NH și P355NL1 – care sunt oțeluri nealiat de calitate (UQ); P275NL2”; P355NL2”- care sunt oțeluri nealiat speciale (UE) și P460N; P460NH; P460NL1; P460NL2 –care sunt oțeluri aliate (LE).

Grupa de oțeluri NH este destinată pentru utilizarea la recipienti sub presiune pentru temperaturi ridicate, iar grupele NL1 și NL2 sunt destinate pentru temperaturi scăzute. Grupele de oțeluri cu simbolul terminat în cifra 2 au conținut de sulf și fosfor mai mic. Starea de livrare a acestor oțeluri este de normalizare sau laminare normalizantă.

Oțeluri de construcție rezistente la coroziune atmosferică (STAS 500/3-80).

Conform STAS 500/3-80 aceste oțeluri se simbolizează prin RCA 37 și RCB 52. Sunt oțeluri slab aliate cu Cr, Cu, Al, V, N și P care în timp (cca. 3 ani) în aer liber se acoperă cu un strat de oxizi și sulfuri, compact, aderent și subțire denumit patină, cu acțiune de protecție anticorozivă. Din aceste oțeluri se execută recipiente sub presiune, vagoane, macarale, estacade, boghiuri, poduri, hale industriale etc. Au sudabilitate bună. Pierderea în grosime (Δg) și în greutate (ΔG) după expuneri de 1,2.....8 ani în aer liber a acestor oțeluri, cunoscute și sub denumirea de “oțeluri patinabile”, sunt prezentate în figura 3.20.

Conform SR EN 10155:1995 există două mărci de oțeluri cu rezistență îmbunătățită la coroziune atmosferică S235 și S355 ce se livrează în clasele de calitate: J0; J2 și K2. Sunt oțeluri de construcție aliate de calitate: S235JOW; S235J2W; S355JOWP; S355J2WP; S355JOW; S355J2G1W; S355J2G2W; S355K2G1W; S355K2G2W. Sunt oțeluri calmate și trebuie să conțină cel puțin un element: min. 0,02% Al; 0,015-0,06 % Nb; 0,02% ÷ 0,12% V; 0,02÷0,1% Ti.

Litera W din finalul simbolului reprezintă “rezistență la intemperii”, iar litera P înseamnă conținut sporit de fosfor.

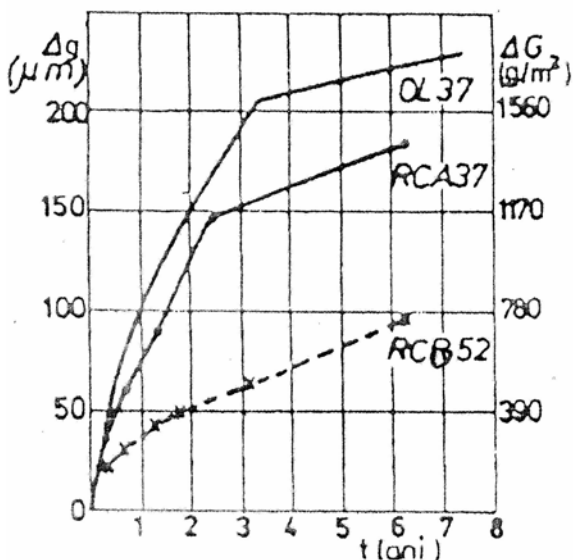


Fig. 3.20. Rezistența la coroziune atmosferică a oțelurilor patinabile

Oțeluri pentru țevi de uz general

(STAS 8183-80).

Sunt destinate execuției țevelor fără sudură de uz general pentru construcții și instalații. Simbolizarea lor se face prin: OLT 35; OLT 45; OLT 55; OLT 65 (numerele reprezintă rezistența minimă la rupere în daN/mm^2). Procentul de carbon variază între 0,06 și 0,5%. Dacă simbolul este urmat de litera K, țevile sunt destinate lucrului la temperaturi mari (OLT 35K; OLT 45K), iar dacă este urmat de litera R, țevile sunt destinate a fi exploatate la temperaturi scăzute (OLT 35R; OLT 45 R). Pentru aceste domenii se folosesc și oțeluri aliate. Din oțelurile nealiate OLT 35; OLT 45 și OLT 65 se execută țevi fără sudură

destinate industriei petrolului (STAS 8185-88). Standardul conține încă 10 mărci de oțeluri aliate: 15VMn11; 20VMn12; 35Mn14; 43MoMn16; 33MoCr11; 41MoCr11; 40VMoMnCr7; 34MoCrNi15; 31VMn12; 35VMoMn14.

Din aceste oțeluri se execută: prăjini de foraj, burlane pentru tubaj, țevi de extracție, prăjini grele și conducte petroliere.

Oțelurile pentru țevi utilizate la presiuni mari cu sudură prin presiune

Sunt standardizate prin SR ISO 9330-1:1990: TW320; TW360; TW410; TW430; TW500 (numerele reprezintă rezistența minimă la rupere în N/mm^2).

Se livrează fără tratament termic, normalizate sau recoapte subcritic, acoperite sau nu cu zinc. Sudura se realizează cu presiune prin rezistență electrică de contact sau prin inducție. De asemenea se pot suda și prin topire cu arc electric sau sub strat de flux (fără presiune). Cordonul de sudură poate fi longitudinal sau elicoidal.

Oțeluri pentru table și benzi pentru ambutisare (STAS 9485-80; 11501-80; 10318-80; 11509-80)

Sunt oțeluri cu puțin carbon și au capacitate mare de deformare plastică la rece. Sunt simbolizate astfel: A1; A2; A3; A21; A4; A5; A3 CK; B1; B2. Primele 3 mărci au destinație generală, mărcile A4 și A5 sunt pentru caroserii auto, marca A3CK este pentru jenți auto, iar mărcile B1 și B2 sunt pentru table subțiri și benzi late pentru ambutisare.

Oțeluri pentru armarea betonului

(STAS 438/1-89)

Sunt oțeluri laminate la cald și trase la rece, simbolizate prin: OB 37; PC 52; PC 60; STNB unde literele reprezintă oțel beton cu profil neted (OB) cu profil periodic (PC) respectiv sârmă trasă netedă pentru plase sudate prin rezistență electrică (STNB), iar cifrele reprezintă rezistența minimă la rupere în daN/mm^2 . Aceste oțeluri au un conținut mic de carbon (0,15-0,27%), iar mărcile PC52 și PC60 conțin mult mangan și au adaosuri de Cr și Ni.

Oțeluri pentru precomprimarea betonului (STAS 6482/2-80)

Sunt oțeluri sub formă de sârmă profilată cu mult carbon ($0,7\div 0,9\%C$) realizate prin tragere la rece și detensionare, au limită mare de curgere ($130\div 180\text{ N/mm}^2$). Există două mărci: SPBI și SPBII.

Oțeluri pentru șine de cale ferată (STAS 1900-89)

Sunt oțeluri carbon laminate la cald de mare rezistență mecanică ($70\div 100\text{ daN/mm}^2$) cu mult carbon ($0,4\div 0,75\%C$) și mangan ($0,8\div 1,7\% Mn$), obținute prin laminare la cald.

Există trei mărci: OS70; OS90A și OS90B (OS- oțel de șină, iar numerele indică rezistența minimă la rupere în daN/mm^2).

Oțeluri pentru sârmă de sudare (STAS 1126-87).

Oțel nealiat este o singură marcă simbolizată prin S10. Același standard mai conține 24 mărci de oțeluri aliate (S10Mo; S10Mn etc.)

Oțeluri nealiate pentru sârmă-semifabricat pentru trefilare și /sau laminare la rece (SR EN 10016-2:1995)

Sârma semifabricat cu diametrul de $5\div 30\text{ mm}$ poate fi de uz general sau pentru aplicații speciale.

Simbolizarea acestor oțeluri cuprinde litera C (oțel nealiat) un număr ce reprezintă procentul de carbon în sutimi urmat de litera D (pentru deformare la rece). Există 30 de mărci de oțeluri pentru sârma de uz general: C4D; C7D; C9D; C10D; C12D; C15D; C18D; C20D; C26D; C32D; C38D; C42D; C48D; C50D; C52D; C56D; C60D; C62D; C66D; C68D; C70D; C72D; C76D; C78D....C92D.

Dacă simbolul este urmat de cifra 1- oțelul este necalmat sau semicalmat și are conținut mic de carbon (sub $0,06\% C$). Standardul prezintă trei mărci de asemenea oțeluri: C2D1; C3D1; C4D1.

La aceste mărci toleranțele admisibile pentru conținuturile de C, Si, Mn, P, S sunt foarte restrânse.

Dacă simbolul este urmat de cifra 2, sârma- semifabricat este destinată unor aplicații speciale (C7D2; C9D2.....C98D2).

3.2.4.5. Oțeluri carbon pentru scule (STAS 1700-80)

Sunt oțeluri destinate fabricării sculelor cu dimensiuni mici și medii pentru prelucrări la rece prin deformare, așchiere și tăiere în condiții ușoare, ce conțin peste $0,6\% C$ și sunt caracterizate printr-un înalt grad de puritate, duritate mare la suprafață (62HRC), rezistență bună la uzare și au miez tenace. Se folosesc numai în stare de călire și revenire joasă ($150\div 400^\circ\text{C}$).

Au simbolul format din grupul de litere OSC (oțel de scule carbon) urmat de un număr ce reprezintă zecimi de procente de carbon: OSC7; OSC8; OSC8Mn; OSC10; OSC11; OSC13. Aceste oțeluri carbon de scule au o calibrabilitate redusă ($3\div 5\text{ mm}$), dar rezistă bine la uzare și la șocuri până la temperaturi de $200\text{-}220^\circ\text{C}$. Astfel din OSC7 se execută târnăcoape, ciocane, burghie pentru pământ, dălți, matrițe pentru mase plastice etc.; din OSC8Mn se execută scule pneumatice, topoare, securi, pânze de ferăstrău circular, scule de prelucrare a lemnului, dălți pentru piatră etc; din OSC10 și OSC11 se fabrică lame de plug, filiere, burghie cu diametrul mic, matrițe etc.; din OSC13 se execută scule așchietoare, cuțite pentru bucătărie,

scule pentru trefilare, brice, pile etc. Pilele din OSC13 se folosesc numai în stare calită fără revenire. În prezent pilele se execută și din OLC10 și OLC15 tratate termochimic prin cianizare.

3.3. FONTE TEHNICE

Fontele sunt aliaje Fe-C care prezintă la răcire transformarea eutectică, deci în structură vor conține eutectic; ledeburită în fontele albe și eutectic cu grafit în fonte cenușii.

Rezultă că în funcție de modul de existență al carbonului: legat în cementită sau liber sub formă de grafit, fontele sunt albe, cenușii și pestrițe.

Concentrația carbonului, pe diagrama de echilibru Fe-C, care separă oțelurile de fontele albe este 2,11% C, iar de fontele cenușii este de 2,08% C.

Fontele tehnice sunt aliaje complexe care pe lângă Fe și C conțin în cantități apreciabile și alte elemente, în special Si, Mn, P și S, care împreună formează compoziția de bază. De asemenea, pot conține elemente însoțitoare sau impurități; Pb, Bi, Sn, Sb, Ti, As etc. și elemente de aliere: Cr, Ni, Cu, Al, Mo, V etc.

3.3.1. GRAFITIZAREA FONTELOR

Fenomenul de grafitizare a fontelor a fost descris inițial de către Reaumur în anul 1722 și nici până astăzi nu este pe deplin elucidat. Cu privire la mecanismul formării grafitului în fontele cenușii există în prezent două teorii:

- a) grafitul se separă direct din soluția lichidă și solidă (austenită) la răcire lentă;
- b) grafitul provine din descompunerea cementitei la răcire lentă.

În sprijinul primei teorii vine argumentul că la solidificarea fontelor în condiții de echilibru (răcire cu viteză sau grade de suprarăcire mici), din soluțiile lichidă și solidă (austenita) trebuie să se separe grafitul, deoarece aceasta este faza cu cea mai mică energie liberă. De asemenea prezența grafitului interdendritic în unele fonte nu poate fi explicată decât dacă acesta provine direct din soluția lichidă.

Teoria a doua conform căreia din lichid și din austenită se obține cementita, care apoi în timpul unei răciri lente se va descompune în austenită și grafit, este mai realistă, fiind confirmată experimental (descompunerea cementitei în austenită și grafit la recoacerea de grafitizare a fontelor albe).

Cementita este o fază metastabilă cristalizată în sistem ortorombic care se obține din austenită cristalizată c.f.c. cu un lucru mecanic mult mai mic decât cel consumat pentru obținerea grafitului cristalizat în sistem h.c. figura 3.21.

Rețeaua cristalină a cementitei fiind mult mai apropiată de rețeaua cristalină a austenitei, probabilitatea obținerii cementitei la răcire din austenită este mult mai mare decât cea de obținere grafitului.

Octaedrele cementitei legate două câte două corespund octaedrelor din rețeaua austenitei, iar atomul de carbon din centrul celulei cfc, se păstrează în centrul celulei de cementită. În sprijinul acestei teorii vine și faptul, deja dovedit, că în urma transformărilor de faze nu rezultă întotdeauna faze cu energie liberă minimă, ci pot rezulta și faze intermediare (metastabile) cu structuri apropiate de faza inițială, pentru care consumul de lucru mecanic este minim.

Rezultă că la răcirea unei topituri de fontă va separa cel mai probabil cemen- tita, care în condițiile unei răciri lente se va descompune în austenită și grafit, dând în final fontă cenușie. Grafitizarea fontelor este influențată de compoziția chimică a acestora, de viteza de răcire și temperatura de încălzire a topiturii.

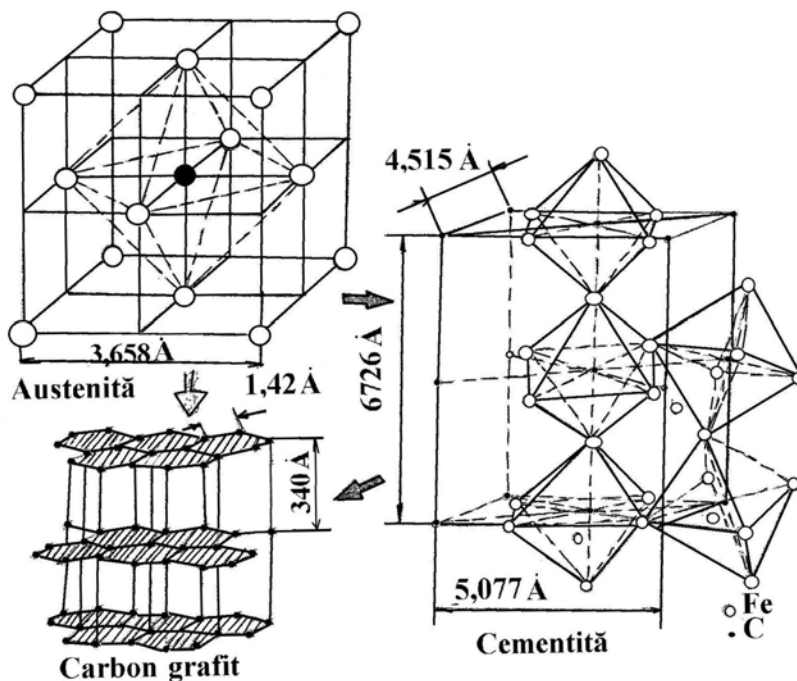


Fig. 3.21. Transformarea austenitei în cemențită și grafit la răcire lentă

Astfel, carbonul, siliciul și toate elementele care nu formează carburi în aliajele Fe-C (Ni, Al, Co, Cu etc.) favorizează grafitizarea și deci obținerea fontelor cenușii. Cel mai pregnant influențează grafitizarea siliciul, motiv pentru care fontele cenușii pot fi considerate aliaje Fe-C-Si.

Manganul, sulful, magneziul, ceriul, borul și în general toate elementele care formează carburi în aliajele Fe-C (Cr, Mo, V, Ti, W, Nb, Zr, ..etc.) împiedică grafitizarea, favorizând obținerea fontelor albe. Fosforul influențează insesizabil grafitizarea. Viteza mică de răcire (grad mic de suprarăcire) este factor grafitizant, iar viteza mare de răcire este factor antigrafitizant.

De asemenea creșterea temperaturii de încălzire a topiturii de fontă până la 1500°C favorizează obținerea fontelor cenușii, iar creșterea temperaturii peste 1500°C, devine factor antigrafitizant, prin dizolvarea particulelor solide ce ar fi constituit germeni străini de solidificare pentru grafit.

3.3.2. GRAFITUL ÎN FONTE. INFLUENȚA GRAFITULUI ASUPRA PROPRIETĂȚILOR FONTELOR

Grafitul este o stare alotropică a carbonului cristalizat în sistem h.c., ușor ($\gamma = 2,22 \text{ g/cm}^3$), care se află distribuit în masa metalică a fontelor cenușii, formată din ferită, perlită sau ferită și perlită și în fontele pestrițe pe lângă perlită, cemențită sau ledeburită.

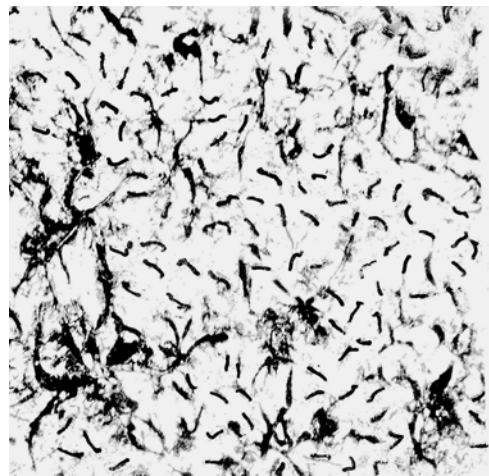
Forma, suprafața, dimensiunile și modul de distribuție a grafitului în fonte, vor fi în funcție de compoziția chimică a fontei și de valoarea parametrilor tehnologici de turnare a topiturii: viteza de răcire, temperatura de încălzire a topiturii, temperatura de turnare, natura formei de turnare, modul de turnare, dimensiunea pereților piesei în care se toarnă etc.

Astfel, grafitul în fontele cenușii poate avea formele de bază prezentate în figura 3.22: a) lamelar grosolan; b) lamelar fin (acicular); c) lamelar în rețea; d) lamelar în rozete; e) interdendritic (punctiform); f) în cuiburi (grafit de recoacere); g) nodular (sferioidal); h) vermicular.

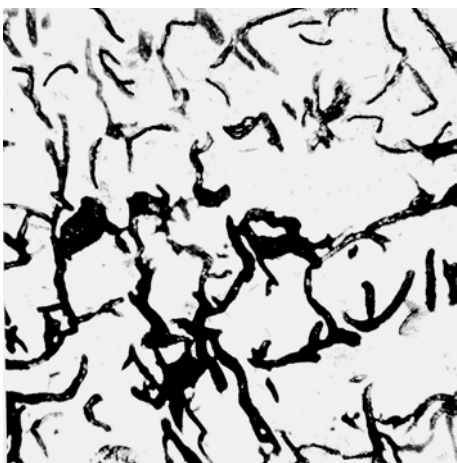
Forma naturală a grafitului este lamelară, iar celelalte forme se obțin prin modificare termică sau chimică.



a



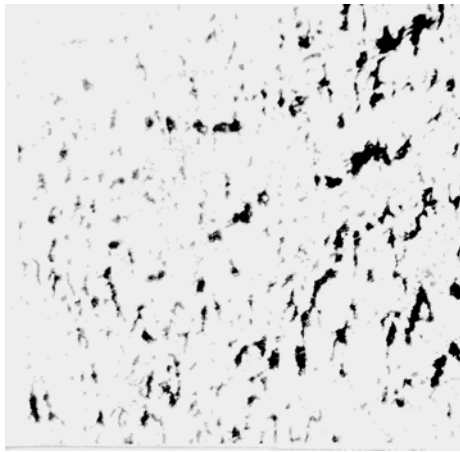
b



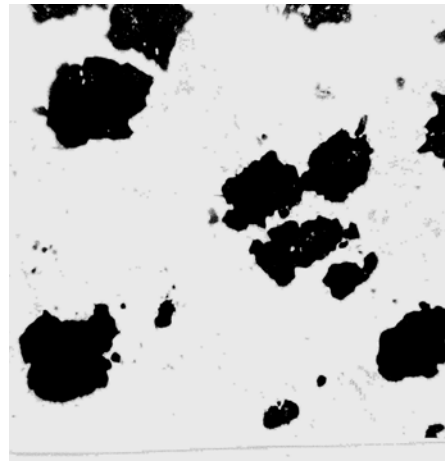
c



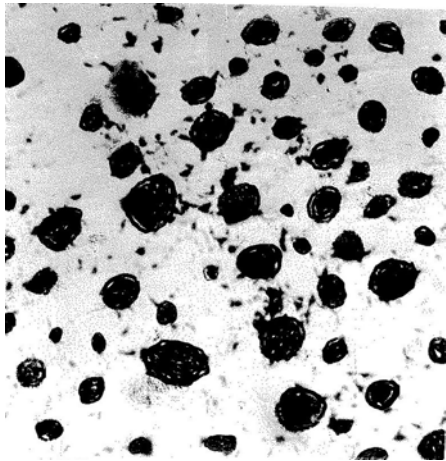
d



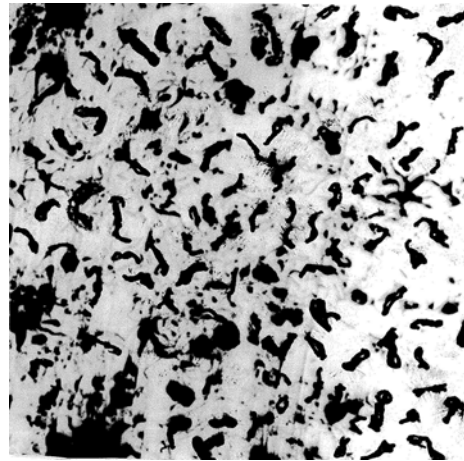
e



f



g



h

Fig. 3.22. Forme de grafit în fontele cenușii

Formele grafitului sunt date de raportul dintre lungimea (l) și grosimea (g) a filamentelor (lamelelor): $l/g > 50$ - grafit lamelar nemodificat; $l/g = 25 \div 50$ - grafit lamelar modificat ; $l/g = 2 \div 4$ - grafit coral; $g = 2-10$ - grafit vermicular; $l/g = 1,5 \div 2$ - grafit în cuiburi; $l/g = 1$ - grafit nodular.

Grafitul este caracterizat prin parametrii cantitativi: formă, suprafață, dimensiuni, mod de repartizare și orientare, prezentați sub formă de punctaje și scări etalon în STAS 6905-88.

Prezența grafitului în fonte, prin natura și parametrii cantitativi, modifică toate proprietățile fizice, mecanice și tehnologice ale acestora.

Grafitul, fiind în esență o pulbere sub formă aglomerată, are proprietăți de rezistență, practic, nule și proprietăți fizice net diferite de cele ale masei metalice de bază a fontelor cenușii.

Proprietăți fizice. Grafitul micșorează temperatura de topire a fontelor, micșorează greutatea specifică, conductibilitatea termică și electrică, coeficientul de dilatare și luciul metalic al fontelor cenușii în comparație cu oțelurile și fontele albe.

Proprietăți mecanice. Grafitul având rezistență mecanică, practic, nulă, micșorează secțiunea portantă a pieselor (pentru aceleași solicitări exterioare, piesele din fontă cenușie sunt mai masive decât cele din oțel). Grafitul reduce mult: rezistența la rupere, limita de curgere, limita de elasticitate, duritatea, alungirea, reziliența (vârfurile ascuțite ale lamelelor de grafit sunt amorse de fisurare).

Grafitul nu influențează rezistența la rupere prin compresiune și crește rezistența la uzare (grafitul are un coeficient mic de frecare și are rol de lubrefiant). Formele lamelare grosolane cu vârfuri ascuțite și lamelele care se intersectează, sunt cele mai defavorizante pentru proprietățile de rezistență ale fontelor cenușii, în timp ce grafitul lamelar fin, cu vârfuri rotunjite, grafitul vermicular, grafitul în cuiburi și nodular afectează în mică măsură sau deloc proprietățile de rezistență.

Grafitul micșorează modulul de elasticitate și tenacitatea fontelor. Grafitul are proprietatea foarte bună de a amortiza vibrațiile și oscilațiile de rezonanță, fapt ce impune fontele cenușii pentru construcția de batiuri și corpuri de mașini unelte de mare precizie.

Piesele din fontă cenușie nealiată își mențin proprietățile mecanice până la 400°C. La temperaturi peste 400°C și în special după încălziri repetate se constată o creștere în volum, când fonta cenușie devine spongioasă, iar proprietățile de rezistență scad brusc. Fenomenul este cunoscut sub denumirea de “creșterea fontelor” și este datorat descompunerii cementitei din perlită în ferită și grafit și oxidarea (arderea) grafitului. Fenomenul de creștere în volum este eliminat prin alierea și modificarea fontelor.

La fontele cenușii, între duritate (HB) și rezistența la tracțiune (Rm) există o strânsă corelație. Aceasta este prevăzută de SR ISO 185:1994 și are forma:

$$HB = RH(100 - 0,438 \cdot Rm) \text{ pentru } Rm \geq 196 \text{ N/mm}^2;$$

$$HB = RH(44 + 0,724 \cdot Rm) \text{ pentru } Rm < 196 \text{ N/mm}^2;$$

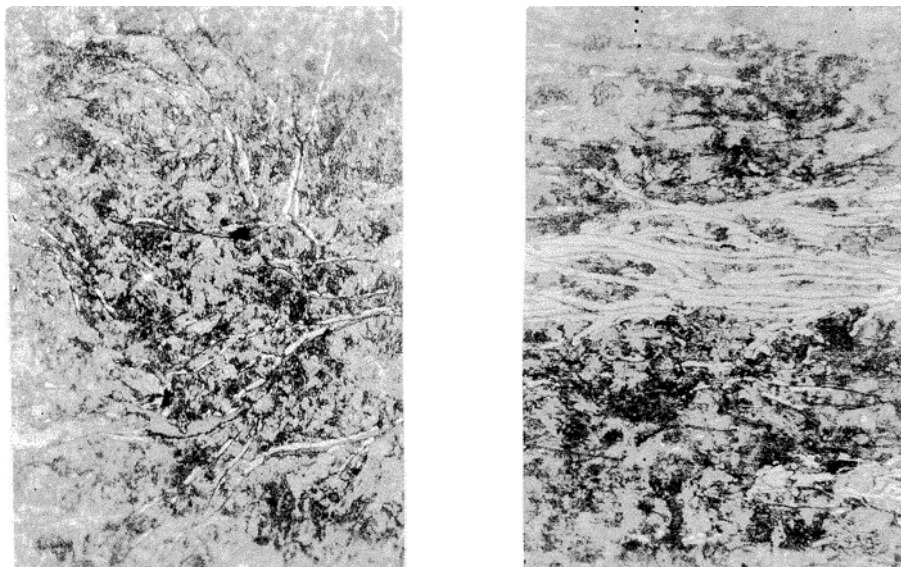
în care $RH = 0,8 \div 1,2$ este un factor numit “duritate relativă” ce depinde de materiile prime, procedeele de elaborare și turnare folosite și a cărui valoare de 0,8 ; 0,9; 1,0; 1,1 și 1,2 se stabilește inițial pentru fiecare turnătorie în parte la punerea ei în funcțiune.

Proprietăți tehnologice. Grafitul influențează toate proprietățile tehnologice. Astfel, grafitul îmbunătățește turnabilitatea prin micșorarea contracției la solidificare, mărirea fluidității și micșorarea temperaturii de topire a fontelor cenușii.

Grafitul micșorează sudabilitatea fontelor. Acestea sunt mai greu sudabile decât oțelurile, dar mai ușor sudabile decât fontele albe. Fontele cenușii se pot suda cu precauții tehnologice prin arc electric folosind electrozi din fontă sau din monel (Cu-Ni). Grafitul înrăutățește așchiabilitatea fontelor.

Fontele cenușii se așchiază cu viteze mici, folosind scule din carburi metalice foarte dure, iar calitatea suprafeței așchiate este inferioară comparativ cu cea a oțelurilor.

Grafitul micșorează pregnant deformabilitatea fontelor. Fontele cenușii sunt materiale prin definiție fragile, neputându-se deforma plastic la rece. Se pot deforma cu grade mici și medii de deformare, numai la cald, când au structura predominant feritică, iar grafitul este lamelar fin, vermicular, în cuiburi sau nodular. Alungirea fontelor este în general de $2 \div 20\%$.



a b

Fig. 3.23. Fontă cenușie Fc250 turnată (a) deformată plastic la 1000°C în matriță închisă (b)

Totuși, în anumite condiții, se pot deforma la cald și fontele predominant perlitice cu grafit lamelar fin. În figura 3.23. sunt prezentate microstructurile fontei, Fc250 înainte de deformare (a) și după deformare plastică la 1000°C, în matriță închisă, cu un grad de deformare de 35%. Se observă curgerea zonelor feritice și a grafitului pe direcția deformării plastice.

Fontele cenușii cu grafit lamelar sunt materiale puțin sensibile la concentrații de eforturi legați de forma exterioară a pieselor (crestături, treceri fără racordări de la o suprafață la alta, rizuri etc.), deoarece însăși prezența grafitului lamelar, ca incluziune nemetalică, constituie concentratori de eforturi.

Rezultă că din punct de vedere al proprietăților de rezistență mecanică, cele mai bune sunt fontele cenușii cu baza metalică perlitică și cu grafitul filiform fin, vermicular, în cuiburi sau nodular. Datorită prețului mic de cost, turnabilității foarte bune, capacității de amortizare a vibrațiilor și oscilațiilor de rezonanță, rezistenței mari la uzare, fontele cenușii se utilizează foarte mult în industria constructoare de mașini (roți dințate, carcase, cutii de viteză, batiuri și corpuri de mașini unelte, axe cu came, arbori cotiți, fittinguri, robinete, blocuri motor, cămăși cilindri etc.).

3.3.3. ELEMENTE DE BAZĂ ȘI IMPURITĂȚI ÎN FONTE

Fierul, carbonul, siliciul, sulful și fosforul formează compoziția de bază a fontelor. Impurități sunt considerate a fi: Ti, As, Pb, Bi, Sb.

Carbonul este element de bază, gamagen și grafitizant. În fontele tehnice, care sunt fonte hipoeutectice, se găsește în cantități de 2,4÷3,8%C. Creșterea conținutului de carbon determină creșterea cantității de grafit și micșorarea proprietăților de rezistență.

Siliciul este element alfa-gen de bază în fontele cenușii (care conțin 0,5÷3,5% Si) puternic grafitizant. Siliciul ca și viteza mică de răcire favorizează obținerea fontelor cenușii. Cu creșterea conținutului de siliciu, crește cantitatea de grafit și de

ferită din fontele cenușii și scad în consecință proprietățile de rezistență mecanică, în schimb crește turnabilitatea fontelor.

Siliciul și carbonul având aceeași influență asupra grafitizării, trebuiesc bine corelate conținuturile lor în fontele cenușii. Cu cât carbonul este în cantitate mai mare, cu atât siliciul trebuie să fie în cantitate mai mică, recomandându-se ca pentru 3,8% C să existe 1,5% Si și pentru 2,8% C să existe 2,5% Si în fontele cenușii.

Manganul este element gamagen puternic antigrafitizant, ca și viteza mare de răcire, reduce cantitatea de grafit, favorizând obținerea fontelor albe. Manganul este puternic dezoxidant și desulfurant în fonte, el influențează negativ proprietățile fontelor, micșorează turnabilitatea și accentuează fragilitatea fontelor. În fontele cenușii se admite 0,5 ÷ 1% Mn. Conținutul de mangan trebuie corelat cu cel de sulf: % Mn = 0,2...0,3+1,7 S.

Sulful ca și manganul este element puternic antigrafitizant și are o influență strict negativă asupra proprietăților fontelor; micșorează fluiditatea, mărește contracția favorizând apariția crăpăturilor de răcire, mărește duritatea și fragilitatea fontelor. Se admite în fontele cenușii doar 0,1 ÷ 0,15% S.

Fosforul nu influențează practic grafitizarea, ci numai structura masei metalice a fontelor cenușii, prin formarea unui constituent foarte dur (650 HB) și fragil denumit steadită, fiind format la 950°C din $F\alpha + Fe_3C + Fe_3P$. Steadita (eutectic fosforos) imprimă fontelor o mare rezistență la uzare, fiind nelipsită din fontele pentru ghidaje de mașini unelte, saboților de frână etc. Fosforul îmbunătățește sensibil turnabilitatea prin mărirea fluidității, micșorarea contracției, micșorarea temperaturii de fuziune, în schimb accentuează tendința de formare a segregățiilor și scade mult proprietățile de rezistență mecanică.

Fontele cu fosfor sunt destinate, în afara batiurilor de mașini unelte, saboților de frână și realizării obiectelor de artă (statui, ornamente, feronerie), armăturilor industriale etc. În mod curent fontele cenușii conțin sub 0,2% P. Când conținutul de fosfor depășește 0,6% P, în fontele de fricțiune pentru saboții de frână la vagoane de cale ferată (conțin 0,8- 1,55% P), eutecticul fosforos se distribuie sub formă de rețea continuă, micșorând accentuat rezistența la rupere. Din acest motiv saboții de frână la vagoane sunt armați cu o lamelă din oțel.

Elementele de bază din fonte însumate algebric dau conținutul echivalent de carbon, care după Fletcher este:

$$C_{echiv.} = 4,26 - 0,286Si - 0,387P + 0,048(Mn - 1,8S) \text{ sau simplificat:}$$

$$C_{echiv.} \cong 4,26 - 0,3(Si+P)$$

În funcție de această valoare fontele cenușii sunt eutectice ($C_{echiv.} = 4,26\%$), hipoeutectice ($C_{echiv.} < 4,26\%$) și hipereutectice ($C_{echiv.} > 4,26\%$).

Aluminiul este grafitizant și dezoxidant în fonte, influențează pozitiv practic toate proprietățile fontelor cenușii. Se admite max. 0,1% Al.

Cuprul influențează ușor grafitizarea, îmbunătățește proprietățile mecanice ale masei metalice. Se admite max. 0,05% Cu.

Nichelul are aceeași influență ca și cuprul asupra grafitizării și proprietăților mecanice. Se admite max. 0,1% Ni.

La fontele nealiate tehnice se mai admit ca elemente însoțitoare sub 0,05% fiecare: Mo, V, Ti, W, Sn, Sb. Îmbunătățirea caracteristicilor mecanice ale fontelor cenușii nealiate se poate realiza prin obținerea unui grafit cât mai fin, cu o formă

cât mai depărtată de cea lamelară și cât mai uniform distribuit. Toate acestea se pot realiza prin introducerea unor elemente modificatoare, prin aplicarea unor tratamente termice sau prin folosirea unor metode specifice de turnare (centrifugală, sub presiune, cu vibrație mecanică sau ultrasonică etc.)

3.3.4. STRUCTURI DE ECHILIBRU ALE FONTELOR. DIAGrame DE STRUCTURĂ

Fontele cenușii au structura metalografică formată dintr-o masă metalică similară oțelurilor hipoeutectoide (F_{α} ; $F_{\alpha} + P$) sau eutectoide (P) în care există înserat grafitul sub diverse forme. Formarea structurii fontelor cenușii, pestrițe sau albe are loc în funcție de compoziția chimică a acestora și de viteza de răcire aplicată la solidificare, deci în funcție de factorii grafitizanți sau antigrafitizanți care se manifestă în procesul de cristalizare primară a fontelor.

Dependența dintre structura fontelor și factorii grafitizanți este dată de diagramele de structură. Astfel, diagrama Maurer, figura 3.24, prezintă structura fontelor în funcție de conținutul de carbon și siliciu: albe ($P + C_e$); pestrițe ($P + C_e + C_g$) și cenușii ($P + C_g$; $P + F_{\alpha} + C_g$; $F_{\alpha} + C_g$).

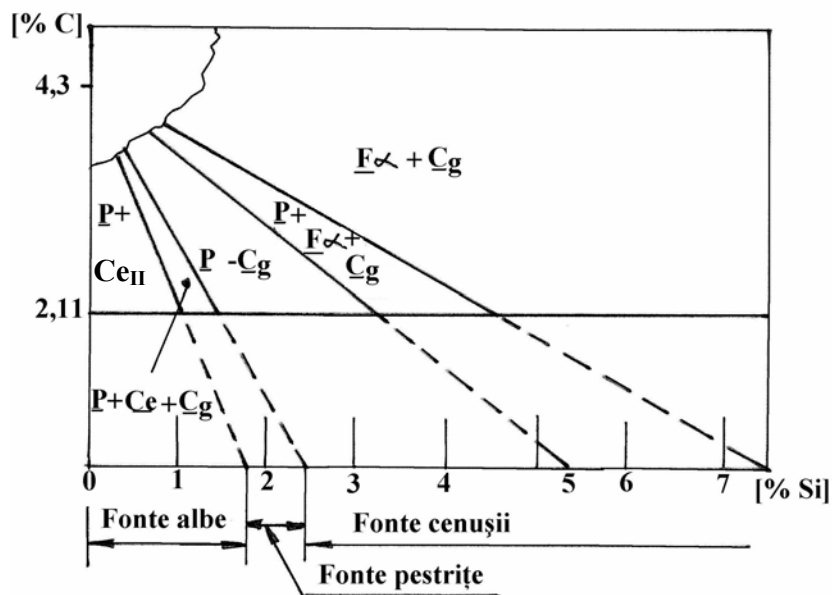


Fig. 3.24. Diagrama de structură Maurer

Dreptele din diagrama Maurer au ecuația $C + Si = 4,3$ și au fost trasate la răcirea unor bare de fontă cu diametrul de 30 mm turnate în forme de nisip. Cu creșterea conținutului de carbon și în special de siliciu cantitățile de ferită și grafit din fonte cresc, iar cantitatea de cementită scade. Practic s-a constatat că la procente mici de Si și mari de C (colțul stânga sus al diagramei), structura nu corespunde realității.

Diagrama Maurer nu ține seama de influența vitezei de răcire asupra structurii fontelor. Ghiroșovici, corectează acest neajuns înlocuind dreptele cu, curbe hiperbolice de ecuație $C \cdot Si = K$ și trasează diagrama Ghiroșovici I, figura 3.25, care de asemenea nu ține cont de viteza de răcire. Luând în considerare și influența vitezei de răcire asupra structurii prin factorul $R = V/S$ ($V =$ volumul piesei, $S =$ suprafața piesei), care reprezintă grosimea convențională a pereților piesei turnate, Ghiroșovici trasează diagrama de structură Ghiroșovici II, figura 3.26, în care curbele au ecuația hiperbolică $C \cdot (Si + \lg R) = K$

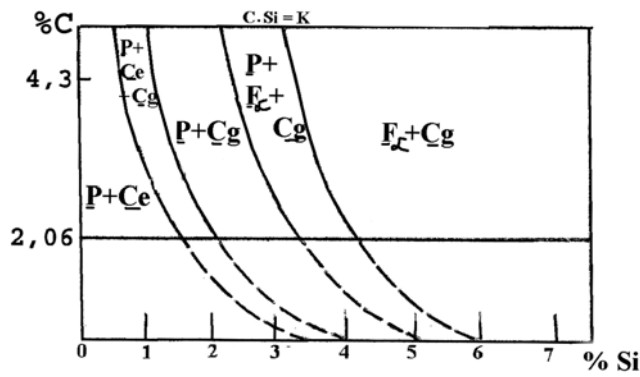


Fig. 3.25. Diagrama de structură Ghirșovici I

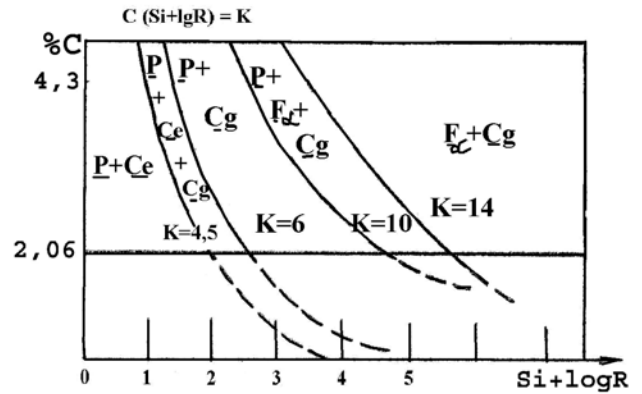


Fig. 3.26 Diagrama de structură Ghirșovici II

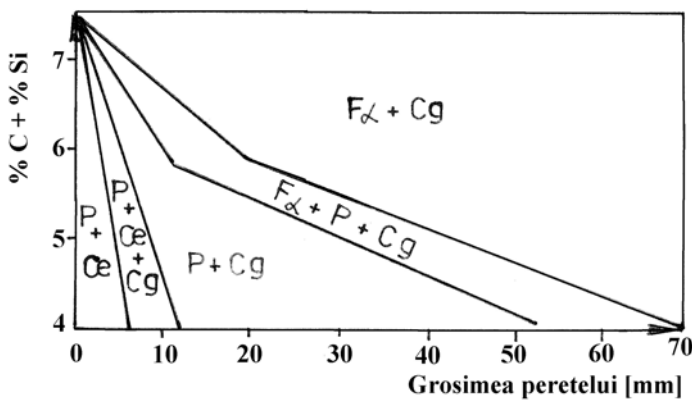


Fig. 3.27. Corelația structură-compoziție chimică-masivitate

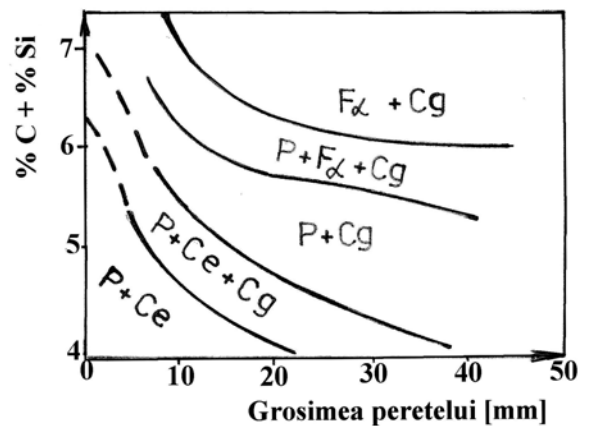
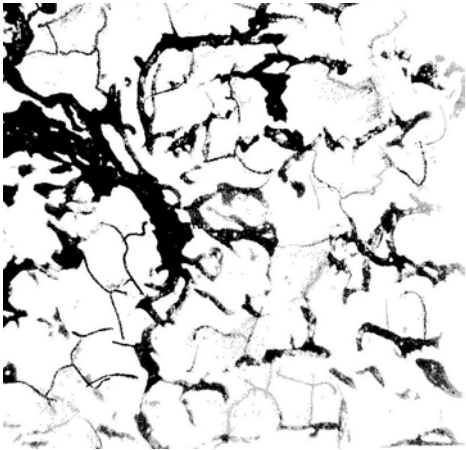


Fig. 3.28. Diagrama de structură Dubinin

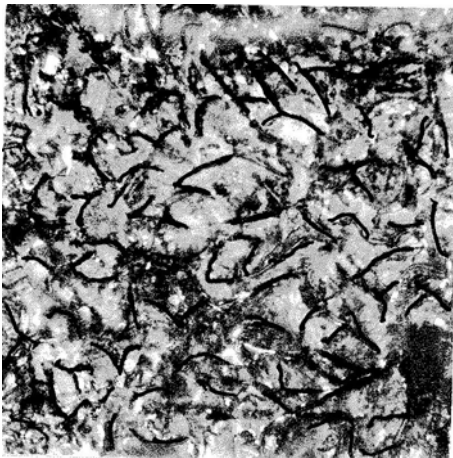
Factorul R acționează în același sens ca și siliciul: R cu valori mari corespunde unor viteze mici de răcire, deci este factor grafitizant ca și siliciul. O altă diagramă de structură (Greiner- Klingestein) care ia în considerație influența, atât a carbonului și siliciului cât și a vitezei de răcire prin grosimea reală a pereților (masivitatea) piesei turnate în amestec de formare, este prezentată în figura 3.27. Aceeași diagramă trasată de Dubinin, dar pentru piese turnate în forme metalice, este dată în figura 3.28. Această diagramă are aplicabilitate practică, deoarece permite să se prevadă structura pereților cu dimensiuni diferite a unei piese dintr-o fontă cu aceeași compoziție, turnată într-un anumit tip de formă. Practic, s-a observat că pereții subțiri ai pieselor turnate care se răcesc rapid, sunt din fontă albă, în timp ce pereții groși care se răcesc lent, sunt din fontă cenușie. Asemenea piese necesită după turnare o recoacere de grafitizare, când cementita din zonele albe se descompune în austenită și grafit, dispărând astfel zonele cu fontă albă. Structurile fontelor corespunzătoare diagramelor de structură sunt prezentate în figura 3.29. Diagramele de structură nu pot lua în considerare toți factorii ce influențează grafitizarea, datorită numărului foarte mare al acestora. Uneori la aceeași compoziție chimică a două fonte și viteze de răcire identice, pot rezulta structuri diferite din punct de vedere al cantității, dimensiunilor, formei și distribuției grafitului, datorate prezenței oligo-elementelor care modifică apreciabil capacitatea de germinare a grafitului.



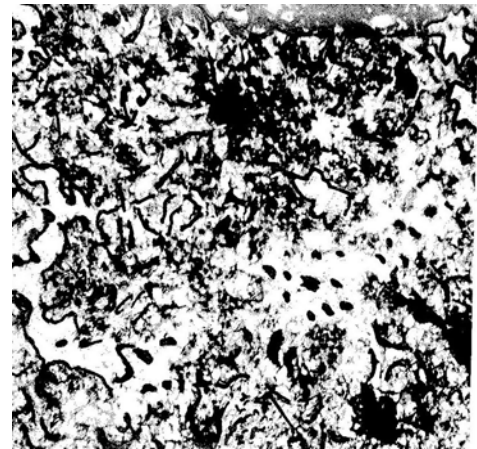
a



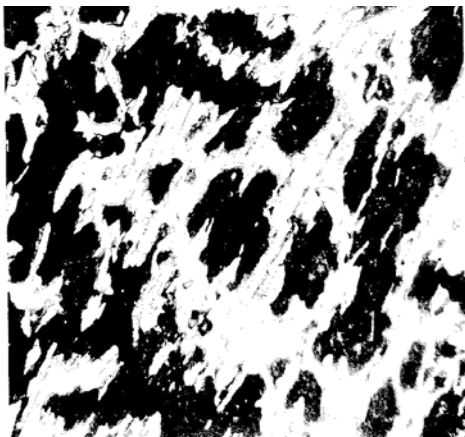
b



c



d



e



f

Fig. 3.29. Structuri metalografice în fonte:
a) fontă cenușie feritică; b) fontă cenușie ferito-perlitică; c) fontă cenușie perlitică; d) fontă pestriță; e) fontă albă perlito-cementitică; f) fontă cenușie perlitică cu steadită

3.3.5. Clasificarea și standardizarea fontelor

O clasificare generală după Advanced Materials & Processes nr.6/2000 a fontelor după denumirea comercială, destinație și structură este prezentată în figura 3.30.

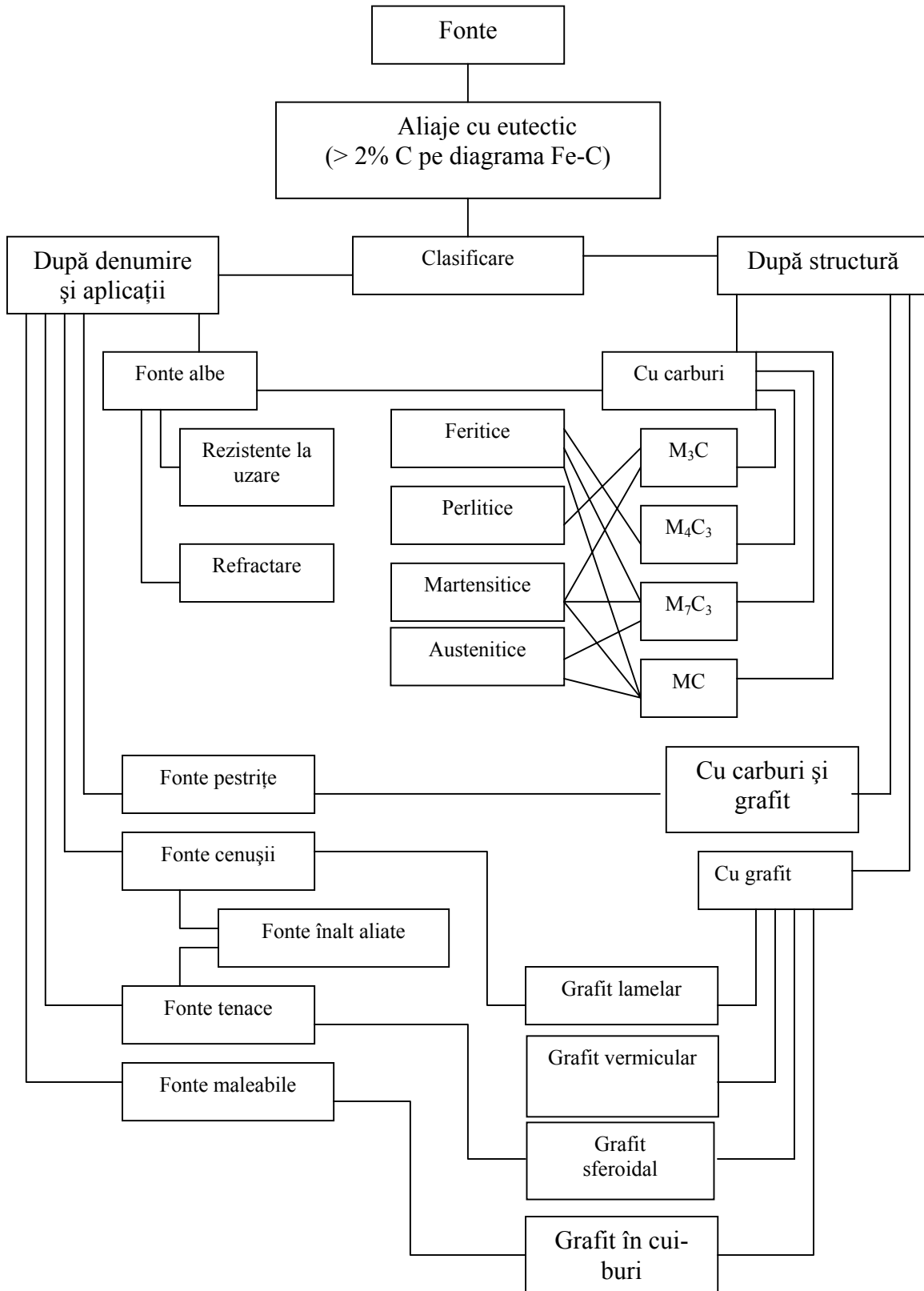


Fig.3.30. Clasificarea fontelor după destinație și structură

Fontele se clasifică după mai multe criterii:

- a) după poziția pe diagrama Fe-C sau gradul de eutecticitate ($Sc=Ct/Ce$) sunt fonte hipoeutectice, eutectice și hipereutectice (Ct = carbonul total din fontă; Ce = carbonul din eutectic);
- b) după ordinul topirii sau materia primă folosită la elaborare sunt fonte brute sau de primă fuziune obținute din minereu, turnate în blocuri (calupuri) și fonte mecanice sau de a doua fuziune turnate în piese obținute din fontele brute;
- c) după gradul de aliere sunt fonte nealiate, fonte aliate (slab, mediu sau înalt);
- d) după culoarea casurii sunt fonte albe, fonte cenușii și fonte peștrițe;
- e) după forma grafitului sunt fonte cu grafit lamelar, acicular, interdendritic, în rozete, vermicular, în cuiburi, nodular, coral;
- f) după destinație sunt fonte cu destinație generală și fonte cu destinație precizată (antifricțiune, rezistente la uzare abrazivă, refractare, anticorozive, de fricțiune, pentru temperaturi scăzute, cu etanșitate ridicată, nemagnetice).

3.3.5.1. Fonte albe

Fontele albe nealiate corespund sistemului metastabil Fe-Fe₃C, având în structură perlită, cementită și ledeburită. Pe diagrama Fe-C fontele albe ocupă domeniul 2,11÷6,67%C și sunt eutectice la 4,3%C, hipoeutectice (2,11÷4,3%C și hipereutectice (4,3÷6,67%C). Se numesc fonte albe deoarece în casură proaspătă au o culoare albă strălucitoare. Având cantități mari de cementită sunt dure și fragile, motiv pentru care fontele albe nealiate au utilizare restrânsă în industria constructoare de mașini. Nu se pot deforma plastic, nu se pot suda și nu se pot prelucra prin așchiere decât prin polizare.

Fontele albe hipoeutectice perlito-cementitice constituie materia primă pentru obținerea fontelor maleabile. De asemenea se mai folosesc pentru obținerea unor piese cu crustă dură, formată la exterior din fontă albă prin dirijarea răcirii după solidificare: cilindri de laminor, roți pentru vagonete de mină, tăvălugi pentru mori etc. Fonta albă brută obținută în furnale constituie materia primă pentru obținerea oțelurilor (fonta de afinare). O largă utilizare pentru piese rezistente la uzare abrazivă o au fontele albe aliate cu Mn, Cr, Mo, V.

3.3.5.2. Fonte de primă fuziune (brute)

Sunt fonte albe sau cenușii ce se obțin în furnal prin reducerea minereurilor de fier. Aceste fonte se toarnă de obicei în calupuri și foarte rar în piese (lingotiere, poduri de turnare, fundații pentru ciocane de forjă etc.); ele reprezintă materia primă pentru elaborarea oțelurilor (fonte de afinare) sau a fontelor de a doua fuziune (fonte pentru turnătorie) având caracteristici mecanice foarte scăzute ($R_m < 150 \text{ N/mm}^2$)

Fontele brute pentru afinare sunt fonte albe cu mult mangan (1÷3% Mn) puțin siliciu (sub 2% Si), sub 2% P și sub 0,08% S.

Fontele brute pentru turnătorii sunt în general fonte cenușii având un conținut ridicat de siliciu (1÷4% Si) și scăzut de mangan (1÷2% Mn).

După conținutul de Mn și Si, fontele brute sunt nealiat ce conțin până la 5% Mn și Si fiecare și fonte brute aliate cu Si și Mn peste 5% fiecare.

Conform STAS 882-78 fontele brute se simbolizează astfel:

- fonte brute nealiat obișnuite pentru turnătorie: FK1; FK2; FK3; FK4; FK5; FK6;
- fonte brute nealiat speciale pentru turnătorie: FX0; FX1; FX2; FX3; FX4;
- fonte brute nealiat pentru afinare: FAK0; FAK1;
- fonte brute aliate silicioase: FS1; FS2;
- fonte brute aliate oglindă: FOg1; FOg2;
- fonte brute aliate silicioase-oglină: FSOg.

Conform SR EN 10001:1993 fontele brute conțin Mn<30%; Si<8%; P<3%; Cr<10%; total alte elemente <10% și sunt simbolizate astfel:

- fonte brute nealiat pentru afinare: PIG-P2; PIG-P20;
- fonte brute nealiat pentru turnătorie; PIG-P1Si; PIG-P3Si; PIG-P6Si; PIG-P12Si; PIG-P17Si; PIG-Nod; PIG-NodMn; PIG-LC;
- fonte brute aliate; PIG-SPU; PIG-Mn; PIG-Mn-Spiegel; PIG-SPA.

Standardul SR ISO 12592:1994 simbolizează fontele brute de înaltă puritate (înaltă tenacitate) destinate pentru elaborarea fontelor de a doua fuziune de înaltă performanță cu puțin S (0,02%), P(0,05÷0,1%); Mn (0,1÷0,4%); Si (0,2÷1,8%) astfel:

- fonte pentru elaborarea fontelor cu grafitul nodular feritice: FIP1; FIP2; FIP3; FIP4;
- fonte pentru elaborarea fontelor maleabile și fontelor cu grafitul nodular perlitice: FIP-Mn-1; FIP-Mn-2; FIP-Mn-3; FIP-Mn-4.

3.3.5.3. *Fonte de a doua fuziune*

Sunt fonte cenușii care au în structură grafit, iar casura este de culoare gri închis. Sunt elaborate din fontele brute pentru turnătorie, folosind: cubiloul, cupatoare cu arc electric sau cupatoare cu inducție. Se toarnă direct în piese.

Fontele cenușii nealiat de a doua fuziune pot avea destinație generală (fonte cu grafit lamelar, acicular, coral, vermicular de recoacere și nodular) și destinație precizată (antifricțiune pentru mașini unelte, cu etanșeitate ridicată etc.)

Fonte cenușii cu grafit lamelar turnate în piese. Sunt fonte cenușii cu grafit lamelar folosite la turnarea pieselor pentru construcția de mașini. Au în general proprietăți de rezistență scăzute: $R_m=100\div400$ N/mm²; $HB=100\div300$ daN/mm²; $A=1,2\%$ în funcție de compoziția chimică (C= 2,8÷3,6%; Si=1,2÷2,5%; Mn=0,2÷1%; P=0,1÷0,65%; S=0,03÷0,15%), de proporția și dimensiunile grafitului și de viteza de răcire. Rezistența mecanică crește cu scăderea cantității de ferită și de grafit. Aceste fonte cenușii au proprietăți foarte bune de turnare; fluiditate mare dată de Si și de P și o contracție acceptabilă, cu atât mai mică cu cât conținutul în carbon este mai mic.

STAS 568-82 simbolizează aceste fonte prin: Fc100; Fc150; Fc200; Fc250; Fc300; Fc350; Fc400, unde Fc înseamnă fontă cenușie, iar cifrele reprezintă rezistența minimă la rupere, în N/mm². Primele trei mărci au structura bazei metalice perlito-feritică cu grafit lamelar (l/g=50), iar celelalte mărci sunt perlitice cu grafi-

tul foarte fin ($l/g=25\div 50$), chiar interdendritic. Perlita în ultimele mărci este foarte fină (sorbitică). Ultimele mărci pot conține și separări de cementită.

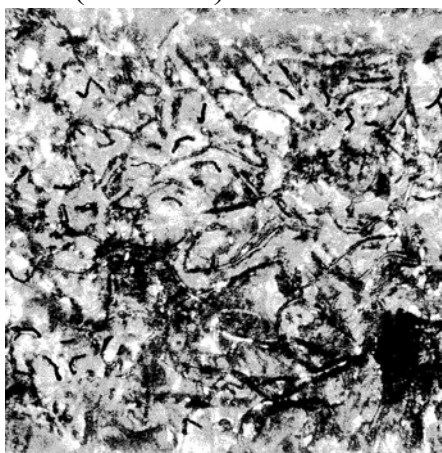


Fig. 3.31. Fontă cenușie perlitică cu grafitul lamelar Fc300

Structura fontei cenușii Fc300 este dată în figura 3.31.

SR ISO 185:1994 simbolizează fontele cenușii cu grafit lamelar turnate în piese astfel: 100; 150; 200; 250; 300; 350, care reprezintă rezistența minimă la rupere prin tracțiune pe epruvetele turnate separat de piese.

SR EN 1560:1999 simbolizează aceleași fonte folosind literele; EN- euronorm; G- piesă turnată; J- fontă; L- grafit lamelar, urmate de un număr ce reprezintă rezistența minimă la rupere prin tracțiune în N/mm^2 și încă o literă: S- epruvetă turnată separat; U- epruvetă atașată la piesa turnată; C- epruvetă prelevată din piesa turnată. SR EN 1561:1999 definește

fonta cenușie cu grafitul lamelar, ca fiind un material turnat pe bază de fier și carbon în care carbonul liber este prezent sub formă lamelară. Simbolurile alfanumerice sunt: EN-GJL-100; EN-GJL-150; EN-GJL-200; EN-GJL-250; EN-GJL-300; EN-GJL-350, iar cele numerice sunt: EN-JL1010; EN-JL1020; EN-JL1030; EN-JL1040; EN-JL1050; EN-JL1060. Simbolurile alfanumerice după duritatea obligatorie sunt: EN-GJL-HB155; EN-GJL-HB175; EN-GJL-HB195; EN-GJL-HB215; EN-GJL-HB235; EN-GJL-HB255, respectiv: EN-JL2010; EN-JL2020; EN-JL2030; EN-JL2040; EN-JL2050; EN-JL2060-simboluri numerice. Aceste fonte au rezistența la rupere cu valori de: $100\div 450 N/mm^2$ pe epruvete turnate separat; $100\div 290 N/mm^2$ pe epruvete atașate la piese și de $80\div 315 N/mm^2$ pe piese (estimată). Fonta EN-GJL-100 are capacitatea cea mai mare de amortizare a vibrațiilor și conductibilitate termică mare. Fontele cenușii cu grafit lamelar au așchiabilitatea și sudabilitatea scăzute.

Fonte cenușii turnate în piese pentru mașini unelte. Sunt fonte cu destinație precizată, elaborate îngrijit, cu conținut sporit de fosfor ($0,12\div 0,25\%$ P), care trebuie să răspundă la mai multe condiții: rezistență minimă la rupere, cantități minime precizate de ferită, modulul de elasticitate de o anumită valoare: $E= 13200\div 7330 daN/mm^2$ ($C_g=2,3\%$), capacitate de amortizare a vibrațiilor, prezența în structură a steaditei etc.

STAS 8541-86 simbolizează aceste fonte prin: FcX200; FcX250; FcX300; FcX350. Din aceste fonte se execută batiuri, montanți, traverse, sănii, cărucioare, păpușe mobile, ghidaje etc. pentru mașini unelte. Au structura perlitică cu max. $5\div 10\%$ \underline{F}_a , cu separări izolate de eutectic fosforos (steadită) și nu trebuie să conțină separări de cementită, figura 3.32.

Mărcile de fontă Fc250÷Fc400 și toate mărcile de fontă cenușie turnată în piese pentru mașini unelte se obțin prin modificare. Operația de modificare constă în introducerea în fonta topită la $1400\div 1450^\circ C$, după o încălzire prealabilă la $1450\div 1550^\circ C$, a unor modificatori grafitizanți în cantități mici: $0,2\div 1\%$ fero-siliciu, silico-calciu, fero-siliciu-bariu etc., care formează germeni străini de cristalizare a gra-

fitului: BaN; AlN; CaO; ZrS₂; TiS; MnS; Al₂O₃; CaO₂; CaS etc., ce determină finisarea și rotunjirea vârfurilor grafitului, distribuirea lui uniformă, finisarea perlitei și în final obținerea unor caracteristici de rezistență superioare.



Fig.3.32. Fontă cenușie FcX250 cu grafit lamelar fin, perlită și steadită, pentru mașini unelte

Fonte cu grafit nodular turnate în piese.

Sunt fonte cenușii modificate în oala de turnare, când la temperaturi de 1400÷1450°C, înainte de turnarea în forme, se introduc modificatori antigrafitizanți ca: magneziu, ceriu, magneziu-aluminiu în cantități mici (sub 1%). Pentru a preveni formarea cementitei libere, uneori se aplică după compactizarea grafitului o recoacere de grafitizare sau o postmodificare cu modificatori grafitizanți: Fe-Si-Ba; Si-Ca-Ba; Fe-Si; Si-Ca-Zr etc. introduși în jetul de turnare din oală în forma piesei.

Fonta trebuie să conțină cantități mici de elemente antimodificatoare: Sn, Al, S, Pb, Bi, As și să aibă un grad de eutecticitate $Sc \geq 1$ (carbon și siliciu în cantități mari (3,4÷3,9% C și 0,9÷2,9%

Si). În urma unei astfel de modificări se obține grafitul sub formă sferoidală sau nodulară ($l/g = 1$) dispersat într-o masă de bază feritică, ferito-perlitică sau perlitică. Această formă este cea mai avantajoasă proprietăților de rezistență (în special la oboseală) și tenacitate, deoarece la aceeași cantitate, grafitul sferoidal posedă o suprafață minimă, nu constituie concentratori de eforturi, fapt ce determină obținerea unor proprietăți mecanice superioare similare oțelurilor ($R_m = 350 \div 900 \text{ N/mm}^2$; $A = 1 \div 17\%$). Proprietățile mecanice cresc odată cu creșterea cantității de perlită. Fontele feritice au plasticitate ridicată ($A = 12 \div 17\%$), cele ferito-perlitice au plasticitate medie ($A = 5 \div 7\%$), iar cele perlitice au plasticitate scăzută ($A > 2\%$). Dacă baza metalică este formată din bainită, proprietățile mecanice sunt foarte mari ($R_m = 900 \div 1300 \text{ N/mm}^2$; $A = 3 \div 6\%$; $HB = 280 \div 360$).

Capacitatea de amortizare a vibrațiilor a fontelor cu grafit nodular este mai mică decât la fontele cenușii cu grafit lamelar. Aceste fonte, având rezistență mecanică și la uzare mari, se utilizează cu precădere în construcția de automobile și tractoare (axe cu came, furci, arbori cotiți etc.). De asemenea se folosesc pentru armături, hidroaparatură, lingotiere, cilindri de laminor, țevi de aducțiune apă etc.

STAS 6071-82 simbolizează aceste fonte cu grafitul nodular cu grupul de litere Fgn (fontă cu grafit nodular) urmat de un grup de cifre ce reprezintă rezistența minimă la rupere în N/mm^2 și un alt număr ce exprimă alungirea în %: Fgn370-17; Fgn 400-12; Fgn 450-5; Fgn500-7; Fgn600-2; Fgn700-2; Fgn800-2. Primele două mărci sunt feritice, ultimele trei mărci sunt perlitice, iar celelalte sunt perlitoferitice. Structura unei fonte ferito-perlitice cu grafitul nodular este dată în figura 3.33.

Fontele cu grafit nodular, în special cele feritice, se pot deforma plastic la cald prin matrițare cu grade de formare ce ating 50%. În urma deformării plastice la cald fenomenul de creștere în volum al fontei se accentuează. Aceste fonte au o așchiabilitate bună, permit tăierea filetelor și au o sudabilitate satisfăcătoare, se su-

dează cu flacără oxiacetilenică, prin alumino-termie și cu arc electric. Se pot trata termic cu rezultate foarte bune prin: detensionare, recoacere de grafitizare, normalizare (perlitizare), călire în volum, revenire, călire bainitică (izotermă), călire superficială și de asemenea se pot trata termochimic prin sulfizare, nitrurare, carbonitrurare, cromizare etc.

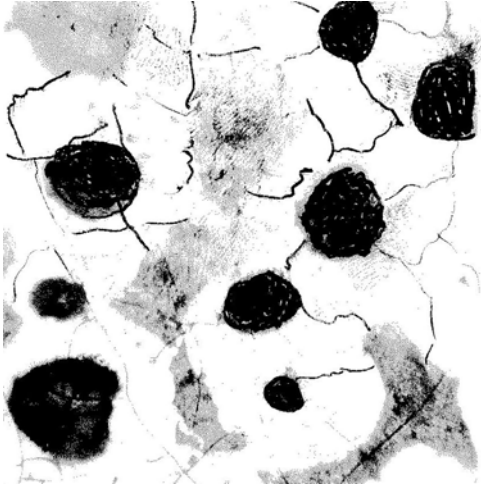


Fig. 3.33. Fontă cu grafit nodular ferito-perlitică Fgn 450-5

SR ISO 1083:1993 simbolizează aceste fonte prin două grupe de numere (rezistența minimă la rupere în N/mm^2 și alungirea în procente): 900-2; 800-2; 700-2; 600-3; 500-7; 450-10; 400-15; 400-18; 350-22. Prima marcă de fontă are structura formată din bainită sau martensită de revenire.

SR EN 1560:99 definește aceste fonte ca fiind aliaje Fe-C cu grafitul nodular (fonte ductile) și le simbolizează alfanumeric: EN-GJS-370-22-S; EN-GJS-400-18-U; EN-GJS-400-15-C; EN-GJS-450-10; EN-GJS-500-7; EN-GJS-600-3; EN-GJS-700-2; EN-GJS-800-2; EN-GJS-900-2; sau numeric prin: EN-JS1015; EN-JS1014; EN-JS1010; EN-JS1025; EN-JS1020; EN-JS1030; EN-JS1040...EN-JS1090.

Literele LT înseamnă temperatura scăzută, iar RT înseamnă temperatura ambiantă cu referire la reziliență, (G-piesa turnată; J-fontă; S-sferoidal).

Simbolizarea după duritate este: EN-GJS-HB130; EN-GJS-HB150...EN-GJS-HB330, respectiv numerică: EN-JS2010; EN-JS2030...EN-JS2090; EN-JS2010. Literele U, S sau C la finalul simbolului au aceeași semnificație ca și la fontele cu grafit lamelar (probă atașată, turnată separat sau prelevată din piesă).

Fontele bainitice cu grafitul nodular se simbolizează prin SR ISO 13169:1993 prin: FgnB800; FgnB900; FgnB1000; FgnB1100; FgnB1200; FgnB1400; (cifrele reprezintă rezistența minimă la rupere în N/mm^2). Se obțin prin călire izotermă cu mențineri între 235 și 450°C după încălziri de minim 10 ore la 950°C.

Fonte cu grafit vermicular turnate în piese. Sunt fonte cenușii modificate folosind atât modificatori nodulizanti (Mg, Ce etc.) cât și antinodulizanti (Ti, Al, Sb, Sn etc.) în oala de turnare la temperaturi de 1400÷1450°C, după o încălzire prealabilă la 1450÷1550°C. În aceste fonte forma grafitului este vermiculară ($l/g=2\div 10$) în proporție de minim 80% distribuit într-o masă feritică, ferito-perlitică sau perlitică. Aceste fonte au o bună rezistență mecanică ($R_m=300\div 650 N/mm^2$; HB=120-280; A=1÷10%), au o bună rezistență la oxidare și la șoc termic, la oboseală, etanșeitate bună, așchiabilitate bună și o capacitate de amortizare a vibrațiilor cuprinsă între fontele cu grafit lamelar și nodular.

Fontele cu grafit vermicular se pot suda cu arc electric, folosind preîncălzirea pieselor la 650-700°C, cu flacără și electrozi tot din fontă cu grafit vermicular. După sudare se aplică un tratament termic de grafitizare și detensionare. Aceste fonte

se pot deforma plastic la cald cu grade mici de deformare și de asemenea se pot trata termic prin detensionare, grafitizare, normalizare (perlitizare), călire, revenire.

STAS 12443-86 simbolizează aceste fonte prin Fgv300; Fgv350; Fgv400.

Din fontele cu grafit vermicular se execută cochile, lingotiere, chiuloase, blocuri pentru motoare Diesel, pistoane, volanți, roți de lanț, pinioane, cutii de viteze, carcase, galerii de evacuare a gazelor, piese filetate, tamburi de frână, axe cu came, corpuri de electromotoare etc.

Fonte cu grafit coral. Sunt fonte care după turnare prezintă grafitul coral ($l/g=2\div 4$) distribuit într-o bază metalică predominant feritică. Au proprietăți mecanice foarte bune, similare fontelor cu grafit vermicular. Se obțin prin solidificarea cu viteză mare de răcire (turnare în cochilă) a unor fonte cu puțin sulf (sub 0,02% S) sau cu adaos de zirconiu (0,3÷0,5%). Se pot obține și prin turnare în forme de nisip, dacă conținutul de sulf este foarte scăzut (sub 0,003%). Nu sunt standardizate în România. Având proprietăți similare fontelor cu grafit vermicular, au și aceleași utilizări și posibilități de prelucrare prin așchiere, deformare, sudare și tratamente termice.

Fonte maleabile turnate în piese. Sunt fonte cenușii formate dintr-o masă metalică de bază feritică, ferito-perlitică sau perlitică în care se află inserat grafitul aglomerat în cuiburi, denumit carbon grafit de recoacere, caracterizat prin raportul $l/g=1,5\div 2$. Datorită acestei forme a grafitului fontele maleabile sunt mai rezistente, mai tenace și mai plastice decât fontele cenușii cu grafit lamelar.

Se obțin printr-o recoacere de maleabilizare (grafitizare) a fontei albe hipoeutectice cu 2,2÷3,2% C; 0,5÷15% Si; 0,4% Mn; max. 0,2% P și max. 0,1% S.

Fabricarea pieselor din fontă maleabilă se face în două etape distincte: turnarea pieselor din fontă albă perlito-cementitică și tratamentul termic de maleabilizare, când prin descompunerea cementitei se obține grafitul aglomerat în cuiburi.

În funcție de structura bazei metalice, rezultată în urma recoacerii de maleabilizare, există trei tipuri de fonte maleabile: cu miez negru, cu miez alb și perlitice.

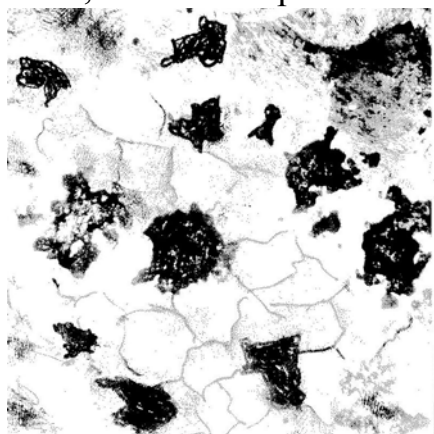


Fig. 3.34. Fontă maleabilă cu miezul alb P+F₀.+grafit în cuiburi- Fma-400

Fonte maleabile cu miezul alb. Se obțin prin recoacere grafitizantă (de maleabilizare) prin împachetarea pieselor într-un mediu oxidant (minerale de fier, țunder) și încălzirea lor la 950÷1050°C, 40÷150 ore, urmată de răcire continuă cu viteză relativ mare. În timpul menținerii la temperatura de recoacere, se descompune numai cementita liberă, în austenită și grafit, rezultând în final o structură în miez, perlitică sau perlito-feritică cu grafitul în cuiburi în cantitate relativ mică, figura 3.34, care dă culoarea deschisă a miezului pieselor. La exterior piesele rezultă decarburate de către mediul oxidant de încălzire, având structura feritică fără grafit și sunt mai închise la culoare.

Fonte maleabile cu miezul negru. Sunt fonte a căror structură în toată masa este formată din ferită și grafit în cuiburi în cantități mari. Se obține prin grafitizare completă, prin încălzirea pieselor împachetate într-un mediu neutru (nisip)

la temperaturi de $920 \div 1050^{\circ}\text{C}$, mențineri de cca. 70 ore, când se descompune cementita liberă în austenită și grafit, urmată de o răcire dirijată (traversarea punctului critic $A_1 = 727^{\circ}\text{C}$ cu viteză foarte mică), când are loc descompunerea cementitei din perlită în ferită și grafit. Astfel, în final, structura acestor fonte va fi formată din ferită și mult grafit în cuihuri, figura 3.35. care imprimă o culoare neagră casurii. Fonta maleabilă cu miezul negru are o plasticitate mai mare și o duritate mai mică decât fonta maleabilă albă, datorită structurii feritice a acesteia.

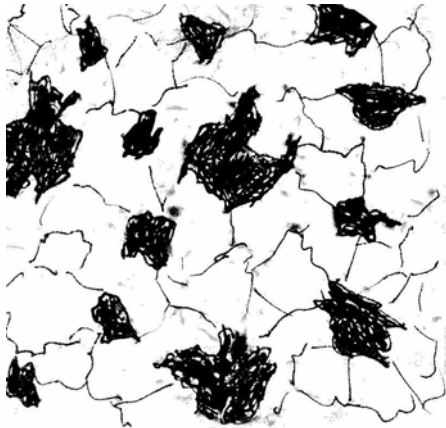


Fig. 3.35. Fontă maleabilă cu miezul negru $F\alpha$ +grafit în cuihuri Fmn 320

Fonta maleabilă cu miezul negru are o plasticitate mai mare și o duritate mai mică decât fonta maleabilă albă, datorită structurii feritice a acesteia.

Fonte maleabile perlitice. Sunt fonte a căror structură a masei metalice este în totalitate perlitică sau este formată din alți constituenți bifazici în afară de echilibru (sorbită, troostită sau bainită). Se obțin prin încălzirea pieselor împachetate în mediu neutru (nisip) la temperaturi de $920 \div 950^{\circ}\text{C}$, mențineri, urmate de răcire cu viteză continuă mai mică sau mai mare, astfel că, cementita

din perlită nu se mai descompune. Aceste fonte maleabile perlitice au rezistența mecanică cea mai mare (800 N/mm^2) și alungirea cea mai mică ($1 \div 2\%$) dintre toate fontele maleabile.

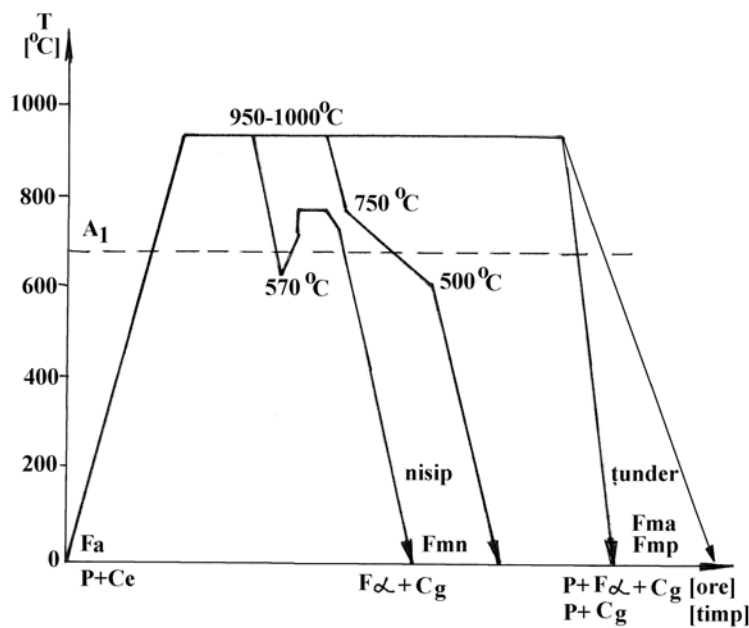


Fig. 3.36. Recoacerile de maleabilizare

Tratamentele de maleabilizare prin care se obțin cele trei tipuri de fonte maleabile sunt date în figura 3.36.

STAS 569-79 simbolizează fontele maleabile prin grupul de litere Fma (fonte maleabile cu miezul alb), Fmn (fonte maleabile cu miezul negru) și Fmp (fonte maleabile perlitice) urmat de un grup de cifre care reprezintă rezistența minimă la rupere în N/mm^2 : Fma350; Fma400; Fmn300; Fmn320; Fmn350; Fmn370; Fmp450; Fmp500; Fmp550; Fmp600; Fmp650; Fmp700.

SR ISO 5922:1995 simbolizează fonta maleabilă cu literele: W- fontă maleabilă cu inima albă; B – fonta maleabilă cu inimă neagră și P- fonta maleabilă perlitică, urmate de două grupe de numere care reprezintă rezistența minimă la rupere în daN/mm^2 , respectiv alungirea în procente: W35-04; W38-12; W40-05; W45-07; B30-06; B32-12; B35-10; P45-06; P50-05; P55-04; P60-03; P65-02; P70-02; P80-01.

Conform SR EN 1560:1999 fontele maleabile se simbolizează folosind literele: EN-euronorm; G- piesă turnată; J- fontă; M- fontă maleabilă; W- albă; B- neagră; P- perlitică, urmate de două grupe de cifre care reprezintă rezistența minimă la rupere în N/mm^2 , respectiv alungirea și în final de o literă care reprezintă proveniența epruvetei de tracțiune: C- prelevată din piesa turnată; S- epruvetă turnată separat; U- epruvetă atașată de piesă.

SR EN 1562:1999 definește și simbolizează două categorii de fonte maleabile:

- fontă maleabilă cu inima albă, decarburată în medii oxidante (Fe_2O_3 , Co, Co_2 , H_2O) reprezintă o fontă albă obținută prin turnare și supusă unui tratament termic în atmosferă decarburantă care determină transformarea ei într-un material decarburat parțial sau total cu structurile $F_{a, P, M}$ etc. cu grafit denumit carbon de recoacere.

Simbolizarea alfanumerică respectiv numerică este: EN-GJMW-350-4; EN-GJMW-360-12; EN-GJMW-400-5; EN-GJMW-450-7; EN-GJMW-350-4; EN-GJMW-550-4 respectiv: EN-JMW-1010; EN-GJ-1020; EN-GJ1030; EN-GJ1030; EN-GJ1040; EN-GJ1050;

- fontă maleabilă cu inimă neagră (nedecarburată) reprezintă o fontă albă obținută prin turnare și supusă ulterior unui tratament termic fără decarburare. Simbolizarea alfanumerică respectiv numerică este: EN-GJMB-300-6; EN-GJMB-350-10; EN-GJMB-450-6; EN-GJMB-500-5; EN-GJMB-550-4; EN-GJMB-600-3; EN-GJMB-650-2; EN-GJMB-700-2; EN-GJMB-800-1 respectiv: EN-JM1110; EN-JM1130; EN-JM1140...EN-JM1190 și EN-JM1100.

Marca EN-GJMB-300-6 este destinată pieselor cu mare etanșeitate la presiune. Structura bazei metalice a acestor fonte poate fi: perlito-feritică; perlitică, sorbitică, bainitică sau martensitică.

Fontele maleabile sunt forjabile în domeniul de temperaturi $600\div 900^\circ C$ și se pot lamina la $950\div 1150^\circ C$. Au o prelucrabilitate bună prin așchiere și permit tăierea filetelor. Se pot trata termic prin recoacere de grafitizare pentru feritizare, prin normalizare pentru perlitizare, călire în volum, revenire, călire superficială și nitru-rare ionică. Nu sunt destinate sudării; doar cu precauții, numai fonta cu miez alb.

Din fonta maleabilă cu miezul alb se execută piese mici (sub 1 Kg) cu formă complexă și grosimea peretelui uniformă de $3\div 30mm$ (armături și fittinguri filetate).

Fonta maleabilă cu miezul negru se folosește la piese mai mari, cu grosimea pereților inegală ($3\div 40mm$) cum sunt tamburi de frână, axe cu came, lagăre, carcase etc.

Fonta, maleabilă perlitică este destinată pieselor de mare rezistență mecanică și rezistente la șocuri pentru construcția de mașini agricole, mașini textile, mașini de transport etc.

Fonte bainitice. Sunt fonte cenușii cu grafitul lamelar, vermicular, coral, nodular sau în cuiburi, care au masa metalică formată din bainită. Se mai numesc fonte cu masa metalică aciculară. Sunt fonte de mare rezistență mecanică ($R_m=690 N/mm^2$; $KCU=6\div 10 daJ/cm^2$; $A=0,3\div 15\%$; $HB=250\div 550$, înlocuitoare ale oțelurilor, destinate pieselor în construcția de mașini puternic sollicitate la uzare. Cele mai rezistente mecanic și mai dure, sunt fontele bainitice care au în structură bainită inferioară.

Structurile bainitice se pot obține direct din turnare, când sunt afectate caracteristicile de plasticitate și tenacitate, sau în mod curent, prin călire izotermă (menținere în domeniul de temperatură $450\div 235^{\circ}\text{C}$ un timp de 3 ore, după austenitizare la 950°C timp de o oră). Fontele bainitice obținute direct din turnare sunt în general aliate, ele se vor supune ulterior unui tratament termic de revenire la temperaturi de sub 400°C , în scopul eliminării fragilității, detensionării, transformării martensitei tetragonale în martensită cubică (de revenire), transformării austenitei reziduale în bainită și îmbunătățirii așchiabilității. Varianta obținerii fontelor bainitice direct din turnare, fiind mai dificilă și presupunând alierea cu Mn, Ni, Mo și Cu a fontelor, se aplică rar și numai în cazul pieselor mari, la care aplicarea călirii izoterme nu este posibilă. Presupune ca, în timpul răcirii, piesele să fie transferate din cochilii în băi de săruri la temperaturi de $235\div 450^{\circ}\text{C}$.

Cele mai utilizate fonte bainitice sunt cele cu grafitul nodular obținute prin călire izotermă. Se pot supune călirii izoterme fontele perlitice obținute direct din turnare sau printr-un tratament de normalizare (perlitzare). În România sunt standardizate doar fontele bainitice cu grafit nodular prin SR ISO 13169:1994 FgnB800; FgnB900; FgnB1000; FgnB1100; FgnB1200; FgnB1400, care au rezistențe la rupere minime de $800\div 1400\text{ N/mm}^2$, limite de curgere de $500\div 1100\text{ N/mm}^2$, alungirea de $2\div 10\%$; HB=260÷550 și energii de rupere prin șoc de $50\div 100\text{ J}$.

SR EN 1564:1999 definește și simbolizează fontele bainitice ca fiind aliaje Fe-C turnate cu grafit în principal nodular, cu rezistență mecanică și reziliență foarte mari, obținute prin tratamente termice de călire izotermă ($250\div 400^{\circ}\text{C}$). Sunt indicate următoarele mărci: EN-GJS-800-8; EN-GJS-1000-5; EN-GJS-1200-2; EN-GJS-1400-1(alfanumeric) respectiv EN-JS1100; EN-JS1110; EN-JS1120; EN-JS1130 (numeric).

Înainte de călirea izotermă se pot aplica recoaceri pentru creșterea așchiabilității și normalizării pentru perlitzare, iar după, se pot aplica tratamente de revenire la temperatura de călire izotermă, în vederea detensionării și obținerii martensitei cubice de revenire.

Fontele bainitice sunt destinate fabricării celor mai solicitate mecanic piese din industria autovehiculelor, transporturilor, tractoarelor și mașinilor agricole și construcției de mașini în general: axe cu came, piese din sistemul de frânare a vagoanelor, discuri de frână, tamburi și saboți de frână, cutii de miez, cămăși de cilindru, segmenti de pistoane la motoarele navale, colivii de rulmenți, roți dințate, pinoane, carcase de diferențial, cruci cardanice, arbori cotiți, roți de lanț, componente hidraulice, cuțite de plug etc.

CAP. 4.

ALIAJE FIER – CARBON COMPLEXE. OȚELURI ȘI FONTE ALIATE

Aliajele Fe-C complexe reprezintă oțeluri și fonte care conțin pe lângă elementele de bază (Fe și C) și elementele însoțitoare (Mn, Si, P, S, O, N, H etc.), cel puțin un element chimic, introdus în mod voit, denumit element de aliere: Cr, Ni, Mn, Si, W, Mo, V, în mod curent și mai rar Co, Ti, Al, Cu, Nb, Zr, Hf, B, N, Be etc., în scopul creșterii unor caracteristici fizico-mecanice, chimice sau tehnologice prin modificarea structurii.

Elementele de aliere în aliajele Fe-C complexe, în funcție de natura și cantitatea lor, se pot afla în următoarele faze: soluții solide totale sau parțiale, compuși chimici cu fierul (compuși intermetalici și faze de interstiție), carbonul (carburi), cu elemente însoțitoare (nitruri, oxizi, sulfuri, silicați etc.) sau între ele și mai rar, în stare liberă sub formă de particule dispersate în masa de bază. În general elementele îndepărtate mult de fier în tabelul periodic sunt insolubile în Fe, cele situate la dreapta fierului se dizolvă în fier și nu se combină cu carbonul, iar cele de la stânga fierului se dizolvă în fier și formează și carburi.

În funcție de numărul elementelor principale de aliere, aliajele Fe-C pot fi ternare când conțin un element de aliere, cuaternare când conțin două elemente principale de aliere și polinare când conțin mai multe elemente de aliere în cantități apreciabile.

Valoarea proprietăților chimice, fizico-mecanice și tehnologice depinde de natura, numărul și cantitatea elementelor de aliere adăugate la elaborare precum și de modul lor de comportare (distribuire) față de fier și de carbon.

4.1. COMPORTAREA ELEMENTELOR DE ALIERE FAȚĂ DE FIER

Elementele de aliere față de fier se manifestă ca:

-**elemente inerte** care nu se dizolvă și nu interacționează chimic cu fierul aflându-se în stare liberă sub formă de grăunți dispersați în masa aliajului: Pb, Ag, Ca, Cu (Pb mărește așchiabilitatea oțelurilor prin efectul de fragmentare a așchiilor, iar celelalte nu se folosesc ca elemente de aliere);

-**elemente total solubile** în fier care formează soluții solide de substituție: Ni, Co, Cr, V, Mn (doar Ni și Co dau soluții solide de substituție nelimitate până la temperaturi joase, restul, la răcire dau compuși chimici);

-**elemente parțial solubile** care formează soluții solide de substituție: Si, Mo, W, Al, Ti, Zr, Nb;

-**elemente parțial solubile** care formează soluții solide de interstiție: B, N, O, H. Limita de solubilitate diferă în funcție de starea alotropică a fierului;

-**elemente care la concentrații mari** se combină chimic cu fierul; Cr, V, W, Nb, Si, Ti, Mo, formând compuși intermetalici de substituție- faze sigma (FeCr, FeV) și faze Leaves (Fe₂Nb, Fe₂W, Fe₂Mo). Prezența acestor faze în oțeluri determină durificarea și fragilizarea acestora.

Elementele de aliere care se dizolvă în fier influențează preponderent proprietățile fizice și chimice, în timp ce elementele care dau compuși chimici cu fierul, influențează în principal proprietățile mecanice ale oțelurilor aliate.

Prezența elementelor de aliere influențează pregnant polimorfismul fierului, mărimea grăuntelui de austenită, poziția punctelor din digrama Fe-C, duritatea feritei, stabilitatea structurilor obținute prin revenire, călibilitatea, poziția și forma curbelor T.T.T.

Prin dizolvarea elementelor de aliere în fier, acestea modifică temperaturile la care au loc transformările alotropice, deci poziția punctelor critice A_3 și A_4 . Din acest punct de vedere elementele de aliere sunt:

-elemente gamagene care formează grupa nichelului fiind reprezentate prin Ni, Mn, Co, Pt, N, Cu, As, C, Pd, Os, Ir, Rn, Rh, Zn, etc. Aceste elemente extind domeniul de existență al fazei γ (austenitei), ridicând punctul critic A_4 și coborând punctul critic A_3 . Unele din aceste elemente, fiind solubile în Fe γ , extind domeniul austenitei până și chiar sub temperatura ambiantă dând oțeluri austenitice, făcând să dispară transformarea eutectoidă (Ni, Mn, Co, Pt etc.), iar celelalte (C, N, Cu, Zn) măresc doar domeniul austenitic, păstrând transformarea eutectoidă deasupra temperaturii ambiante, figura 4.1.ab;

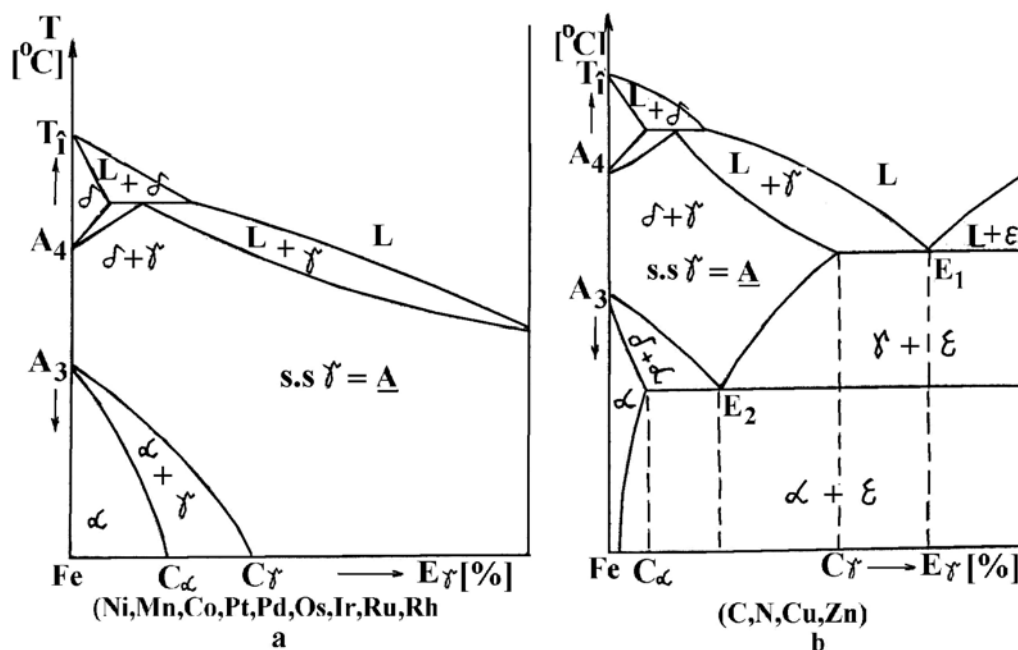


Fig. 4.1. Influența elementelor gamagene asupra punctelor critice A_3 și A_4

-elemente alifagene care formează grupa cromului fiind reprezentate prin Cr, V, Mo, W, Si, Al, Ti, Be, B, Zr, Ta, Pb, Nb etc. Aceste elemente extind domeniul de existență al fazei α (feritei) ridicând punctul critic A_3 și coborând punctul critic A_4 . Unele din aceste elemente (Cr, Mo, W, V, Ti, Si, Al, Be etc.), fiind foarte solubile în Fe α , fac ca la anumite concentrații ferita să ocupe tot domeniul de sub linia solidus, dând oțeluri feritice determinând dispariția transformării eutectoide, iar celelalte elemente alifagene (B, Zr, Nb, Ta, etc.) măresc doar domeniul feritei aliate, iar la anumite concentrații produc transformări eutectoide și peritectoide, figura 4.2.ab.

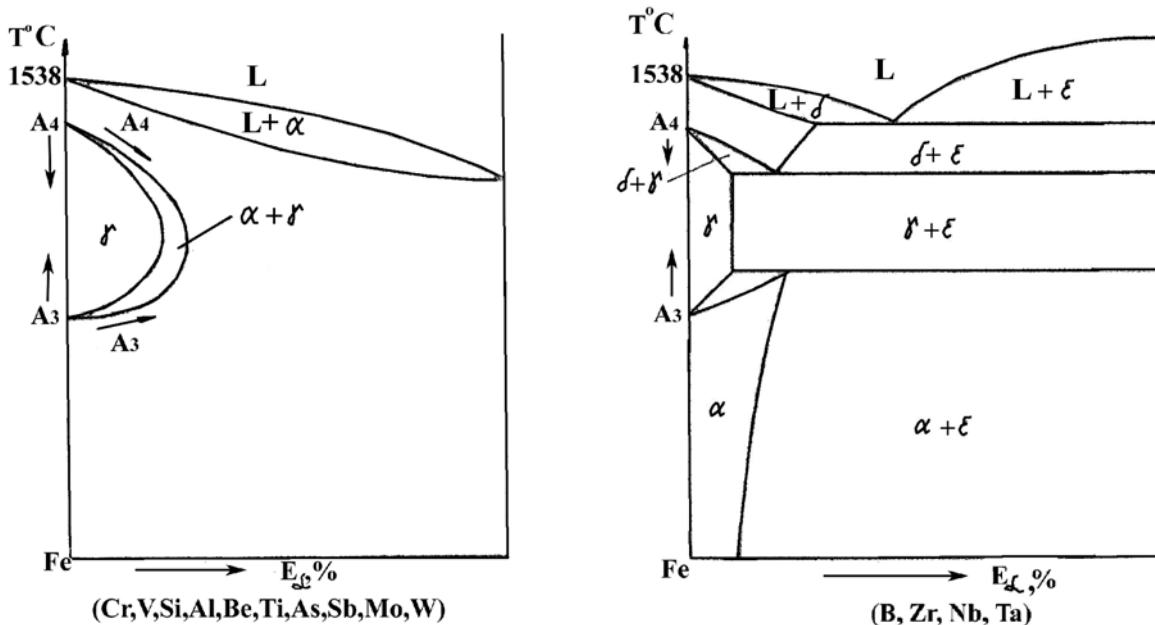


Fig. 4.2. Influența elementelor alifagene asupra punctelor critice A_3 și A_4

Oțelurile monofazice austenitice sau feritice, ne reprezentând transformări de fază în stare solidă, nu pot fi tratate termic prin călire și revenire.

Punctele S și E din diagrama Fe-C sunt deplasate de către elementele de aliere.

Astfel, toate elementele de aliere cu excepția Al, Co și Cu deplasează punctul S spre stânga, adică eutectoidul (perlita) în oțelurile aliate se formează la concentrații mai mici de carbon, figura 4.3.

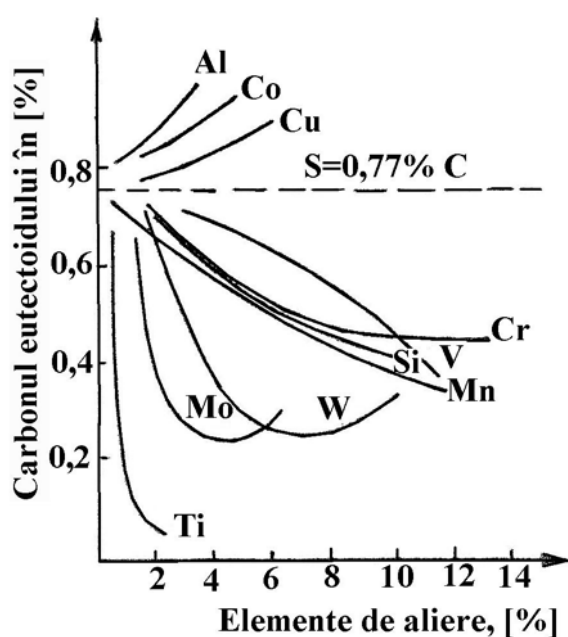


Fig. 4.3. Influența elementelor de aliere asupra conținutului de carbon al perlitiei

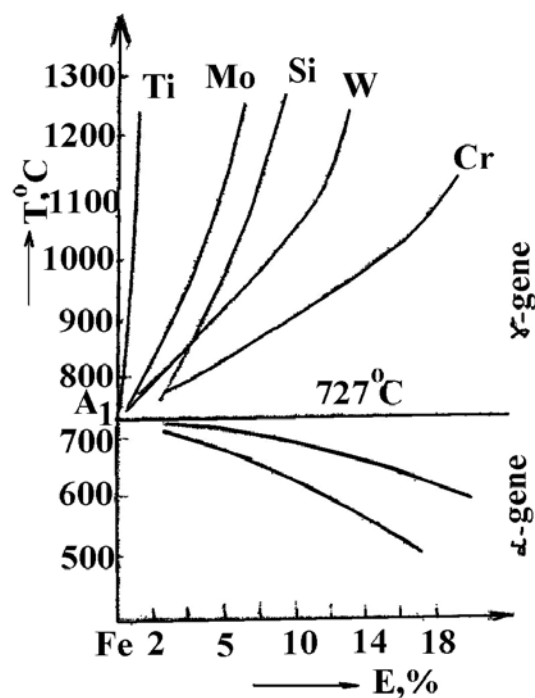


Fig. 4.4. Influența elementelor de aliere asupra temperaturii eutectoide (A_1)

Elementele de aliere gamagene coboară punctul S, adică temperatura transformării eutectoide (A_1), iar elementele alifagene urcă acest punct, figura 4.4.

Punctul de solubilitate maximă al carbonului în austenită $E(2,11\% \text{ C}; 1148^\circ\text{C})$ este deplasat spre stânga de aproape toate elementele de aliere: Ti, V, Mo, W, Si, Cr, Ni, Mn, făcând ca oțelurile bogat aliate să posede la echilibru structuri ledeburitice, figura 4.5.

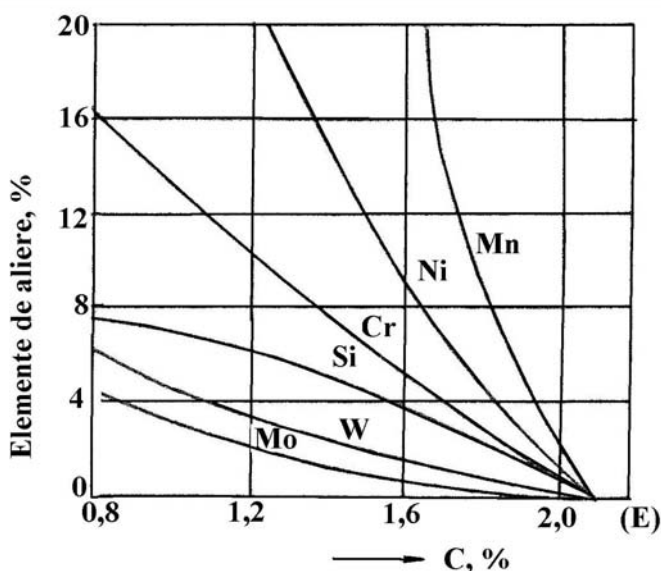


Fig. 4.5. Influența elementelor de aliere asupra solubilității maxime a carbonului în austenită (E)

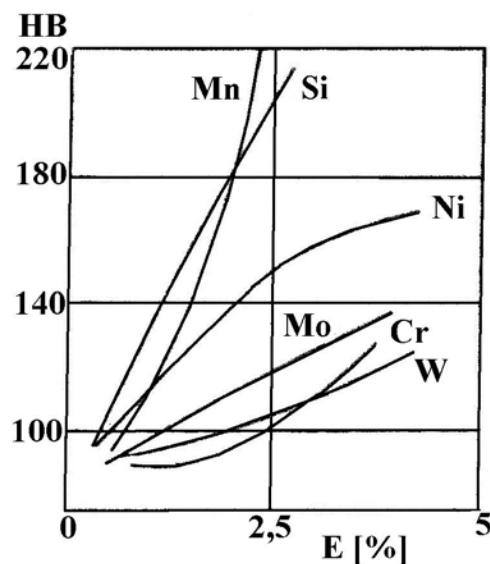


Fig. 4.6. Durificarea feritei prin aliere

Influența elementelor de aliere asupra proprietăților mecanice ale feritei se manifestă în funcție de razele atomice ale acestora. Astfel, duritatea feritei este mărită de toate elementele de aliere care se dizolvă în fier, ordinea descrescătoare fiind Si, Mn, Ni, Mo, W, Cr, figura 4.6. Rezistența la rupere este mărită de asemenea de majoritatea elementelor de aliere, figura 4.7.

Tenacitatea și reziliența feritei sunt micșorate de Mn, W, Mo, Si. Aceste proprietăți sunt mărite pregnant de către nichel, iar cromul până la 1,5% le mărește, apoi le micșorează, figura 4.8.

Alungirea feritei este micșorată doar de Mn și Si, restul elementelor de aliere nu o influențează. Temperatura de tranziție ductil -fragil este coborâtă accentuat de către Ni și ridicată de către V, Si și foarte ușor de către crom.

Creșterea grăunților de austenită la încălzire peste $A_1=727^\circ\text{C}$ are loc în mod diferit în funcție de natura și cantitățile elementelor de aliere.

Toate elementele de aliere cu excepția Mn, B și Al micșorează tendința de creștere a grăunților de austenită. Pregnant micșorează dezvoltarea grăunților de austenită elementele de aliere care formează carburi (Cr, Mo, V, W, Ti, Nb, Zr Hf etc.), deoarece carburile se dispun preferențial pe limitele grăunților de austenită, formând bariere mecanice în calea deplasării limitelor și creșterii grăunților. Cu cât carburile se dizolvă la temperaturi mai mari, cu atât se opun mai eficient creșterii grăunților de austenită la încălzire. Manganul favorizează creșterea grăunților de austenită și obținerea de structuri grosolane, deoarece carbura de mangan Mn_3C și

cementita aliată cu mangan $(FeMn)_3C$ se descompune cu ușurință la încălzire, lipsind grăunții de bariere mecanice.

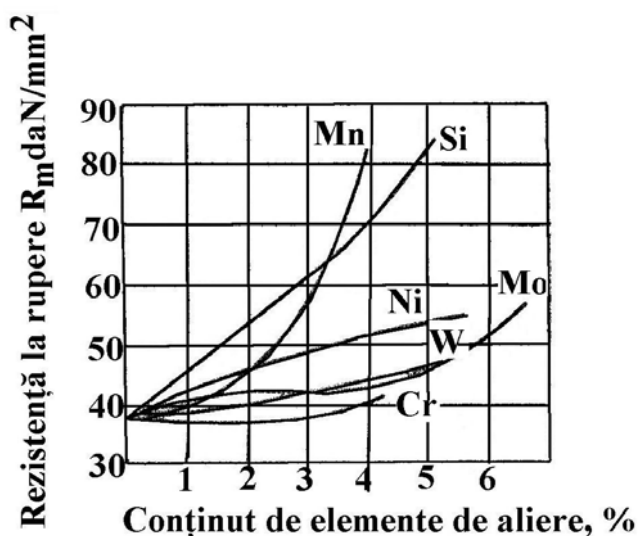


Fig. 4.7. Influența elementelor de aliere asupra rezistenței la rupere a feritei

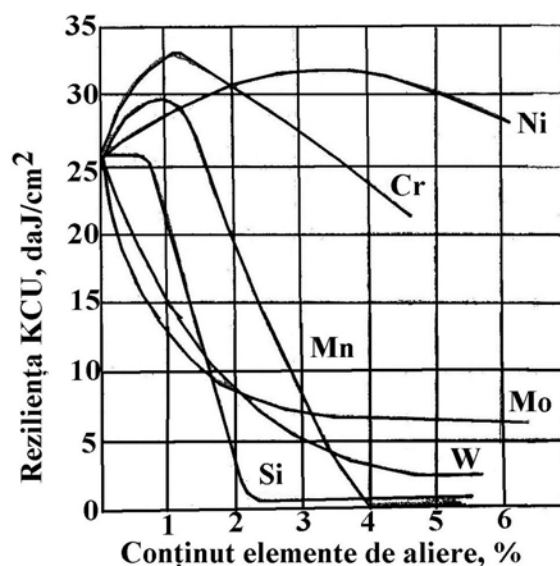


Fig. 4.8. Influența elementelor de aliere asupra rezilienței feritei

Aluminiul în cantități mici, sub 0,1%, favorizează obținerea unor structuri fine, prin formarea unor oxizi și nitruri ce se constituie în bariere mecanice, în timp ce în cantități mai mari, oxizii se aglomerează ne mai exercitându-și rolul de bariere în calea dezvoltării grăunților.

Rezultă că oțelurile aliate sunt mai puțin sensibile la supraîncălzire (creșterea exagerată a grăunților) decât oțelurile nealiate sau aliate cu Mn, B și Al.

Elementele de aliere influențează transformările austenitei suprarăcite în perlită, sorbită, troostită (transformări eutectoide), în bainită și în martensită.

Toate elementele de aliere, cu excepția cobaltului, măresc stabilitatea austenitei suprarăcite deplasând curbele TTT (transformare, temperatură, timp) spre dreapta, micșorând viteza critică de călire. Unele elemente de aliere (Cr, W, V, Mo, Ti etc.), în general elemente care formează carburi, deformează curbele TTT, determinând formarea a două coturi, unul pentru transformarea eutectoidă (P, S, T) și unul pentru transformarea bainitică. Aceste elemente de aliere în cantități mai mari, deplasând mult spre dreapta curbele TTT și micșorând viteza critică de călire, fac oțelurile aliate autocălibile (se călesc în aer liber). De exemplu oțelurile rapide de scule, care în urma răcirii în aer liber au în structură martensită.

Prin creșterea stabilității austenitei suprarăcite și micșorarea vitezei critice de călire, elementele de aliere (excepție Co) măresc în consecință călibilitatea oțelurilor. În ordine descrescătoare a influenței asupra creșterii călibilității, elementele de aliere sunt: Mo, Mn, Cr, Si, Ni și Cu. Elementele de aliere, crescând stabilitatea termică a austenitei suprarăcite, măresc și cantitatea de austenită reziduală după călire, care poate ajunge până la 60% în oțelurile rapide (bogat aliate) cu Cr, W, Mo, V, Ti, figura 4.9.

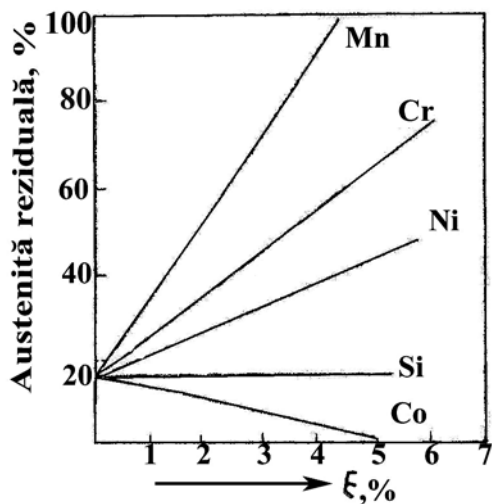


Fig. 4.9. Influența elementelor de aliere asupra proporției de austenită reziduală

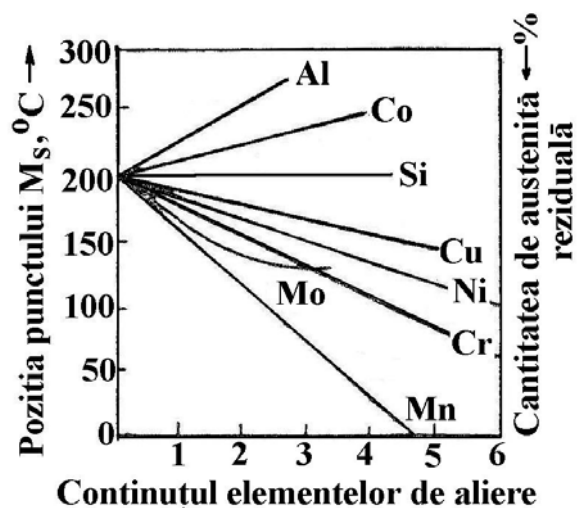


Fig. 4.10. Influența elementelor de aliere asupra punctului critic M_s

Elementele de aliere, cu excepția Co, Al și Si, coboară temperatura de început de transformare martensitică (M_s), mărind astfel cantitatea de austenită reziduală. Cobaltul și aluminiul urcă această temperatură, iar siliciul nu influențează, figura 4.10.

Elementele de aliere influențează și transformările ce au loc în timpul revenirii oțelurilor călite. Elementele de aliere, în special Si, Mo și W, cresc temperatura la care martensita tetragonală (de călire) se descompune în bainită, troostită, sorbită.

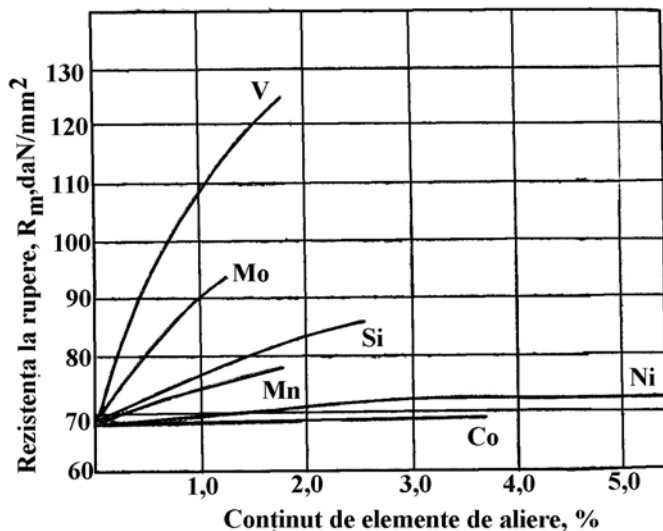


Fig. 4.11. Influența elementelor de aliere asupra rezistenței la rupere după revenire

Elementele care formează carburi simple (Cr, W, V, Mo, Ti, Nb etc.) ridică foarte mult temperatura de descompunere a martensitei până la 600°C , menținând o duritate mare a acestor oțeluri și determinând apariția unei fragilități de revenire, la răcire în jurul temperaturii de 475°C . Această fragilitate se elimină prin răcire rapidă a oțelurilor revenite la temperaturi de peste 500°C , sau prin aliere cu Mo sau W.

Elementele de aliere măresc rezistența la rupere după revenirea oțelurilor în ordinea: V, Mo, Si, Mn, figura 4.11.

4. 2. COMPORTAREA ELEMENTELOR DE ALIERE FAȚĂ DE CARBON

În funcție de comportarea elementelor de aliere față de carbon se disting:

- **elemente neutre** Pb, Ag, Au, Pt, Zn etc. (în general nu sunt folosite ca elemente de aliere);
- **elemente care nu se combina în oțeluri chimic cu carbonul: Ni, Si, Co, Cu, Al, N, B**, ci se dizolvă doar în fier. Aceste elemente se află în dreapta fierului în tabelul lui Mendeleev. Dintre acestea Si, Ni, Cu și Al sunt elemente grafitizante, care reduc stabilitatea chimică a celorlalte carburi (în special a cementitei Fe_3C), determinând descompunerea lor în metal și grafit, deci grafitizează oțelul. Cobaltul, siliциul și nichelul formează totuși carburi (Co_3C ; Ni_3C ; SiC), dar care sunt instabile și se descompun;
- **elemente ce se combina cu carbonul** (carburigene). Toate se află în vecinătatea și în partea stângă a fierului în tabelul periodic al elementelor chimice.

Acestea, în ordine descrescătoare a afinității lor chimice față de carbon sunt: Fe, Mn, Cr, Mo, W, V, Nb, Zr, Ti, Hf, Ta. Combinațiile chimice ale elementelor de aliere cu carbonul se numesc carburi și sunt de regulă compuși chimici de interstiție (faze Hägg). Carburile formate, cu excepția celor de Fe, Mn și Cr, au raportul dintre raza carbonului și a metalului mai mic de 0,59. Stabilitatea chimică și termică a carburilor variază în sens invers șirului de afinitate chimică, adică, o carbură cu cât se formează mai greu (cu metale de la finele șirului de afinitate- Nb, Zr, Ti, Hf, Ta) cu atât este mai stabilă (se descompune și se topește la temperaturi mai mari) și invers, cu cât se formează mai ușor, cu metalele de la începutul șirului Fe, Mn, Cr cu atât se descompune mai ușor. Rezultă că metalele de la sfârșitul șirului de afinitate formează carburi numai atunci când există mult carbon. Carburile în general au stabilitate termică ridicată (sunt refractare), au duritate mare și sunt foarte fragile. De exemplu TiC are duritatea 3200 HV și se topește la 3250°C; WC are duritatea de 1800 HV și se topește la 2600°C. Carburile în funcție de starea de agregare a fazelor (soluțiilor) din care se formează pot fi: carburi primare, care se separă din soluții lichide și carburi secundare care se separă din soluții solide.

În funcție de cantitatea de elemente de aliere și de carbon pe care le conțin și în funcție de structura lor, carburile pot fi: simple sau speciale, duble sau complexe, cementite aliate. Carburile simple se formează la conținuturi mari de elemente de aliere: Mn_3C ; Cr_{23}C_6 ; Cr_7C_3 ; Mo_2C ; VC; TiC; WC etc.

Carburile duble (complexe) se formează la cantități medii de elemente de aliere; ele conțin întotdeauna fier, fie inclus în carburi: $\text{Fe}_2\text{Mo}_2\text{C}$; $\text{Fe}_2\text{W}_2\text{C}$ (carburi duble propriu-zise), fie în soluții solide ale fierului dizolvat în carburile simple $(\text{FeCr})_4\text{C}$; $(\text{FeW})_6\text{C}$; $(\text{CrMnFe})_{23}\text{C}_6$ etc. În acest caz, valența elementelor de aliere din interiorul parantezei poate varia astfel ca suma lor să dea valența parantezei. De exemplu carbura dublă $(\text{FeCr})_7\text{C}$ poate exista în variantele: FeCr_6C ; $\text{Fe}_2\text{Cr}_5\text{C}$; $\text{Fe}_3\text{Cr}_4\text{C}$ etc. Uneori carburile simple similare se dizolvă reciproc, formând soluții solide de forma; TiCNbC .

Cementitele aliate se formează la conținuturi mici de elemente de aliere și corespund formulei chimice $(\text{FeX})_3\text{C}$, unde X este elementul de aliere carburigen dizolvat în cementită: $(\text{FeMn})_3\text{C}$; $(\text{FeCr})_3\text{C}$; $(\text{FeMo})_3\text{C}$ etc.

După structură carburile pot fi cu structură cristalină complexă Fe_3C ; Mn_3C ; Cr_7C_3 ; Fe_2MoC ; Fe_2W_2C etc. și compuși chimici de interstiție (faze Hägg) Mo_2C ; VC ; TiC ; TaC ; Ta_2C etc. care sunt mai stabile termic și chimic.

Comparativ cu cementita (Fe_3C), toate carburile sunt mai dure și mai puțin fragile. Carburile influențează preponderent proprietățile mecanice ale aliajelor fier-carbon complexe, prin natura lor, cantitatea lor și prin gradul lor de dispersie. Cu cât carburile sunt mai fine și mai uniform distribuite în matricea de bază, cu atât duritatea, rezistența la uzare sunt mai mari și fragilitatea mai mică.

Rezultă că elementele de aliere în aliajele Fe-C complexe se distribuie, în funcție de natura și cantitatea lor, precum și de cantitatea de carbon, între fier, cu care formează soluții solide (ferită, austenită aliate), compuși intermetalici sau de interstiție și între carbon, cu care formează carburi. Atunci când conținutul de carbon este mic, vor forma carburi doar elementele de la începutul șirului de afinitate, restul elementelor carburigene se vor dizolva obligatoriu în fier, dând ferită și/sau austenită aliate.

4.3. OȚELURI ALIATE

Datorită unei game largi de proprietăți fizico-mecanice, chimice și tehnologice cu valori ridicate, oțelurile aliate au cunoscut o dezvoltare deosebită încă de la sfârșitul sec. XIX.

Oțelurile se aliază frecvent cu Mn, Cr, Ni, Si, W, Mo, Ti, V, Co, Nb, Zr, Hf, Ta, în scopul creșterii uneia sau mai multor proprietăți (Ni este deficitar).

4.3.1. CRITERII DE CLASIFICARE A OȚELURILOR ALIATE

Oțelurile aliate se clasifică după mai multe criterii:

a) **după utilizare** sunt oțeluri aliate pentru construcții de mașini (de uz general și cu destinație precisă), pentru scule (de așchiere, de deformare și de măsurare și verificare) și cu proprietăți fizico-mecanice și chimice speciale (rezistente la coroziune sau inoxidabile, refractare, cu coeficient mic de dilatare, cu proprietăți magnetice speciale, cu proprietăți electrice speciale, rezistente la uzare, cu tenacitate mare la temperaturi scăzute etc.);

b) **după gradul de aliere** sunt oțeluri slab aliate (<8% elemente de aliere) și înalt aliate (>8% elemente de aliere);

c) **după structura de echilibru** obținută în urma recoacerii. Elementele de aliere modifică foarte mult morfologia și cinetica transformărilor ce au loc în oțeluri. Astfel, în funcție de conținutul de carbon și de elemente de aliere, la echilibru, în urma răcirii foarte lente, oțelurile aliate pot fi: hipoeutectoide cu perlită și ferită în structură; hipereutectoide cu perlită și carburi secundare în structură; ledeburitice cu perlită, carburi primare (ledeburită) și secundare în structură, figura 4.12.

d) **după structura obținută la normalizare**. Oțelurile aliate, după structura obținută la răcire în aer liber (normalizare) pot fi: perlitice, feritice, austenitice, martensitice, cu carburi sau ledeburitice.

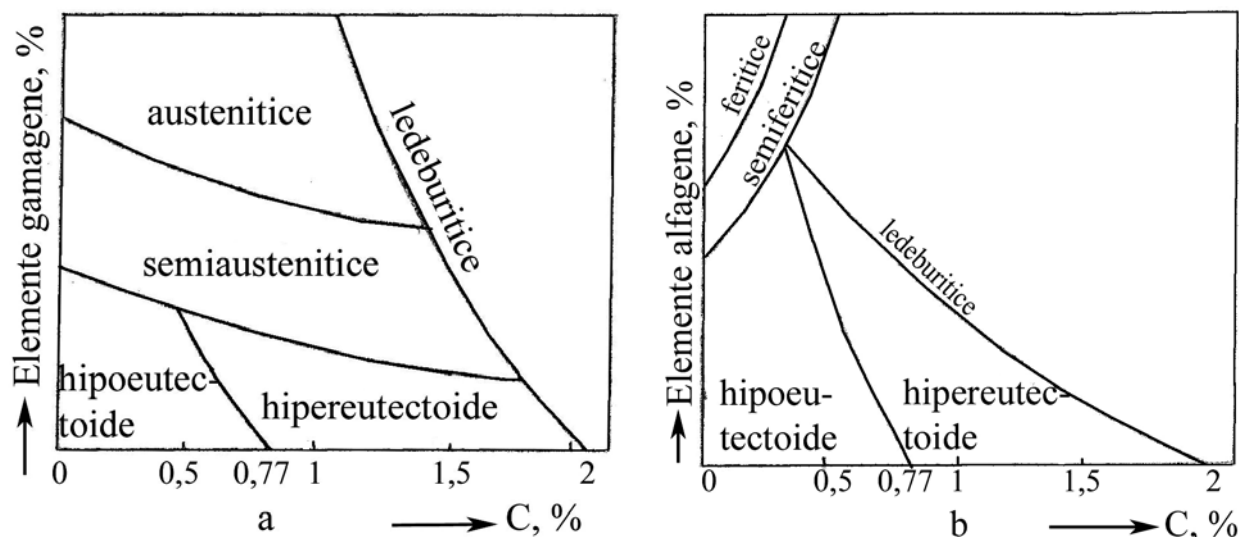


Fig. 4.12. Structuri de echilibru în oțelurile aliate cu elemente gamagene a) și cu elemente alfagene b)

Oțelurile perlitice sunt slab aliate au în structură perlită, ferită cu sau fără carburi secundare, în funcție de natura elementelor de aliere. Sunt destinate construcției de mașini.

Oțelurile feritice sunt bogat aliate cu elemente alfagene și au structura după răcirea în aer liber formată din ferită aliată. Au conținut mic de carbon și au proprietăți speciale: refractaritate, tenacitate, uneori inoxidabilitate.

Oțelurile martensitice sunt autocălibile. Au un conținut mediu de carbon și mare de elemente de aliere, sunt dure, fragile și sunt destinate sculelor de deformare și așchiere. Uneori pot fi de asemenea inoxidabile.

Oțelurile austenitice sunt bogate în elemente de aliere gamagene și au la, și sub temperatura ambiantă o structură austenitică. Au proprietăți speciale: refractaritate, inoxidabilitate, rezistență mare la uzare (cele aliate cu Mn), sunt paramagnetice și au tenacitate foarte mare (temperatura de tranziție ductil-fragil este situată la temperaturi mult sub 0°C).

4.3.2. INFLUENȚA ELEMENTELOR DE ALIERE ASUPRA STRUCTURII ȘI PROPRIETĂȚILOR OȚELURILOR. DIAGrame DE STRUCTURĂ GUILLET

Elementele de aliere influențează puternic structura oțelurilor aliate și prin aceasta, implicit, influențează proprietățile acestora.

Structurile obținute la răcirea în aer liber, în funcție de principalul element de aliere și cantitatea de carbon, sunt date de diagramele de structură Guillet, care sunt diagrame ternare Fe-C-element principal de aliere.

Nichelul, fiind element gamagen solubil nelimitat în fier, favorizează obținerea structurilor, după normalizare, austenitice la conținuturi mari de carbon, martensitice la conținuturi medii de carbon și perlitice la conținuturi mici de carbon, conform diagramei de structură Guillet cu nichel, figura 4.13.

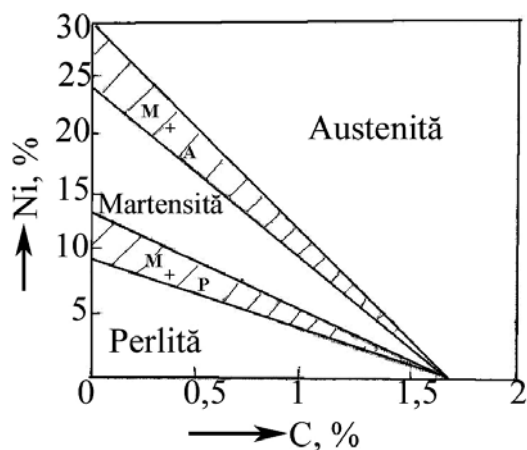


Fig. 4.13. Diagrame Guillet- oțeluri aliate cu Ni

coeficient foarte mic de dilatare, sunt paramagnetice, sunt inoxidabile, au reziliență ridicată și termostabilitate mare.

Oțelurile austenitice prin deformare plastică la rece (ecruisare) devin martensitice când sunt dure și fragile datorită formării planelor de clivaj.

Oțelurile martensitice fiind foarte dure și fragile au o utilizare restrânsă. Prin călire (răcire cu viteză mare), oțelurile perlitice devin martensitice, iar cele martensitice devin austenitice.

Manganul, este un bun înlocuitor al nichelului care este element scump și deficitar. Manganul fiind element gamagen se dizolvă în fier și se combină cu ușurință cu carbonul dând austenită aliată cu Mn și carburi de forma Mn_3C ; $(FeMn)_3C$; $Mn_{23}C_6$.

Manganul are o influență de două ori mai puternică decât nichelul asupra structurii și formează în urma răcirii în aer liber aceleași structuri, figura 4.14.

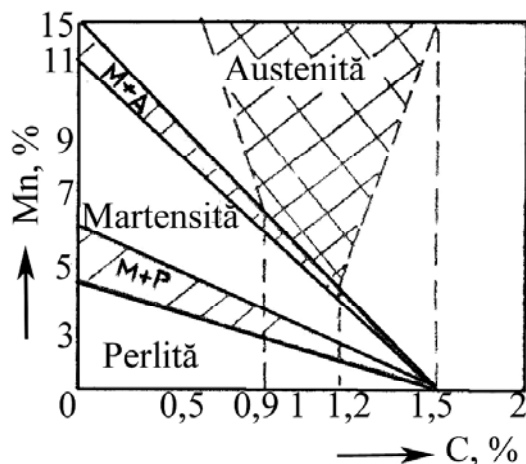


Fig. 4.14. Diagrame Guillet a oțelurilor aliate cu mangan

ele prin ecruisare devin martensitice foarte dure și cu rezistență foarte mare la uzare abrazivă, au sudabilitate bună, se prelucrează numai prin turnare și polizare. Din ele

Nichelul determină finisarea structurii, mărește călibilitatea, rezistența la rupere, limita de elasticitate, permeabilitatea magnetică, tenacitatea, rezistența la coroziune și la oxidare, micșorează coeficientul de dilatare termică, sudabilitatea și temperatura de tranziție ductil-fragil. Astfel, oțelurile feritice aliate cu nichel își păstrează tenacitatea la temperaturi sub $-200^{\circ}C$.

Oțelurile perlitice, care sunt slab aliate, sunt destinate construcției organelor de mașini, iar cele austenitice sunt oțeluri bogat aliate cu proprietăți fizice speciale-au

Oțelurile perlitice sunt slab aliate și sunt destinate construcției organelor de mașini. Oțelurile martensitice, fiind dure și fragile, nu se utilizează, iar oțelurile austenitice se utilizează doar cele din domeniul hașurat, care sunt bogat aliate și foarte rezistente la uzare abrazivă.

Oțelurile din stânga domeniului hașurat devin cu ușurință martensitice, când au fragilitate mare, iar cele de la dreapta domeniului hașurat au carburi, în cantitate mare, dispuse pe limitele grăunților și sunt fragile. Oțelurile aliate cu mangan se numesc oțeluri manganoase sau Headfield,

se execută lame de buldozer, fălci de concasare, șenile tanc, dinți pentru cupe de excavatoare, case de bani, blacheuri de bocanci etc.

Manganul favorizează creșterea grăunților la încălzire și prin aceasta obținerea unor structuri grosolane. De asemenea manganul imprimă o accentuată fragilitate de revenire (care se elimină prin adăugare de molibden) și conferă oțelurilor o conductibilitate termică redusă, sensibilizând oțelul la fisurare.

Cromul, este element alfaigen, solubil nelimitat în fier, care formează ușor carburi simple și complexe (Cr_4C ; Cr_7C_3 ; $(\text{FeCr})_4\text{C}$; $(\text{FeCr})_3\text{C}$ etc.). Structura oțelurilor aliate cu crom poate fi perlitică, martensitică și cu carburi, conform diagramei Guillet dată în figura 4.15.

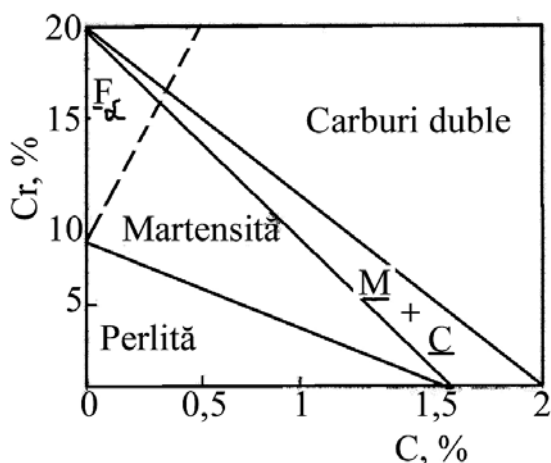


Fig. 4.15. Diagrama de structură Guillet a oțelurilor aliate cu Cr

Oțelurile perlitice sunt slab aliate și sunt destinate construcției celor mai diverse organe de mașini (roți dințate, arbori, rulmenți, etc.). Aceste oțeluri au structura fină, care imprimă o rezistență mare la uzare prin frecare cu ungere, elasticitate și reziliență mare. Au o bună călibilitate, refractaritate și tenacitate.

Oțelurile martensitice cu mult carbon sunt oțeluri de scule pentru deformare plastică, măsurare și așchiere cu viteză mică. Cele martensitice cu mai puțin carbon și cu peste 12% Cr sunt inoxidabile. Oțelurile cu carburi, sau ledeburitice, sunt bogat aliate și sunt

destinate sculelor de deformare plastică solicitate la compresiune și uzare și magneților permanenți.

Oțelurile cu peste 12% Cr care conțin puțin carbon sunt feritice și sunt inoxidabile, iar cele cu mult carbon ($<0,4\%$ C) sunt martensitice și de asemenea inoxidabile. Oțelurile cu mult crom sunt susceptibile la fragilitatea de revenire la 475°C .

Cromul finisează structura, mărește proprietățile de rezistență mecanică, mărește călibilitatea, mărește rezistența la uzare și elasticitatea, iar peste 12% Cr face ca oțelurile să devină inoxidabile.

Wolframul, ca și cromul este element alfaigen care se dizolvă în fier, poate forma compuși chimici de substituție cu fierul (faze sigma) și formează carburi simple și complexe foarte dure și stabile. Wolframul influențează pozitiv proprietățile de rezistență ale oțelurilor. Astfel, crește rezistența la rupere, duritatea, refractaritatea, forța coercitivă, călibilitatea, rezistența la uzare, reziliența, rezistența la coroziune, micșorează în același timp fragilitatea la revenire (pozitiv), alungirea, sudabilitatea și conductibilitatea termică (negativ).

Structura după răcirea în aer liber poate fi perlitică sau cu carburi duble (ledeburitică) după cum rezultă din diagrama de structură Guillet, figura 4.16.

Se constată că wolframul influențează structura de două ori mai puternic decât cromul. Dacă cromul închide domeniul γ la 12,7%, wolframul îl închide la 6%.

Oțelurile perlitice sunt slab aliate și sunt destinate construcției organelor de mașini. Au structura foarte fină și duritate mare. În general se folosesc oțeluri aliate împreună cu cromul și nichelul cărora wolframul le elimină fragilitatea la revenire.

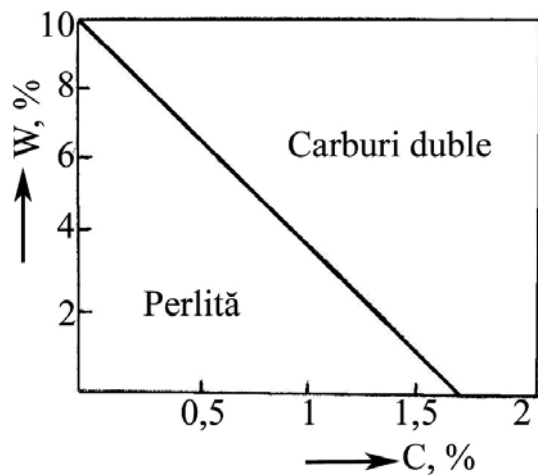


Fig. 4.16. Diagrama de structură Guillet a oțelurilor aliate cu W

Oțelurile cu carburi duble (ledeburitice) sunt bogat aliate, sunt foarte dure și rezistente la uzare, au termostabilitate și refractaritate mari și se folosesc pentru scule așchietoare (oțeluri rapide) cu viteză mare de așchiere, pentru magneți permanenți și ca oțeluri refractare. Aceste oțeluri își păstrează duritatea de 58 HRC până la temperaturi de 620°C. Wolframul se înscrie în categoria elementelor deficitare.

Molibdenul, este element alfa gen care se dizolvă în fier, formează compuși intermetalici cu fierul și poate forma carburi simple și complexe dure și stabile. Influențează structura oțelurilor aliate în același sens ca și wolframul, chiar de patru ori mai puternic, adică, aceeași structură care se obține cu 10% W se poate obține doar cu 2,5% Mo, figura 4.17. Molibdenul închiude domeniul γ la 2,5÷3%.

Molibdenul favorizează obținerea structurilor foarte fine, mărește rezistența la oboseală, rezistența mecanică, reziliența, duritatea, rezistența la coroziune, termostabilitatea, refractaritatea, călibilitatea, așchiabilitatea și micșorează fragilitatea la revenire.

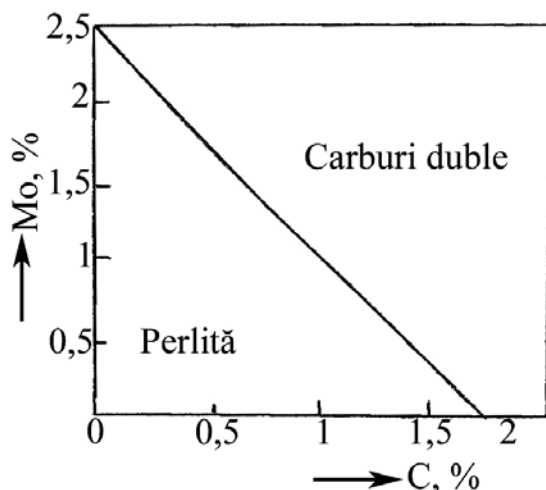


Fig. 4.17. Diagrama de structură Guillet a oțelurilor aliate cu Mo

Prin aceste influențe strict pozitive, molibdenul este un foarte bun înlocuitor al wolframului (care este deficitar), iar oțelurile aliate cu molibden, având caracteristici mecanice superioare, sunt printre cele mai recente oțeluri utilizate în construcția de mașini. Oțelurile perlitice sunt slab aliate și sunt destinate organelor de mașini care necesită rezistență mecanică și tenacitate ridicate, iar oțelurile ledeburitice (cu carburi duble) se folosesc ca oțeluri rapide de scule, oțeluri inoxidabile, oțeluri refractare etc.

Vanadiul, este element alfa gen, care se dizolvă în fier, formează compuși intermetalici cu fierul și se combină chimic cu carbonul dând carburi simple și complexe foarte dure și stabile. Vanadiul ca și molibdenul mărește rezistența la rupere și duritatea fără a afecta reziliența și alungirea, mărește elasticitatea, rezistența la oboseală, rezistența la fluaj, rezistența la uzare, la coroziune și la supraîncălzire.

Vanadiul finisează structura. Oțelurile cu vanadiu pot avea structura după răcirea în aer, perlitică, perlito-carburică și cu carburi duble, figura 4.18.

Se constată că influența vanadiului asupra structurii și implicit asupra proprietăților este mai puternică de 3 ori decât molibdenul, de 10 ori decât wolframul și de 20 ori decât cromul. Vanadiul închide domeniul γ la 1,1%. Acest lucru face ca vanadiul în oțelurile aliate să se afle în cantități mici (sub 2%) și întotdeauna pe lângă alte elemente (Cr, Ni, W, Mo). Oțelurile cu vanadiu sunt susceptibile la fragilitatea reversibilă, la revenire (475°C).

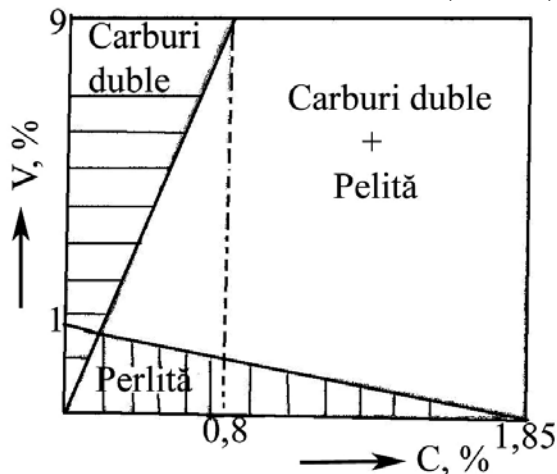


Fig. 4.18. Diagrame de structură Guillet a oțelurilor aliate cu V

Oțelurile perlitice sunt slab aliate și sunt destinate construcției organelor de mașini (roți dințate, axe, arbori, arcuri etc.), iar oțelurile perlito-carburice sunt oțeluri rapide pentru scule așchietoare, oțeluri refractare pentru supape de evacuare etc.

Siliciul, este element alfa-gen care se dizolvă în fier fără a forma carburi stabile în oțeluri, formează în schimb oxizi și silicați. Este un element dezoxidant și grafitizant, care poate determina descompunerea, la încălziri prelungite, a cemenței în fier și grafit, deci poate grafitiza oțelurile (5÷7% Si).

Siliciul, ca element de aliere, mărește limita de curgere și de elasticitate, mărește duritatea, rezistența la uzare, rezistența la oboseală, rezistența electrică, permeabilitatea magnetică, termostabilitatea și rezistența la oxidare la temperaturi înalte și micșorează tendința de supraîncălzire a oțelurilor.

Structura oțelurilor aliate cu siliciu este perlitică, feritică sau ferito-perlitică. Oțelurile aliate cu siliciu se folosesc ca oțeluri grafitate, rezistente la uzare cu ungeri (5÷7% Si), oțeluri pentru arcuri (0,5÷2% Si), pentru supape de evacuare (0,2÷3,3% Si), oțeluri silicioase pentru tole de transformatoare și mașini electrice (2÷4% Si).

Siliciul nu se acceptă decât în cantități mici în oțelurile pentru ambutisare adâncă.

Borul, este element gamma-gen care nu se dizolvă în fier, în schimb formează cu fierul boruri foarte dure. Borul favorizează obținerea de structuri foarte fine și omogene. Borul este folosit ca element de microaliere. În cantități foarte mici (0,001÷0,003% B) mărește foarte mult calibrabilitatea oțelurilor cu puțin carbon, duritatea, rezistența la rupere, așchiabilitatea și termostabilitatea.

Borul favorizează obținerea structurilor bainitice și îmbunătățește sensibil proprietățile de rezistență și tenacitate a oțelurilor revenite. Mărește refractaritatea oțelurilor inoxidabile Cr-Ni și se folosește în oțelurile aliate cu 2% B pentru ecrane de protecție contra neutronilor.

Aluminiul, este element alfa-gen, care se dizolvă în fier, formează oxizi, nitruri, aluminați și nu se combină cu carbonul.

Aluminiul mărește rezistența la oxidare la temperaturi înalte, îmbunătățește rezistența la coroziune la temperatura ambiantă, mărește tendința de creștere a gră-

unților de austenită la încălzire, când depășește 0,05% Al, mărește stabilitatea austenitei suprarăcite și mărește puțin stabilitatea martensitei la revenire, mărește sensibilitatea oțelurilor la decarburare. Aluminiul până la 0,1%, contribuie la obținerea unor structuri fine cu proprietăți bune de rezistență mecanică, ductilitate și tenacitate.

Peste 2% Al, tenacitatea se reduce drastic. Aluminiul se acceptă în oțelurile destinate nitrurării între 1 și 1,5%, când elimină fragilitatea dată de nitrurile de fier și în oțelurile refractare între 5 și 10% Al.

Aluminiul se utilizează întotdeauna pe lângă alte elemente de aliere: Mn, Cr, N, Mo, V, W etc. Nu se acceptă în oțelurile destinate cementării, deoarece micșorează stabilitatea carbonului în fier, micșorează adâncimea stratului cementat și fiind un element grafitizant provoacă, la încălziri îndelungate, descompunerea cementitei și grafitizarea straturilor cementate.

Cobaltul, este element gamagen care se dizolvă în fier (parțial în ferită și parțial în cementită) și nu formează carburi. Cobaltul crește mult rezistența la oxidare la temperaturi înalte, mărește remanența magnetică și forța coercitivă, mărește conductibilitatea termică, refractaritatea, inhibă creșterea grăunților de austenită, micșorează călibilitatea prin deplasarea curbelor TTT spre stânga și prin creșterea punctului critic de transformare martensitică (M_s), mărește mult stabilitatea martensitei la revenire. În cantități mari ($>7\%$ Co) poate grafitiza oțelul.

Cobaltul nu se acceptă în oțelurile pentru reactoare nucleare, deoarece sub acțiunea neutronilor se formează un izotop de cobalt puternic radioactiv (Co^{60}). Oțelurile aliate cu cobalt se folosesc pentru supape de evacuare, magneți permanenți, oțeluri cu coeficient mic sau chiar negativ de dilatare (Kovar) și pentru oțeluri rapide de scule.

Titanul, este element alfa-gen care închide domeniul γ la 1,2%, se dizolvă parțial în fier (1,5% Ti la 600°C) și formează compuși intermetalici de substituție Fe_2Ti și $FeTi$.

De asemenea se combină chimic cu carbonul dând carburi simple TiC . Titanul finisează mult structura, micșorează sensibilitatea la supraîncălzire și călibilitatea, mărește substanțial rezistența oțelurilor la fragilitatea dată de hidrogen, crește limita elastică, rezistența mecanică, reziliența, rezistența la fluaj, câmpul coercitiv și energia magnetică. Micșorează grosimea stratului cementat și influențează pozitiv în același sens ca și aluminiul caracteristicile straturilor nitrurate.

Titanul în oțeluri este dezoxidant, desulfurant și denitrurant. Oțelurile aliate cu Ti se pot durifica structural prin precipitare (îmbătrânire după călirea de punere în soluție). Nu există oțeluri aliate numai cu titan, ci și cu alte elemente de aliere pe lângă titan.

Oțelurile aliate polinare, care conțin și titan, sunt destinate, magneților permanenți, organelor de mașini, arcurilor, organelor de mașini nitrurate, sculelor așchietoare. Titanul se folosește de asemenea în oțelurile inoxidabile feritice aliate cu Cr pentru creșterea rezistenței la coroziune și în cele austenitice aliate cu Cr-Ni pentru evitarea coroziunii intercrystaline.

Niobiul, este element alfa-gen care se dizolvă parțial în fier și se combină chimic cu carbonul formând carbura NbC , chiar la concentrații mici de niobiu. De asemenea se combină cu azotul dând nitruri și carbonitruri.

Nu există oțeluri aliate numai cu niobiu, ci niobiul se adaugă ca și titanul pe lângă alte elemente de aliere (Cr, Mo, Ni, W, Co etc.) în scopul finisării structurii, creșterii rezistenței la rupere, limitei la curgere, limitei elastice, rezistenței la coroziune, rezistenței la uzare, stabilității termice, stabilității dimensionale, durității la cald și durității sculelor așchietoare.

Niobiul ca și titanul elimină coroziunea intercristalină a oțelurilor inoxidabile austenitice aliate cu Cr și Ni și micșorează sensibilitatea la supraîncălzire a oțelurilor, finisând structura.

În general niobiul este element de microaliere (0,02÷0,07% Nb) alături de V, Ti și B în oțelurile de construcții mecanice pentru cementare sau nitrurare. Ca element de aliere (0,8÷3,5% Nb) se folosește pe lângă V, W, Cr, Mo în unele oțeluri rapide de scule.

Zirconiul, este element alfaigen puternic carburigen ca și Ti, V, Nb, formând carburi stabile numai în oțelurile cu mult carbon. În oțelurile aliate, zirconiul se introduce în cantități mici (microaliere) pe lângă alte elemente de aliere cu rol de dezoxidant, denitrurant și desulfurant. Zirconiul finisează mult structura și mărește caracteristicile de rezistență mecanică.

Alte elemente de aliere ale oțelurilor se utilizează rar: plumbul, seleniul, telurul, bismutul, fosforul și sulful pentru creșterea așchiabilității și rezistenței la uzare a oțelurilor, tantalul pentru eliminarea coroziunii intercristaline și autofisurării oțelurilor inoxidabile austenitice aliate cu Cr-Ni, cuprul pentru creșterea rezistenței la rupere simultan cu creșterea alungirii oțelurilor, rezistenței la intemperii și micșorarea coeficientului de dilatare termică, azotul pentru stabilizarea structurii și creșterea rezistenței la rupere și alungirii oțelurilor aliate austenitice etc.

Elemente ca: Sn, Sb, Ag, Mg, Zn, Re, Tc, Ru, Os, Ir, Ag, Au, Pt, Cd, Br, As, Na, Ca etc. nu se folosesc la alierea oțelurilor. În mod curent oțelurile aliate sunt: oțeluri crom, oțeluri mangan, oțeluri bor, oțeluri siliciu, oțeluri nichel, oțeluri crom-mangan, oțeluri crom-molibden, oțeluri crom-vanadiu, oțeluri crom-nichel, oțeluri crom-nichel-molibden, oțeluri crom-mangan-titan, oțeluri crom-mangan-siliciu, oțeluri bor-crom, oțeluri mangan-crom-bor, oțeluri crom-molibden-bor etc.

Oțelurile aliate sunt net superioare oțelurilor carbon, în special din punct de vedere al călibrității, finisării structurii, caracteristicilor de rezistență mecanică, rezilienței la temperaturi joase, rezistenței la coroziune, rezistenței la uzare, temostabilității, refractarității, al proprietăților electrice, termice și magnetice; ele au un preț de cost mai ridicat decât oțelurile carbon, de două până la sute de ori, în funcție de natura, numărul și cantitatea elementelor de aliere.

4.3.3. PREZENTAREA ȘI SIMBOLIZAREA OȚELURILOR ALIATE

Așa cum s-a văzut în cap. 4.3.1. oțelurile aliate se clasifică după criteriile: structura de echilibru (hipoeutectoide, hipereutectoide, ledeburitice); structura după normalizare (feritice, perlitice, austenitice, martensitice, cu carburi); gradul de aliere (slab aliate, bogat aliate); după modul de semifabricare (oțeluri aliate turnate, oțeluri aliate deformate plastic la cald); după destinație (construcții de mașini cu destinație generală și precizată, de scule, cu proprietăți fizico-mecanice și chimice speciale).

Oțelurile aliate conform STAS-urilor (excepție fac oțelurile pentru rulmenți, oțelurile electrotehnice și oțelurile rapide) se simbolizează prin: un număr care reprezintă sutimi de carbon, simbolurile elementelor de aliere în ordine crescătoare a conținutului, deci a importanței lor (ultimul element este cel mai important), și un număr care reprezintă zecimi de ultim element din simbol. Dacă în fața simbolului se află litera T oțelul este turnat în piese.

Conform SR EN 10020:1993, principalele clase de oțeluri aliate sunt:

a) oțeluri aliate de calitate, destinate construcțiilor metalice (structuri sudate, recipiente sub presiune, țevi etc., care au granulație fină, sunt sudabile, au precizate limita minimă de curgere sub 380 N/mm^2 și energia la rupere de max. 27 J la -50°C .

De asemenea din această clasă mai fac parte: oțelurile pentru electrotehnică aliate cu Si sau Si și Al; oțelurile aliate pentru șină, palplanșe pentru armături de mină; oțelurile pentru produse plate laminate la rece sau la cald destinate deformărilor la rece severe și oțelurile aliate numai cu cupru.

Clasa de oțeluri aliate de calitate pentru construcții metalice nu este indicată pentru tratamente termice de călire și revenire sau călire superficială.

b) Oțeluri aliate speciale, care includ oțelurile pentru construcții de mașini, de rulmenți, de scule, oțelurile inoxidabile, refractare și oțelurile cu proprietăți fizice speciale (coeficient mic de dilatare și proprietăți magnetice). Sunt destinate tratamentelor termice și termochimice de călire-revenire, călire superficială, cementare, nitrurare etc.

Conform SR EN 10027-1:1992 simbolizarea alfanumerică după compoziția chimică a oțelurilor aliate se face astfel:

a) oțeluri aliate, cu excepția oțelurilor rapide la care conținutul fiecărui element de aliere este $<5\%$, simbolizarea cuprinde în ordinea succesivă următoarele simboluri: un număr ce reprezintă sutimi de procente medii de carbon, simbolurile chimice ale principalelor elemente de aliere în ordinea descrescătoare a conținutului și a importanței lor (primul element este cel mai important) și unul sau mai multe numere separate prin liniuță care reprezintă conținutul mediu rotunjit în procente, multiplicat cu un factor (4 pentru Cr, Co, Mn, Ni, Si, W; 10 pentru Al, Be, Cu, Mo, Nb, Pb, Ta, Ti, V, Zr; 100 pentru Ce, N, P, S și 1000 pentru B);

b) oțeluri aliate, cu excepția oțelurilor rapide, în care conținutul unui element de aliere este $\geq 5\%$, simbolizarea cuprinde în ordine succesivă următoarele simboluri; litera X, un număr ce reprezintă sutimi de procente medii de carbon, simbolurile chimice ale principalelor elemente de aliere din oțel, în ordinea descrescătoare a conținutului sau importanței lor și unul sau mai multe numere, despărțite prin liniuță, care indică conținuturile medii în procente ale elementelor de aliere în aceeași ordine descrescătoare. Dacă două elemente au același conținut, ele se trec în simbol în ordine alfabetică. Dacă un oțel aliat este specificat sub formă de piesă turnată atunci simbolul începe cu litera G.

Simbolizarea în sistemul numeric a oțelurilor aliate de calitate și speciale se face în ordinea: 1. care înseamnă oțel (numerele 2...9 sunt destinate altor materiale), urmat de două cifre care reprezintă numărul grupei de oțel: 08; 09 și 98; 99- oțeluri aliate de calitate; 20...29- oțeluri aliate speciale de scule; 30...39- oțeluri aliate speciale diverse (oțeluri rapide 32; 33- oțeluri de rulmenți –36, oțeluri cu

proprietăți magnetice speciale 36; 37 etc.); 40...49- oțeluri inoxidabile și refractare; 50...89- oțeluri aliate speciale de construcții și pentru recipiente sub presiune pe grupe de elemente de aliere; 50...59- aliate cu Mn-Si; Mn-Cr; Mn-Ti, Ni, Cr-Ni, etc; 60...69- oțeluri aliate cu Cr-Ni; Ni-Si; Ni-Mn; Ni-Mo; Cr-Ni-Mo; Cr-Ni etc.; 70...79- aliate cu Cr, Cr-Si; Cr-Mn; Cr-Mo; Cr-V; Cr-Mo-V etc; 80...89- aliate cu Cr-Si-Mo, Cr-Si-V, Cr-Mo-W, Cr-Si-Ti, Cr-Mn-Ti etc.

Simbolul numeric continuă cu alte două cifre care reprezintă numărul de ordine. De exemplu: simbolul numeric 1.7006 reprezintă un oțel special de construcție pentru călire și revenire aliat cu crom; simbolul 1.4510 înseamnă oțel inoxidabil cu adaosuri speciale; 1.8935 este un oțel pentru recipiente sub presiune, sudabil, cu rezistență înaltă etc. Fiecărei mărci de oțel simbolizat numeric îi corespunde o compoziție chimică, anumite proprietăți fizice, mecanice, chimice, prelucrări termice, mecanice etc., date în standard.

4.3.3.1. Oțeluri aliate de construcții turnate în piese (STAS 1773-82)

Conform STAS 1773-82 sunt oțeluri slab aliate cu Cr, Ni, Si, Mn, Mo, V, Ti de uz general din clasa perlitică cu 0,1÷0,4% C; 0,03÷0,04% S și P fiecare.

Simbolul acestor oțeluri începe cu litera T- după STAS sau cu litera G după SR EN: T14VNiCrMo16; T20Mn14; T20TiMn12; T26VSiMn14; T30MoCrNi14; T40Mn11; T40MnNi07; T40TiCrNi17 etc. De regulă se folosesc în stare tratată termic: recoacere de omogenizare, normalizare, călire și revenire.

Oțelurile aliate turnate pentru armături conform STAS 9277-84 se simbolizează: OTA40Mn13; OTA30VMn13; OTA17MoCr13; OTA23V WMoCr120 etc.

SR ISO 3755:1995 simbolizează oțelurile aliate turnate de înaltă rezistență pentru construcția de mașini de uz general astfel: 410-620; 540-720; 620-820 etc., unde primul grup de cifre reprezintă limita la curgere în N/mm², iar al doilea grup de cifre, reprezintă rezistența mecanică în N/mm², fără a specifica în simbol elementele de aliere folosite.

4.3.3.2. Oțeluri aliate deformate la cald pentru piese tratate termic cu destinație generală STAS 791-88

Sunt oțeluri slab aliate perlitice prelucrate prin deformare plastică la cald în semifabricate sau direct în piese, folosite în general după tratamente termice de călire-revenire sau termochimice de cementare, nitrurare etc.

În funcție de procentul de carbon aceste oțeluri pot fi de cementare (sub 0,3% C) și de îmbunătățire (peste 0,3% C). Aceste oțeluri au proprietăți mecanice foarte bune: $R_m = 650 \div 1300$ N/mm²; $HB = 270 \div 500$ daN/mm²; $A = 8-15\%$; $KCU = 6 \div 10$ daJ/cm².

Simbolizarea acestora este: 15Cr9; 40Cr10; 40BCr10; 17MnCr10; 18CrNi20; 20MoNi35; 20MnCrSi11; 21MoMnCr12; 31MnCrSi11; 34MoCr11; 35MnSi13; 40Mn10; 51VMnCr11; 65Mn10 etc.

Mărcile 10MoNiCr17 și 19CrNi10 sunt destinate execuției de roți dințate și pinioane prin cementare. De exemplu marca de oțel 20MnNi35 conține 0,2% C, Mn și 3,5% Ni.

SR EN 10083-1:1994 “Oțeluri aliate speciale pentru călire și revenire” simbolizează mărcile astfel: 28Mn6; 38Cr2; 37Cr4; 25CrMo4; 42CrMo4; 34CrNiMo6; 30CrNiMo8; 36NiCrMo16; 51CrV4 etc. De exemplu marca 51CrV4 conține 0,51% C, 0,9÷1,2% Cr și 0,1÷0,25% V.

4.3.3.3. Oțeluri aliate de construcții deformate la cald cu destinație precizată

Oțelurile cu destinație precizată, în majoritatea lor, cuprind pe lângă mărcile de oțeluri nealiate și oțeluri aliate: oțeluri pentru arcuri; oțeluri pentru recipiente la presiune normală, la temperaturi normale, înalte și joase; oțeluri pentru țevi în industria petrolieră; pentru organe de asamblare; sape de foraj; rulmenți etc.

Oțeluri aliate pentru arcuri (STAS 795-87) sunt cu limită de elasticitate și rezistență la oboseală mari și stabilitate mare a proprietăților în timp, conțin Si, Cr, Mo, V și 0,4÷0,7% C: 40Si17A; 60Si15A; 60CrMnSi17A; 51VCr11A; 40Cr130; 35MoCr165 etc. Ultimele mărci sunt oțeluri inoxidabile din care se pot executa și arcuri.

Oțeluri pentru rulmenți (STAS 1456-89) sunt oțeluri hipereutectoide slab aliate cu Cr, Mn și Mo: RUL1; RUL2; RUL3V; 55SiMo5; 90VMoCr180 (inoxidabil); 20MoCr05; 13CrNi35 (de cementare). Oțelurile de rulmenți au rezistență mare la uzare și oboseală, stabilitate mare dimensională după călire și revenire joasă, când au structura formată din martensită revenită, carburi de crom și cca. 14-16% austenită reziduală.

Oțeluri pentru supape de motoare termice (STAS 11311-88) sunt bogat aliate cu Cr, Ni, Si, W sunt refractare: 45SiCr90; 80SiNiCr200; 45WNiCr180 etc.

Oțeluri aliate pentru sârme de sudare (STAS 1126-87): S10Mn1; S12Mn2Si; S22MoCr1; S10VMoCr1; S10Mn1Ni1; S10Mn1NiCu; S10Cr18Ni9 etc.

Oțeluri aliate termorezistente pentru organe de asamblare (STAS 11522-80): 12MoCr90; 24VMoCr12.

Oțeluri pentru organe de asamblare la temperaturi înalte și joase (STAS 7450-89): 26MoCr11As; 21VMoCr12As; 42MoCr11As; 13CrNi30As; 20MnB5As; 10Ni35As etc.

Oțeluri aliate pentru sape de foraj și transmisii hidromecanice (STAS 11504-80): 17MoNi35; 20MoCrNi06; 22MoCrNi05.

Oțelurile aliate pentru prelucrare pe mașini unelte automate (STAS 1350-88): 18MnCr10Pb; 38Cr5Pb.

Oțeluri pentru țevi fără sudură destinate industriei petroliere (STAS 8185-80): 15VMn11; 20VMn12; 31VMn12; 33MoCr11; 34MoCrNi15; 35VMoMn18 etc.

Oțeluri pentru țevi utilizate la temperaturi înalte (STAS 8184-87): 14MoCr10; 12MoCr22; 12MoCr50; 12VMoCr10; 20VNiWCr120 etc.

Oțeluri pentru cazane și recipiente sub presiune la temperatură ambiantă și ridicată (STAS 2883-88): 16Mo3; 14MoCr10; 12MoCr22; 12VMoCr10 etc.

Oțeluri de înaltă rezistență mecanică sunt oțeluri aliate complex cu Cr, Mo, Ni, V, Ti, Co, Nb cu conținut mic și mediu în carbon, destinate industriilor de

vârf (aerospațiale, transporturi etc.). Există două clase de oțeluri de înaltă rezistență mecanică, durificabile prin precipitare fin dispersă:

a) oțeluri durificabile prin precipitare de carburi (0,37÷0,44% C; 5% Cr; 1,3% Mo; 0,5% V; 1% Si). Se folosesc după călire martensitică și o dublă revenire (până la 620°C și a doua la 570°C), timp de 2 ore, când posedă $R_m=180\div 200$ N/mm²; $R_{p0,2}=1500$ N/mm²; A=7%;

b) oțeluri martensitice durificabile prin precipitare de compuși intermetalici (faze sigma), denumite oțeluri maraging. Sunt oțeluri martensitice bogat aliate ce au un conținut mic de carbon ($\leq 0,03\%$) și cca. 18% Ni; 10% Co; 3% Mo; 0,5% Ti; 0,4% Al).

În urma călirii de punere în soluție au în structură martensită aliată relativ moale din care prin îmbătrânire artificială la 480÷500°C vor precipita TiNi și/sau Ni₃Ti sub formă de particule foarte fine, care măresc duritatea și rezistența la rupere, păstrând o tenacitate ridicată ($R_m = 2200\div 2600$ N/mm²; $R_{p0,2}=1600\div 1800$ N/mm²; A=12÷15%; Z=40÷55%; KCU= 6÷10 daJ/cm²). Aceste oțeluri au și o bună rezistență la coroziune.

4.3.3.4. Oțeluri aliate pentru scule (STAS 3611-88)

Sunt oțeluri hipereutectoide aliate, speciale, cu Cr, V, W, Mn, Mo, Si, Ni, ce conțin 0,3÷2,5% C, cu structură după răcire în aer liber- perlitică, martensitică și ledeburitică. Sculele pot lucra la rece sau la temperaturi mari și pot fi de așchiere, de deformare plastică la rece și la cald și de măsurare și verificare.

Oțeluri aliate pentru scule care lucrează la rece (așchiere, deformare sau măsurare), conțin mult carbon (0,8÷2,5%) și se aliază cu Cr, Mn, W, V, Mo: 90VMn20; 105MnCrW11; 17VCr6; 100VMoCr52; 165VWMoCr115; 155MoVCr115; 205Cr11; 225VMoCr52; 90VCrMn20; 31VCr5 etc. Sunt oțeluri cu duritate mare, călibilitate mare, stabilitate dimensională, rezistente la uzare și la șocuri mecanice.

Au o rezistență la coroziune superioară oțelurilor nealiate. Nu sunt sudabile prin topire. Se folosesc pentru scule de așchiere până la temperaturi de maxim 400°C (alezoare, tarozi, filiere, burghie, freze, piepteni de filetat, pile, rașpele, cuțite de strung pentru așchiera alamelor, pânze de ferăstrău, poansoare și plăci active destinate perforării și ștanțării, dălți, matrițe de ambutisare și formare la rece, filiere de tragere, scule de extrudare, cuțite și foarfeci de tăiere, calibre, șabloane, șublere, cale plan-paralele, rigle, ehere etc.).

Călibilitatea mare a acestor oțeluri este asigurată prin aliere cu Mn, Cr, Si și Ni. Rezistența la uzare foarte mare a oțelurilor aliate de scule la aceeași duritate, comparativ cu oțelurile carbon de scule, este asigurată de prezența carburilor de crom, vanadiu, molibden, mangan și wolfram în structură. Tenacitatea ridicată este asigurată de structura foarte fină, de conținutul mediu în carbon și de prezența elementelor: Ni, Si, Mn, Cr și Mo. Stabilitatea dimensională este imprimată de Mn, V, Cr și W.

Așchiabilitatea acestor oțeluri este bună numai după recoacerea de globulizare a perlitei. Sculele rezistente la uzare pentru așchiere (tarozi, burghie, fi-

liere, alezoare etc.) și de măsurare și verificare (șabloane, calibre, șublere etc.) se execută din mărcile 90VMn20; 105MnCrW11; 90VCrMn20; 105CrW20.

Sculele rezistente la uzare pentru deformare la rece (ștemuitoare, extractoare, scule pneumatice, poansoare, matrițe, ștanțe, cilindri de laminare, dălți etc) se execută cu precădere din: 117VCr36; 100VMoCr52; 165VWMoCr115; 155MoVCr115; 205Cr115; 45VSiCrW20.

Sculele de mână, chei fixe se execută din 31VCr5.

Aceste oțeluri se folosesc în stare călită și revenită la temperaturi joase ($100\div 400^{\circ}\text{C}$), când au structura formată din martensită cubică, carburi cu sau fără austenită reziduală, în funcție de temperatura de revenire.

Tot din această categorie fac parte și oțelurile rapide (STAS 7382-88) pentru scule așchietoare ce rezistă până la temperaturi de 600°C . Acestea se simbolizează prin: Rp1; Rp2; Rp4; Rp5; Rp9; Rp10, Rp11. Sunt bogat aliate cu Cr, W, Mo, Co, V, Nb și au structura ledeburitică după turnare și martensitică cu carburi și austenită reziduală după călire și revenire ciclică sau călire criogenică urmată de o revenire, figura 4.19.

Prin răcire la -70°C , aplicată imediat după călirea în ulei sau după o primă revenire, urmată de o altă revenire, austenita reziduală scade la $2\div 3\%$. Alierea suplimentară cu Si (1%), Ti (1%), N (0,05%), Nb ($0,5\div 3\%$) permite reduceri substanțiale de Co, W și Mo, păstrând aceleași caracteristici ale oțelurilor rapide de scule. Astfel oțelurile aliate cu Nb, datorită carburilor foarte fine prezintă o durabilitate superioară oțelurilor Rp3 și Rp5 și viteze de așchiere mai mari.

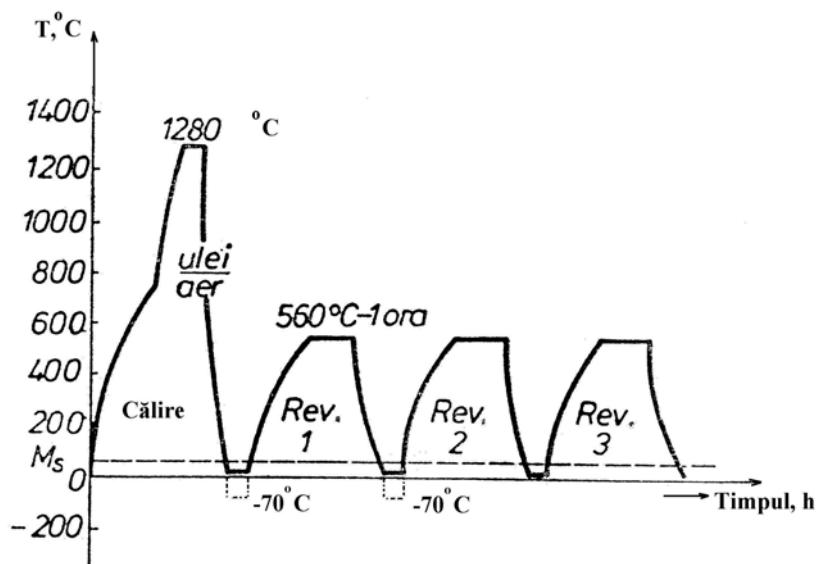
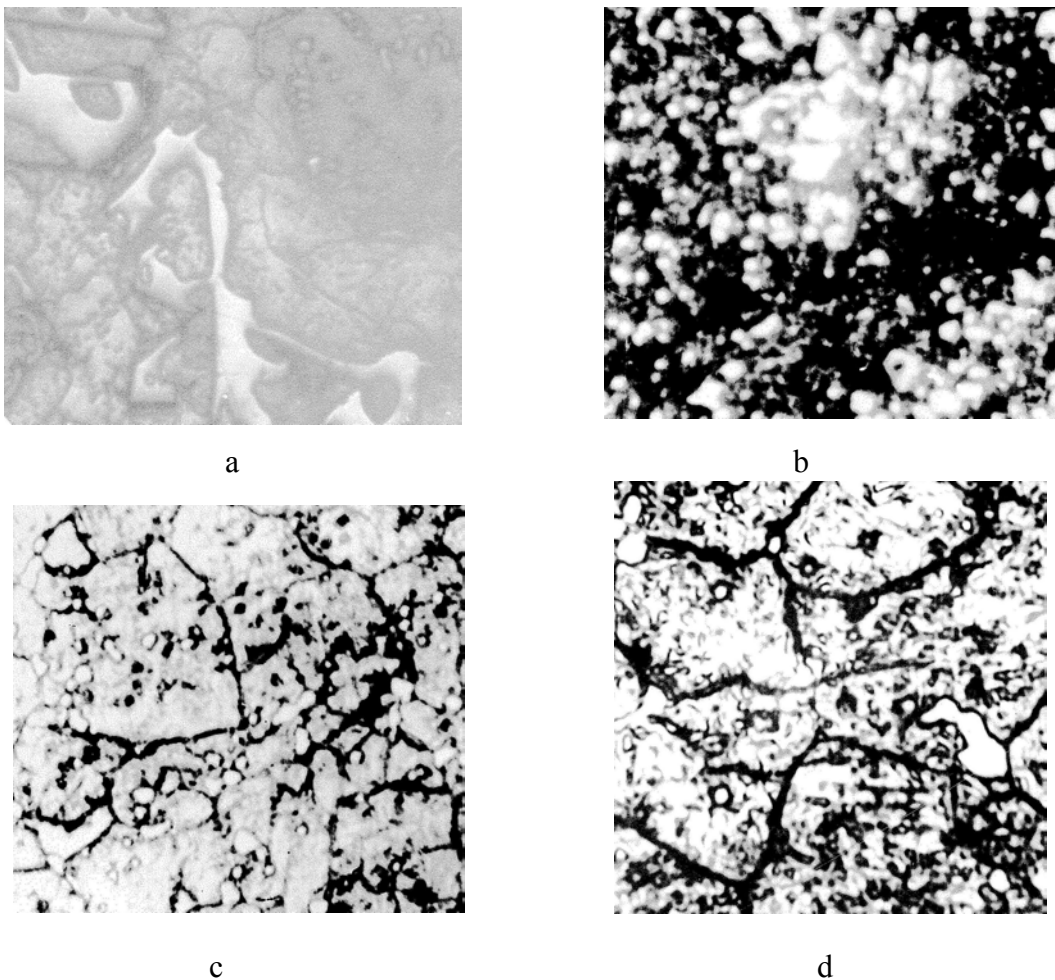


Fig. 4.19. Călirea și revenirea ciclică a oțelului rapid Rp3

SR EN 10020:1993 definește oțelurile rapide ca fiind oțeluri aliate speciale de scule care conțin minim două dintre elementele Mo, W și V în conținut însumat de minim 7%, minim 0,6% C și $3\div 6\%$ Cr și le simbolizează prin literele HS urmate de cifre care reprezintă procentul de elemente de aliere. De exemplu HS 2-9-1-8 este un oțel rapid de scule cu 2% W, 9% Mo, 1% V și 8% Co. Din acest oțel se execută cuțite de strung, freze, burghie, pânze de ferăstrău etc. Structurile oțelului

rapid Rp3 după turnare, forjare și recoacere, călire și trei reveniri la 580°C sunt prezentate în figura 4.20. Duritatea după recoacere este de cca. 250 HB, după călire de 61-62 HRC și după revenire ciclică de 63-64 HRC.

Oțeluri aliate pentru scule care lucrează la temperaturi ridicate, conțin mai puțin carbon, pentru ca sculele să nu se decarbureze în contact cu materialele calde (0,3÷0,65% C) și se aliază cu Cr, V, Mo, W, Ni, Si: 31VMoCr29; 39VSiMoCr52; 55MoCrNi16; 55VMoNiCr17; 30VCrW35 etc. Sunt oțeluri rezistente la șocuri termice și mecanice, au limită de curgere mare, stabilitate termică mare, susceptibilitate mică la deformare și suportă încălziri repetate fără a se fisura și decarbura, au călibilitate mare și conductibilitate termică ridicată. Din aceste oțeluri se execută scule de forjare, matrițare, laminare, turnare sub presiune, presare și tăiere la cald a materialelor metalice și injecție a materialelor plastice. Se folosesc în stare de călire și revenire înaltă (500÷650°C), când au structura formată din bainită superioară sau sorbită.



*Fig.4.20. Structuri ale oțelului rapid Rp3
a-turnat; b-forjat și recoapt; d-călit și revenit ciclic*

Sculele de lucru la cald solicitate în special la șocuri termice (matrițe, dornuri, poansoane etc.) se execută din 31VMoCr29 și 36VSiWMoCr53.

Sculele de lucru la cald rezistente la strivire și la șocuri termice și mecanice (matrițe pentru turnare sub presiune, dornuri de laminare a țevilor etc.) se execută din 39VSiMoCr52 și 40VSiMoCrNi52.

Sculele pentru forjare și presare la cald, foarte rezistente la șocuri mecanice (matrițe mari, nicovale, cilindri de laminor etc.) se execută din 55MoCrNi16; 55VMoCrNi16; 57VMoCrNi17.

4.3.3.5. Oțeluri aliate cu proprietăți fizice, chimice și mecanice speciale

Sunt în general oțeluri bogat aliate cu structura după răcirea în aer liber feritică, austenitică, martensitică sau ledeburitică, care au una sau mai multe proprietăți cu valori foarte mari: rezistență mare la coroziune, refractaritate mare, coeficient scăzut de dilatare, rezistivitate electrică mare, rezistență mare la uzare, tenacitate mare la temperaturi scăzute, cu proprietăți magnetice speciale.

A. Oțeluri rezistente la coroziune (STAS 3583-80). Rezistența la coroziune este asigurată în primul rând prin aliere cu peste 12% Cr.

În funcție de agresivitatea mediului de lucru se folosesc oțeluri rezistente la coroziune aliate cu Cr,, Cr-Ni (oțeluri inoxidabile), oțeluri Maraging și oțeluri rezistente la intemperii (patinabile).

SR EN 10020:1993 definește oțelurile inoxidabile ca fiind oțeluri aliate speciale, care conțin în procente de masă maxim 1,2% C și minim 10,5% Cr, cu sau fără alte elemente.

Rezultă că oțelurile aliate rezistente la coroziune pot fi: inoxidabile (bogate aliate) și patinabile (slab aliate).

Rezistența la coroziune se realizează prin formarea unui strat superficial aderent și compact de oxizi, cu rezistență mare la acțiunea agenților atmosferici sau chimici (vapori de apă, aer, soluții de acizi și săruri).

Oțeluri inoxidabile aliate cu crom, conțin între 11÷14% Cr, 16÷19% Cr sau 25÷28% Cr, la un conținut de carbon de 0,08÷1,0%.

Aceste oțeluri, conform diagramei Guillet, pot avea structura după răcire în aer liber, martensitică, feritică sau martensitică cu carburi.

Oțelurile feritice conțin puțin carbon (sub 0,08%), conțin Ti sau Mo pe lângă Cr și Al, iar cele martensitice au conținut variabil de carbon (0,1÷1% C) și pot conține Mo, V, Ni pe lângă Cr.

După structura de echilibru (recoacere) aceste oțeluri pot avea structura: feritică, semiferitică (ferito-martensitică) și ledeburitică.

Oțelurile inoxidabile cu crom sunt feromagnetice, au o rezistență bună la coroziune și la uzare.

Oțelurile feritice nu se tratează termic, iar cele martensitice se folosesc numai în stare de călire de la 950÷1050°C și revenire înaltă (620÷750) sau revenire joasă (100÷300°C).

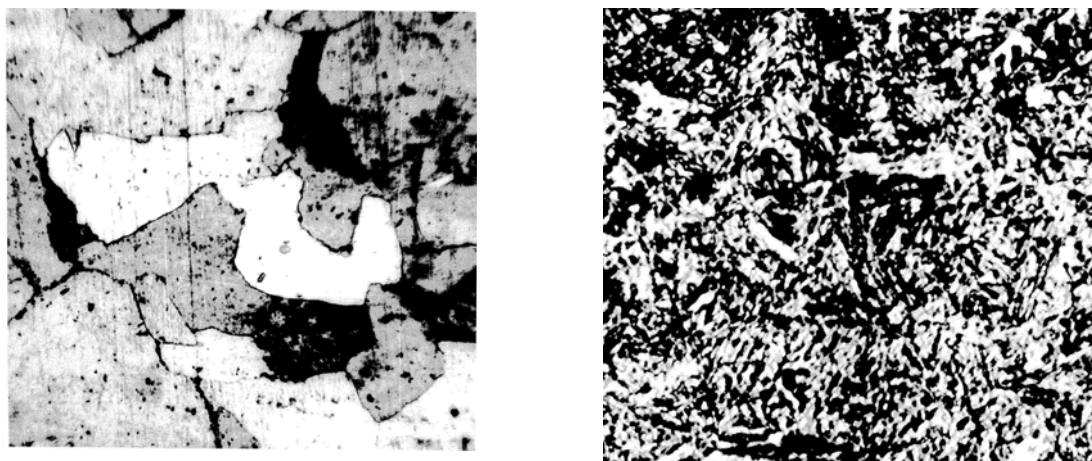
Oțelurile feritice se utilizează în instalații chimice, schimbătoare de căldură etc., iar oțelurile martensitice se folosesc la executarea supapelor, scaunelor de supape pentru motoare cu ardere internă, tije de pistoane, palete de turbine, instrumente chirurgicale, cuțite de bucătărie, scule de măsurare, rezervoare antioxide, rulmenți, arcuri etc. Oțelurile inoxidabile martensitice sunt și refractare, ele încep să oxideze peste temperaturi de 500÷600°C.

STAS 3583-80 indică următoarele mărci de oțeluri inoxidabile aliate cu crom: 7Al130; 8Cr170; 8TiCr170; 2TiMoCr180; 1MoCr260;- oțeluri feritice și 10Cr130;

20Cr130; 30Cr130; 40Cr130; 20MoCr130; 35MoCr165; 90VMoCr180; 90Cr180; 22NiCr170 etc.- oțeluri martensitice.

Unele din aceste oțeluri se pot obține și prin turnare (STAS 6855-86): T15NiCr135; T15Cr130; T20MoCr130, T15Cr280 etc., care sunt simultan anticorozive și refractare, folosite la utilaje și instalații din industria chimică, unde rezistă în acid fosforic, acid acetic, acid formic, soluții sulfuroase, acizi organici etc.

Structurile oțelurilor inoxidabile aliate cu crom feritice (2TiMoCr180) și martensitice (90Cr180) sunt prezentate în figura 4.21.a,b.



a *b*
Fig.4.21 Structuri ale oțelurilor inoxidabile cu crom
a- oțel feritic (2TiMoCr180); b- oțel martensitic (90Cr180)

Oțeluri inoxidabile aliate cu crom și nichel. Nichelul introdus în oțelurile inoxidabile pe lângă crom, determină creșterea rezistenței la coroziune, creșterea refractarității, creșterea tenacității la temperaturi scăzute, dar și creșterea prețului de

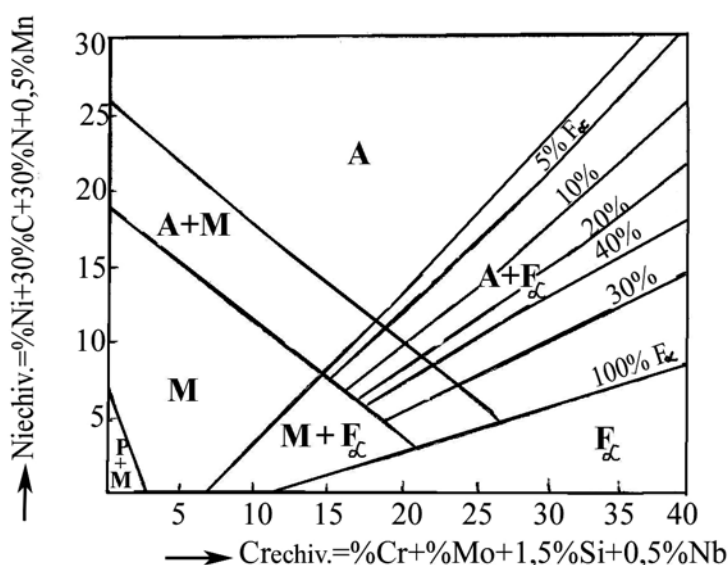


Fig. 4.22. Diagrama de structură Schaeffler a oțelurilor Cr-Ni

cost de până la 10 ori. Sunt oțeluri austenitice, bogat aliate cu crom și nichel ce conțin: 0,03÷0,15% C; <2% Mn; <1% Si; 16,5÷28% Cr; 4÷27% Ni; <3% Mo; <0,8% Ti; <0,3% Nb. Diagrama de structură Schaeffler, obținută la răcire în aer liber indică structura oțelurilor inoxidabile în funcție de elementele γ -gene prin conținutul de nichel echivalent și de elementele α -gene prin conținutul de crom echivalent, figura 4.22. Structura acestor oțeluri inoxidabile poate fi monofazică: martensitică,

austenitică, feritică și bifazică: perlită și martensită, martensită și ferită, martensită și austenită, austenită și ferită.

Oțelurile inoxidabile Cr-Ni, austenitice au pe lângă o rezistență foarte bună la coroziune și refractaritate bună, rezistență la fluaj mare, rezistență mecanică și tenacitate (reziliență) mare la temperaturi situate sub 0°C. Sunt paramagnetice și au sudabilitate bună. Când conținutul în carbon depășește 0,04% este posibilă apariția coroziunii intercrystaline și autofisurării.

Fenomenul se accentuează prin încălzirea acestor oțeluri la temperaturi peste 500°C și se datorează precipitării de carburi de crom la limitele grăunților și prin aceasta sărăcirea grăunților de austenită în crom sub 12%, când aceasta devine susceptibilă de coroziune. Acest neajuns se elimină prin micșorarea conținutului de carbon (<0,03%) și prin adaos de 0,4÷0,8% Ti sau 0,2÷1,0% Nb, care formează carburi stabile în oțel și insolubile în austenită împiedicând astfel formarea carburilor de crom. Oțelurile inoxidabile austenitice Cr-Ni, prin deformare plastică la rece se ecrusează puternic devenind martensitice, foarte dure și dificil de așchiat.

Nichelul fiind un metal deficitar și scump, este frecvent înlocuit parțial cu mangan (1,5÷10,5%) sau chiar cu azot 0,1÷0,25%, existând astfel clasele de oțeluri inoxidabile austenitice Cr-Mn; Cr-Mn-Ni și Cr-Ni-N.

STAS 3583-80 prezintă 8 mărci de oțeluri inoxidabile austenitice Cr-Ni: 2NiCr185; 5NiCr180; 10TiNiCr180; 10TiMoNiCr175; 12NNiMnCr180; 2MoNiCr175; 2NbNiCr250; 2CuMoCrNi250.

SR EN 10088-1:1997 prezintă și simbolizează oțelurile inoxidabile feritice, martensitice și austenitice aliate cu Cr-Ni astfel: 20 mărci de oțeluri feritice: X2CrNi12; X2CrTi12; X6Cr13; X6CrAl13; X3CrNb17; X6CrMoS17; X2CrMoTi18-2; X6CrMoNb17-1; X2CrAlTi18-2; X2CrMoTi29-4 etc.; 20 mărci de oțeluri martensitice: X12Cr13; X12CrS13; X29CrS13; X48Cr13; X50CrMoV15; X105CrMo17; X90CrMoV18; X3CrNiMo13-4; X4CrNiMo16-5-1; X5CrNiCuNb16-4; X7CrNiAl17-7 etc.; ultimele trei mărci se durifică prin precipitare (călire de punere în soluție urmată de îmbătrânire); 37 mărci de oțeluri austenitice: X10CrNi18-8; X2CrNi18-7; X2CrNi19-11; X5CrNiS18-9; X4CrNi18-12; X2CrNiMo17-12-3; X1CrNiSi18-15-4; X2CrMnNi17-7-5; X3CrNiCu19-9-2; X6CrNiCuS18-9-2; X1NiCrMoCu25-20-5 etc. și 6 mărci de oțeluri austenito-feritice: X2CrNiN23-4; X2CrNiMoN22-5-3; X2CrNiMoN25-7-4; X3CrNiMoN27-5-2; X2CrNiMoCuWN25-7-4; X2CrNiMoCuN25-6-3. Mărcile din aceste oțeluri care au în simbol litera S; au un conținut mărit de sulf (0,15÷0,35%) pentru a crește așchiabilitatea, în rest toate mărcile conțin sub 0,015% S.

Dintre oțelurile inoxidabile austenitice Cr-Ni, cele mai mari valori pentru proprietățile mecanice le au oțelurile aliate cu azot ($R_m=650 \text{ N/mm}^2$, $R_{p0,2}=300 \text{ N/mm}^2$; $A=35\%$).

Oțelurile inoxidabile austenitice prin deformare plastică la rece, cu grade mari (80÷90%) își dublează proprietățile de rezistență ($R_m=1200\div1400 \text{ N/mm}^2$) cu păstrarea plasticității ($A=30\%$).

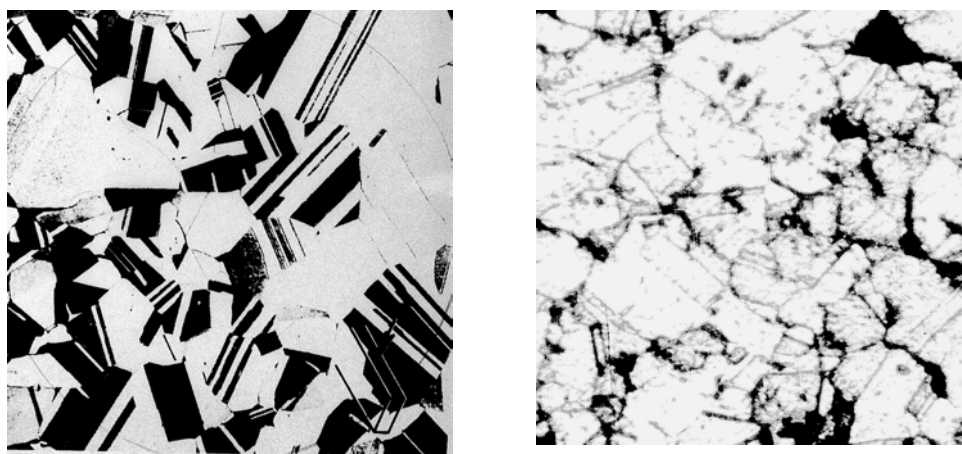
Nu toate mărcile de oțeluri inoxidabile din SR EN 10088-1:1997 au corespondență în STAS 3583-87, ci doar o parte: X6CrAl13 \equiv 7AlCr130; X2CrMoTi18-2 \equiv 2TiMoCr180; X12Cr13 \equiv 10Cr130; X39Cr13 \equiv 40Cr130; X5CrNi18-10 \equiv 5NiCr180; X6CrNiTi18-10 \equiv 10TiNi180, etc.

STAS 10718-88 indică 9 mărci de oțeluri inoxidabile turnate: T15Cr170; T6NiCr180; T10MoNiCrCr180 etc.

Oțelurile inoxidabile austenito-feritice au puțin carbon ($<0,03\%$), mult azot ($0,05\div0,35\%$), mult crom ($22\div26\%$), nichel ($3,5\div8\%$), molibden ($0,1\div4,5\%$), sunt ușor sudabile, dar se deformează plastic dificil. Unele oțeluri inoxidabile martensitice, austenitice și ferito-austenitice se pot durifica prin precipitare de faze sigma sau carburi. Oțelurile inoxidabile se utilizează cu precădere în industria chimică, alimentară și medicală.

Cele mai rezistente și stabile în acizi puternic corozivi, sunt oțelurile (aliajele) cu Ni (80%) și Mo (20%) denumite hastelloy ($<0,08\%$ C; $<1\%$ Si; $<1\%$ Mn; $15\div30\%$ Mo; $1\div16,5\%$ Cr; $0\div4\%$ W; $0,35\div1,7\%$ V; $<2,5\%$ Co; $<7\%$ Fe; rest Ni). Acestea sunt mai degabre aliaje neferoase, deoarece C și Fe sunt în cantități mici.

Structurile unor oțeluri inoxidabile Cr-Ni austenitice (X4CrNi18-12), respectiv austenito-feritice (X2CrNiN23-4) sunt prezentate în figura 4.23 ab.



a *b*
Fig. 4.23. Structuri ale oțelurilor inoxidabile Cr-Ni
a.- oțel austenitic X4CrNi18-12; b- oțel austenito-feritic X2CrNiN23-4

Oțeluri Maraging. (se mai numesc oțeluri martensitice de tip maraging). Sunt oțeluri bogat aliate, de înaltă rezistență mecanică, care se durifică prin precipitare (călire de punere în soluție urmată de îmbătrânire). Au structură de călire, după răcirea în aer liber (autocălibile) de la 820°C , formată din martensită săracă în carbon, cu proprietăți mari de rezistență mecanică ($R_m=1500\div2400\text{ N/mm}^2$, $R_{p0,2}=1100\div2200\text{ N/mm}^2$). În stare călită aceste oțeluri se pot deforma plastic prin forjare, laminare etc. Prin îmbătrânire la $480\div510^{\circ}\text{C}$ precipită faze sigma NiTi; Ni_3Ti etc. care măresc foarte mult rezistența la rupere (460 daN/mm^2 și duritatea 60 HRC) păstrând o foarte bună tenacitate. Aceste oțeluri prezintă o sudabilitate foarte bună și rezistență la coroziune în medii nu foarte agresive. Există oțeluri martensitice tip maraging fără crom ($0,02\%$ C, $10\div20\%$ Ni; $8\div9\%$ Co; $3\div5\%$ Mo; $0,3\div0,5\%$ Nb; $0,15\div0,35\%$ Al) și oțeluri maraging cu crom ($0,02\%$ C, $18\div29\%$ Ni; $7,2\div7,5\%$ Co; $4,8\div5,3\%$ Mo; $0,32\div3,2\%$ Cr; $0,32\div0,5\%$ Ti; $0,05\div3,2\%$ Mn; $0,05\div0,3\%$ Al).

Aceste oțeluri nu sunt standardizate în România. Se utilizează pentru organe de mașini și structuri metalice puternic sollicitate mecanic în aero și astronomică.

Oțeluri patinabile. Sunt oțeluri slab aliate cu rezistență îmbunătățită la coroziunea atmosferică, în care un anumit număr de elemente de aliere ca: P, Cu, Cr, Ni, Mo, etc. sunt adăugate pentru a forma la exterior, în timp, prin expunere la intemperii, un strat compact, aderent și protector de oxizi și sulfazi de fier de culoare brun-verzuie denumit patină. Aceste oțeluri în stare lichidă conțin: 0,13÷0,16% C; 0,4÷0,75% Si; 0,1÷1,5 Mn; 0,4÷1,25% Cr; <0,15% P; <0,04% S; 0,25÷0,55% Cu.

De asemenea pot conține sub 0,65% Ni; sub 0,3% Mo și sub 0,15% Zr. Au structura ferito-perlitică.

Oțelurile cu rezistență îmbunătățită la coroziune fac parte din clasa oțelurilor de construcție slab aliate care prezintă sudabilitate bună și deformabilitate la rece ridicată. Se utilizează în stare normalizată sau de laminare normalizantă. Sunt destinate structurilor metalice și utilajelor ce lucrează în aer liber: poduri, opere de artă, fonerie, stâlpi metalici, piloni, acoperișuri, vagoane, macarale, tractoare, utilaje agricole, utilaje de transport, silozuri, ferme, țevi pentru fum, schimbătoare de căldură etc. STAS 500/3-80 simbolizează două mărci de oțeluri rezistente la coroziunea atmosferică: RCA37 și RCB52, iar SR EN 10155:1993 prezintă nouă mărci de oțeluri cu rezistență îmbunătățită la coroziune atmosferică: S235JOW; S235J2W; S355-JOWP; S355J2WP; S355JOW; S355J2G1W; S355J2G2W; S355K2G1W; S355K2G2W (W- rezistent la intemperii și P- conținut mărit de fosfor- 0,06-0,15%).

Mai există o clasă de oțeluri mediu aliate cu 5% Cu; <0,5% Mo; <0,3% Nb și V fiecare; 0,1÷0,2% C cu structură perlitică, care rezistă la coroziune în uleiuri minerale, hidrogen sub presiune, hidrogen sulfurat etc. în industria petrolieră.

B. Oțeluri refractare. Sunt oțeluri bogat aliate care prezintă stabilitate chimică și structurală ridicată și rezistență mecanică bună la temperaturi mari. Refractaritatea, fiind proprietatea materialelor de a-și păstra proprietățile mecanice și de a nu oxida la temperaturi mari, se obține prin formarea la aceste temperaturi a unei pelicule compacte, aderente și protectoare de oxizi. Rezistența la oxidare la temperaturi mari este asigurată prin aliere cu Cr, Si, Al, iar rezistența mare de fluaj este dată de alierea cu Mo, W, V, Nb etc. Oțelurile refractare sunt simultan și inoxidabile. Structura după răcire în aer liber poate fi feritică, martensitică sau austenitică. Oțelurile refractare feritice conțin 17...30% Cr; 0,7...1,7% Al; 0,7...1,4% Si; <0,12% C, rezistă până la temperaturi de 1300°C, chiar în medii sulfuroase. Prezintă dezavantajul unei fragilități mari după mențineri prelungite la temperaturi de peste 900°C.

Oțelurile refractare martensitice conțin 5...22% Cr cu adaosuri de Ni, Al, Mo, Si și rezistă până la 1000°C în funcție de conținutul de Cr.

Oțelurile refractare austenitice sunt aliate cu Cr și Ni, sunt scumpe și rezistă foarte bine până la temperaturi de 1000°C. Conțin: <30% Cr; <36% Ni; <3% Si; 0,1...0,4% C. Cu cât conținutul de Si și Cr este mai mare cu atât temperatura de utilizare este mai mare. La aceste oțeluri, creșterea temperaturii de la 200°C la 1000°C determină scăderea rezistenței mecanice de la 580÷630 N/mm² la 62÷82 N/mm².

Oțelurile refractare și anticorozive prezintă o comportare bună în medii agresive gazoase și lichide formate din azot, hidrogen sulfurat, anhidridă cromică, gaze de ardere, săruri sau metale topite. Nu rezistă la acțiunea agresivă și erozivă a

mediilor vâscoase sau solide: cenușă, scântei, praf de cărbune, silice, silicați, materiale ceramice etc. aflate la temperaturi mari. Oțelurile refractare se folosesc în industria chimică, energetică, aerospațială, metalurgică etc. pentru: palete de turbine, cazane, cuptoare industriale, supape motoare termice etc.

STAS 11523-87 indică 12 mărci de oțeluri refractare: 10AlCr70; 10AlCr180; 10AlCr240; 12NiTiCr180; 12NiCr250; 15SiNiCr200; 15SiNiCr250; 10TiAlCrNi320; 40SiNiCr250 etc., iar STAS 6855-86 indică 26 mărci de oțeluri refractare și anticorozive turnate: T20MoCr90; T20Cr130; T15NiCr135; T7NiCr180; T15MoNiCr180; T40NiCr130; T20CrNi370 etc.

Mai există o categorie de oțeluri aliate numite termostabile care prezintă stabilitate și rezistență la oxidare la cald, denumite oțeluri stabile la coroziune gazoasă. Acestea rezistă până la temperaturi de 560°C, fără a fi prea mult solicitate mecanic. Se folosesc la armături de cuptoare industriale, apărătoarele termocuplelor, schimbătoare de căldură, retorte etc. Sunt oțeluri aliate cu Cr, cu Cr-Si sau Cr-Si-Al, și au structura, după răcirea în aer liber, martensitică, martensito-feritică sau feritică.

Stabilitatea la cald a acestor oțeluri crește cu creșterea în principal a conținutului de crom. Astfel rezistența la oxidare la cald crește de la 500°C la 1100°C când conținutul în crom crește de la 2% la 30%.

Aceste oțeluri dacă conțin sub 12% Cr nu sunt inoxidabile.

C. Oțeluri rezistente la temperaturi scăzute (criogene). Temperaturile scăzute sunt cele situate sub 0°C: climaterice până la -60°C și criogene până în apropiere de 0K. Oțelurile criogenice se folosesc la stocarea și transportul gazelor lichefiate, în construcția avioanelor stratosferice, rachetelor și instalațiilor din industria chimică și din frigoternie. Aceste oțeluri trebuie să posede temperatura de tranziție ductil-fragil cât mai scăzută, pentru a-și păstra tenacitatea la aceste temperaturi.

Sunt oțeluri aliate, fie cu 2÷9% Ni cu structură austenitică sau feritică, fie aliate cu 8÷9% Ni și 4% Cr cu structură ferito-martensitică. Oțelurile feritice nu rezistă la coroziune.

Oțelurile feritice și ferito-martensitice rezistă mecanic până la temperaturi de -200°C, iar cele austenitice aliate cu 16÷26% Cr și 3,5÷22% Ni, care sunt și inoxidabile, rezistă până aproape de 0K. Aceste oțeluri conțin puțin carbon (sub 0,3%). În stare îmbunătățită (călire și revenire înaltă la 675°C) oțelurile criogenice au rezistență și plasticitate ridicate ($R_m=600\div1400$ daN/mm²; $A=16\div50\%$; $Z=42\div75\%$; $KCU=30\div50$ daJ/cm²).

În aceste oțeluri, nichelul este principalul element de aliere care coboară mult temperatura de tranziție ductil-fragil (pragul de fragilitate). Astfel dacă un oțel carbon (nealiat) cu 0,4% C; 0,7% Mn și 0,3% Si are temperatura de tranziție la -20°C, același oțel, dar aliat cu 3% Ni, are temperatura de tranziție la -100°C, iar aliat cu 6% Ni are temperatura de tranziție la -200°C. De exemplu un oțel criogenic cu 0,03% C; 16% Ni; 20% Cr; 0,3% N; 6% Mn, cu structură austenitică își păstrează tenacitatea până la -269°C ($KCU=20$ daJ/cm²).

STAS 11502-88 și STAS 10382-88 indică o marcă de oțel pentru recipiente, respectiv pentru țevi, utilizate la temperaturi scăzute: 10Ni35, iar STAS 12403-85

indică cinci mărci de oțeluri turnate aliate rezistente la temperaturi scăzute: T15MoCrNi30R; T9MoCrNi30R; T15MnNi25R; T15Ni35R; T30Mn14R.

D. Oțeluri cu rezistență foarte mare la uzare abrazivă. Sunt cunoscute sub denumirea de oțeluri manganoase sau Headfield, au structură austenitică deoarece conțin mult carbon și mangan în raportul $C/Mn=1/10$ ($0,9\div 1,4\%$ C și $11,5\div 14\%$ Mn). Alierea suplimentară cu Cr ($2,5\%$) Ni ($0,8\div 4\%$) și Mo ($1\div 2\%$) mărește accentuat rezistența la uzare abrazivă și rezistența la șoc mecanic. După răcirea în aer liber, aceste oțeluri au structura formată din austenită și sunt relativ moi ($180\div 320$ HB). Prin ecrisare (care se produce prin deformare plastică la rece, așchiere și chiar în exploatare prin frecare) devin foarte dure ($450\div 500$ HB) cu menținerea tenacității ($A=40\div 50\%$; $KCU=20\div 30$ daJ/cm²).

Creșterea excesivă a durtății și rezistenței la uzare este pusă pe seama creșterii densității de dislocații și a blocurilor de mozaic și mai puțin pe seama transformării martensitice. Din acest motiv aceste oțeluri nu se pot prelucra prin deformare plastică la rece și prin așchiere, ci numai prin turnare și polizare (mai rar prin deformare plastică la cald). Cu cât gradul de deformare la rece este mai accentuat cu atât durtatea (efectul ecrisării) este mai mare, figura 4.24. După turnare și răcire în aer, aceste oțeluri conțin în exces pe lângă austenită și carburi de tipul Mn_3C ; $(FeMn)_3C$ etc. precipitate pe limitele grăunțurilor de austenită, care alterează rezistența și tenacitatea oțelurilor, motiv pentru care, aceste oțeluri după turnare se supun unei căliri în apă de punere în soluție de la $1050\div 1100^\circ C$, când durtatea este de $180\div 220$ HB.

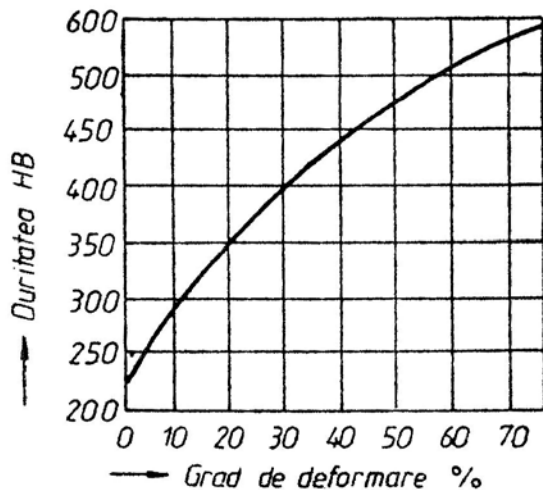


Fig.4.24. Influența gradului de deformare plastică asupra durtății oțelurilor manganoase

T70Mn140.

Oțelurile manganoase se utilizează la piese care trebuie să reziste la uzare abrazivă și la șocuri mecanice: fălci de concasoare, roți de lanț, discuri de fricțiune, lame de buldozer, șenile de tanc, case de bani, bile și blindaje de mori pentru ciment, dinți pentru cupe de excavatoare etc.

Oțelurile aliate manganoase sunt unice în clasele de oțeluri care posedă simultan duritate, rezistență la uzare și tenacitate foarte mari.

Ele se mai cunosc și sub denumirea comercială de Tisco 1; 2; 4 și 6.

STAS 3718-88 indică 6 mărci de oțeluri austenitice manganoase turnate: T105Mn120; T130Mn135; T120CrMn130; T100NiMn130; T100MoMn130;

E. Oțeluri cu coeficient mic de dilatare. Sunt oțeluri care în anumite intervale de temperaturi au un coeficient de dilatare precizat și foarte mic. Această comportare se obține prin alierea oțelurilor ce conțin $0,3\div 0,4\%$ C cu: nichel; nichel-crom; sau nichel-cobalt. Cele mai folosite oțeluri cu coeficient mic de dilatare sunt: invarul, elinvarul, platinitul, kovarul etc.

Invarul posedă până la 100°C un coeficient de dilatare practic nul ($\alpha=1,5 \cdot 10^{-6} \text{C}^{-1}$) de 8 ori mai mic decât fierul și conține 35÷37% Ni, este austenitic și se folosește la etaloane de lungimi, cronometre, pendule și instrumente de măsură de mare precizie în mecanica fină, în electrotehnică etc.

Elinvarul este invar la care se adaugă 8÷12% Cr în scopul creșterii elasticității. Are coeficientul de dilatare foarte mic ($\alpha=2 \cdot 10^{-6} \text{C}^{-1}$) la temperaturi de până la 100°C și un modul de elasticitate constant $(14 \div 15) 10^3 \text{ daN/mm}^2$. Este inoxidabil și ușor feromagnetic. În scopul creșterii prelucrabilității i se poate adăuga uneori 1÷2% Mn cu sau fără 4% W. Având dilatare mică și elasticitate mare și constante, elinvarul se folosește la arcuri pentru ceasornice, membrane elastice în aparate de măsură presiune, debit etc., diapazoane, instrumente geodezice, resorturi etc.

Platinitul este un oțel care conține 42÷48% Ni și are un coeficient de dilatare termică mic și egal cu al platinei și sticlei, folosit ca înlocuitor al platinei îmbinată cu sticlă (becuri, lămpi electronice, montarea lentilelor etc.)

Fernico conține 23÷30% Ni; 17÷30% Co; 0,6÷0,8% Mn și are coeficientul de dilatare egal cu al sticlei. Din el se fac sârme care trec etanș prin sticlă.

Superinvarul este un oțel aliat cu Ni (31%) și Co(4÷6%), cu aceleași caracteristici și utilizare ca și invarul.

Kovarul conține 20÷30% Ni și 20÷40% Co, rest fier și carbon (sub 0,3%). Este superior platinitului deoarece își păstrează caracteristicile termice într-un domeniu mai mare de temperatură. Are aceleași utilizări ca și platinitul. Co-invarul, Co-elinvarul, nilvarul, aliajul A etc., sunt alte denumiri comerciale ale unor aliaje cu coeficient mic și constant de dilatare.

F. Oțeluri cu rezistivitate electrică mare. Se folosesc la confecționarea elementelor de încălzire în cuptoare electrice și alte instalații termice. Aliajele cu rezistivitate electrică mare trebuie să fie soluții solide, să posede un coeficient de temperatură al rezistivității electrice mic și să prezinte rezistență mare la oxidare la temperaturi mari. Oțelurile care satisfac aceste condiții au carbon sub 0,12% și sunt aliate cu crom (17÷27%) și aluminiu (5÷8%). Sunt cunoscute sub denumirile:

- **fecral** (17% Cr; 5% Al; $\leq 0,12\% \text{C}$) se utilizează până la 1100°C;
- **cromal** (26% Cr; 5% Al; $\leq 0,12\% \text{C}$) se utilizează până la 1200°C, iar dacă conținutul de crom este de 27% și cel de aluminiu de 8%, temperatura sa de utilizare urcă până la 1300°C, când poate înlocui elementele de încălzire scumpe denumite bare de silit;
- **rezistance 4** este un oțel cu 0,2% C; 20% Cr și 7% Ni care are rezistență electrică mare și se poate folosi în reostate;
- **nicrom** - conține 75÷78% Ni; 20÷23% Cr; 0,15% C; restul fier, rezistă la temperaturi de 1350°C.
- **kantal** - conține 20÷25% Cr; 5% Al; 1,5÷3% Co, puțin carbon și în rest Fe, se utilizează până la temperaturi de 1350°C. Kantalul, la rece, este fragil, dar la cald este tenace. Este foarte scump.

Pentru elemente de încălzire se mai folosesc și alte materiale în afară de oțeluri cum sunt:

- **silit** - este un material sinterizat din carbură de siliciu și mici adaosuri de materiale ceramice, foarte mult utilizat ca rezistențe electrice de încălzire până la 1400°C;

- **rezistiv A, B, C, D** care conțin 84÷86,5% Cu; 12÷15% Mn; <2% Si;
- **platinoid A** (60% Cu; 24% Zn; 14% Ni; 2% W) și **platinoid B** (54% Cu; 20% Zn; 25% Ni; 0,2% Mn; 0,5% Fe). Sunt folosite ca elemente electrice de încălzire și la confecționarea termocuplelor;
- **megapyr** (65% Fe; 30% Cr; 5% Al), rezistă până la 1350°C și este folosit la confecționarea de rezistoare pentru reostate și aparatură casnică;
- **karma- aliaj**, conține 20% Cr; 3% Fe; 3% Al; 0,3% Si; 0,15% Mn; 0,06% C și este folosit pentru rezistori electrici solicitați mecanic.

G. Oțeluri cu proprietăți magnetice speciale. Proprietățile magnetice speciale se referă la inducția magnetică (B), forța coercitivă (H) și permeabilitatea magnetică ($\mu=B/H$). Aceste oțeluri pot fi: cu inducție magnetică remanentă mare și stabilă, oțeluri cu forță coercitivă mică și oțeluri paramagnetice.

Oțeluri cu inducție remanentă mare și stabilă. Se numesc oțeluri feromagnetice dure și sunt destinate fabricării magneților permanenți, având simultan forța coercitivă foarte mare și permeabilitate magnetică foarte mică. Sunt oțeluri cu 0,7÷1,1% C, aliate cu 2,8÷3,8% Cr ($H=60\div650$ Oe și $B=5000\div90000$ Gs) sau aliate cu 5÷6,5% W și 30% Co, care au o forță coercitivă superioară. Se folosesc numai în stare de călire și revenire joasă, când proprietățile magnetice au un caracter izotrop. Aceste oțeluri prin îmbătrânire naturală sau artificială își pierd proprietățile magnetice. Acest neajuns este eliminat de aliajele feromagnetice dure pe bază de Al-Ni-Fe (25÷30% Ni, 10÷15% Al, rest Fe) denumite alni, sau Al-Ni-Co (17% Ni; 12÷18% Co; 13% Al, rest Fe) denumite alnico, iar dacă conține 30% Co, aliajul se numește magnico. Aceste materiale sunt foarte dure și fragile, nu se pot prelucra prin așchiere și deformare plastică, ci numai prin turnare și polizare.

Oțelurile și aliajele feromagnetice dure prezentate, dacă se tratează termomagnetic (călire într-un câmp magnetic puternic) devin puternic anizotrope. Dezavantajele durității și fragilității mari ale acestor aliaje pe bază de fier sunt eliminate prin folosirea unor aliaje feromagnetice dure pe bază de cupru, care sunt plastice și ductile:

- **cu-nife** (60% Cu; 20% Ni, rest Fe) este anizotrop și rezistă la solicitări mecanice foarte mari; se forjează, laminează, trefilează și se durifică prin tratament termic;
- **cu-nico** (50% Cu; 21÷24% Ni; 26÷29% Co, rest Fe) este maleabil și texturat (anizotrop);
- **columnar** (24% Co; 14% Ni; 8% Al; 3% Cu, rest Fe) are cea mai mare forță coercitivă;
- **silmanal** (87% Ag; 8,5% Mn; 4,5% Al) este feromagnetic dur, are o forță coercitivă foarte mare (5750 Oe) cu feromagnetism permanent foarte stabil; este scump;
- **vic-alloy** (10% V; 52% Co, rest Fe), ușor prelucrabil prin deformare la rece și prin așchiere;
- **comol** (12% Co; 15÷17% Mo, rest Fe), se mai numește și remalloy, este feromagnetic dur, poate fi forjat și laminat și este foarte rezistent mecanic;
- **materiale sinterizate feromagnetice dure** obținute prin metalurgia pulberilor sunt de ultimă generație; au proprietăți superioare tuturor celorlalte materiale prezentate. Sunt de tipul alni, alnico și ferite dure cum este bafereitul sau ferita

de bariu ($\text{BaO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$). Baferitul are forță coercitivă mare și inducție remanentă mică, care scade, cu creșterea temperaturii. Vectolitul este o ferită dură sinterizată pentru magneți permanenți formată din 30% Fe_2O_3 + 44% Fe_3O_4 + 26% Ce_2O_3

Oțeluri cu forță coercitivă mică, se mai numesc și oțeluri feromagnetice moi, sunt remagnetizabile, au permeabilitate magnetică foarte mare și forță coercitivă foarte mică și rezistivitate electrică foarte mare, fapt ce le permite să suporte remagnetizări multiple în curent electric continuu și alternativ cu pierderi mici prin histerezis magnetic și prin curenți turbionari (Foucault). Sunt destinate miezurilor magnetice pentru bobine (electromagneți) și tolelor de transformator. Materialele care posedă asemenea proprietăți sunt:

- **fierul tehnic pur (Armco)**, are $\mu = (5 \div 7) \cdot 10^3$ Gs/Oe și $H = 0,75$ Oe, dar prezintă dezavantajul unei rezistivități electrice mici, motiv pentru care se folosește doar în curent electric continuu. Conține sub 0,2% C și alte impurități (0,05% Si; 0,1% Mn; 0,02% S, $\leq 0,02\%$ P), care cu cât sunt în cantități mai mici, cu atât permeabilitatea magnetică este mai mare;
- **oțeluri silicioase**, sunt cele mai folosite materiale magnetice moi în electrotehnică. Oțelurile silicioase pentru tole de transformator conțin 0,02% C; 3,8÷4,5% Si; 0,015% P; $< 0,006\%$ S, au o structură feritică, sunt dure și fragile, au $H = 0,5 \div 0,6$ Oe; $\mu = 6000 \div 8000$ Gs/Oe și $\rho = 50 \div 60$ $\Omega/\text{mm}^2 \cdot \text{m}$, iar oțelurile silicioase pentru mașini electrice conțin 0,1% C; 1÷2,5% Si, au structură feritică, sunt mai puțin fragile și mai ieftine: STAS 8429-80 prezintă o marcă de oțel silicios E41.
- **permalloy** (39÷81% Ni; 61÷19% Fe), are proprietăți magnetice foarte bune, este destinat cablurilor pentru telecomunicații (primul cablu transatlantic), transformatoare de medie frecvență etc.;
- **permalloy crom** (78,5% Ni; 17,5% Fe; 3,8% Cr) și permalloy molibden (78,5% Ni; 17,5% Fe; 3,8% Mo), sunt materiale cu mare permitivitate magnetică și rezistivitate pentru aparate audio și de înaltă frecvență;
- **permedur** (50÷70% Co; 0÷2% V, rest Fe) posedă înaltă permitivitate magnetică, fiind destinat pieselor polare, difuzoarelor permanente dinamice, oscilografelelor, membranelor telefonice etc;
- **permet** (25% Ni; 45% Cu; 30% Co);
- **permivar** (30% Fe; 25% Co; 45% Ni), are permitivitate magnetică constantă, folosit în telecomunicații;
- **compensator** (35% Ni; 8÷13% Cr, rest Fe), este termomagnetic (permitivitate variabilă cu temperatura), folosit la contoare electrice, vitezometre, legarea în circuit a termocuplelor etc.;
- **termalloy, thermoperm (Ni-Fe), colmalloy (Ni-Cu)**, sunt aliaje feromagnetice moi și termomagnetice ca și compensatorul;
- **supermendur** (49% Co, 49% Fe; 2% V), este un material feromagnetic moale cu o foarte mare permitivitate magnetică;
- **supermalloy** (79% Ni; 15% Fe; 5% Mo; 0,5% Mn, cu puțin C, S, și Si), are cea mai mare permitivitate magnetică inițială dintre toate materialele feromagnetice moi;

- **ferite** obținute din pulberi prin sinterizare (oxizi dubli de fier și alt metal), au permitivitate magnetică mare și forță coercitivă mică

Oțeluri paramagnetice, sunt oțeluri care au permitivitate magnetică egală cu unitatea. Sunt oțeluri austenitice, bogat aliate cu elemente gamagene (Ni, Mn). Oțelurile inoxidabile Cr-Ni austenitice sunt toate paramagnetice. Oțelul H23 cu 0,3% C, 23% Ni și 2,5% Cr după călire în ulei, prezintă o bună rezistență mecanică și este paramagnetic, dar în același timp este foarte dur, prelucrându-se numai prin turnare și polizare.

4.4. FONTE ALIATE

Fontele aliate sunt aliaje Fe-C complexe care, pe lângă elementele însoțitoare (impurități normale), conțin elemente chimice introduse în mod voit (elemente de aliere) în scopul creșterii proprietăților fizico-mecanice, chimice și tehnologice. Se supun alierii, atât fontele albe cât și cele cenușii. Elementele de aliere modifică atât structura bazei metalice cât și a grafitului prin modificarea suprafeței, formei și repartizării acestuia.

Elementele de aliere grafitizante (Si, Ni, Al, Co, Cu etc.) favorizează creșterea cantității de grafit și obținerea de fonte cenușii, în timp ce elementele antigrafitizante (Cr, Mo, Mn, V, W, Ti etc.) duc la micșorarea cantității de grafit, la obținerea de carburi în structură, și favorizează obținerea fontelor albe.

Elementele de aliere, modifică punctele eutectic (C); eutectoid (S) și de saturație al austenitei (E) în funcție de natura și cantitatea lor astfel:

$$T_c = 1148 - 10 \text{ Si} - 30 \text{ P} + 30 \text{ Cr}, \text{ } ^\circ\text{C}$$

$$T_c = 1154 + 7,5 \text{ Si} - 30 \text{ P} - 2 \cdot \text{Cr}, \text{ } ^\circ\text{C}$$

$$T_s = 727 + 25 \text{ Si} + 200 \text{ P} + 8 \text{ Cr} + 30 \text{ Ni} - 35(\text{Mn} - 1,7 \text{ S}) - 10 \text{ Cu}, \text{ } ^\circ\text{C}$$

$$T_s = 738 + 35 \text{ Si} + 200 \text{ P} + 8 \text{ Cr} - 20 \text{ Ni} - 35(\text{Mn} - 1,7\text{S}) - 10 \text{ Cu}, \text{ } ^\circ\text{C}$$

$$C_c = 4,26 - 0,31 \text{ Si} - 0,33 \text{ P} + 0,027 \text{ Mn} - 0,45 \text{ S} - 0,22 \text{ Al} - 0,053 \text{ Ni} + 0,063 \text{ Cr} + 0,015 \text{ Mo} + 0,135 \text{ V}, \text{ } \%$$

$$C_s = 0,68 - 0,15 \text{ Si} - 0,05(\text{Ni} + \text{Cr} + \text{Mn} - 1,7 \text{ S}), \text{ } \%$$

$$C_E = 2,08 - 0,11 \text{ Si} - 0,35 \text{ P} - 0,08 \text{ S} + 0,006 \text{ Mn} - 0,09 \text{ Ni} - 0,07 \text{ Cr} + 0,014 \text{ Cu} + 0,08 \text{ Al}, \text{ } \%$$

În fonte, elementele de aliere influențează structura și proprietățile astfel:

Nichelul - element grafitizant și gamagen determină creșterea durității și rezistenței la uzare abrazivă, de asemenea asigură obținerea fontelor austenitice, paramagnetice rezistente la coroziune, rezistente la temperaturi joase, rezistente la cald și la șoc termic.

Cromul - element antigrafitizant și alfagen durifică ferita, mărește rezistența la coroziune și la uzare abrazivă și refractaritatea fontelor.

Molibdenul - favorizează obținerea unor structuri perlitice foarte fine, cu mare rezistență mecanică, rezistență la uzare și tenacitate.

Manganul - este desulfurant puternic, este antigrafitizant și gamagen, favorizează obținerea fontelor austenitice, paramagnetice cu rezistență mare la coroziune și tenacitate la temperaturi scăzute.

Siliciul - element alfa gen puternic grafitizant, mărește refractaritatea, rezistența la uzare în condiții de frecare cu ungere, fiind de asemenea nelipsit, pe lângă Ni și Cr, din fontele austenitice, paramagnetice.

Wolframul - este element alfa gen, antigrafitizant și prin carburile ce le formează, finisează structura, mărește rezistența la rupere, fără a micșora reziliența fontelor.

Titanul și zirconiu - sunt puternic dezoxidante și denitrurante, favorizează obținerea unui grafit foarte fin și măresc așchiabilitatea și refractaritatea fontelor.

Vanadiul - determină creșterea rezistenței la rupere, rezistenței la uzare abrazivă și refractarității fontelor. Asigură finisarea structurii.

Aluminiul - mărește foarte mult refractaritatea, dând structuri feritice sau austenitice. Aluminiul elimină fenomenul de creștere al fontelor. Aluminiul în cantități de 22÷30% face fontele utilizabile de la 1100°C până la -200°C.

Cuprul - este nelipsit din fontele aliate cu Ni și Cr, austenitice, paramagnetice, rezistente la coroziune în baze și acizi diluați, apă de mare. De asemenea este prezent pe lângă siliciu în fontele cenușii antifricțiune. În general, elementele de aliere în fonte cresc rezistența la rupere și duritatea în ordinea descrescătoare: Mo, Cr, Co, Ni, Mn ...

Fontele aliate, în funcție de natura și cantitatea elementelor de aliere sunt cu caracteristici mecanice superioare, refractare, rezistente la coroziune, rezistente la temperaturi criogenice (austenitice și paramagnetice), antifricțiune, rezistente la uzare abrazivă.

4.4.1. FONTE CENUȘII ALIATE CU CARACTERISTICI MECANICE SUPERIOARE

Sunt fonte de mare rezistență mecanică și tenacitate bună, cu grafit acicular sau nodular cu structura bazei metalice perlitică, bainitică, martensitică. Fontele ce-



Fig. 4.25. Fontă cenușie perlitică pentru roți dințate

nușii aliate perlitice cu grafitul lamelar (2,5÷3,5% C; 1÷2,6% Si; 0,6÷0,8% Mn; 0,2÷0,6% P; 0,8÷5% Ni; 0,3÷0,8% Cr; 0,2÷1,5% Mo; ≤0,8% V; <3% Cu; 0,75÷1,5% Al) au rezistența la rupere de 300÷800 N/mm². Sunt destinate industriei de locomotive, automobile, pistoane, roți dințate, arbori cotiți, axe cu came etc.

Structura unei fonte cenușii perlitice aliate cu 0,5% Ni; 0,4% Cr; 0,2% Mo; 2,7% C cu proprietăți mecanice superioare destinată roților dințate este dată în figura 4.25. Se observă perlita lamelară fină, grafitul lamelar și urme de ferită albă.

Fontele cenușii aliate bainitice sau martensitice cu grafit nodular au aceeași compoziție chimică, dar sunt călite energetic și revenite sau călite izoterm la bainită și au proprietăți mecanice foarte mari (rezistența la rupere de 600÷1300 N/mm², limita de curgere de 500÷1100 N/mm², alungirea de 1÷6%, duritatea de 280÷650

HB. Fontele cenuși aliate bainitice sau martensitice cu grafit lamelar fin (acicular sau vermicular) au proprietăți mecanice mai mici ($R_m=380\div700$ N/mm²; $A=0,5\div0,8\%$; $HB=300\div450$).

Fontele aliate bainitice și martensitice cu grafit nodular sau acicular sunt destinate organelor de mașini puternic solicitate mecanic: roți dințate, pinioane, blocuri motor, chiuloase motor, arbori cotiți, arbori cu came, scaune de ventil, grătare de rezistență, matrițe, piese pentru mașini unelte etc. Aceste fonte nu sunt standardizate în România.

4.4.2. FONTE CENUȘII ALIATE ANTIFRICȚIUNE (STAS 6707-79)

Sunt fonte foarte rezistente la uzare cu frecare cu ungere, au grafitul lamelar fin, nodular sau în cuiburi și au structură perlitică, troostitică, bainitică, martensitică sau austenitică. Se aliază cu $<0,4\%$ Cr; $<0,4\%$ Ni; $<0,1\%$ Ti; $<1,5\%$ Cu; $<0,8\%$ Al; $<12,5\%$ Mn. Aceste fonte sunt caracterizate printr-o duritate de $160\div560$ HB, suportă presiuni de contact de $50\div900$ N/cm² și viteze periferice de $0,2\div8$ m/s, în funcție de structura bazei metalice și caracteristicile grafitului.

STAS 6707-79 simbolizează fontele antifricțiune astfel: Fc A1; Fc A2; Fc

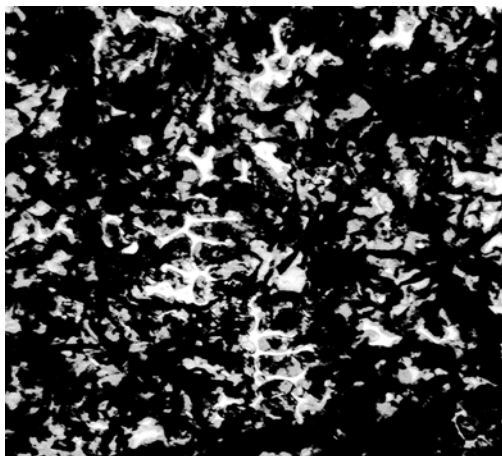


Fig. 4.26. Structura fontei antifricțiune FcA2

A3- fonte perlitice cu grafit lamelar, Fc A4- fontă austenitică cu carburi și grafit lamelar fin, Fgn A1; Fgn A2- fonte perlitice și perlito-feritice cu grafit nodular, Fm A1; Fm A2- fonte perlitice și perlito-feritice cu grafitul în cuiburi. Fontele antifricțiune sunt destinate pieselor rezistente la uzare în condiții de frecare cu ungere, în contact și mișcare relativă cu piese din oțel tratate sau netratate termic: cilindri, pistoane, glisiere, ghidaje pentru mașini unelte etc.

Structura unei fonte cenușii aliate antifricțiune FcA2 este dată în figura 4.26. unde se evidențiază perlita, steadita și grafitul.

4.4.3. FONTE ALBE ALIATE REZISTENTE LA UZARE ABRAZIVĂ (STAS 11246-79)

Sunt fonte destinate turnării de piese utilizate în instalații de sablare, măcinare ciment și minereuri, manipularea pământului și minereurilor etc. (palette, discuri, bile, blindaje, pompe, cuțite tăiat cărămizi crude, cilindri de laminor etc.).

Sunt fonte albe mediu și înalt aliate cu Cr, Mo, V și Ni cu structura formată din perlită și carburi, martensită și carburi $(FeCr)_3C$, $(CrFe)_7C_3$, $VC+(FeCr)_3C$ sau austenită și aceleași carburi. Sunt patru grupe de fonte albe aliate rezistente la uzare abrazivă: austenitice înalt aliate cu Cr (26%), martensitice aliate cu Cr-Ni (2% Cr; 4,5% Ni); martensitice sau austenitice aliate cu Cr-Mo (15% Cr; 3% Mo); martensitice aliate cu V-Cr (7% V, 6% Cr).

Rezistența foarte mare la uzare, în condiții de șoc mecanic, este asigurată de duritatea mare a martensitei aliate (600÷700 HV) și foarte mare a carburilor (1100÷1300 HV) precum și finețea și repartizarea uniformă a carburilor primare (eutectice). În stare recoaptă, când structura este perlitică cu carburi, duritatea acestor fonte este modestă 380 HV, dar prin călire de la 920÷950°C în ulei și revenire joasă (210÷260°C), duritatea crește foarte mult (560÷800 HV). Cele mai rezistente la uzare abrazivă sunt fontele albe martensitice. Prelucrarea prin așchiere a acestor fonte se face numai în stare recoaptă (perlită și carburi). Aceste fonte nu se sudează.

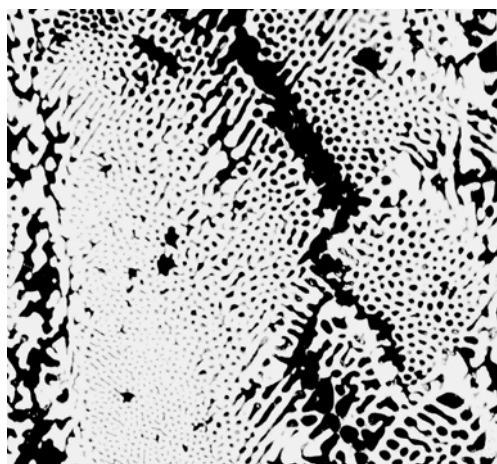


Fig. 4.27. Structura ledeburitică a unei fonte albe rezistentă la uzare

STAS 11246-79 simbolizează 6 mărci de fonte albe rezistente la uzare abrazivă: FaNiCr1; FaNiCr2; FaCrMo1; FaCrMo2; FaVCr; FaCr.

Structura unei fonte rezistente la uzare abrazivă cu 3,73% C; 0,27% Mn; 0,47% Si; 6,58% Cr; 2,84% Ni este prezentată în figura 4.27.

4.4.4. FONTE ALIATE REFRACTARE (STAS 6706-79)

Sunt fonte aliate cu Si, Cr, Al rezistente mecanic și la oxidare la temperaturi înalte, rezistente la creștere în volum, la șoc termic și la fluaj. Au structura în funcție de natura și cantitatea elementelor de aliere. Astfel, fontele aliate cu până la 2,7% Cr au structura formată din grafit lamelar, perlită și carburi $(FeCr)_3C$ și rezistă până la 650°C; fontele cu 16% și 30% Cr nu conțin grafit, ci numai ferită și carburi $(FeCr)_7C_3$ și rezistă până la 1000°C; fontele aliate cu siliciu au structura formată din grafit lamelar sau nodular și ferită cu maximum 20% perlită, rezistă până la 750°C; fontele aliate cu aluminiu conțin în structură grafit lamelar sau nodular, ferită și maximum 10% carburi $-Al_4C_3$, rezistă până la 1200°C.

Fontele refractare au la temperatura ambiantă proprietăți de rezistență relativ scăzute ($R_m=90\div300\text{ N/mm}^2$, $HB=245\div550$). Aluminiul imprimă cea mai mare rezistență la creșterea în volum, dar fontele respective nu rezistă la șoc termic.

Cromul asigură cea mai mare rezistență la oxidare la temperaturi de până la 1150°C (33% Cr), chiar în acizi oxidanți cum este acidul azotic și mai puțin în acizi minerali (H_2SO_4 și HCl). Fontele refractare se pot suda oxiacetilenic sau cu arc electric, cu preîncălzire la 300÷400°C și răcire foarte lentă după sudare (în nisip).

Așchiabilitatea fontelor refractare aliate cu Cr și Al este dificilă, în timp ce a fontelor refractare aliate cu Si este bună. Fontele refractare aliate cu Si sunt fragile la rece și nu rezistă la șocuri termice. Fontele aliate refractare se pot sau nu trata termic: cele aliate cu crom se supun recoacerii de globulizare și călirii de la 950°C urmată de revenire la 210÷260°C sau la 400÷450°C, în timp ce fontele feritice aliate cu Si nu se tratează termic. Fontele cu grafit nodular aliate cu Si sau Al se detensionează obligatoriu.

STAS 6706-79 simbolizează fontele aliate refractare astfel: FrCr0,4; FrCr0,7; FrCr1,5; FrCr2,5; FrCr16; FrCr30; FrSi5; FrgnSi5; FrAl22; FrgnAl22; FrAl30. Din aceste fonte se execută piese ce lucrează în aer și gaze agresive la temperaturi de 600÷1100°C (grătare, lingotiere, retorte, injectoare, segmenti, cutii de cementare, țevi recuperatoare, elemente de structură în cuptoare industriale etc.).

Marca de fontă cu denumirea comercială nihard (3,2÷3,6% C; 4,5% Ni; 1,5% Cr; 0,35% Mn; 0,6÷1,1% Si; 0,08÷0,1% S; <0,2% P) este o fontă foarte rezistentă la temperaturi înalte și simultan la uzare abrazivă, folosită pentru cilindri de motoare termice, bile pentru mori, corpuri de pompe etc.

4.4.5. FONTE ALIATE REZISTENTE LA COROZIUNE

Sunt fonte bogat aliate cu 1÷2% Si; 0,8÷1,5% Mn; 12÷16% Ni; 1,5÷4% Cr; 6÷8% Cu; 2,7÷3,2% C, cu mare rezistență la coroziune în contact cu agenții chimici foarte agresivi (H₂SO₄ și HCl diluați) și o foarte bună rezistență la temperaturi mari. Cu toate că au un conținut mare de nichel ele sunt feromagnetice. Sunt utilizate în industria chimică, metalurgică și petrolieră. Nu sunt standardizate în România, dar se cunosc următoarele mărci cu denumiri comerciale:

-nirezist- (2÷4% C; 14÷22% Ni; 2% Cr; 0÷6% Cu; 1,5% Si) este o fontă anticorozivă și refractară destinată pentru piese folosite în instalațiile de producere a acidului sulfuric, pentru cilindri de motoare cu ardere internă etc.;

-nicrosilal- (2÷4% C; 17,5÷18,5% Ni; 2÷2,5% Cr; 4,5÷6% Si; 0,6÷0,7% Mn) este o fontă rezistentă la coroziune și rezistentă la temperaturi înalte. Întrucât este și paramagnetică se poate utiliza și în electrotehnică pentru piese de electromotoare ce lucrează la temperaturi înalte;

-nicrosil- este o fontă cu aceeași compoziție chimică ca și nicrosilalul, dar are în plus 5÷9% Cu și prezintă aceleași proprietăți și utilizări;

-duracid- este un aliaj Fe-Si fără carbon cu 13÷18% Si, este fragil, se prelucrează numai prin turnare și este foarte rezistent în acizi până la 750°C.

4.4.6. FONTE ALIATE AUSTENITICE (paramagnetice)

Sunt fonte cenușii cu grafit lamelar și nodular bogat aliate cu Ni, Mn, Cu, care au structura austenitică chiar și la temperaturi crogene. Au simultan rezistență foarte mare la temperaturi înalte, sunt anticorozive, au rezistență mecanică și la uzare precum și tenacitate mare la temperaturi foarte scăzute (criogene). Sunt aliate cu 1÷6% Si; 0,5÷7% Mn; 14÷34% Ni; 0,2÷5,5% Cr; 0,5÷7,5% Cu; <0,08% P; 2,4÷3% C.

STAS 10066-75 indică 20 de mărci de fonte paramagnetice (criogene) simbolizate astfel: FalNiMn13.7; FalNiCuCr15.6.2; FalNiCr20.2; FalNiCr30.3; FalNiSiCr20.5.3; FalNi35; FagnNiMn13.7; FagnNiCr20.2; FagnNiSiCr20.5.2; FagnNi22; FagnNi35 etc. Aceste fonte au $R_m=120\div440$ N/mm²; $A=1\div25\%$; $HB=120\div255$, sunt prelucrabile prin așchiere, se pot suda prin arc electric, folosind electrozi Ni-Fe cu 55% Ni, iar când sunt impuse proprietăți paramagnetice se folosesc electrozi din oțeluri inoxidabile (25% Cr și 20% Ni). Sudarea se face cu preîncălzire și după sudare se aplică o detensionare la 650°C. Prin călire de la

925÷1000°C în ulei sau apă, aceste fonte se durifică, iar prin normalizare (răcire de la 980÷1035°C cu răcire în aer) se înmoaie. Aceste fonte în funcție de natura și cantitatea de elemente de aliere, rezistă la coroziune și eroziune, rezistă la uzare la temperaturi mari și mici, rezistă la șoc termic și sunt destinate fabricării de robineti, grupuri de generatoare cu turbine, pompe, piese pentru cuptoare industriale, conducte de fum, carcase de turbocompresoare, piese, recipiente, țevi folosite la fabricarea acidului sulfuric, diluat, matrițe în industria sticlei, piese în instalații frigorifice până la -196°C etc. Se cunosc mărci de fonte paramagnetice cu denumiri comerciale: nirezist (2÷4% C; 14÷22% Ni; 2% Cr; 1,5% Si; 0÷6% Cu), nicrosilal (aliate cu Ni, Cr, Si), nicrosil (aliate cu Ni, Si, Cu), nomag (2÷4% C; 10÷12% Ni; 5÷6% Mn), cingal (aliate cu Al), piroferal (aliate cu Al și Cu) etc.

SR ISO 2898:1994 simbolizează mărcile de fontă aliată austenitice astfel: L- NiMn13.7; L- NiCuCr15.6.2; L- NiCr20.2; L- NiSiCr20.5.3; L- Ni35 etc. care sunt fonte cu grafitul lamelar și S- NiMn13.7; S- NiCr20.2; S- NiSiCr20.5.2; S- Ni22; S- NiMn23.4; S- NiCr30.1; S- NiSiCr30.5.5; S- Ni35 etc. care sunt fonte cu grafitul nodular.

4.4.7. FONTE FOSFOROASE PENTRU SABOȚI DE FRÂNĂ

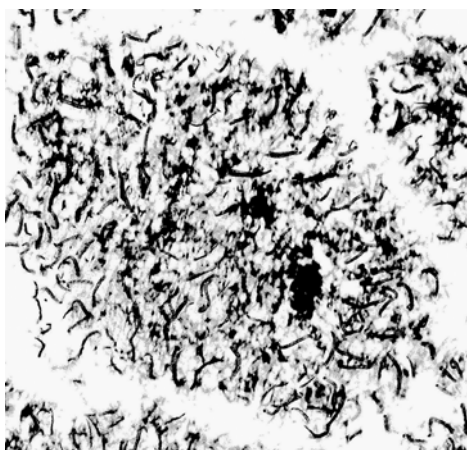


Fig.4.28. Structura fontei de fricțiune aliată cu fosfor P10

Sunt fonte de fricțiune destinate saboților de frână de vagoane și locomotive, aliate cu fosfor (0,8÷1,55%) care au în structură perlită cu maxim 5% ferită, cu grafit lamelar și eutectic fosforos ($Fe\alpha + Fe_3C + Fe_3P$) denumit steadită, repartizat uniform și sub formă de rețea continuă. Au un coeficient foarte mare de frecare, au rezistența mecanică foarte scăzută ($R_m=100\div150$ N/mm², HB= 197÷225), motiv pentru care saboții se toarnă pe o armătură (șină) din oțel, care să le imprime rezistența mecanică necesară. Cantitatea de mangan din aceste fonte de fricțiune trebuie să satisfacă relația: $(1,72 S + 0,3) < \%Mn < 1$

SR ISO 945:1992 în conformitate cu codul UIC (Uniunea Internațională a Căilor Ferate) indică două mărci de fonte fosforoase pentru saboții de frână: P10 (2,9÷3,3% C; 1,2÷2% Si; 0,8÷1,1% P) și P14 (2,9÷3,3% C; 1,2÷2% Si; 1,35÷1,55% P). În mod curent saboții de frână pentru material rulant (vagoane și locomotive) se execută din P10. Saboții de frână se pot executa și din P14 numai pe baza unei derogări de la U.I.C.

Structura fontei de fricțiune aliată cu fosfor P10 este dată în figura 4.28., unde se evidențiază baza metalică perlitică, steadita în rețea albă continuă și grafitul lamelar.

CAP.5 TRANSFORMĂRI ÎN STARE SOLIDĂ ÎN ALIAJELE Fe-C

Transformările produse în stare solidă se mai numesc și transformări secundare, ele pot viza modificarea naturii fazelor și constituenților (majoritatea transformărilor), sau în cadrul aceleași faze, modificarea doar a formei și dimensiunilor grăunților (recristalizarea după ecrusare). De asemenea există transformări secundare care modifică gradul de omogenitate chimică, starea tensională și substructura aliajelor (densitatea de dislocații, densitatea și mărimea blocurilor de mozaic). Transformările secundare se produc sub acțiunea unor factori externi: câmp termic (încălzire sau răcire), câmp mecanic (deformare plastică), câmp ultrasonic, electromagnetic etc.

Pentru ca o transformare în stare solidă să se producă, adică o fază veche să evolueze într-o fază nouă ($\alpha \rightarrow \beta$), trebuie să existe o condiție necesară, dată de existența forței motrice care este diferența dintre energiile libere ale fazei vechi și fazei noi ($\Delta F = F_\alpha - F_\beta > 0$), și o condiție suficientă, dată de existența energiei de activare (prezența în microvolume a unor fluctuații termice și de compoziție).

Transformările în stare solidă sunt fenomene succesive de germinare și creștere a germenilor de fază nouă (β) până la înlocuirea totală sau parțială a fazei vechi (α), în mod similar ca la solidificare. Fluctuațiile termice sau de compoziție pot fi omofazice, când produc rearanjări atomice puțin importante extinse în volume mari, cum este cazul germinării omogene și când germenii fazei noi sunt coerenti la matrice (faza veche) și pot fi eterofazice, când determină rearanjări foarte importante de atomi în volume mici, cum este cazul germinării eterogene și când germenii sunt incoerenți cu matricea. Vor crește până la dimensiunile finale ale noilor grăunți, doar germenii care au dimensiuni critice.

Faza veche, devenită instabilă sau metastabilă, poate trece fie direct în faza nouă stabilă, fie printr-o serie de faze intermediare denumite faze metastabile sau de tranziție, când pentru obținerea acestora se consumă un lucru mecanic mai mic.

Transformările în stare solidă în aliajele Fe-C pot avea loc la răcire: transformarea eutectoidă, transformarea bainitică, transformarea martensitică și obținerea soluțiilor solide, moi, suprasaturate și la încălzire: austenitizarea, transformările ce au loc la îmbătrânire (precipitări din soluții solide suprasaturate) și la revenire (descompunerea soluției solide suprasaturate).

Majoritatea transformărilor în stare solidă în aliajele Fe-C au loc printr-un mecanism de difuzie al atomilor (transformarea eutectoidă, bainitică, austenitizare, transformările ce au loc la îmbătrânire și revenire), doar transformarea martensitică (obținerea soluțiilor solide suprasaturate) are loc fără difuzie. La majoritatea transformărilor din aliajele Fe-C, între germenii și matrice, interfețele sunt incoerente cu energii superficiale mari ($500 \div 1000 \text{ ergi/cm}^2$), numai la transformarea martensitică interfețele sunt coerente cu energii superficiale mici ($25 \div 200 \text{ ergi/cm}^2$). Cinetica transformărilor în stare solidă (variația volumului de fază nouă formată în timp) are loc după o curbă sigmoidă, după o perioadă de incubație și se produce până la 100% fază transformată, la transformările cu difuzie, sau sub 100%

la transformările fără difuzie, când rămâne o cantitate de fază veche netransformată (remanentă sau reziduală).

Cauzele transformărilor în stare solidă în aliajele Fe-C sunt date, fie de transformările alotropice ale fierului, fie de variația solubilității carbonului în fier cu temperatura. Cu excepția precipitărilor din soluția solidă suprasaturată - $Fe\alpha(C)$, toate transformările nu produc modificări ale compoziției chimice ale fazelor.

5.1. TRANSFORMĂRI ALOTROPICE

Fierul prezintă două transformări (A_4 și A_3) și două faze alotropice $Fe\alpha$ (cvc) și $Fe\gamma$ (cfc), evidențiate pe curba de răcire, figura 5.1.

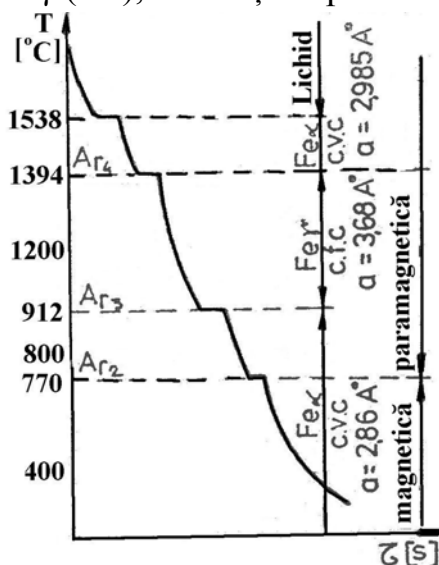


Fig.5.1. Curba de răcire a fierului

Transformările alotropice ale fierului sunt cauzate de variația diferenței dintre energiile libere totale Gibbs ale fazelor $Fe\alpha$ și $Fe\gamma$ cu temperatura, figura 5.2.

Se constată că la încălzire, $\Delta G_{\alpha-\gamma}$ scade până la un minim apoi crește, devenind egală cu zero la 912°C (A_3) și 1394°C (A_4) când au loc transformările alotropice $Fe\alpha \leftrightarrow Fe\gamma$.

Inițial scăderea lui $\Delta G_{\alpha-\gamma}$ este liniară până la 770°C (punct Curie), când apar componentele paramagnetice și feromagnetice ale fierului, (dezordonarea magnetică) care determină curbura și minimul funcției $\Delta G_{\alpha-\gamma}$. Dezordonarea magnetică a fierului la 770°C determină creșterea entropiei fazei $Fe\gamma$ față de cea a $Fe\alpha$. Parametrul mai mare al rețelei fazei

$Fe\alpha$ din domeniul 1394÷1538°C, comparativ cu cel al aceleiași faze $Fe\alpha$, dar la temperaturi sub 912°C, se datorează dilatării termice a rețelei fierului la temperaturi mari.

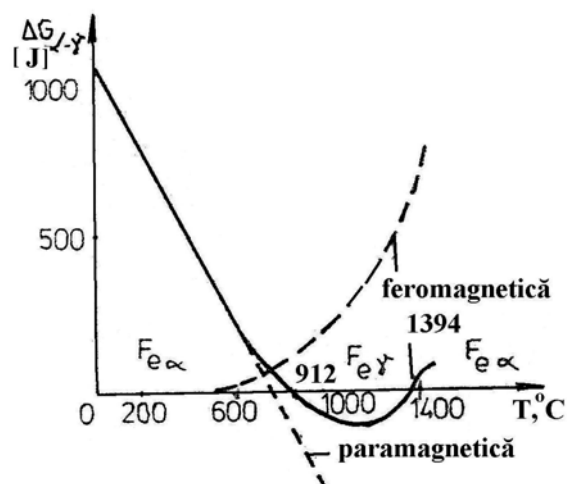


Fig.5.2. Transformările și fazele alotropice ale fierului

Transformările alotropice ale fierului au loc atât la încălzire cât și la răcire și se produc cu difuzie și fără difuzie numai la răcire cu viteze mari. Transformările alotropice ale fierului păstrează coeziunea dintre grăunți, compactitatea și rezistența mecanică ale fierului. Transformările alotropice ale fierului produse la răcire sunt însoțite de suprarăcire, care este cu atât mai mare cu cât viteza de răcire este mai mare. La viteze mari de răcire este posibil ca transformările alotropice să aibă loc fără difuzie la temperaturi foarte scăzute sau chiar să nu se producă. Transformările alotropice ale fierului se transmit și aliajelor

Fe-C. Astfel, pe măsura creșterii conținutului de carbon, punctul critic A_4 crește de

la 1394°C la 1495°C, iar punctul critic A_3 scade de la 912°C la 727°C. Alierea aliajelor Fe-C cu diverse elemente chimice determină, fie lărgirea domeniului de existență a Fe_α ridicând punctul critic A_3 și coborând punctul A_4 - elemente alfacene (Cr, Mo, W, V, Ti, Zr, Al, Si, Nb, Hf etc.), fie lărgirea domeniului Fe_γ prin coborârea punctului A_3 și ridicarea punctului A_4 – elemente gamagene (Ni, Mn, Co, P, N, B, C). Transformările alotropice ale fierului stau la baza tratamentelor termice și termochimice ale aliajelor Fe-C, prin care structura și proprietățile se modifică spectaculos. Transformarea alotropică a fierului determină, la răcire, separarea din austenită a feritei proeutectoide în oțelurile hipoeutectoide.

5.2. AUSTENITIZAREA ALIAJELOR Fe-C

Are la bază transformarea perlitei în austenită la încălzirea aliajelor Fe-C, adică formarea unei soluții solide omogene, denumită austenită, dintr-un amestec mecanic bifazic ferito-cementitic, denumit perlită.

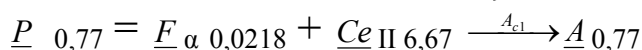
Transformările produse în stare solidă la încălzirea oțelurilor hipoeutectoide încep prin dizolvarea cementitei terțiare în ferită până la $A_1=727^\circ\text{C}$, cauzată de creșterea solubilității carbonului în ferită, continuă cu transformarea perlitei în austenită la $T>A_1=727^\circ\text{C}$ și trecerea feritei în austenită între A_{c1} și A_{c3} . La încălzirea oțelurilor eutectoide, unica transformare ce are loc, este trecerea perlitei în austenită la A_{c1} , iar la încălzirea oțelurilor hipereutectoide transformările debutează cu transformarea perlitei în austenită la A_{c1} și continuă cu dizolvarea cementitei secundare în austenită, între A_{c1} și A_{ccem} .

La încălzirea fontelor albe transformările la încălzire în domeniul solid debutează cu transformarea perlitei în austenită, implicit a ledeburitei secundare ($P+Ce_{II}$) în ledeburită primară ($A+Ce_I$) și continuă, doar în fontele hipoeutectice, cu dizolvarea cementitei secundare în austenită între A_{c1} și 1148°C .

La încălzirea fontelor cenușii, transformările debutează de asemenea cu transformarea perlitei în austenită, implicit a eutecticii secundar cu grafit ($P+C_g$) în eutectic primar cu grafit ($A+C_g$) și continuă numai în fontele cenușii hipoeutectice cu dizolvarea grafitului în austenită. În toate cazurile, rezultatul final este obținerea austenitei omogene. Rezultă că la încălzirea aliajelor Fe-C, cea mai importantă transformare este cea a perlitei în austenită (austenitizare).

Austenitizarea este operația inițială în majoritatea prelucrărilor la cald (deformare plastică la cald, tratamentele termice complete, unele tratamente termochimice etc.). Austenitizarea este bazată pe difuzia atomilor de fier din ferită și a atomilor de carbon din cementită în germenii de austenită formați pe interfețele dintre ferită și cementită, care se dezvoltă continuu până la dispariția feritei și în final a cementitei. Austenitizarea presupune și transformarea polimorfă (alotropică) a fierului, deoarece formarea germenilor de austenită are loc prin trecerea feritei stabile sau instabile (cvc) existente deasupra punctului A_{c1} în austenită stabilă (cfc).

Austenitizarea are loc conform reacției:



Forța motrice a transformării o constituie diferența dintre energiile libere ale amestecului mecanic de faze (perlita) și a soluției solide (austenita), figura 5.3.

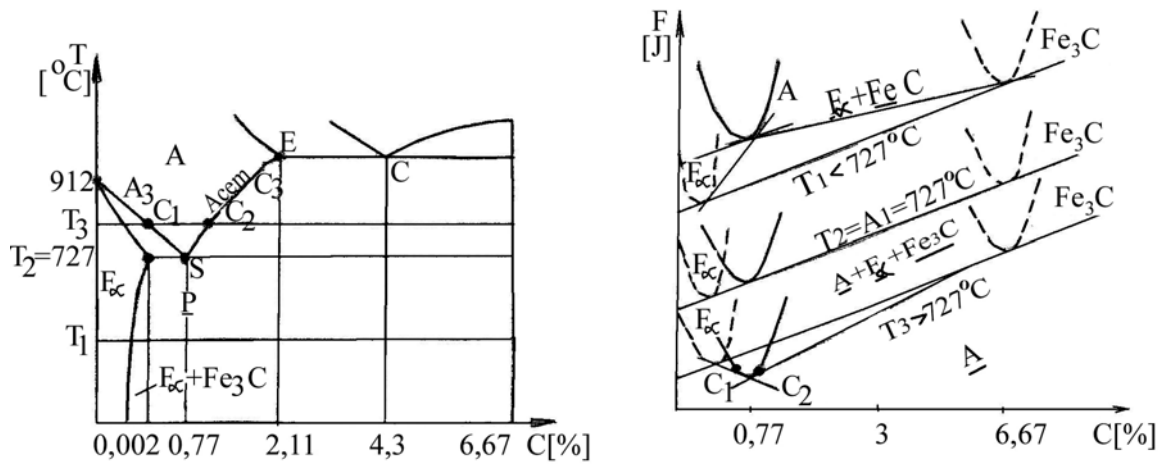


Fig.5.3. Fazele de echilibru în aliajele Fe-C la diverse temperaturi

La temperatura $T_1 < A_1$ în echilibru se află perlita, deoarece are energia liberă cea mai mică, la temperatura $T_2 = A_1$ se află în echilibru atât perlita cât și austenita deoarece au energiile libere egale existând o singură tangentă comună la cele trei faze A, F_α și Ce, iar la temperatura $T_3 > A_1$ în echilibru se află austenita care are energia liberă minimă.

Austenitizarea poate avea loc izoterm, la mențineri deasupra punctului critic A_{c1} , când perlita devine instabilă, apar primii germeni de austenită, din ferită (a_1), apoi se dizolvă cementita în austenită (a_2 - a_3) și în final austenita devine omogenă (a_0), figura 5.4., unde este prezentată diagrama transformare-temperatură-timp-izotermă (T.T.T.I) pentru un oțel eutectoid la austenitizare.

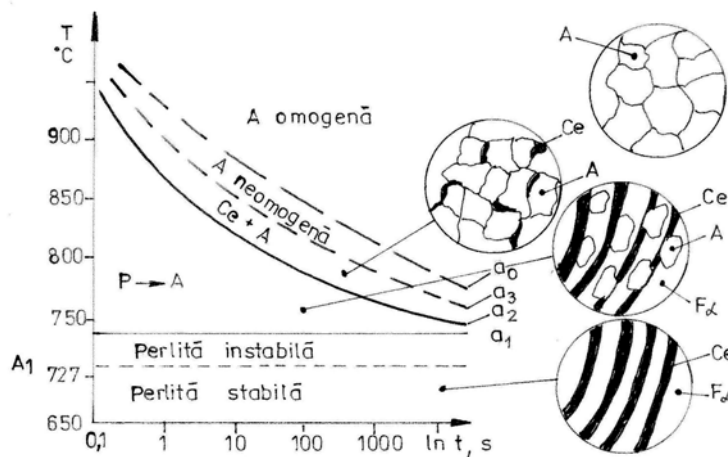


Fig.5.4. Diagrama T.T.T.I a austenitizării unui oțel eutectoid
 a_1 - începutul austenitizării (1%A); a_2 - a_3 dizolvarea carburilor; a_0 -omogenizarea austenitei

Cu cât temperatura de menținere peste A_1 este mai mare, cu atât timpul de transformare este mai mic, și cu cât perlita stabilă este mai fină, și transformarea este mai intensă. Austenitizarea poate avea loc și anizoterm (la încălzire continuă), când odată cu creșterea vitezei de încălzire punctul a_1 de formare a 1% austenită (începutul austenitizării) rămâne constant, dar punctele a_2 - sfârșit de austenitizare,

a_3 - sfârșitul dizolvării cementitei și a_0 sfârșitul omogenizării austenitei cresc continuu, figura 5.5.

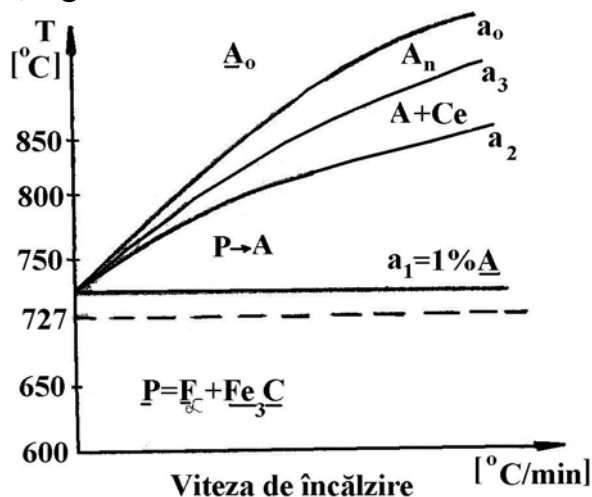


Fig.5.5. Influența vitezei de încălzire asupra austenitizării unui oțel eutectoid

creșterii solubilității carbonului în fierul gama.

Pe măsura creșterii procentului de carbon în oțeluri, viteza de germinare a austenitei crește deoarece, crescând cantitatea de cementită, crește și suprafața interfețelor cementită-ferită pe care se produce germinarea austenitei.

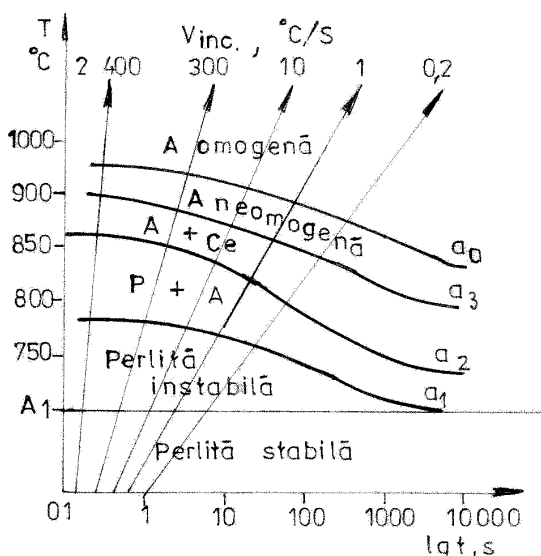


Fig.5.6. Diagrama T.T.T.C. a austenitizării oțelului eutectoid

Rezultă că la încălzire continuă austenitizarea se produce într-un interval de temperaturi, cu atât mai mare cu cât viteza de încălzire este mai mare. Diagrama transformare – temperatură - timp la încălzire continuă (TTTC) este dată în figura 5.6. Se constată că domeniile de transformare sunt aceleași ca și la austenitizarea izotermă.

În oțelurile hipoeutectoide și hipereutectoide austenitizarea este continuată de transformarea feritei în austenită (transformare alotropică) respectiv de dizolvarea cementitei secundare libere în austenită, datorită

Elementele de aliere care formează carburi (Cr, Mo, W, V, Ti etc.) având rol de finisare a structurii, măresc numărul interfețelor pe care are loc germinarea și prin aceasta intensifică transformarea, dar timpul de dizolvare a carburilor în austenită este mai mare.

În aceste oțeluri este posibilă ca omogenizarea să nu aibă loc total.

Elementele gamagene (Ni, Mn, Co, Pt etc.) coboară punctele critice a_1 , a_2 , a_3 și a_0 , uneori chiar sub 0°C , în timp ce elementele alfa-gene (Cr, Mo, W, V, Ti, Nb, Al, Si etc.) ridică punctele critice de austenitizare.

După sfârșitul austenitizării, grăunții poliedrici de austenită cresc mai repede sau mai încet odată cu creșterea timpului la transformarea izotermă, sau cu creșterea temperaturii la transformarea anizotermă, în funcție de ereditatea oțelurilor.

Mărimea grăunților de austenită obținută la sfârșitul transformării perlitice în austenită definește grăuntele inițial de austenită, iar mărimea de grăunte existentă la 950°C definește grăuntele austenitic ereditar, care este legată de condițiile intrinseci de elaborare a oțelului (modul și calitatea dezoxidării).

La oțelurile cu ereditate fină, dezoxidate cu Al, V, Ti, Nb, Zr (calmate), grăunții de austenită cresc începând de la temperaturi mari (peste 950°C), în timp ce la oțelurile cu ereditate grosolană (oțeluri necalmate), grăunții de austenită încep să crească imediat după formarea lor, figura 5.7., în care se prezintă creșterea dimensiunii grăuntelui inițial de austenită (d_{Ai}) în funcție de ereditatea (starea de dezoxidare) unui oțel hipoeutectoid.

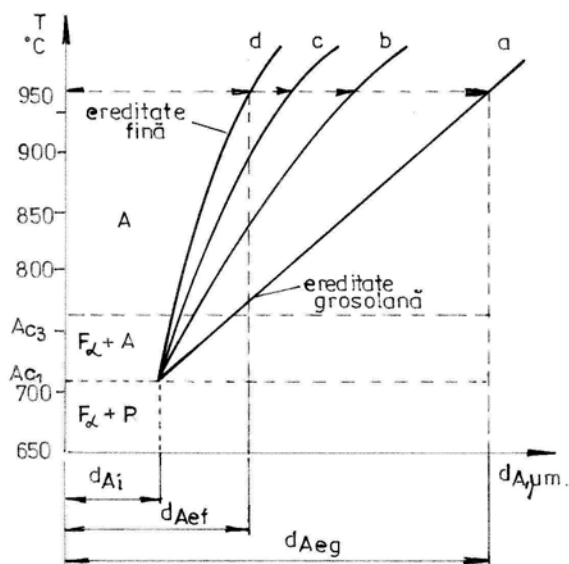


Fig.5.7. Creșterea grăunților de austenită în funcție de gradul de dezoxidare al unui oțel hipereutectoid

a)- oțel necalmat; b)- oțel dezoxidat cu Si (calmat); c)- oțel dezoxidat cu Al; d)- oțel dezoxidat cu Al+Ti

Se constată că un grăunte ereditar fin (d_{Aef}) la 950°C se obține numai prin dezoxidare suplimentară cu Ti și Al, în timp ce oțelurile necalmate au grăunte ereditar (la 950°C) grosolan (d_{Aeg}). Cauza eredității fine se explică prin influența oxizilor și nitruților, care se constituie la elaborare în germeni străini și care se opun ulterior dezvoltării grăunților la încălzire.

Toate elementele de aliere, cu excepția manganului și aluminiului, se opun tendinței de creștere a grăunților de austenită la încălzire; pregnant, se opun elementele care formează carburi.

Pentru a se obține în final oțeluri cu structură fină, care imprimă proprietăți bune de rezistență și tenacitate, la austenitizare grăunții de austenită obținuți trebuie să posede dimensiuni cât mai mici (adică trebuie să

se evite supraîncălzirea (creșterea exagerată a grăunților).

Creșterea exagerată a temperaturii sau timpului de încălzire la austenitizare este însoțită de apariția unor defecte de încălzire nedorite:

- supraîncălzirea, care reprezintă creșterea accentuată a grăunților de austenită; în grăunții mari de austenită la răcirea ulterioară se separă ferita sau cementita sub formă de lamele sau ace lungi de culoare albă, care străbat grăunții de perlită la unghiuri de cca. 60°, formând structura tipică de supraîncălzire denumită Widmannstätten. Această structură poate să apară și după turnarea oțelurilor; ea se elimină prin normalizare. În figura 5.8. este prezentată structura Widmannstätten într-un oțel carbon cu 0,4% C;

- oxidarea intercrystalină sau arderea oțelului, care constă în formarea unor oxizi pe limitele grăunților de austenită, care micșorează coeziunea dintre grăunți-oțelul devenind sfărâmicios. Acest defect odată apărut nu mai poate fi remediat;

- oxidarea superficială care constă în degradarea superficială, prin formare de oxizi (țunder) la suprafața pieselor din oțel;

- decarburarea superficială, care constă din arderea carbonului din stratul superficial al oțelurilor încălzite în atmosfere ce conțin hidrogen sau oxigen ($C+2H_2 \rightarrow CH_4$; $C+O_2 \rightarrow CO_2$).

Stratul decarburat este feritic și foarte moale. Atât oxidarea cât și decarbura-rea, pot fi prevenite prin folosirea atmosferelor neutre, atmosferelor controlate, a băilor cu săruri, patului fluidizat, vidului etc.

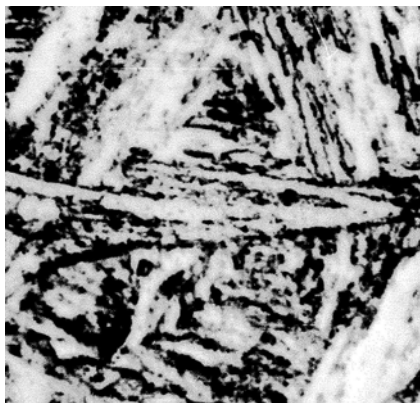


Fig.5.8. Structura Widmannstätten într-un oțel cu 0,4% C

Când oțelurile în urma unor prelucrări la cald (omogenizări, deformări plastice etc.) au structură grosolană, este posibilă finisarea ei, printr-o normalizare sau recoacere de fărâmițare a grăunților, la care austenitizarea și răcirea se face în așa fel, încât grăunții de austenită și ulterior de perlită să posede dimensiuni cât mai mici.

Întotdeauna din grăunți mici de austenită obținuți la austenitizare, vor rezulta în urma răcirii ulterioare în aer liber, ulei sau apă, structuri fine cu proprietăți mecanice superioare. Grăunții mari de austenită imprimă oțelului proprietăți scăzute de rezistență mecanică și de plasticitate, dar determină creșterea călibilității.

Mărimea grăunțului de austenită este foarte importantă pentru proprietăți cum ar fi: rezistența la rupere, tenacitatea la rece, sudabilitatea, călibilitatea, motiv pentru care unele oțeluri de calitate și speciale se livrează cu granulația fină garantată.

Datorită importanței deosebite pe care o are, mărimea reală a grăunțului de austenită, definită ca mărimea efectivă de grăunte obținută la o anumită temperatură și timp de încălzire, se evaluează prin: diametrul mediu, suprafața medie, numărul de grăunți pe unitatea de lungime, suprafața sau de volum. Evaluarea se face prin măsurări directe, prin utilizarea de relații empirice, sau prin compararea cu scări etalon și atribuirea de punctaje (-3; -2; -1; 0; 1;14) pe oțeluri ai căror grăunți de austenită au fost conservați ca mărime în prealabil.

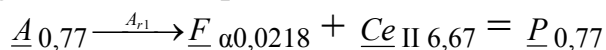
Conservarea mărimii grăunțului de austenită, care există la temperaturi mari, peste A_{c3} , A_{ccem} , în oțeluri, se face prin diverse metode, în funcție de procentul de carbon: carburare pentru oțelurile moi ($<0,2\%$ C); normalizare pentru oțelurile semidure ($0,4\div 0,6\%$ C); călire și revenire medie la troostită, sau oxidare intercrystalină pentru oțelurile dure ($0,7\div 0,9\%$ C) și recoacere pentru oțelurile foarte dure ($1,0\div 2,0\%$ C).

5.3. TRANSFORMAREA IZOTERMĂ EUTECTOIDĂ

În aliajele Fe-C, transformarea eutectoidă se mai numește și transformare perlitică; în urma ei austenita la răcire, cu grade mici de suprarăcire, sau cu viteze mici, se descompune izoterm respectiv anizoterm într-un amestec mecanic de ferită și cementită numit perlită.

În fontele albe transformarea perlitică determină trecerea ledeburitei primare în ledeburită secundară. Transformarea eutectoidă este un proces tipic de germinare eterogenă datorat fluctuațiilor eterofazice și de creștere controlată de difuzie, prin care o soluție solidă trece simultan într-un amestec mecanic de două faze diferite ca structură, compoziție chimică și proprietăți atât între ele cât și față de soluția din

care se nasc. Transformarea perlitică fiind o transformare cu difuzie și reversibilă, decurge întotdeauna până la 100% conform reacției:



În oțelurile hipoeutectoide și hipereutectoide transformarea eutectoidă (perlitică) este precedată de transformări proeutectoide: transformarea austenitei în ferită, datorată transformării alotropice a Fe_γ în Fe_α în oțelurile hipoeutectoide și separarea cementitei secundare din austenită, datorată scăderii solubilității carbonului în fierul gama. Forța motrice a transformării eutectoide este dată de diferența dintre energiile libere Helmholtz ale perlitei și austenitei. La $T < A_{r1}$ energia liberă a perlitei este mai mică decât a austenitei (figura 5.3.), fapt ce determină ca perlita să fie stabilă și în echilibru.

Transformarea austenitei în perlită la răcire începe de la un germene care poate fi de ferită sau de cementită (problemă controversată), și care apare în zone eterogene ale austenitei, unde există fluctuații mari energetice sau de compoziție-intersecția a doi sau trei grăunți de austenită.

Presupunând că inițial a apărut un germene cu dimensiuni critice de cementită, acesta se dezvoltă longitudinal și radial luând, prin difuzie, din austenita vecină atomi de carbon, determinând sărăcirea acesteia în carbon, creind fluctuații de compoziție și condiții termodinamice favorabile formării unui alt germene vecin de ferită, care se dezvoltă preluând din austenita vecină atomi de fier, creind condiții energetice de formare a unui alt germene de cementită ș.a.m.d. până la obținerea unei colonii de perlită, în care fazele ferită și cementită sunt lamelare și alternează, figura 5.9.

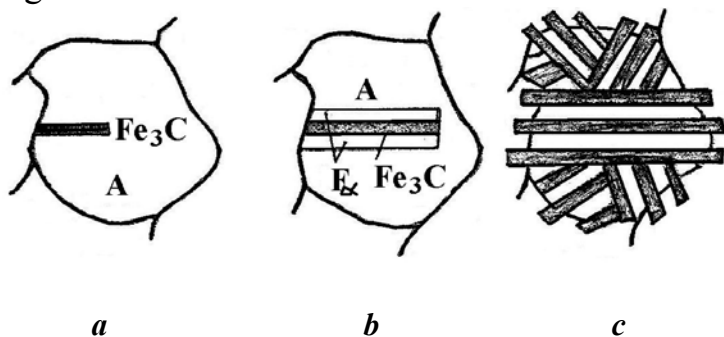


Figura 5.9. Formarea coloniilor de perlită la răcire din austenită

Dezvoltarea germenilor și cristalelor noi are loc după o lege parabolică, datorită difuziei carbonului. Limitele dintre grăunții de austenită nu constituie bariere în calea creșterii lente a coloniei de perlită. Diferența mare de compoziție și structură cristalină între germenii de fază nouă (ferită sau cementită) și faza veche (austenita), determină ca interfețele germenului, chiar la dimensiuni mici, să fie incoerente. Tot incoerente sunt și interfețele celor dintre faze care formează perlita.

Viteza de germinare a perlitei (N_p) plecând de la formarea unui germene de ferită de suprafață S și rază r , care se dezvoltă radial pe suprafața unui germene existent de cementită este de forma:

$$N_p = \frac{dp}{dt} = 4\pi\alpha^2 \cdot D \cdot N_\alpha \cdot t \cdot e^{-2\pi\alpha^2 \cdot D \cdot N_\alpha \cdot t^2}, \text{ m}^3 \cdot \text{s}^{-1}$$

unde: α este un parametru de creștere, D - coeficientul de difuzie, N_α - viteza de germinare a feritei, t - timpul, p - este probabilitatea de apariție a unui germene de ferită.

Viteza de germinare a perlitei este definită ca fiind numărul de germeni, de exemplu de ferită, formați în unitatea de timp și de volum.

Suprafața germenului de ferită care se dezvoltă este:

$$S=4\pi r^2=4\pi\alpha^2\cdot D\cdot t,$$

unde: $r = \alpha\sqrt{D\cdot t}$ este raza germenului sau distanța de difuzie (vezi soluții ale ecuațiilor difuziei în regim nestaționar, cap.1).

Probabilitatea dp ca pe un germene de cementită deja existent, să apară un germene de ferită, în timpul dt este:

$$dp= S\cdot N_\alpha\cdot dt - p\cdot S\cdot N_\alpha\cdot dt= (1-p) \cdot S\cdot N_\alpha\cdot dt$$

Prin separarea variabilelor se obține:

$$\frac{dp}{1-p} = S \cdot N_\alpha \cdot dt = 4\pi\alpha^2 \cdot D \cdot N_\alpha \cdot dt,$$

iar prin integrare rezultă:

$$1 - p = e^{-2\pi\alpha^2 \cdot D \cdot N_\alpha \cdot t^2},$$

din care se explicitază p , se derivează în raport cu timpul și se obține viteza de germinare a perlitei N_p , a cărei reprezentare grafică este dată de o curbă sigmoidă, în figura 5.10.

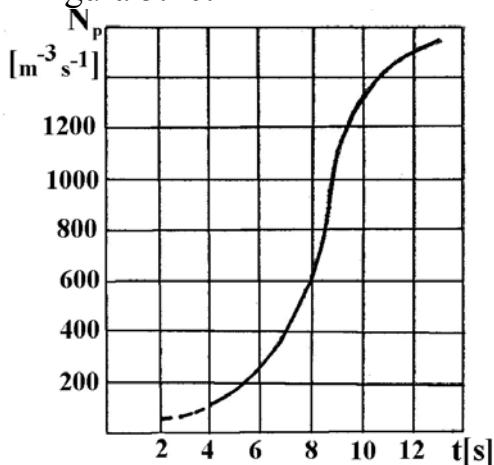


Fig. 5.10. Variația vitezei de germinare a perlitei în timp

Dezvoltarea coloniei de perlită are loc tot după o curbă sigmoidă. Viteza de germinare a perlitei este de asemenea influențată de mărimea grăunților de austenită, de gradul de suprarăcire, respectiv viteza de răcire și de prezența unor germeni străini (oxizi, nitruri, carburi etc.) în austenită.

Cu cât gradul de suprarăcire (viteza de răcire) este mai mare cu atât forța motrice a transformării este mai mare, viteza de germinare crește, difuzia carbonului este mai mică, lamelele de cementită sunt mai subțiri și mai scurte, tinzând să formeze noduli, iar perlita este mai dispersă (fină), fiind denumită sorbită

sau troostită.

De asemenea cu creșterea gradului de suprarăcire duritatea crește, iar plasticitatea scade continuu. Elementele de aliere care formează carburi (Cr, Mo, V, W, Ti, Nb, Zr etc.), oxizi fini (Al, Ti, Nb, Zr) sau nitruri (Al, Ti) măresc viteza de germinare a perlitei, prin intermediul germenilor străini și prin aceasta finalizează structura perlitei. Elementele de aliere care se dizolvă cu precădere în austenită, cu excepția cobaltului, micșorează viteza de creștere a coloniei de perlită. Perlita obținută la grade foarte mici de suprarăcire este sub formă globulară, deoarece lamelele de cementită tind să se curbeze formând cementita globulară, respectiv perlita globulară, care este mai moale și mai așchiabilă decât perlita lamelară. Gradul de dispersie al perlitei este de cca. 10^{-4} cm.

Creșterea gradului de suprarăcire din domeniul $A_{r1} \div 500^\circ\text{C}$, sau a vitezei de răcire, determină creșterea gradului de dispersie al amestecului mecanic ferito-cementitic care se numește sorbită (\underline{S}) la 10^{-5} cm, respectiv troostită (\underline{T}) la 10^{-6} cm.

Perlita este relativ moale și se obține prin recoacere obișnuită (perlită lamelară) sau prin recoacere de globulizare (perlită globulară). Sorbita este mai dură decât perlita și foarte tenace, iar troostita este foarte elastică. Sorbita se obține prin normalizare, iar troostita prin călire moderată.

Cinetica globală a transformării eutectoide (perlitice) este rezultanta proceselor de germinare și creștere. Transformarea perlitică are loc atât la răcire izotermă cât și anizotermă, în domeniul de temperaturi $A_{r1} \div 500^\circ\text{C}$.

Cinetica transformării austenitei suprarăcite la mențineri la diverse temperaturi situate sub A_{r1} , este descrisă de o curbă sigmoidă, care dă variația volumului de austenită transformată în perlită, în funcție de timpul de menținere. Cu ajutorul curbelor cinetice, trasate pentru mențineri la diverse temperaturi, se construiesc diagramele transformare-temperatură-timp-izoterme (T.T.T.I), care pentru oțelul eutectoid au forma dată în figura 5.11.

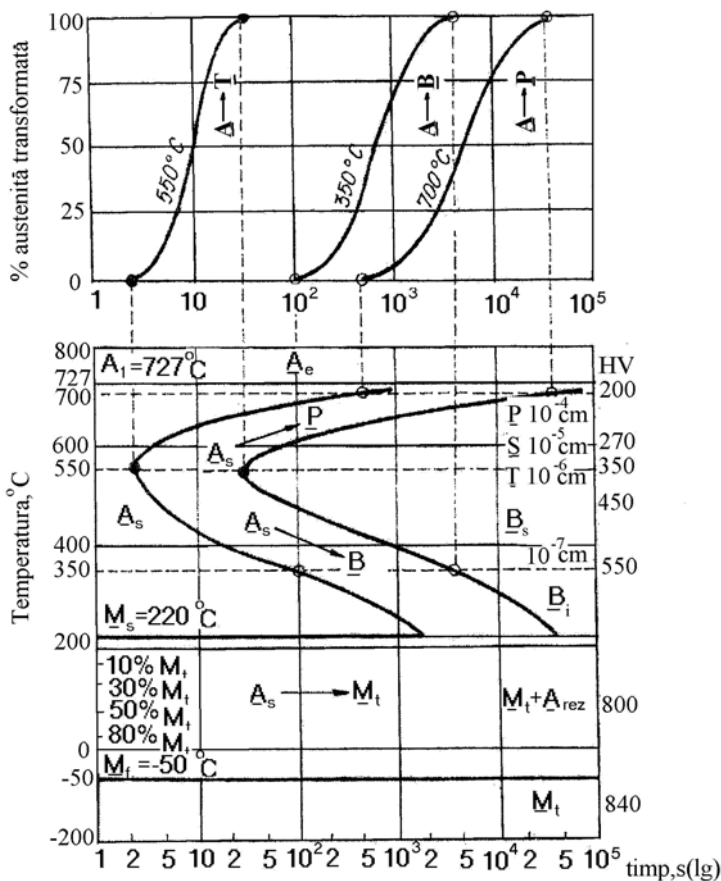


Fig.5.11. Construirea diagramei T.T.T.I. pentru oțelul eutectoid

transformările izoterme eutectoide (sus) sau bainitice (jos), iar în partea dreaptă a curbei de sfârșit de transformare sunt structurile obținute din transformări, cu gradele lor de dispersie în cm și duritățile obținute.

Transformarea perlitică se produce doar în partea superioară, deasupra cotului curbelor T.T.T.I. ($A_{r1} \div 500^\circ\text{C}$). Sub cotul curbelor T.T.T.I. se produc transformările bainitică și martenitică. Curbele din diagrama T.T.T.I. sunt de început (stânga) și de sfârșit (dreapta) de transformare a austenitei suprarăcite (A_s) în constituenți bifazici (P, S, T, B) și sunt locuri geometrice ale tuturor punctelor critice de început, respectiv de sfârșit de transformare.

Domeniul din stânga curbei de început de transformare, se numește perioadă de incubație sau de stabilitate a austenitei suprarăcite; el este minim la cca. 550°C . Între cele două curbe au loc

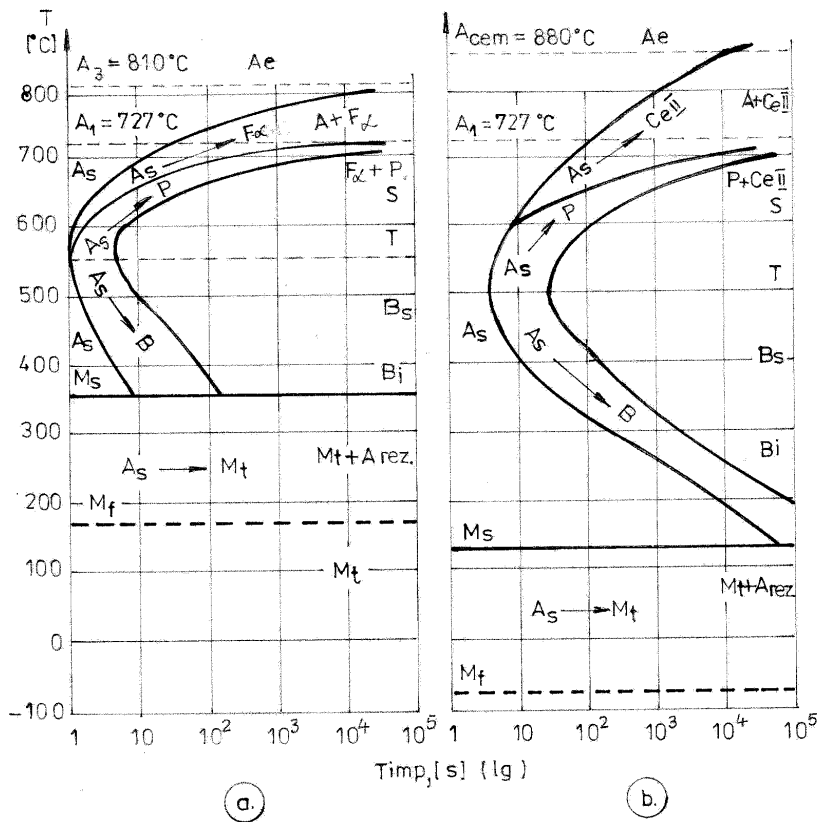


Fig.5.12. Diagrame T.T.T.I. ale oțelurilor hipoeutectoid cu 0,4% C (a) și hipereutectoid cu 1,2% C (b)

transformarea începe, respectiv încetează, precum și aprecierea proprietăților oțelurilor astfel răcite. În diagramele T.T.T.I, timpul pe abscisă se consideră logaritm, pentru ca vitezele de răcire, eventual trasate, să fie sub formă de drepte.

Transformarea eutectoidă se poate produce și în unele aliaje neferoase: Cu-Sn, Cu-Zn, Cu-Al, Cu-Be etc.

5.4. TRANSFORMAREA IZOTERMĂ BAINITICĂ

Transformarea bainitică are loc izoterm la grade mai accentuate de suprarăcire decât transformarea eutectoidă, după mecanism, cinetică și morfologie diferite. Transformarea bainitică este o transformare intermediară atât ca grade de suprarăcire cât și ca mecanism, între transformarea eutectoidă și transformarea martensitică.

Bainita (B) este un constituent bifazic nelamelar de tip amestec mecanic ferito-carburic cu grad de dispersie mare (10^{-7} cm), obținut prin descompunerea austenitei suprarăcite accentuat ($550 \div M_s$), unde M_s este temperatura de început de transformare martensitică sau sfârșit de transformare bainitică $-B_f$ (220°C pentru oțelul eutectoid).

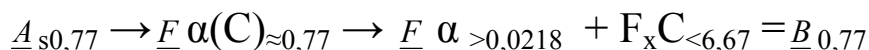
Transformarea bainitică, se produce izoterm prin mențineri într-un interval de temperaturi ($B_s \div B_f$) și are ca forță motrice diferența dintre energiile libere Helmholtz ale austenitei și bainitei ($\Delta F = F_A - F_B$) similară ca la transformarea perlitică. Bainita obținută în partea de sus a domeniului bainitic este sub formă de pană sau fulgi și se numește bainită superioară (B_s), iar cea obținută în partea de jos a domeniului bainitic este sub formă aciculară și se numește bainită inferioară (B_i).

Creșterea conținutului în carbon determină deplasarea spre dreapta a curbelor T.T.T.I. În oțelurile hipo și hipereutectoid transformarea perlitică este precedată de formarea feritei și cemențitei secundare proeutectoid, fapt evidențiat pe diagramele T.T.T.I. a acestor oțeluri de prezența unor curbe în partea superioară, în domeniile de formare a acestor faze, figura 5.12.

Diagramele T.T.T.I. sunt trasate pentru toate mărcile de oțeluri și permit determinarea structurilor obținute pentru fiecare temperatură de menținere, timpul după care

Atât forța motrice cât și temperaturile de început și sfârșit de transformare bainitică (B_s , B_f), coboară cu creșterea procentului de carbon din oțeluri.

Transformarea bainitică are loc printr-un mecanism de germinare și creștere a feritei bainitice (ferită îmbogățită în carbon), practic fără difuzia atomilor de fier, ci prin deplasări colective și coordonate ale atomilor de fier pe distanțe mici, interatomice. În acest stadiu este implicată transformarea alotropică $Fe\gamma \rightarrow Fe\alpha$. Acest fapt (lipsa difuziei în primul stadiu de formare a feritei bainitice) este dovedit prin apariția unor microreliefuri vizibile la microscop pe suprafața plană lustruită a unei probe din oțel. Ulterior ferita bainitică se descompune, prin difuzia atomilor de carbon, într-un amestec mecanic format dintr-o ferită îmbogățită în carbon și o carbură ϵ cu formula Fe_xC , cu $x < 3$ ($Fe_{2,4}C$) conform reacției:



Germeii feritei bainitice apar în zonele unde austenita este mai săracă în carbon și unde există fluctuații de compoziție. Spre deosebire de transformarea perlitică care este reversibilă, transformarea bainitică este ireversibilă, adică la încălzire bainita nu trece direct în austenită, ci printr-o serie de modificări intermediare ($\underline{B} \rightarrow \underline{T} \rightarrow \underline{S} \rightarrow \underline{P} \rightarrow \underline{A}$).

În partea inferioară a intervalului de temperaturi, unde difuzia fiind neglijabilă, determină ca lamelele de ferită bainitică înconjurate de carburi foarte fine să fie aciculare. Ferita din bainita inferioară conține până la 0,14% C, iar carburile ϵ sunt legate coerent sau semicoerent de acele de ferită, în timp ce ferita din bainita superioară conține până la 0,07% C, iar carburile sunt legate necoerent de ferită. În domeniul inferior al intervalului de transformare este posibil ca transformarea $\underline{A}_s \rightarrow \underline{B}_i$ să nu aibă loc până la 100%, rămânând o cantitate de austenită netransformată (reziduală). O dată cu coborârea temperaturii de menținere gradul de suprasaturare în carbon al feritei din bainită crește, conținutul de carbon din carbura ϵ scade, difuzia carbonului scade, duritatea și tenacitatea bainitei cresc.

Astfel, bainita superioară obținută la 500°C are HRC=40, A=10÷12%, în timp ce bainita inferioară obținută la 350°C are HRC=50 și A=15÷16%. Rezultă că bainita inferioară are proprietăți mecanice mai bune decât bainita superioară. Acest fapt se explică prin aceea că în bainitele inferioare carburile sunt mai fine au aspect de baghete legate coerent sau semicoerent în masa plachetelor (acelor) de ferită, în timp ce în bainitele superioare carburile sunt distribuite în special pe limitele cristalelor de ferită nefiind coerente la acestea.

La oțelurile carbon și la oțelurile slab aliate cu elemente care se dizolvă în fier (Ni, Si, Co etc.) nu există o trecere netă între domeniul de temperaturi în care au loc transformările eutectoidă și bainitică, motiv pentru care diagramele T.T.T.I sunt aceleași (figurile 5.11, 5.12, 5.13a), în timp ce la oțelurile aliate cu elemente carburigene (Cr, W, Mo, V, Ti etc.) transformările sunt separate, iar diagramele T.T.T.I. prezintă două coturi (minime de stabilitate a austenitei supra-racite) unul perlitic și unul bainitic, depărtate mult de ordonată, figura 5.13b.

Obținerea bainitei inferioare, cu plasticitate și duritate satisfăcătoare, în oțelurile și fontele cenușii, are loc printr-un tratament termic denumit călire izotermă

sau călire bainitică și este specific unor organe de mașini și scule puternic solicitate mecanic.

Transformarea bainitică se poate produce și în fontele cenușii prin călire izotermă, în urma căreia se obțin fontele bainitice de mare rezistență mecanică. De asemenea se poate produce și în unele aliaje neferoase cum sunt alamele.

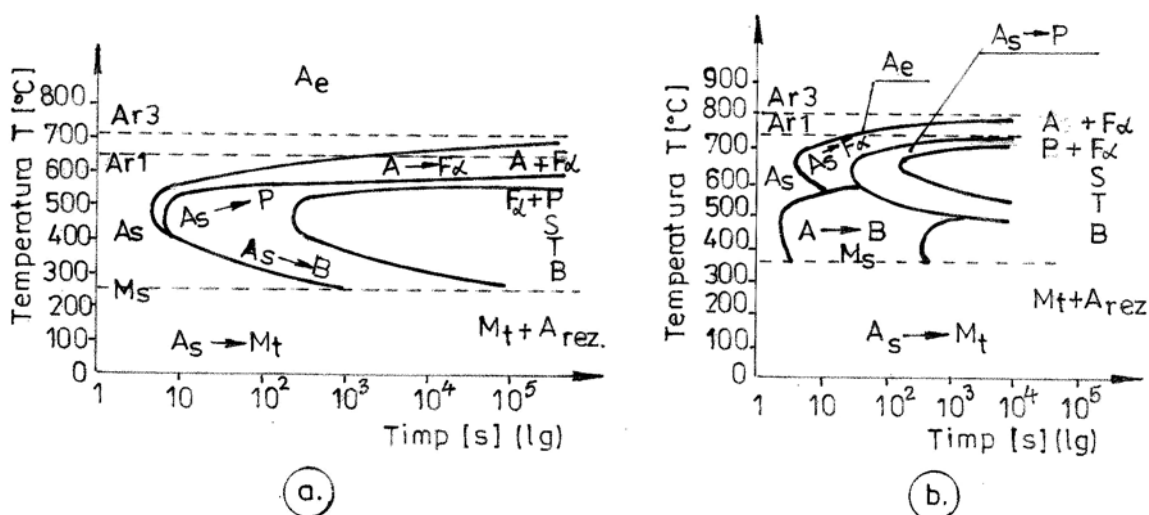


Fig.5.13. Diagrame T.T.T.I ale unui oțel slab aliat cu nichel (a) și aliat cu crom (b)

5.5.TRANSFORMAREA IZOTERMĂ MARTENSITICĂ

Transformarea martensitică în aliajele Fe-C este ireversibilă, se produce izoterm și anizoterm numai la grade foarte mari de suprarăcire, respectiv viteze mari de răcire în domeniul $M_s \div M_f$ (început, respectiv sfârșit de transformare martensitică), în absența difuziei și fără a produce modificarea compoziției chimice. Pentru oțelul eutectoid, punctul M_s se află la 220°C, iar punctul M_f la cca. -50°C.

Cristalele (plachetele, acele) de martensită se formează cu viteză foarte mare de cca. 1000÷5000 m/s (viteza de propagare a sunetului prin oțeluri), deci aproape instantaneu. Un cristal de martensită se formează în cca. 10^{-7} s.

Transformarea martensitică în aliajele Fe-C se produce prin deplasări colective și coordonate ale atomilor pe distanțe mici subinteratomice, în mod similar ca la fenomenul de maclare. Interfața dintre faza nouă (martensita) și cea veche (austenita) este coerentă cu energie superficială foarte mică.

Relațiile de orientare și coerență între austenită și martensită sunt: $(111)_A \parallel (110)_M$ și $[1\bar{1}0]_A \parallel [1\bar{1}1]_M$, iar planul limită de coerență este $\{225\}$, figura 5.14.

Martensita în aliajele Fe-C reprezintă o soluție solidă a fierului alfa suprasaturată în carbon, cu rețea t.v.c, sub formă aciculară foarte dură (550÷600 HB) și fragilă, puternic tensionată și total în afară de echilibru termodinamic (metastabilă), ce conferă oțelurilor și fontelor duritate foarte mare și plasticitate nulă. Transformarea martensitică ireversibilă în aliajele Fe-C are loc după reacția:

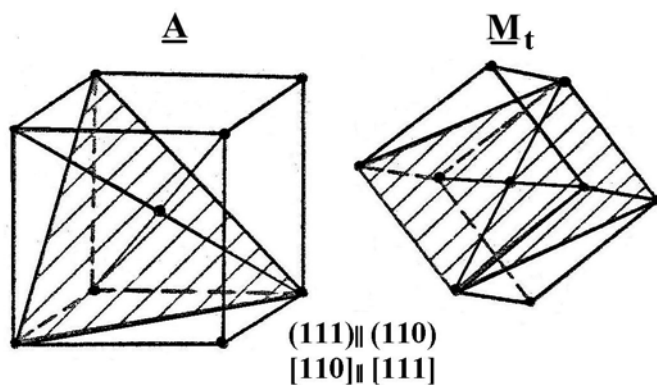
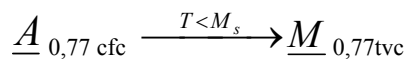


Fig.5.14. Relații cristalografice la transformarea martensitică



Transformarea martensitică implică transformarea alotropică a Fe γ în Fe α ; ea se produce atât izoterm la grade mari de suprarăcire ($\Delta T = 400 \div 500^\circ\text{C}$), deci la mențineri sub punctul critic M_s cât și anizoterm la răcire cu viteză mare, continuă, peste 600°C/s .

La transformarea austenitei în martensită, prin trecerea de la rețeaua compactă c.f.c a austenitei la rețeaua cristalină, mai puțin compactă t.v.c a martensitei, se produce o creștere a volumului specific cu cca. 1,5%, fapt ce determină ca pe suprafața lustruită a unei probe din oțel, după transformarea martensitică să apară microreliefuri.

Creșterea în volum este dependentă de conținutul în carbon ($\Delta V = 0,35\%$ pentru 0,2% C și 0,9% pentru 1,2% C). Gradul de tetragonalitate al martensitei crește odată cu creșterea conținutului de carbon din oțel după relația: $c/a = 1 + 0,467 \cdot C$, deoarece în martensită atomii de carbon ocupă poziții pe muchiile verticale ale celulei t.v.c.

După Bain celula elementară a martensitei t.v.c, denumită și martensită tetragonală (M_t), coexistă între două celule elementare de austenită c.f.c, când atomul de fier de pe fața comună c.f.c. devine atomul din centrul volumului t.v.c, figura 5.15. (cu x în fig. 5.15 s-au notat pozițiile posibile ale atomilor de carbon în austenită și martensită).

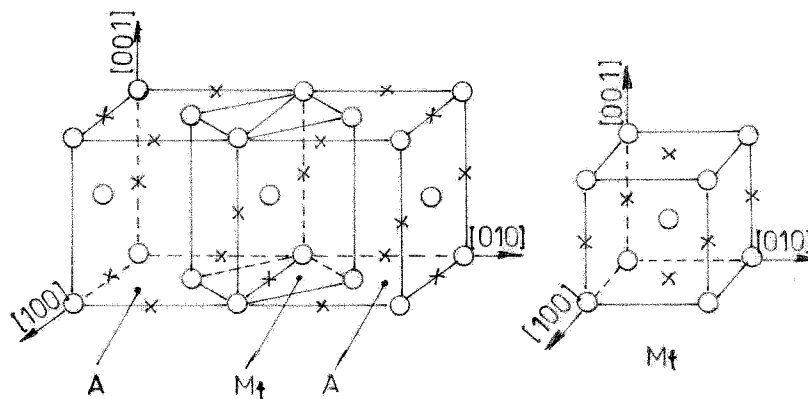


Fig. 5.15. Coexistența celulei t.v.c a martensitei între două celule c.f.c ale austenitei, după Bain

Transformarea martensitică fiind un proces fără difuzie, deci neactivat termic, se produce izoterm și anizoterm între M_s și M_f chiar și la temperaturi negative. Punctele critice de început de transformare M_s și sfârșit de transformare martensitică M_f coboară odată cu creșterea conținutului de carbon, figura 5.16.

Din figura 5.16. rezultă că în oțelurile cu până la 0,3% C martensita tetragonală obținută este instabilă termic, ea aflându-se la temperaturi mari, se va

descompune spontan în constituenți bifazici de tip perlitic, motiv pentru care aceste oțeluri nu se pot durifica prin călire.

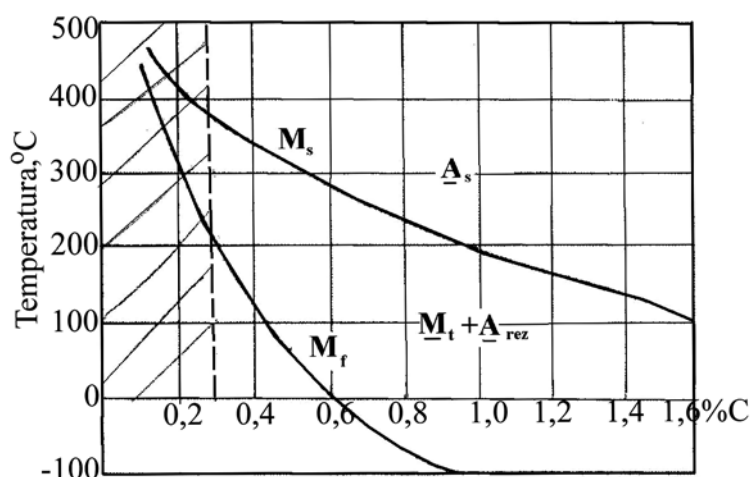


Fig.5.16. Dependenta punctelor M_s și M_f de conținutul de carbon în oțeluri

Majoritatea elementelor de aliere coboară punctele critice M_s și M_f conform relațiilor:

$$M_s = 811 - 317 \cdot C - 33 \cdot Mn - 18 \cdot Cr - 16,5 \cdot Ni - 11 \cdot Si - 11 \cdot Mo - 11 \cdot W, K$$

$$M_f = M_s - (473 \div 573), K$$

Cobaltul și aluminiul ridică temperatura acestor puncte, iar siliciul nu are nici o influență.

Transformarea martensitică în aliajele Fe-C, spre deosebire de celelalte transformări în stare solidă are câteva particularități: se realizează fără difuzie, deci viteza de transformare nu depinde de temperatură; se produce numai la grade mari de suprarăcire, respectiv viteze mari de răcire; interfețele dintre fazele austenită și martensită sunt coerente; faza veche, austenita, se stabilizează în timpul transformării, gradul de transformare nu ajunge niciodată la 100%, austenita rămânând parțial netransformată sub formă reziduală.

Gradul de transformare al austenitei în martensită crește numai odată cu scăderea temperaturii de menținere sub M_s (figura 5.11). Creșterea gradului de transformare (creșterea cantității de martensită tetragonală) are loc prin formarea și creșterea instantanee, în limitele grăunților de austenită, a unor noi cristale de martensită, figura 5.17.

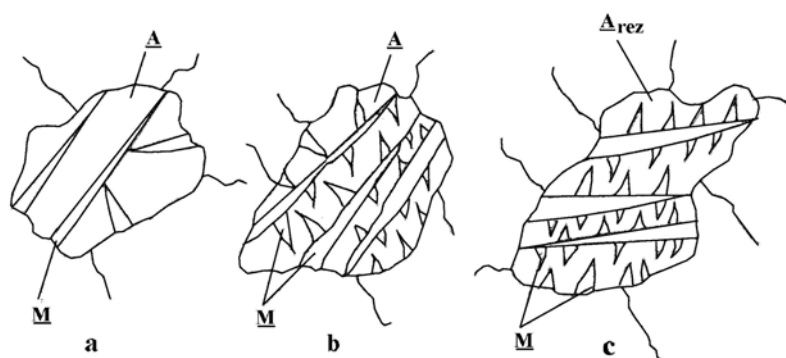


Fig.5.17. Formarea cristalelor de martensită în austenită suprarăcită
a)- formarea primelor cristale de martensită; b)- continuarea formării de noi cristale; c)- prezența austenitei reziduale la finalul transformării

Limitele grăunților de austenită formează bariere în calea creșterii cristalelor de martensită. Primele cristale (plachete) de martensită au dimensiunile cele mai mari, deoarece străbat întregul grăunte de austenită. Formarea unui număr de

crystale de martensită tetragonală cu volum specific mai mare ($0,1298 \text{ dm}^3/\text{Kg}$) într-un grăunte de austenită (cfc) cu volum specific mai mic ($0,1265 \text{ dm}^3/\text{Kg}$), duce la comprimarea multilaterală a acesteia din urmă și implicit la stabilizarea ei, iar pentru ca transformarea să continue, este necesară coborârea temperaturii de menținere, deci creșterea gradului de suprarăcire, respectiv a forței motrice. Ori cât de mult ar coborî temperatura de menținere, chiar sub M_f , tot ar mai rămâne mici cantități de austenită netransformată (reziduală). Cantitatea de austenită reziduală variază după o funcție exponențială cu temperatura de menținere în intervalul $M_s \div M_f$ de forma:

$$A_{\text{rez}} = e^{-0,011(M_s - T)} \neq 0, \%$$

Austenita stabilizată la o anumită temperatură de menținere se va transforma mai dificil în martensită la reluarea răcirii la temperaturi mai joase, motiv pentru care ea nu poate deveni egală cu zero.

Unii cercetători consideră că stabilizarea austenitei și încetarea transformării ei în martensită, la o anumită temperatură de menținere, este cauzată de ecruisarea acesteia prin apariția cristalelor de martensită cu volum specific mai mare. S-a demonstrat că odată cu înaintarea transformării austenitei în martensită, microduritatea austenitei reziduale crește datorită ecruisării de fază.

Creșterea conținutului de C și Mn conduce la creșterea gradului de ecruisare al austenitei și în consecință la creșterea cantității de austenită reziduală. De asemenea cu cât austenita este mai aliată, cu atât ea se stabilizează mai ușor. În oțelurile de scule bogat aliate, rapide, după răcire la temperatura ambiantă se obține până la 30÷40% A_{rez} . În aceste oțeluri curbele T.T.T.I sunt mult deformate și deplasate spre dreapta, figura 5.18., unde sunt diagramele T.T.T.I ale oțelurilor Rp3 și Rp5.

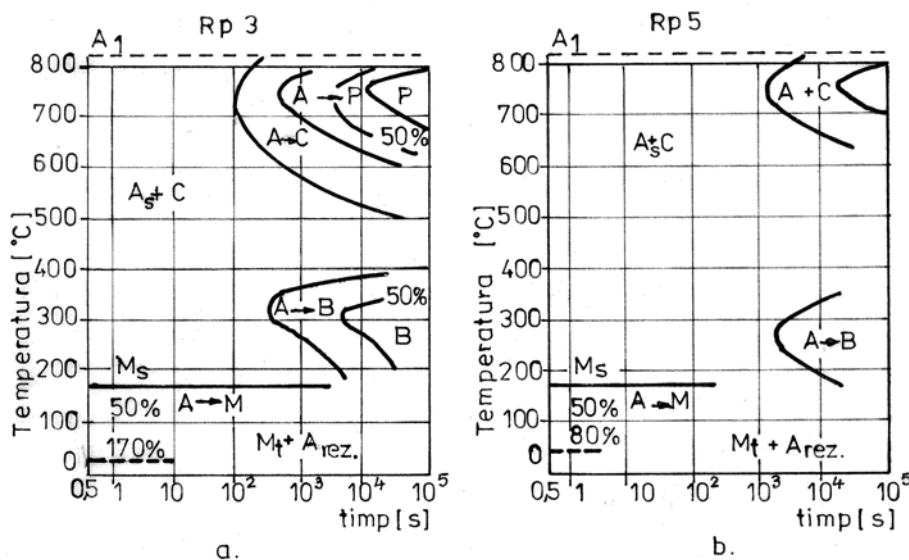


Fig. 5.18 Diagrame T.T.T.I ale oțelurilor rapide Rp3 și Rp5

Curbele cinetice (sigmoide) care descriu evoluția volumului de austenită transformată izoterm în martensită la mențineri la temperaturi între M_s și M_f , evidențiază neatingerea valorii de 100% martensită, ci rămâne mereu o cantitate de austenită reziduală (A_{rez}) cu atât mai mică, cu cât temperatura este mai joasă, figura 5.19. La oțelurile carbon cu peste 0,6% C și la oțelurile aliate la care temperatura

M_f este situată sub $^{\circ}C$, pentru a micșora cantitatea de austenită reziduală, răcirea trebuie efectuată la temperaturi sub $^{\circ}C$.

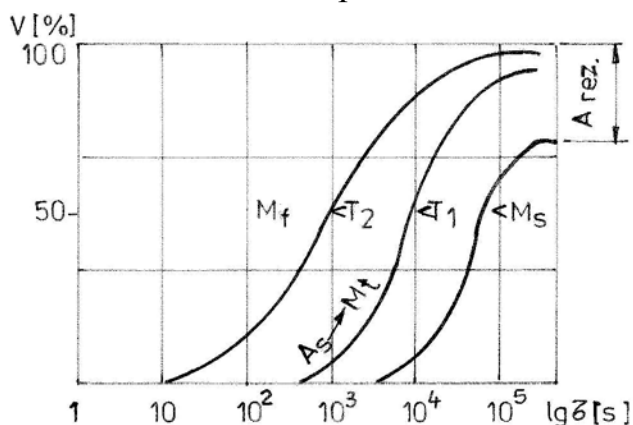


Fig.5.19. Curbe cinetice ale transformării martensitice

dură (pentru oțelul călit- $HRC=62$, $R_m=2300 \text{ N/mm}^2$, $R_{p0,2}=2000 \text{ N/mm}^2$, $A \cong 1\%$, $Z=30\%$, $KCU \cong 10 \text{ daJ/cm}^2$). Duritatea martensitei crește odată cu creșterea conținutului în carbon, figura 5.20. și cu creșterea conținutului de elemente de aliere dizolvate în ea.

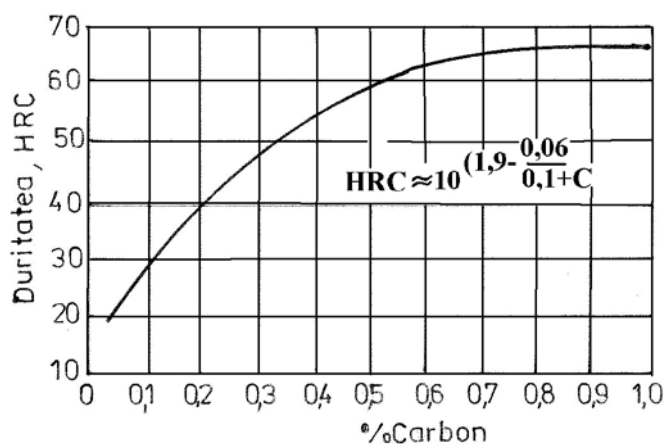


Fig.5.20. Dependența durității martensitei de conținutul în carbon

($19 \div 29 \text{ HRC}$) mărește plasticitatea, tenacitatea și rezistența la oboseală a oțelurilor călite, micșorând în același timp duritatea, rezistența la uzare prin Pitting, limita de curgere, limita elastică, proprietățile feromagnetice și termice, fiind paramagnetică și având o conductibilitate termică redusă. Ea micșorează mult durabilitatea sculelor așchietoare și reprezintă o sursă de formare a fisurilor superficiale în rețea la rectificare. Cantitatea de austenită reziduală din oțelurile călite este influențată de factorii:

- procentul de carbon, care cu cât este mai mare, determină cantități mai mari de A_{rez} , figura 5.21;
- elementele de aliere care se dizolvă în austenită măresc cantitatea de A_{rez} prin formarea unor segregatii și atmosfere Cottrell care se opun deformațiilor plastice în austenită;

Dacă austenita suprarăcită este supusă concomitent cu răcirea și unui proces de deformare plastică sau unui câmp ultrasonic, electromagnetic etc., transformarea ei în martensită are loc mai intens și la temperaturi mai mari. Cantitatea de austenită reziduală se reduce foarte mult în aceste cazuri ($0,5 \div 2\%$). Martensita tetragonală obținută prin tratamentul termic de călire energetică (cu răcire în apă, soluții apoase, ulei etc.), având o densitate mare de dislocații, este foarte

Austenita reziduală are proprietăți fizico-mecanice deosebite și superioare de ale austenitei în echilibru, datorită fenomenului de ecruisare de fază (densitate mare de dislocații, defecte de împachetare) și datorită faptului că ea se transformă în martensită, prin deformare, chiar în timpul încercărilor. Duritatea și rezistența la rupere ale austenitei reziduale au valori de 2-3 ori mai mici decât a martensitei. Austenita reziduală fiind relativ moale

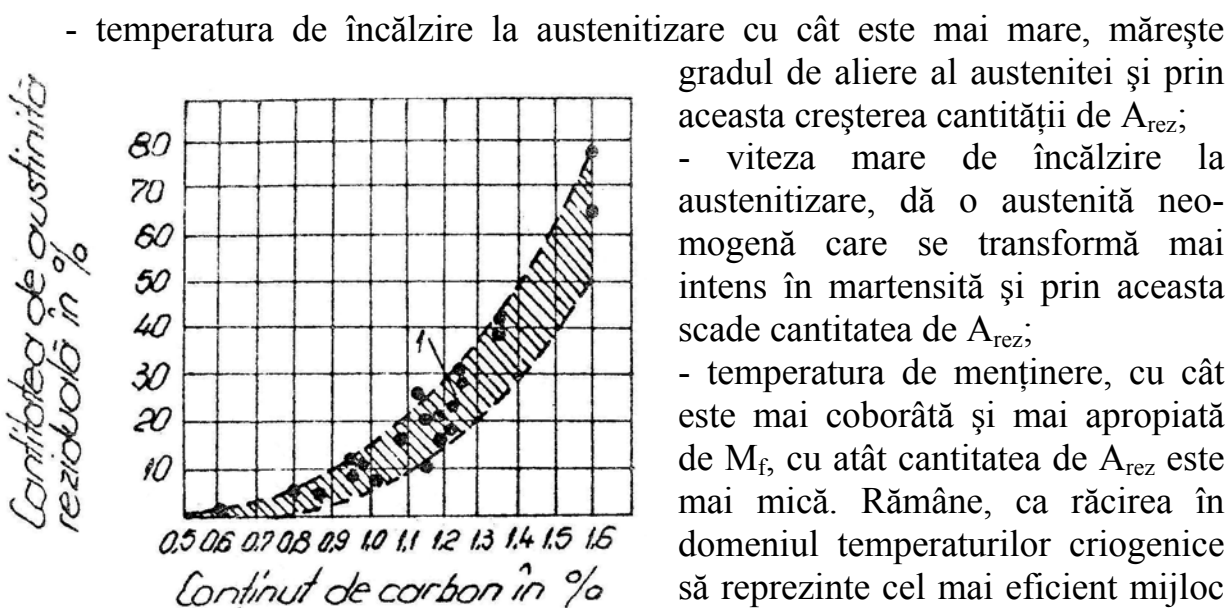


Fig.5.21. Influența conținutului în carbon asupra cantității de A_{rez}

5.6. TRANSFORMĂRILE AUSTENITEI LA RĂCIRE CONTINUĂ (ANIZOTERME)

Majoritatea prelucrărilor la cald ale oțelurilor au loc cu răcire continuă din domeniul austenitic, deoarece aceasta este mai practică. La răcire cu viteză continuă, austenita în echilibru se suprarăcește și au loc aceleași transformări ca și la răcirea izotermă: transformarea eutectoidă, transformarea bainitică și transformarea martensitică.

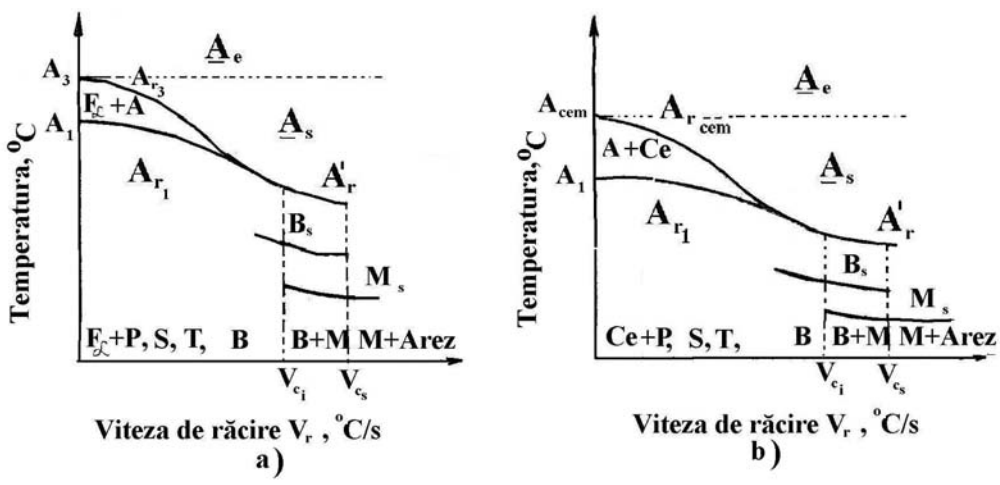


Fig. 5.22. Influența vitezei de răcire asupra punctelor critice ale oțelurilor
a) oțel hipoeutectoid; b) oțel hipereutectoid

Principalul factor care guvernează transformările la răcire anizotermă este viteza de răcire. Creșterea vitezei de răcire determină scăderea punctelor critice de transformare A_{r3} , A_{rccm} , B_s , B_f , M_s și M_f , figura 5.22., în care se prezintă deplasarea punctelor critice odată cu creșterea vitezei de răcire.

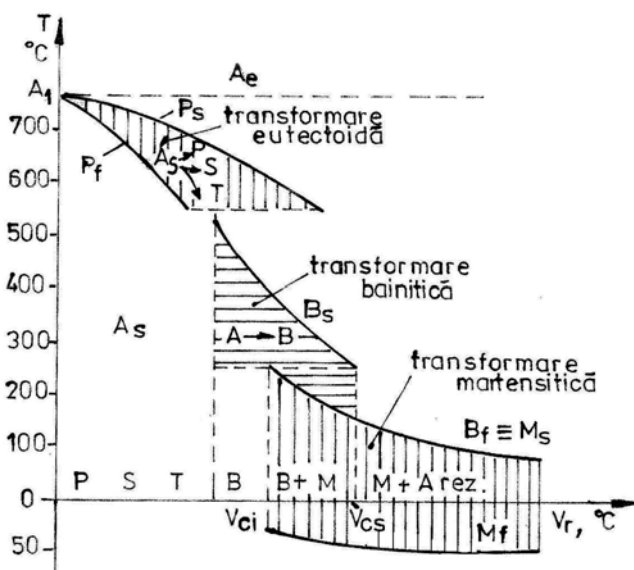


Fig. 5.23. Influența vitezei de răcire asupra transformărilor austenitei suprarăcite într-un oțel eutectoid

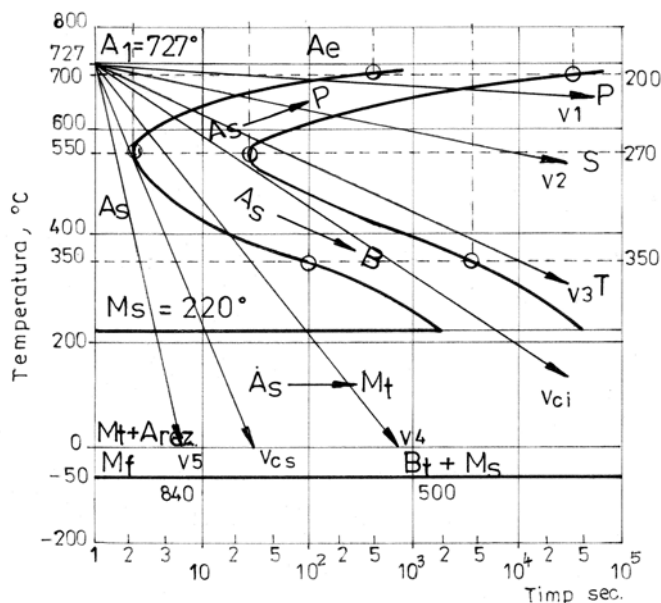


Fig. 5.24. Suprapunerea vitezelor de răcire pe curbele T.T.T.I. ale unui oțel eutectoid

Carbonul ca și elementele de aliere (excepție face cobaltul) micșorează viteza critică superioară în cazul răcirii continue a oțelurilor austenitizate complet (încălzire peste A_{c3} , A_{ccem}) – curba a din figura 5.25. În cazul austenitizării incomplete a oțelurilor hipereutectoide (încălzire între A_1 și A_{cem}) unde prezența cementitei secundare, care fiind foarte dură, nu afectează proprietățile oțelurilor

Rezultă că la creșterea vitezei de răcire, transformările eutectoidă, bainitică și martensitică au loc în intervale de temperaturi care se suprapun, figura 5.23, unde sunt date domeniile transformărilor austenitei suprarăcite și structurile obținute la temperatura ambiantă, după răcirea cu viteză continuă a unui oțel eutectoid.

Suprapunând vitezele de răcire continuă V_1 , V_2 , V_3 , V_{ci} , V_4 , V_{cs} , V_5 peste diagrama T.T.T.I a unui oțel eutectoid, se evidențiază aceleași transformări ale austenitei suprarăcite și aceleași structuri obținute la temperatura ambiantă, ca și în cazul transformărilor izoterme, figura 5.24.

Vitezele de răcire V_1 , V_2 , V_3 , V_4 și V_5 corespund unor răciri în mediile: cuptor, aer liber, aer suflat, ulei respectiv apă. Vitezele V_{ci} și V_{cs} se numesc viteză critică inferioară, care este tangentă la curba de sfârșit de transformare eutectoidă și care marchează începutul transformării martensitice, respectiv viteză critică superioară, care este tangentă la curba de început de transformare eutectoidă și care marchează încetarea transformării bainitice; peste această viteză, austenita suprarăcită trece numai în martensită; între cele două viteze critice, structura obținută este formată din bainită și martensită.

călite, viteza critică superioară crește odată cu creșterea conținutului de carbon- curba b, din figura 5.25.

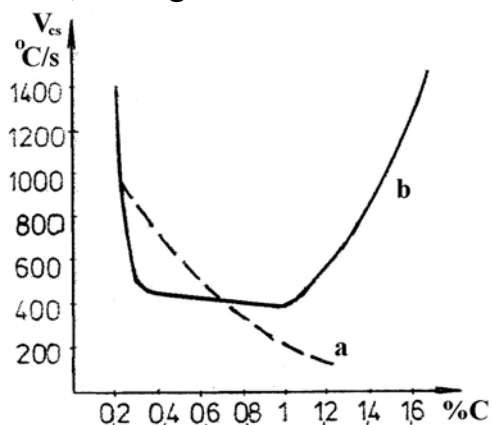


Fig.5.25. Variația vitezei critice de răcire

- a)- austenitizare completă;
- b)- austenitizare incompletă

$V_{cs}=10^{\circ}\text{C/s}$ în același domeniu de temperaturi.

Transformările austenitei suprarăcite, la răcire cu viteză continuă, se studiază pe diagramele transformare-temperatură-timp-răcire continuă (TTTC). Astfel de diagrame pentru oțelul eutectoid și hipoeutectoid sunt prezentate în figura 5.26.

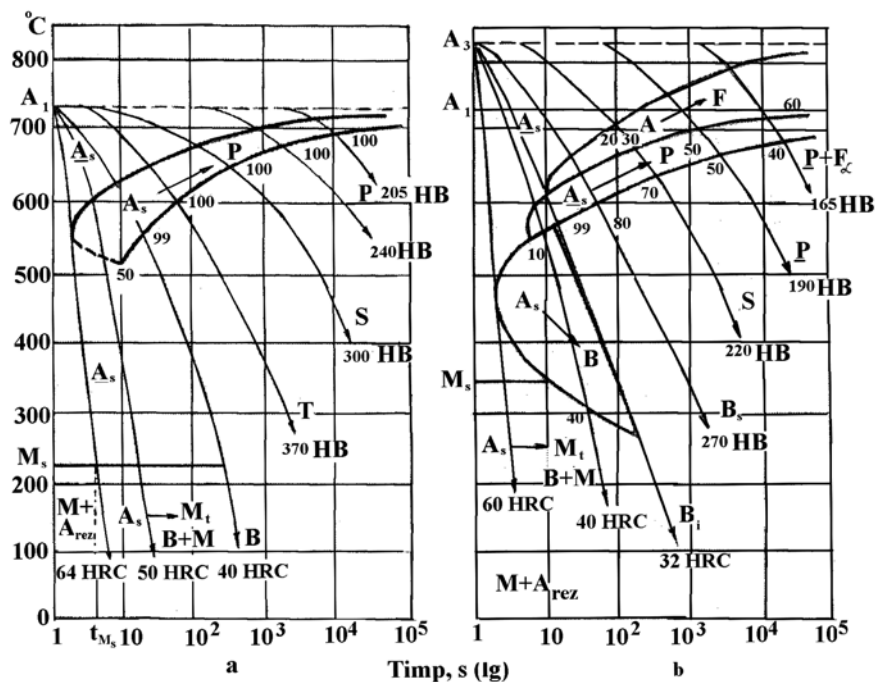


Fig.5.26. Diagrame TTTC de transformare a austenitei suprarăcite pentru un oțel OSC8-a și un oțel OLC45-b

Dintre transformările austenitei suprarăcite la răcire continuă, cea mai studiată este transformarea martensitică. Aceasta se poate produce până la grade înaintate (99,5% M) numai la răcire continuă, uneori sub 0°C . În domeniul temperaturilor negative, transformarea martensitică a oțelurilor cu peste 0,6% C și

De asemenea, cu cât dimensiunea grăunților de austenită este mai mare, cu atât viteza critică de răcire este mai mică și oțelurile se călesc în medii mai puțin energice.

Austenita suprarăcită neomogenă conține particule insolubile de oxizi, nitruri, carburi, fiind tipică unor oțeluri aliate, sau oțelurilor carbon austenitizate incomplet, ce se transformă mai ușor în constituenți bifazici (P , S , T , B) decât în martensită.

Astfel, dacă un oțel cu 0,55% C și 0,56% Cr are $V_{cs}=400^{\circ}\text{C/s}$ între $700\div 300^{\circ}\text{C}$, un oțel cu 0,38% C și 2,64% Cr, are

în special a celor aliate care au punctul M_f situat sub 0°C , prezintă câteva particularități:

- viteza transformării se micșorează accentuat datorită micșorării mobilității atomilor;
- transformarea austenitei suprarăcite în martensită are loc atât la răcire cât și la încălzire, aceasta din urmă fiind mai accentuată la viteze mari de răcire, figura 5.27.
- austenita se stabilizează prin întreruperea răcirii, rămânând sub formă reziduală;
- la reluarea răcirii după o întrerupere, intensitatea transformării martensitice este micșorată;
- viteza mare de răcire încetinește transformarea martensitică la răcire, lucru ce va fi compensat prin încălzire la temperatura ambiantă (curba b din figura 5.27.);
- efectul maxim al transformării martensitice este situat la oprirea răcirii între -60 și -120°C , pentru majoritatea oțelurilor.

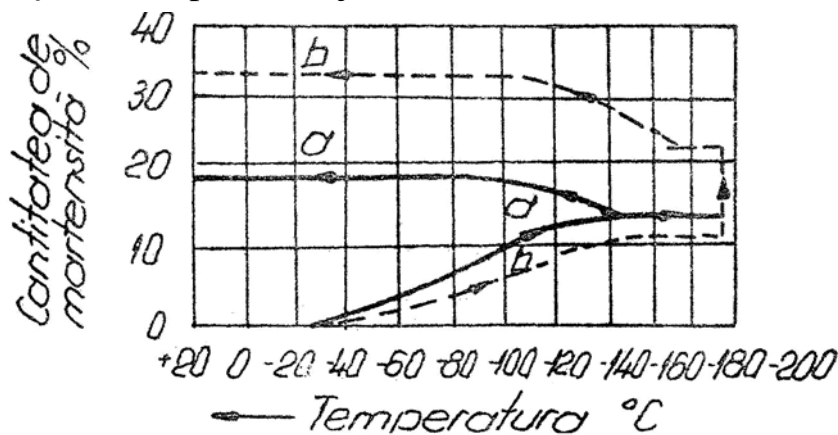


Fig.5.27. Transformarea martensitică la temperaturi negative
a)- viteză mică de răcire; b)- viteză mare de răcire

Transformarea martensitică la răcire continuă se realizează prin operația de călire energetică, care constă în răcirea pieselor din aliaje Fe-C cu viteză de răcire mai mare decât viteza critică superioară, folosind medii de răcire ca apa, uleiul, soluții apoase, medii sintetice etc. Oțelurile aliate se călesc în medii mai puțin energice (ulei,

medii sintetice sau chiar aer), deoarece acestea au curbele TTTI și TTTC deplasate spre dreapta (excepție fac oțelurile aliate cu cobalt), deci au viteză critică de răcire mai mică. În figura 5.28. sunt prezentate diagramele TTTC și TTTI pentru un oțel aliat pentru arcuri 50VCr11A.

În oțelurile bogat aliate feritice și austenitice (inoxidabile), care nu au transformarea eutectoidă, nu are loc nici transformarea martensitică. Asemenea oțeluri nu se pot căli martensitic, ci doar pot fi călite de punere în soluție, când prin încălzire la temperaturi mari și răcire rapidă, particulele solide (carburi, faze sigma etc.) se dizolvă și se mențin dizolvate în soluția solidă austenită sau ferită în stare de suprasaturare relativă. Prin călire de punere în soluție aceste oțeluri rămân moi și plastice.

Oțelurile bogat aliate cu elemente carburigene (Cr, Mo, V, W, Ti, Nb, Ta etc.) din clasa oțelurilor rapide sunt autocălibile (se călesc la răcire în aer liber).

Viteza de răcire continuă la transformarea martensitică trebuie să fie mare ($V_r > V_{cs}$) numai în dreptul cotului curbelor T.T.T. Sub aceste temperaturi viteza de

răcire poate (și este chiar de preferat) să fie mai mică, pentru ca tensiunile să fie mai mici.

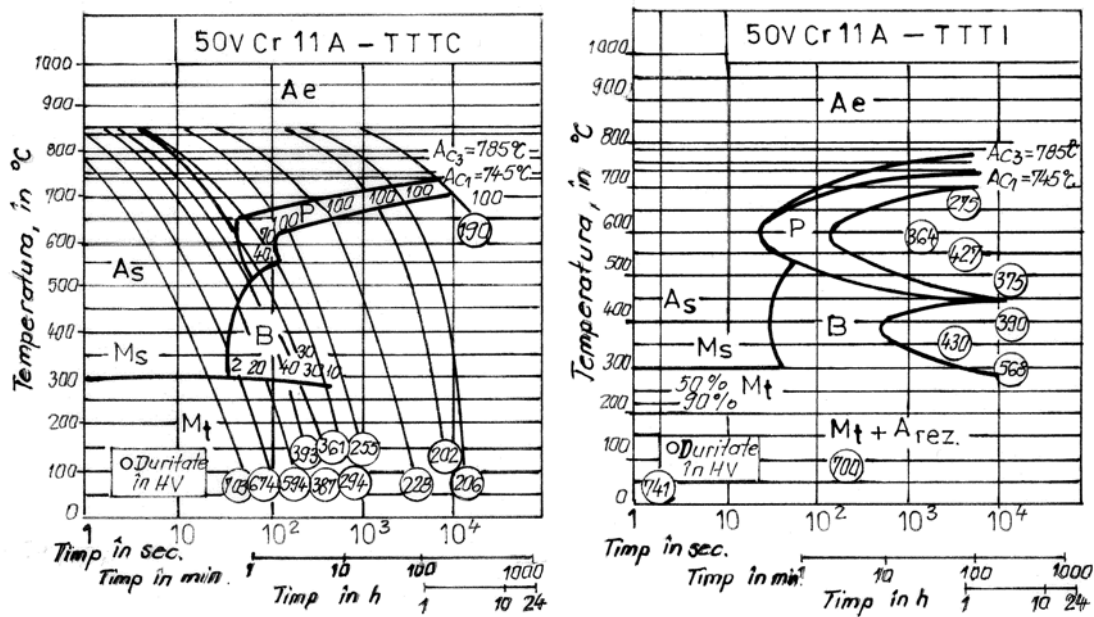


Fig.5.28. Diagrame TTTC și TTTI ale oțelului aliat 50Cr11A pentru arcuri

5.7. TRANSFORMĂRI PRODUSE LA ÎNCĂLZIREA OȚELURILOR CĂLITE

Structurile de călire martensitică ($M_t + A_{rez}$) sunt în afară de echilibru (au energie liberă mare), ele vor evolua prin încălzire în structuri mai mult sau mai puțin apropiate de echilibru în funcție de temperatura și timpul de încălzire.

Operația tehnologică prin care se realizează aceste transformări se numește revenire, care în funcție de temperatura la care se face poate fi: revenire joasă (100÷300°C); medie (300÷500°C) și înaltă (500÷650°C).

Transformările ce au loc la încălzirea oțelurilor nealiate recoapte și călite energetic la martensită, sunt evidențiate pe curbele dilatometrice diferențiale, figura 5.29. În figura 5.29. sunt prezentate și evoluțiile cu temperatura, a dimensiunilor carburilor, tensiunilor de ordin II, cantitatea de austenită reziduală și cantitatea de carbon din martensită.

Pe curba dilatometrică a oțelului recopt (etalon) la încălzire sub A_{c1} nu se produc transformări, în timp ce în oțelul călit, se produc transformări în patru etape.

Se constată că prin încălzirea oțelului călit până la 80°C nu se produc transformări. Primul stadiu al transformării are loc în intervalul 80÷200°C, când începe difuzia carbonului din martensită, reducându-se tetragonalitatea acesteia și formarea carburii ϵ (Fe_xC). În acest interval de temperaturi se produce o contracție accentuată a epruvetei, iar structura va fi formată din martensită cubică (c~a) sau de revenire și carburi Fe_xC foarte fine. Între 200 și 300°C (stadiul II), se înregistrează o dilatare a epruvetei, datorită transformării austenitei reziduale în martensită cubică (cvc) cu volum specific minim. În acest interval separarea carburilor ϵ din martensită continuă, aceasta devenind din ce în ce mai puțin saturată în carbon

(ajungând la $0,1\div 0,2\%$) și care împreună cu carburile ϵ formează un amestec denumit bainită de revenire (ferită îmbogățită în carbon $\sim Fe_{2,4}C$).

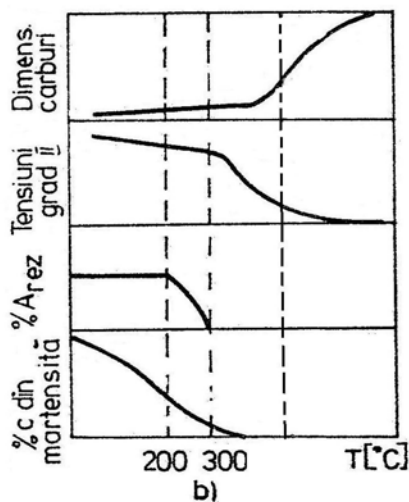
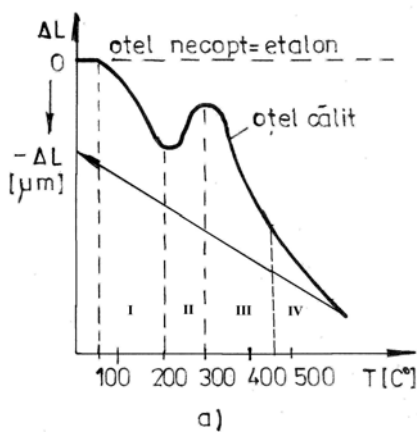


Fig.5.29. Curba dilatometrică a unui oțel călit și încălzit

Între 300 și 400°C epruveta se contractă din nou, datorită continuării micșorării tetragonalității de la 1,01÷1,06 la martensita tetragonală de călire, la 1,002 la martensita de revenire, până ce ajunge ferită cu 0,0218% C. Carburile Fe_xC dispar și apare cementita (Fe_3C) sub formă de plachete fine. Coerența dintre ferită și cementită dispăre, începând cu temperatura 300÷325°C, iar amestecul mecanic ferită-cementită fin dispers se numește troostită de revenire (10^{-6} cm).

Tensiunile de ordin II se micșorează foarte mult, iar duritatea scade la 35÷45 HRC, simultan cu creșterea limitei elastice și a tenacității.

În stadiul IV de transformare din intervalul 400÷700°C, structura evoluează în continuare, tensiunile continuă să scadă, duritatea se micșorează, iar epruveta continuă să se contracte. Plachetele de cementită se globulizează, se măresc și împreună cu ferita formează, inițial, amestecul denumit sorbită de revenire (10^{-5} cm), apoi la temperaturi de peste 650°C se formează perlita globulară (10^{-4} cm), care este constituent de echilibru. În acest interval de temperaturi, duritatea scade ajungând la 205 HB pentru perlită și tenacitatea crește la un maxim corespunzător structurii sorbitice.

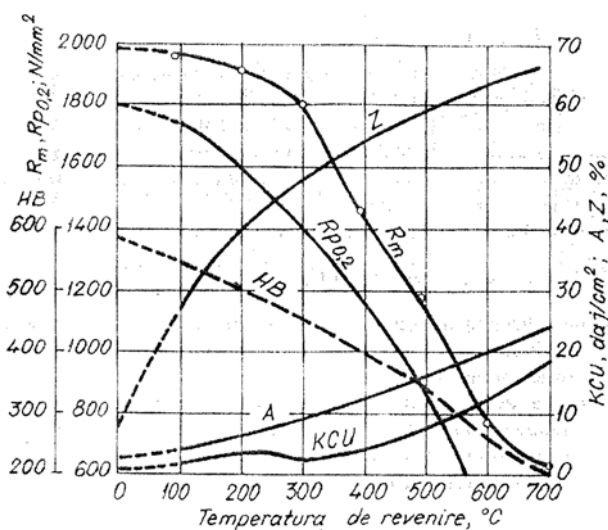


Fig. 5.30. Evoluția proprietăților mecanice cu temperatura de revenire

Proprietățile mecanice în timpul revenirii evoluează ca în, figura 5.30:

- duritatea, până la 100÷150°C, crește ușor datorită precipitării carburilor Fe_xC foarte dure și coerente la martensita de revenire (durificare prin precipitare sau îmbătrânire), apoi scade continuu;
- rezistența la rupere și limita de curgere scad continuu;
- limita de elasticitate prezintă un maxim între 300 și 400°C;
- gătuirea crește continuu;
- alungirea crește, putând trece printr-un minim la cca. 300÷350°C;
- reziliența de asemenea crește, putând avea un minim la 300°C sau 450÷475°C.

Minimile alungirii și rezilienței corespund fenomenului de fragilitate de revenire, care poate fi ireversibilă sau fragilitate la albastru (300÷350°C) pentru oțelurile nealiat, cauzată de transformarea austenitei reziduale în martensită, sau reversibilă la 450÷475°C pentru unele oțeluri aliate cu Cr, Mn, Si etc. Aceasta din urmă se poate elimina printr-o răcire rapidă după revenirea înaltă.

Elementele de aliere care nu formează carburi (Si, Ni, Co, Al etc.) nu modifică substanțial stadiile și transformările ce au loc la revenire (măresc doar stabilitatea martensitei și austenitei reziduale), în timp ce elementele de aliere carburigene (Cr, V, Mo, W, Ti, Nb, Ta, Hf etc.), în funcție de numărul și cantitatea lor, pot modifica esențial transformările și stadiile ce au loc la revenire, deoarece în timpul încălzirii, pe lângă formarea carburilor Fe_xC și Fe_3C , pot precipita carburi simple, complexe sau cementite aliate.

Astfel, în oțelurile bogat aliate cu elemente carburigene (rapide) în timpul încălzirii până la 550÷600°C după călire, martensita tetragonală evoluează în martensită cubică prin precipitare de carburi, iar austenita reziduală, fiind foarte stabilă, nu se transformă în martensită, ci doar devine mai săracă în carbon și elemente de aliere, susceptibilă, ca la răcire după revenire, să se transforme în martensită (durificare sau călire secundară). Aceste fenomene sunt reluate și la revenirea a doua și a treia a acestor oțeluri, când cantitatea de austenită reziduală se micșorează succesiv până la 10÷12%.

Constituenții bifazici obținuți în urma revenirii (bainită- revenire joasă, troostită- revenire medie, sorbită- revenire înaltă), fiind lipsiți de tensiuni interne, sunt superiori din punct de vedere al proprietăților de rezistență și tenacității, celor obținuți din răcirea izotermă sau anizotermă a austenitei suprarăcite.

Operația tehnologică prin care se obține sorbita de revenire (călire energetică urmată de revenire înaltă) se numește îmbunătățire; ea asigură cea mai bună tenacitate organelor de mașini executate din oțeluri semidure cu 0,25÷0,65% C.

Călire de punere în soluție aplicată oțelurilor nealiat cu puțin carbon (sub 0,0218%), oțelurilor bogat aliate feritice, austenitice, maraging, precum și unor aliaje neferoase (Al-Cu, Cu-Be, Cu-Cr etc.), în urma căreia se obțin soluții solide suprasaturate moi și plastice, în afară de echilibru, poate fi urmată de îmbătrânire naturală (mențineri îndelungate la temperatura ambiantă) sau artificială (încălzire sub limita de variație a solubilității). Prin îmbătrânirea acestor aliaje călite de punere în soluție, are loc fenomenul de precipitare de compuși chimici (carburi, nitruri, faze sigma etc.) coerente la matrice, care determină durificarea aliajelor și evoluția spre o stare de echilibru.

CAP.6 MATERIALE METALICE NEFEROASE TEHNICE

În tehnică, pe lângă aliajele feroase (oțeluri și fonte), se folosesc din ce în ce mai mult materiale metalice neferoase (metale, altele decât fierul și aliajele acestora), datorită unor proprietăți chimice și fizico-mecanice deosebite pe care acestea le posedă: greutate specifică foarte mare sau foarte mică; rezistență foarte bună la coroziune, ușor sau greu fuzibile; duritate foarte mare sau foarte mică; conductivitate termică și electrică foarte mari sau foarte mici, rezistență mare la uzare, coeficient mic de dilatare etc.

Materialele metalice neferoase tehnice sunt mult utilizate în industriile: electrotehnică, electronică, chimică, alimentară, medicală, aerospațială, nucleară etc.

Pentru ca un material metalic să fie tehnic, trebuie să fie ușor accesibil (să se afle suficient în natură și să se extragă relativ ușor) și să nu posedă o fragilitate prea mare. Materialele metalice neferoase care îndeplinesc aceste condiții sunt: Cu, Al, Ni, Mg, Zn, Sn, Sb, Bi, Cd, Cr, W, Ti, Mo, Co etc. și aliajele lor (cu specificația că Ni și Sn sunt deficitare).

Cel mai ușor metal este Li ($\gamma=0,53 \text{ g/cm}^3$), iar cel mai greu este Os ($\gamma=22,5 \text{ g/cm}^3$); cel mai ușor fuzibil metal este Hg (-39°C), iar cel mai greu fuzibil este W (3410°C); conductivitatea electrică în ordine descrescătoare măsurată în $\Omega\cdot\text{m}\cdot\text{mm}^{-2}$ prezintă: Ag (63,9), Cu (55,6), Au (38,5), Al (37,7)...Hg (1); conductivitatea termică în ordine descrescătoare măsurată cu $\text{cal/cm}\cdot\text{s}\cdot\text{K}$: Ag (1), Cu (0,94), W (0,4), Mn (0,011); duritatea Mohs în ordine descrescătoare: Be și Zr (6,7), Ge (6,3) Nb și V (6), Mn (5,6), Mo și Co (5,5)...Cs (0,2); cel mai puțin rigid metal după modulul de elasticitate este K (360 daN/mm^2) și cel mai rigid metal este W (41530 daN/mm^2); cel mai mic coeficient de dilatare termică îl prezintă Ga (2°C^{-1}) și cel mai mare îl are K (84°C^{-1}).

În funcție de proprietățile fizice, materialele metalice neferoase se pot clasifica:

- ușoare și foarte ușoare (Mg, Al și aliajele lor);
- grele cu punct ridicat de fuziune (W, Mn, Ta, Cr, Ti, Ni, Cu și aliajele lor);
- grele și ușor fuzibile (Hg, Sn, Pb, Bi, Cd și aliajele lor).

Metalele neferoase în stare pură au utilizare limitată în tehnică (Cu și Al pentru conductori electrici și recipiente rezistente la coroziune în industria chimică și alimentară; Zn, Cd, Ni, Cr pentru acoperiri metalice; W pentru izolare termică în aero și astronautică etc.), ele se utilizează în special sub formă de aliaje binare, ternare sau polinare ale cuprului, aluminiului, zincului, magneziului, nichelului etc.

Materialele metalice neferoase se pot prelucra prin turnare, deformare plastică, sudare, sinterizare, tratamente termice etc.

6.1. CUPRUL ȘI ALIAJELE DE CUPRU

Cuprul tehnic pur obținut prin rafinare termică sau electrolitică din cuprul brut, are o puritate de $99\div 99,99\%$ Cu, restul fiind impurități: solubile care măresc rezistența mecanică și scad conductivitatea electrică (Ni, Zn, Sn, Sb, Al, As, Te, P),

insolubile care scad rezistența mecanică, fără a afecta conductivitatea (Bi și Pb) și reactive (O, S, Se, Te) care formează compuși chimici fragili- Cu_2O ; Cu_2S etc. Cuprul este un metal de culoare roșiatică, greu ($\gamma=8,96 \text{ g/cm}^3$), fără transformări alotropice care se topește la 1083°C și care prezintă plasticitate, conductivitate electrică și termică, rezistență la coroziune în aer, agenți organici, gaze de combustie, apă de mare și vapori supraîncălziți. În stare pură se toarnă greu, absorbind multe gaze, dar se deformează plastic la rece cu ușurință și se așchiază dificil. În stare laminată și recoaptă are rezistența la rupere de $200\div 250 \text{ N/mm}^2$, alungirea de 40%, iar duritatea de $35\div 50 \text{ HB}$. Prin deformare plastică la rece, cuprul se ecrusează accentuat, când rezistența la rupere și duritatea se dublează ($400\div 500 \text{ N/mm}^2$, respectiv $100\div 120 \text{ HB}$), iar alungirea scade mult ($1\div 2\%$). Starea ecrusată afectează conductivitatea electrică a cuprului. Cuprul ecrusat devine din nou moale și plastic, prin recoacere de recristalizare la $600\div 800^\circ\text{C}$ urmată de răcire bruscă, pentru a împiedica separarea incluziunilor durificatoare.

Bismutul și plumbul, sunt cele mai dăunătoare impurități sub aspectul micșorării rezistenței mecanice; ele, prin eutecticele ușor fuzibile ce le formează cu cuprul, provoacă fragilitate la cald. În schimb nu afectează conductivitatea electrică și termică a cuprului.

Oxigenul, prin compusul Cu_2O , favorizează apariția fulgilor cauzati de hidrogen ($\text{Cu}_2\text{O} + \text{H}_2 \rightarrow 2\text{Cu} + \text{H}_2\text{O}$), care amorsează microfisuri ce se transformă în crăpături intercrystaline, determinând fluajul rapid (ruperea fragilă).

Sulfur, formează compusul chimic Cu_2S care, împreună cu cuprul, dă un eutectic intergranular ce determină scăderea plasticității, rezistenței mecanice și rezistenței la coroziune; în schimb mărește așchiabilitatea. Sulfur ca și oxigenul dă fragilitate la cald.

Fierul, micșorează conductivitatea electrică și termică, scade plasticitatea și rezistența la coroziune.

Arseniul, scade brusc conductivitatea electrică și termică în schimb elimină influența negativă a bismutului și oxigenului asupra rezistenței mecanice. De asemenea îmbunătățește refractaritatea cuprului.

Beriliul, mărește proprietățile de rezistență la rupere, refractaritatea și duritatea cuprului, afectează puțin conductivitatea electrică.

Fosforul, scade accentuat conductivitatea electrică și termică, în schimb crește proprietățile de rezistență mecanică și fluiditatea cuprului.

Nichelul, aluminiul, zincul, staniul, stibiul, fiind solubile, îmbunătățesc mult rezistența la rupere și duritatea dar micșorează, conform legii lui Kurnakov, conductivitatea electrică și termică. Astfel dacă cuprul este conductor, aliajele Cu-Ni, Cu-Cr etc. sunt rezistori. Modul de influență al impurităților asupra conductivității cuprului este dată în figura 6.1. Cuprul tehnic sau comercial se folosește pentru conductori electrici, plăci de focare, răcitoare, condensatoare de aburi, cazane și recipiente în industria chimică și alimentară etc.

STAS 270-80 simbolizează cuprul tehnic astfel: Cu 99,8; Cu 99,7 folosit în electrotehnică și Cu 99,97K; Cu 99,95; Cu 99,95K; Cu 99,9; Cu 99,5- pentru produse obținute prin deformare plastică sau sub formă turnată. Structura cuprului în stare laminată și recoaptă este dată în figura 6.2.

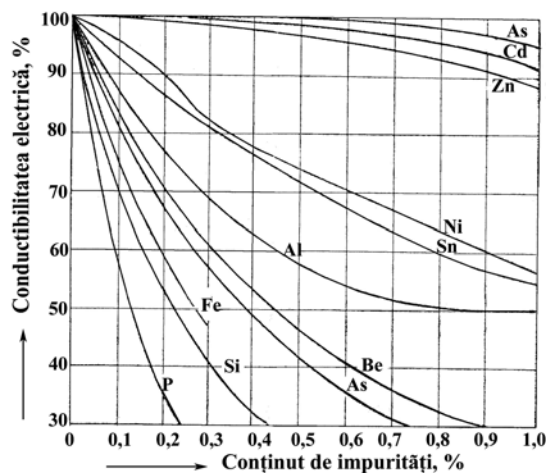


Fig. 6.1. Influența impurităților asupra conductivității cuprului

Structura cuprului tehnic în stare laminată și recoaptă este dată în figura 6.2.

SR ISO 1190/1:1993 simbolizează cuprul comercial folosind simbolul Cu urmat de o liniuță și un grup de litere care se referă la procedeul de rafinare FRTP (Furnace Refined, Tough Pitch), FRHC (Furnace Refined, High Conductivity), DHP (Desoxygenized High Phosphorus), ETP (Electrolysed Tough Pitch), DLP (Desoxygenized Low Phosphorus), OF (Oxygen Free), OFE (Oxygen Free Extra). De exemplu: Cu-FRTP reprezintă cupru rafinat termic cu oxigen (99,6% Cu); Cu-FRHC reprezintă cupru rafinat termic dezoxidat cu fosfor, cu conductivitate înaltă (99,9% Cu); Cu-ETP înseamnă cupru rafinat electrolitic retopit în aer cu oxigen (99,9% Cu); Cu-OF reprezintă cupru rafinat electrolitic, retopit în atmosferă inertă fără oxigen (99,95% Cu) etc.

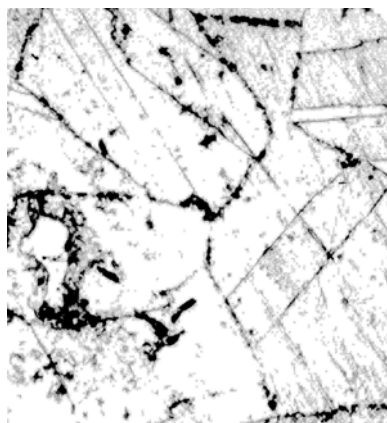


Fig. 6.2. Grăunți poliedrici și maclați de Cu și Cu_2O

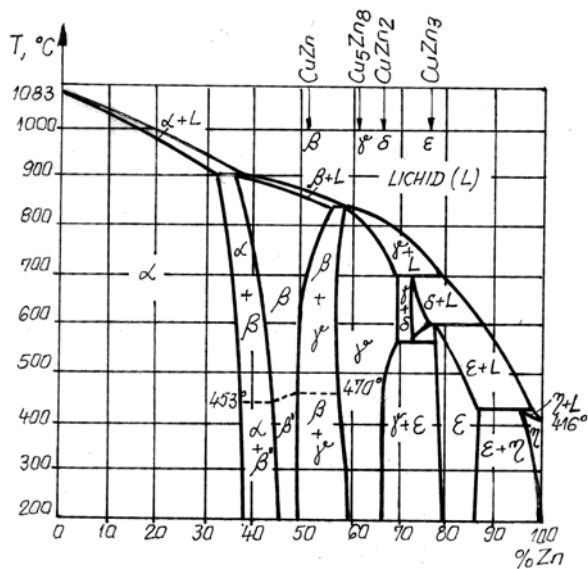
În tehnică cuprul se folosește foarte mult sub formă de aliaje: Cu-Zn (alame); Cu-Sn (bronzuri); Cu-Al; Cu-Si; Cu-Be; Cu-Pb; Cu-Cr (bronzuri speciale); Cu-Ni; Cu-Ni-Zn; Cu-Ag etc. Aliajele cuprului pot fi binare, ternare sau polinare (alame speciale, bronzuri aliate etc.).

Aliajele cuprului, având proprietăți fizico-chimice și mecanice deosebite se utilizează în cele mai variate domenii ale tehnicii: în industria electrotehnică, navală, chimică, alimentară, construcții de mașini etc., unde se impun a fi: refractare, criogene, cu conductivitate electrică și termică mari, anticorozive, antifricțiune, paramagnetice, diamagnetice și cu proprietăți mecanice ridicate.

6.1.1. ALIAJE Cu-Zn (ALAME)

Alamele tehnice conțin până la 45% Zn; peste această valoare a concentrației de zinc, datorită prezenței unor soluții solide pe bază de compuși intermetalici foarte duri, alamele sunt foarte fragile și nu au întrebuințare în tehnică. Alamele prezintă proprietăți mecanice bune, rezistență bună la coroziune, deformabilitate, turnabilitate, așchiabilitate și sudabilitate bune.

Aliajele Cu-Zn prezintă o diagramă de echilibru cu cinci transformări peritectice, cu formare de șase soluții solide (α , β , γ , δ , ϵ , η), figura 6.3. Alamele prezintă o solubilitate retrogradă: la scăderea temperaturii de la 905°C la 20°C solubilitatea crește de la 32 la 39% Zn.



**Fig. 6.3. Diagrama de echilibru
Cu-Zn**



**Fig. 6.4. Alamă monofazică
cu 20% Zn**

Alamele cu 36÷55% Zn în domeniul 453÷470°C prezintă o transformare în stare solidă reversibilă ordine- dezordine, când la răcire soluția solidă neordonată β trece în soluție solidă ordonată β' (faza Kurnakov), apropiată ca structură și proprietăți de un compus intermetalic (dură și fragilă). Alamele tehnice cu 0÷39% Zn la echilibru (răcire foarte lentă) sunt monofazice, formate din soluție solidă α (grăunți poliedrici, unii maclați) moale și foarte plastică la temperatura ambiantă, figura 6.4.

În practică, monofazice, sunt doar alamele tehnice cu 0÷32% Zn. Cele cu 32÷36% Zn solidifică bifazic $\alpha+\beta$ și rămân la 20°C tot bifazice, iar cele cu 36÷45% Zn solidifică monofazic β și ajung bifazice $\alpha+\beta'$ la 20°C. Alamele monofazice prezintă proprietăți apropiate de ale cuprului.

Pe măsura creșterii conținutului de Zn, rezistența la rupere crește de la 200 N/mm² la 450 N/mm² pentru 45% Zn după care scade, alungirea crește de la 40% la 62% pentru 35% Zn, după care scade, duritatea crește de la 35 HB la 100 HB pentru 45% Zn. Alamele monofazice se pot deforma plastic cu ușurință atât la rece cât și la cald. Alamele cu sub 30% Zn au plasticitatea maximă la temperatura ambiantă, ea scade la temperaturi cuprinse între

300°C și 700°C, probabil, datorită topirii plumbului care se depune pelicular pe grăunții de soluție solidă α . Aceste alame în stare ecruisată au proprietăți mecanice acceptabile, în funcție de conținutul de zinc și de gradul de deformare plastică (δ). Astfel, duritatea este cu atât mai mare cu cât gradul de deformare este mai mare, figura 6.5.

Se observă din figura 6.5 că prin recristalizare, duritatea crește cu temperatura de încălzire până la 200°C, apoi scade. Alamele cu peste 30% Zn deformate plastic la rece (ecruisate) prezintă o tendință de coroziune intercrystalină și autofisurare. Acestea trebuiesc recoapte de restaurare sau recristalizare în mod obligatoriu.

Alamele monofazice α cu până la 20% Zn se numesc tombac (0÷10% Zn- tombac roșu și 10÷20% Zn- tombac galben). Alamele monofazice se toarnă mai dificil decât alamele bifazice. Alamele, în general, având un interval îngust de solidificare nu prezintă segregării dendritrice după turnare.

Alamele monofazice cu până la 32% Zn se tratează termic, doar prin recoacere de omogenizare după turnare, recoacere de detensionare și de recristalizare după deformare plastică la rece. Alamele bifazice cu 32÷39% Zn se pot căli în apă

de la $800 \div 860^\circ\text{C}$, când se obține la temperatura ambiantă o structură bifazică $\alpha + \beta$ cu o duritate de $100 \div 115$ HB și ulterior se pot reveni la $200 \div 500^\circ\text{C}$, când duritatea crește până la 200 HB (pentru alama cu 35% Zn revenită la 200°C). Structura bifazică se stabilizează total numai după revenire la 500°C .

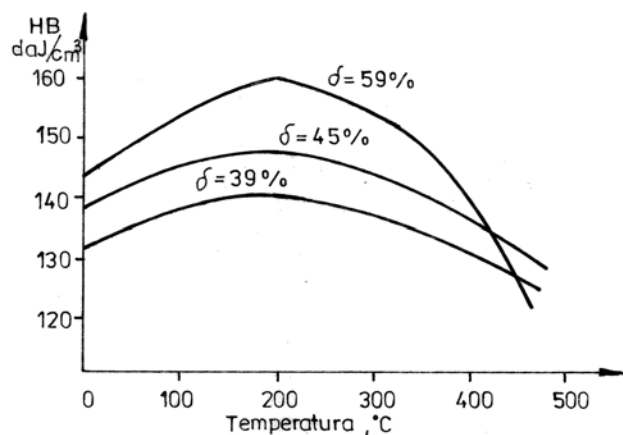


Fig. 6.5. Influența gradului de deformare a temperaturii de încălzire asupra durității alamelor cu 30% Zn

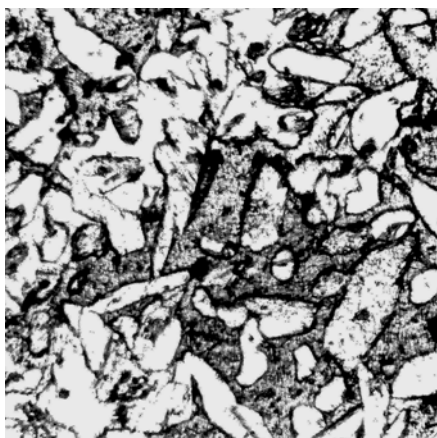


Fig. 6.6. Structura alamei bifazice CuZn39Pb2

Alamele cu $32 \div 39\%$ Zn care după solidificare sunt bifazice ($\alpha + \beta$) ajung la temperatura ambiantă monofazice α , numai în cazul unor răciri foarte lente, altfel rămân tot bifazice.

Alamele bifazice, cu peste 32% Zn, practic au structura la temperatura ambiantă formată din soluție solidă α și soluție solidă β până la 39% Zn, figura 6.6. și din soluție solidă α și soluție solidă ordonată β' (fază Kurnakov) cele cu $39 \div 46\%$ Zn. Aceste alame se pot prelucra cu ușurință prin deformare plastică la cald (în domeniul $\alpha + \beta$ sau β) și prin turnare.

Alamele care au în structură soluțiile solide $\alpha + \beta$ ($32 \div 39\%$ Zn) se pot deforma plastic și la rece, în timp ce alamele care au în structură faza β , fiind fragile, nu se pot deforma plastic la rece. Aliajele bifazice ($\alpha + \beta$) se pot trata termic prin călire de punere în soluție, când se obține la temperatura ambiantă soluția solidă β moale și plastică. Aceste alame sunt greu așchiabile, motiv pentru care se adaugă în compoziția lor plumb.

Standardele românești clasifică aliajele Cu-Zn în deformabile și turnate în piese. Cele deformabile sunt: aliaje Cu-Zn fără plumb, aliaje Cu-Zn cu plumb și aliaje Cu-Zn speciale (aliate).

Impuritățile cele mai dăunătoare în alamele monofazice alfa sunt; Bi($<0,003\%$); Sb($<0,1\%$)

și Pb($<0,03\%$), ele formează cu cuprul eutectice peliculare ușor fuzibile care provoacă fragilitate la roșu.

Plumbul în alamele bifazice cu peste 32% Zn, se introduce până la 3% în scopul creșterii prelucrabilității prin așchiere.

Alamele speciale se aliază cu siliciu, aluminiu, staniu, fier, mangan, plumb, nichel etc. în scopul creșterii rezistenței mecanice și a rezistenței la coroziune.

Elementele de aliere Si, Al, Fe, Mn, Sn, micșorează domeniul de existență al fazei α , iar Ni, Co, Ag etc. largesc acest domeniu.

Fosforul se utilizează ca dezoxidant și până la 0,06%, îmbunătățește rezistența mecanică, peste acest conținut reduce reziliența și alungirea alamelor.

Siliciul (0,2÷0,9%) crește proprietățile mecanice, sudabilitatea, așchiabilitatea, turnabilitatea (fluiditatea) alamelor și rezistența la coroziune în apă de mare, vapori sub 300°C, petrol, benzină, alcool etc. Alamele cu siliciu pot înlocui bronzurile antifricțiune.

Fierul (0,1÷3,5%) micșorează fluiditatea, dă porozități intercrystaline în piesele turnate, în schimb finisează structura și mărește tenacitatea și așchiabilitatea alamelor. Alamele cu fier se durifică prin precipitare (călire de la 800°C și revenire la 450÷500°C).

Manganul (0,1÷4%) mărește mult rezistența la coroziune în apa marină, în aburi supraîncălziți și în cloruri, îmbunătățește limita de curgere, elasticitatea și alungirea alamelor.

Nichelul (0,5÷3,8%) durifică accentuat soluția solidă β , mărește elasticitatea, alungirea, reziliența, rezistența la coroziune și la temperaturi înalte.

Staniul (0,1÷1,5%) mărește rezistența la coroziune în apa de mare, îmbunătățește proprietățile de antifricțiune, în schimb micșorează proprietățile de rezistență mecanică ale alamelor.

Aluminiul (0,1÷3,5%) mărește duritatea, rezistența la rupere, limita de curgere fără a afecta tenacitatea, mărește de asemenea rezistența la coroziune și refractaritatea. Permite obținerea de piese turnate dense și fără pori.

STAS 95-90 simbolizează astfel aliajele Cu-Zn deformabile: fără plumb – Cu-Zn10; CuZn15; CuZn20; CuZn30; CuZn36; CuZn37; alame cu plumb – CuZn36Pb1; CuZn36Pb1,5; CuZn39Pb2; CuZn39Pb3; CuZn40Pb1; alame speciale – CuZn31Si; CuZn36AlMnFe; CuZn38Pb2Mn2; CuZn39Mn1,5Al; CuZn39Ni; CuZn28Sn1 etc.

Tot din categoria alame speciale fac parte și alamele pentru lipituri tari (brazări), ale alamelor, bronzurilor, oțelurilor și fontelor. Conțin 58÷62% Cu; 0,3÷1,2% Sn; 0,5% Pb; 0,5% Fe; 0,2÷0,3% Si; 1% Ni; 0,3% Sb. Se livrează sub formă de sârme sau vergele trase la rece. Se topesc între 820÷900°C.

STAS 204-77 simbolizează alamele pentru lipituri tari prin: Cu58Zn900 aliată cu 0,2÷0,3% Si și Cu59Zn900 aliată suplimentar cu 0,8÷1,2% Sn.

Alamele turnate în piese, prin STAS 199/2-86, sunt simbolizate prin: CuZn40PbT; CuZn33Pb2T; CuZn40PbSnT; CuZn38Pb2Mn2T; CuZn40Mn3FeT; CuZn35Mn2FeAlNiT etc.

Standardul SR ISO 1190/1:1993 simbolizează chimic alamele deformabile prin simbolul cuprului, zincului, urmate de un număr ce reprezintă cantitatea în procente de zinc și de simbolul principalelor elemente de aliere (dacă este cazul) urmate de un număr ce indică cantitatea elementelor respective: CuZn36Pb3; CuZn27Ni18 etc.

Alamele turnate au simbolul precedat de litera G urmată de literele S- turnat în nisip; M- în cochilă; Z- centrifugală; C- turnare continuă; P- turnare sub presiune; V- turnare cu vibrație. De exemplu: GSCuZn40MnAl; GMCuZn40MnAl etc.

Alamele deformabile sunt destinate execuției de table, benzi, bare, sârme, țevi, profile, piese forjate, extrudate, ambutisate, sudate etc. rezistente la coroziune în aer, apă, apă marină, abur supraîncălzit, rezistente mecanic, folosite în industria chimică, alimentară, orologerie, mecanică fină, la lagăre, colivii de rulmenți etc.

Alamele turnate în piese sunt destinate confecționării de colivii de rulmenți, piese de ornamente, organe de mașini, armături, lagăre, bucșe, piulițe solicitate mecanic mediu, piese rezistente la coroziune și la frecare.

În industria bijuteriilor sunt întrebuințate alamele cu 15÷20% Zn (tombac), alama cu aur sau aur abisinian (88% Cu; 11,5% Zn; 0,5% Au), alama cu platină (12% Zn; 2% Pt) și alama aurie (58% Cu; 25,3% Zn; 16,7% Sn), iar pentru monezi s-au folosit și se mai folosesc alamele speciale: 79,3% Cu; 20,7% Zn sau 81,1% Cu; 17,8% Zn; 1,1% Sn. Pentru arcuri și lamele arcuite se utilizează alama specială cu 53÷58% Cu; 14÷26,5% Zn; 11÷14% Ni; 8÷14% Pb; 1,5÷3% Sn.

Alama specială cu 10÷17% Zn; 0,7÷1,2% Al; 0,8÷1,4% Ni; 0,8÷1,3% Si este inoxidabilă, comparabilă cu oțelurile Cr-Ni, dar mai ieftină și nu produce scântei prin lovire.

Alamele obișnuite sau aliate cu 36÷42% Zn, dacă conțin și 0,6÷3% Pb pot fi prelucrate pe mașini unelte automate.

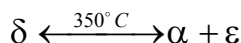
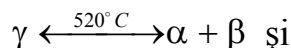
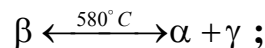
6.1.2. ALIAJELE Cu-Sn (BRONZURI)

Bronzurile obișnuite (normale) sunt aliaje ale cuprului cu staniu, care prezintă o diagramă de echilibru cu patru transformări peritectice, cu trei transformări eutectoide și formare de șapte soluții solide, figura 6.7.

Sunt aliaje scumpe (staniu este deficitar), cu rezistență mare la coroziune, comportare bună la frecare (antifricțiune), elasticitate bună, proprietăți de rezistență bune, conductivitate electrică mare, sudabilitate, așchiabilitate și turnabilitate bune.

Bronzurile cu staniu tehnice sau comerciale conțin până la 20% Sn, peste această concentrație bronzurile sunt fragile datorită prezenței soluțiilor solide pe bază de compuși intermetalici foarte dure ($\gamma = \text{Cu}_{31}\text{Sn}_{18}$ și $\epsilon = \text{Cu}_3\text{Sn}$).

Transformările eutectoide constau din descompunerea totală a soluțiilor solide β (Cu_3Sn); γ ($\text{Cu}_{31}\text{Sn}_{18}$) și δ (CuSn):



Aliajele Cu-Sn prezintă un interval mare de solidificare, motiv pentru care la solidificare se obțin segregatii puternice și stări în afară de echilibru.

Astfel, în aliajele cu 7÷14%

Sn, care la echilibru sunt monofazice α , apare în mod curent, în afară de echilibru, eutectoidul $\alpha + \epsilon$, deoarece chiar la răcire normală curbele de solubilitate din dia-

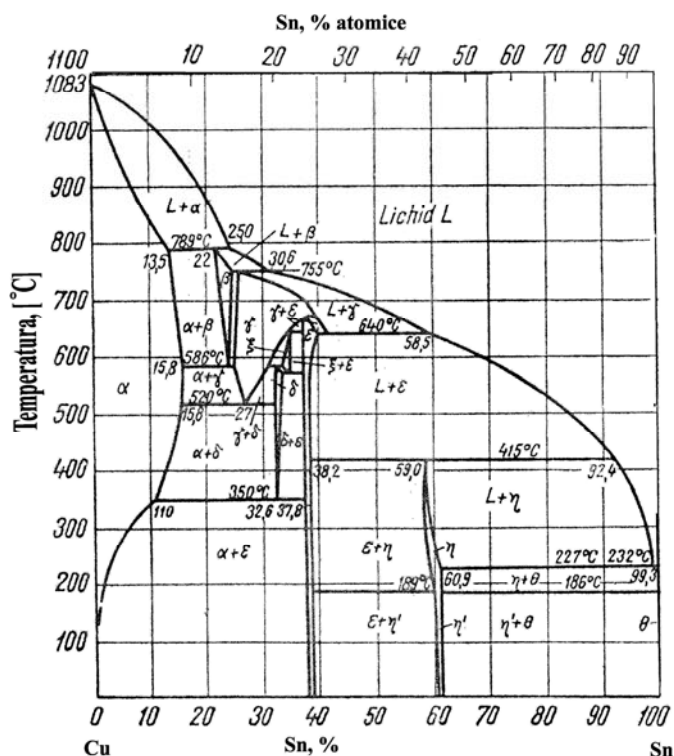


Fig.6.7. Diagrama de echilibru Cu-Sn

grama de echilibru se deplasează accentuat spre stânga. Rezultă că practic bronzurile monofazice plastice și ușor deformabile sunt doar până la 6% Sn.

Proprietățile mecanice ale bronzurilor au valori în funcție de conținutul de Sn. Astfel, odată cu creșterea conținutului de Sn, duritatea și limita de curgere cresc continuu, rezistența la rupere prezintă un maxim pentru cca. 10% Sn, iar proprietățile plastice (A și KCU) scad continuu, figura 6.8.

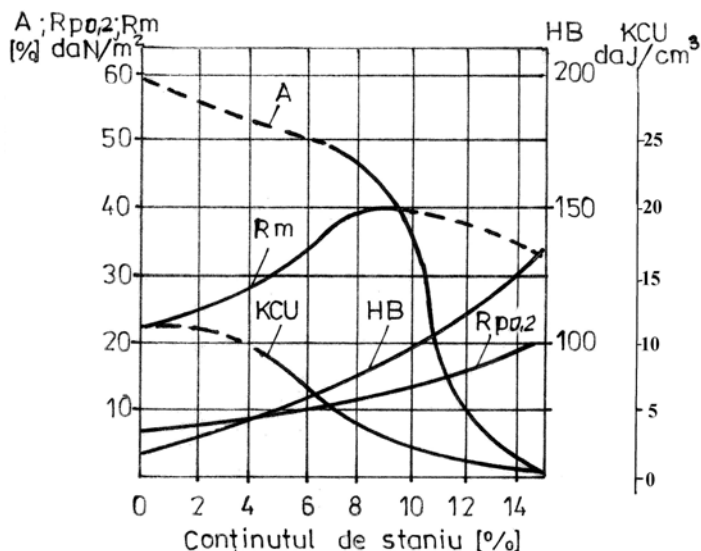


Fig. 6.8. Variația caracteristicilor mecanice ale bronzurilor în funcție de conținutul de Sn

Bronzurile monofazice cu până la 8% Sn, se deformează plastic cu ușurință la rece, când se ecrusează puternic, în timp ce bronzurile bifazice cu peste 8% Sn, care conțin eutectoidul $\alpha+\epsilon$ dur și fragil, se prelucrează numai prin turnare sau deformare plastică la cald; ele prezintă o fluiditate foarte bună, au o contracție redusă, în schimb prezintă o tendință de segregare accentuată.

Prezența impurităților de Bi și Al, determină micșorarea rezistenței mecanice, dând structuri grosolane cu porozități, celelalte impurități (Zn, Pb, Ni, Mn, Sb, Si, As) nu influențează negativ rezistența bronzurilor. Bronzurile monofazice deformate la rece (ecruisate) se pot supune recoacerii de recristalizare la $500\div 600^{\circ}\text{C}$ cu răcire în aer, iar cele turnate se supun recoacerii de omogenizare la $700\div 750^{\circ}\text{C}$, 1÷2 h, cu răcire în aer. Bronzurile deformate plastic la rece, turnate, sudate și așchiate se pot supune recoacerii de detensionare la 200°C , timp de o oră, cu răcire în cuptor. Bronzurile bifazice $\alpha+\beta$ și în special cele γ (15,8÷30% Sn) se pot durifica puternic prin călire de la 650°C în apă, când au duritatea de 160 HB și revenire la $200\div 300^{\circ}\text{C}$, când duritatea crește la 280 HB.

Rezistența foarte mare la uzare prin frecare cu ungere a bronzurilor cu Sn bifazice, este asigurată de prezența particulelor foarte dure de eutectoid ($\alpha+\epsilon$) într-o bază metalică relativ moale de soluție solidă α . Existența porilor asigură un film continuu de ulei între suprafețele în frecare.

Rezistența mare la coroziune în apă de mare, soluții neutre de săruri, soluții de acid sulfuric, fosforic, gaze (CO_2 , H_2S , SO_2 , vapori H_2O) este asigurată de formarea la suprafață, a unei pelicule de oxizi compacte, aderente și protectoare. Nu rezistă în acizi azotic și clorhidric și în soluții alcaline. Plumbul și zincul micșorează rezistența la coroziune în apa marină, iar fosforul crește rezistența la coroziune în atmosferă a bronzurilor.

Bronzurile cu staniu deformabile (2÷9% Sn) în stare recoaptă sau ecrusată sunt destinate executării de elemente arcuitoare (lamelle, membrane, arcuri), palete de turbine, șuruburi, piese de alunecare și piese în industria chimică, electrotehnică, navală și de construcții de mașini (roți dințate, rotoare, statoare, bușe, armături, cuplaje etc.).

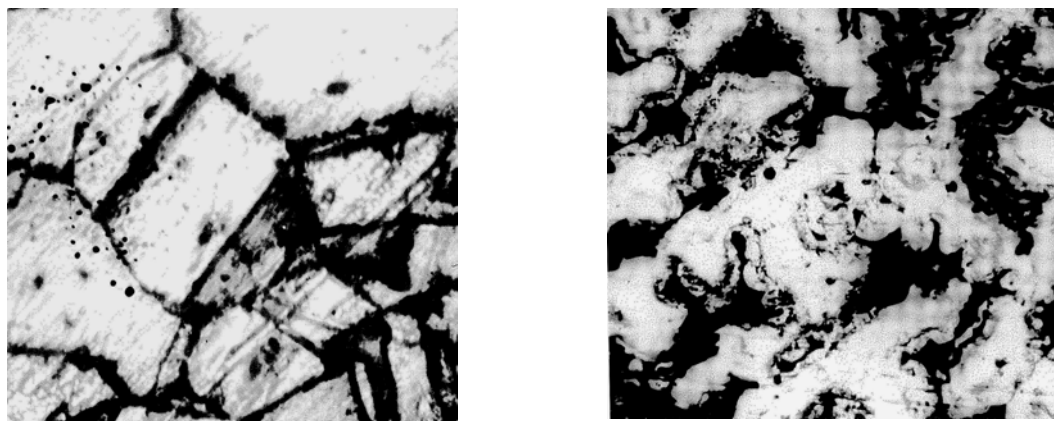
Bronzurile cu staniu deformabile sunt standardizate prin STAS 93-80 astfel: CuSn6; CuSn8; CuSn4Pb4Zn4. Aceste bronzuri au : $R_m=350\div 500$ N/mm²; $A=50\div 80\%$; $HB=70\div 130$.

Bronzurile bifazice (9÷14%Sn) turnate în piese sunt utilizate pentru: armături, roți dințate, șuruburi și coroane melcate, carcase pentru pompe și turbine, lagăre și cuzineți, piulițe de mișcare, bușe etc. Sunt standardizate prin STAS 197-83 prin: CuSn10T; CuSn12T; CuSn14T; CuSn12NiT – bronzuri normale ($R=200$ N/mm²; $A=2\div 10\%$; $HB=60\div 85$), și prin: CuSn10Zn2T; CuSn9Zn5T; CuSn6Zn4Pb4T; CuSn5Zn5T; CuSn4Zn4Pb17T; CuSn3Zn11Pb4T – bronzuri roșii, la care staniul (scump și deficitar) se înlocuiește parțial cu Zn sau cu Zn și Pb; ele sunt mai ieftine, dar și mai puțin rezistente ($R=150\div 200$ N/mm²; $A=5\div 10\%$; $HB=55\div 60$), fiind utilizate în special pentru armături în instalații de apă și abur și pentru lagăre de material rulant.

Din bronzurile turnate se pot executa clopote și obiecte de ornament laic și religios. Cele mai utilizate rețete nestandardizate fiind:

- 18÷20% Sn; 1,0% Pb; <0,3% Fe; <0,5% Sb; <0,2% Mn; <0,01% Al; rest Cu;
- 20÷22% Sn; <0,5% Ni; <0,3% Fe; <0,2% Sb; <0,1% Pb; rest Cu;
- 15÷40% Sn; rest Cu (Bell Metal).

SR ISO 1190/1:1993 simbolizează chimic bronzurile deformabile: CuSn6 etc., iar cele turnate în piese prezintă înaintea simbolului literele GS (turnat în amestec de formare); GM (turnat în cochilă); GZ (turnat centrifugal); GC (turnat continuu); GP (turnat sub presiune); GV (turnat cu vibrație): GMCuSn14; GZCuSn9Zn5 etc. Structurile unor bronzuri monofazic (α) deformat și recopt - CuSn6 (a) și bifazic ($\alpha+\epsilon$) turnat – CuSn14T(b) sunt prezentate în figura 6.9.



a *b*
Fig.6.9. Structuri ale bronzurilor a)-CuSn6 și b) CuSn14T

6.1.3. BRONZURI SPECIALE

Bronzurile speciale pot fi, fie aliaje binare Cu-Al; Cu-Si; Cu-Be; Cu-Mn; Cu-P; Cu-Pb care posedă structură și proprietăți apropiate de bronzurile normale, fie aliaje complexe Cu-Sn aliate cu Zn, Pb, Ni, Fe, P, Al, Si etc.

Bronzurile speciale pot fi deformabile când conțin mult cupru și pentru turnare când conțin mai mult Sn, Al, Pb, Si, Mn etc.

Zincul (0,8÷13%) micșorează intervalul de cristalizare, mărește fluiditatea, micșorează porozitățile bronzurilor turnate, în schimb scade proprietățile antifricțiune.

Fosforul (0,02÷1,0%) îmbunătățește proprietățile de rezistență (în special cele antifricțiune), fără a afecta fluiditatea.

Plumbul (0,1÷2%) mărește rezistența la coroziune în acizi și așchiabilitatea bronzurilor.

Nichelul (0,1÷6,5%) crește refractaritatea, luciul metalic și proprietățile de rezistență, în special, duritatea după turnare.

Manganul (0,2÷2,5%) acționează favorabil asupra proprietăților de rezistență mecanică.

Magneziul (0,9÷1,2%) mărește conductivitatea electrică, deformabilitatea și foarte mult duritatea bronzurilor.

Aluminiul (0,2÷10%) mărește turnabilitatea prin creșterea fluidității, scăderea temperaturii de topire și îngustarea domeniului de solidificare și mărește proprietățile mecanice.

Siliciul (<0,2%) scade brusc elasticitatea, mărește compactitatea și proprietățile mecanice ale pieselor turnate din bronzuri speciale.

Fierul (0,05÷5%) finisează structura, mărește rezistența mecanică și luciul metalic.

Stibiul, când depășește 0,3%, fragilizează bronzurile făcându-le casante. Celelalte elemente de aliere (Ti, B, Zr, Cr, V și lantanidele) acționează favorabil asupra proprietăților mecanice ale bronzurilor.

Bronzurile speciale complex aliate cu Zn, Pb, Ni, Fe, P, Al, Si, Ti etc. sunt bronzuri turnate în piese: armături, lagăre, aparate hidraulice, carcase pentru pompe și turbine, oglinzi, bijuterii, clopote, ornamente etc.

6.1.3.1. Bronzuri cu aluminiu (Cu-Al)

Sunt cele mai bune înlocuitoare ale bronzurilor cu staniu. Bronzurile cu Al au o diagramă de echilibru cu transformări peritectice, eutectoide și cu solubilitate retrogradă, similară cu cea a bronzurilor cu Sn. În figura 6.10. este prezentată diagrama de echilibru a aliajelor Cu-Al tehnice sau comerciale.

În tehnică se folosesc aliajele monofazice și bifazice cu până la 11% Al, peste această valoare bronzurile cu Al sunt foarte dure și fragile, datorită prezenței soluției solide pe baza compusului intermetalic γ ($\text{Cu}_{32}\text{Al}_{19}$). Având un interval de solidificare îngust, bronzurile cu aluminiu au o bună fluiditate, dau retasură concentrată și dau piese compacte, dar cu structură grosolană. Bronzurile monofazice cu până la 7% Al, fiind foarte plastice, se deformează plastic la rece și la cald sub formă de sârme, benzi, table, profile, țevi etc., iar cele cu 7÷10% Al, se deformează plastic doar la cald, în special prin presare și se toarnă cu ușurință.

Bronzurile cu până la 2% Al au culoarea roșie, iar peste 5% Al au culoarea galben aurie.

Proprietățile de rezistență ($R_{p0,2}$, R_m , HB) cresc odată cu creșterea conținutului de aluminiu, iar proprietățile de plasticitate (A și KCU) scad, figura 6.11.

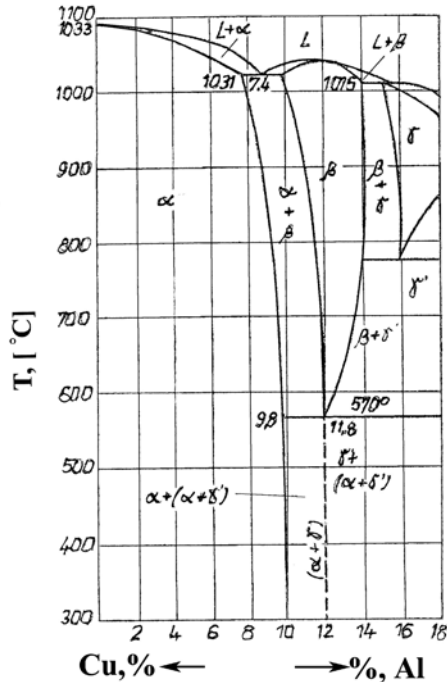


Fig. 6.10. Diagrama de echilibru a aliajelor Cu-Al

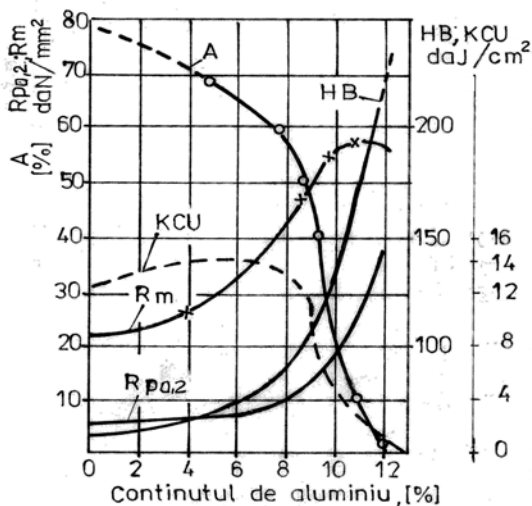


Fig. 6.11. Variația proprietăților mecanice ale bronzurilor cu Al în funcție de conținutul de Al

mare bronzurilor cu Al. Siliciul (<0,2%) este înlocuitor al nichelului, crește fluiditatea, rezistența la coroziune și la uzare.

Beriliul este un element de aliere care modifică pozitiv cel mai spectaculos proprietățile fizico-mecanice, rezistența la coroziune prin cavitație, refractaritatea și fiabilitatea în exploatare a bronzurilor cu Al. Imprimă proprietăți antimagnetice și anticânteii bronzurilor cu Al.

Fosforul, stibiul, bismutul și arseniul sunt impurități strict dăunătoare.

Fiecare procent de Al determină creșterea rezistenței la rupere cu cca. 50 N/mm². Bronzurile bifazice cu Al, se pot trata termic prin călire și revenire, când rezistența la rupere și duritatea cresc spectaculos. Structura acestor bronzuri după călire este aciculară similară cu martensita din oțelurile călite, datorită fazei β (Cu₃Al). Bronzurile cu aluminiu au bune proprietăți de rezistență la temperaturi mari, rezistă la coroziune în HCl, H₂SO₄, acizi grași, hidroxid de potasiu (mai puțin în abur supraîncălzit). Proprietățile fizico-mecanice și tehnologice (sudabilitatea și turnabilitatea) ale bronzurilor cu Al pot fi îmbunătățite prin aliere cu: Fe, Ni, Mn, Co, Cr, Si, Be etc. Fierul (1÷6%) finisează structura, mărește rezistența și duritatea, dar micșorează fluiditatea.

Manganul (0,4÷3%) mărește rezistența, plasticitatea și proprietățile antifricțiune și rezistența la coroziune, însă scade mult fluiditatea.

Nichelul (0,1÷6,5%) și cobaltul (0,2÷2%) au efecte strict pozitive: măresc caracteristicile mecanice, rezistența la coroziune și la uzare, refractaritatea și elimină fragilitatea pieselor turnate.

Cromul (0,5÷2,7%) mărește accentuat proprietățile mecanice, refractaritatea și rezistența la coroziune în atmosferă și agenți agresivi.

Titanul, borul, vanadiul, zirconiul și lantanidele, în cantități mici, acționează favorabil asupra proprietăților mecanice, în special ale pieselor turnate.

Staniul (0,3%), crește plasticitatea și rezistența la coroziune a acestor bronzuri cu Al. La peste 0,3% Sn, apare în structură faza intermetalică CuSn care imprimă fragilitate

STAS 203-80 simbolizează bronzurile deformabile cu aluminiu prin: CuAl10Fe3 și CuAl9Mn2, care se deformează plastic de preferință la cald (600÷900°C).

STAS 198-81 cuprinde cinci mărci de aliaje Cu-Al pentru turnare: CuAl9T; CuAl9Fe3T; CuAl10Fe3T; CuAl9Fe5Ni5T; CuAl10MnT. Bronzurile cu Al turnate au rezistență la tracțiune de 250÷500 N/mm², alungirea de 8÷16% și duritatea de 80÷120 HB.

SR ISO 1190/1:1993 simbolizează bronzurile cu aluminiu în mod similar ca și bronzurile cu staniu: CuAl11Fe5Ni5; GMCuAl10Fe3 etc.

Bronzurile cu Al pentru deformare (cu sub 8% Al), livrate sub formă de bare, profile, benzi sunt destinate fabricării de flanșe, glisiere, bucușe, roți dințate, scaune de supapă, monede, piese forjate pentru industria electrotehnică, chimică care pot lucra până la temperaturi de 500°C, la presiuni și viteze mari. Bronzurile cu Al pentru turnare (8÷11% Al) aliate cu Fe, Mn, Ni etc. fiind antifricțiune și rezistente la coroziune, sunt destinate executării de armături pentru instalații de apă și aburi, elice de vapor, cuzineți și lagăre de alunecare, angrenaje, rotoare, pompe de apă, schimbătoare de căldură, piese decorative. Sunt bune înlocuitoare ale bronzurilor cu Sn și ale unor oțeluri inoxidabile.

6.1.3.2. Bronzuri cu beriliu

Cuprul și beriliul formează un sistem de aliaje cu descompunere parțială a soluției solide α (Cu dizolvă 2,1% Be la 878°C și doar 0,16% Be la 20°C) și cu descompunere totală a soluției solide β pe baza compusului intermetalic CuBe într-un eutectoid $\alpha+\gamma$ la temperatura de 605°C. Diagrama de echilibru a aliajelor Cu-Be este dată în figura 6.12.

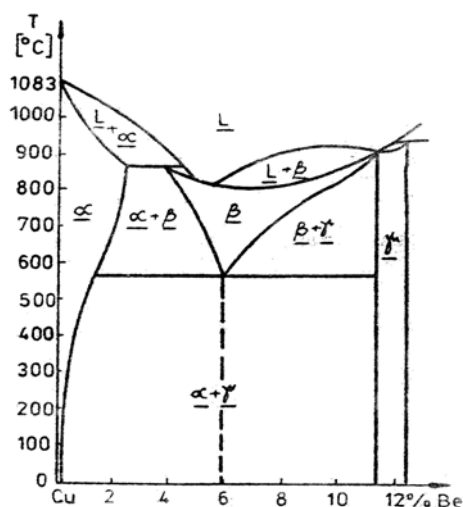


Fig.6.12. Diagrama de echilibru a aliajelor Cu-Be

este dată în figura 6.12.

Bronzurile comerciale cu Be conțin 2÷3% Be, care la echilibru sunt bifazice, se pot prelucra atât prin turnare cât și prin deformare plastică la cald sau la rece.

Bronzurile tehnice cu Be au proprietăți mecanice cu valori foarte mari (superioare oțelurilor). Astfel, în stare turnată au: $R_m=750\div1100$ N/mm²; $A=1\div5\%$; $HB=230\div390$; în stare recoaptă au: $R_m=500$ N/mm²; $A=45\%$; $HB=110$; după deformare la rece $R_m=850$ N/mm²; $A=4\%$; $HB=220$;

după călire în apă de la 800°C, cu menținere de 2 ore au: în structură $\alpha+\beta$, duritatea fiind de 130 HB; după revenire la 300°C rezistența ajunge la 150 daN/mm², iar duritatea crește până la 300÷425 HB, în funcție de timpul de menținere de la 0,5 la 10 ore.

Dacă în aliajul Cu-Be se adaugă Ni, duritatea crește după călire și revenire până la 500 HB, iar rezistența la rupere ajunge la 1800 N/mm² (superioară oțelurilor). Creșterea temperaturii de revenire peste 350°C, determină micșorarea durității. Creșterea conținutului de Be de la 1,3% la 2,5% determină aproape dublarea valori-

lor de rezistență la rupere (de la 700 la 1100 N/mm²) și de duritate (de la 230 la 400 HB). Între călire și revenire bronzurile cu Be pot fi deformate plastic la rece. În acest caz proprietățile mecanice cresc.

Întrucât beriliul este scump și deficitar, poate fi înlocuit parțial cu: Ni, Co, Mn, Si, Zr, Ti, Mg etc. fără a fi afectate substanțial proprietățile fizico-mecanice.

Nichelul și cobaltul (0,2÷0,3%), îmbunătățesc rezistența la rupere prin oboseală, duritatea și refractaritatea acestor bronzuri.

Bronzurile cu beriliu, pe lângă faptul că sunt foarte dure și rezistente, sunt antimagnetice, au conductivitate termică și electrică foarte bune, nu produc scântei prin lovire, rezistă mecanic până la temperaturi de 600°C, au o bună rezistență la coroziune (nu rezistă în amoniac, mercur și acizi oxidanți). Au fluiditate bună, superioară bronzurilor cu Al, au sudabilitate și așchiabilitate bune.

Bronzurile cu Be sunt destinate pentru confecționarea de: scule dure antiscântei (ciocane, dălți, clești etc.) folosite în rafinării, în industria chimică și în mine, lagăre speciale, piese supuse la uzare, roți dințate, came, arcuri spirale inoxidabile, arcuri foi solicitate la uzare, piese pentru ceasornice antimagnetice, burduri și diafragme în instrumente de măsură și automatizări, electrozi de sudură prin presare (aceștia conțin și Co), contacte electrice și lamele arcuite în circuite electrice.

6.1.3.3. Bronzuri cu siliciu

Bronzurile cu siliciu și cu adaosuri de Ni sau Mn (1,5%) sunt bune înlocuitoare ale bronzurilor cu Sn, deoarece sunt mai ieftine și prezintă proprietăți mecanice ridicate, foarte bună rezistență la coroziune, sudabilitate, așchiabilitate și proprietăți antifricțiune bune. Toate aceste proprietăți sunt comparabile, iar unele (rezistența mecanică și la coroziune) chiar superioare bronzurilor cu Sn.

Bronzurile cu Si tehnice sunt cele cu până la 6% Si; peste această valoare bronzurile sunt foarte fragile datorită prezenței fazelor Cu₅Si și Cu₇Si foarte dure și fragile. Bronzurile tehnice cu siliciu sunt monofazice α . Siliciul mărește fluiditatea, compactitatea, dar mărește și contracția după turnare și refractaritatea. Rezistența mecanică și alungirea prezintă maxime de variație pentru 4÷6% Si.

Manganul micșorează domeniul α , formează un compus intermetalic dur Mn₂Si, îmbunătățește caracteristicile mecanice (rezistența și elasticitatea), tehnologice (deformabilitatea) și chimice (rezistența la coroziune).

Bronzurile cu siliciu aliate cu Mn sunt ușor laminabile și turnabile, fiind destinate confecționării de: arcuri, piese flexibile, profile pentru construcții, site, filtre, sârmă pentru sudare, recipiente, cazane pentru bucătărie, armături pentru nave și instalații de apă, gaz, abur etc. Sunt antimagnetice și foarte rezistente la coroziune.

Nichelul, formează compusul intermetalic Ni₂Si foarte stabil, care mărește mult caracteristicile mecanice ale bronzurilor cu Si în stare turnată și după tratamentul termic de călire de punere în soluție și îmbătrânire. De asemenea nichelul mărește rezistența la coroziune, la uzare, conductibilitatea electrică și sudabilitatea.

Bronzurile cu Si aliate cu Ni se folosesc ca înlocuitoare ale bronzurilor cu Sn pentru piese și produse ce lucrează în condiții grele în instalații hidraulice, chimice, navale, cuzei pentru laminoare, arcuri și piese flexibile, schimbătoare de căldură, roți de comandă, piese pentru automobile, lagăre pentru electromotoare, roți dința-

te, șuruburi melc, piese pentru material rulant din subteran etc. Bronzurile cu Si nu sunt standardizate în România.

6.1.3.4. Bronzuri cu plumb

Bronzurile cu plumb sunt aliaje binare Cu-Pb sau ternare Cu-Pb-Sn, care au cele mai bune proprietăți antifricțiune, care pot lucra la temperaturi de până la 300°C și la presiuni foarte mari (250÷300 daN/mm²), la viteze periferice ridicate (8÷10 m/s) și care au o conductibilitate termică superioară bronzurilor cu Sn. Sunt aliaje tipice pentru lagăre de alunecare. Sistemul Cu-Pb prezintă o diagramă cu solubilitate parțială în stare lichidă și insolubilitate în stare solidă, figura 6.13.

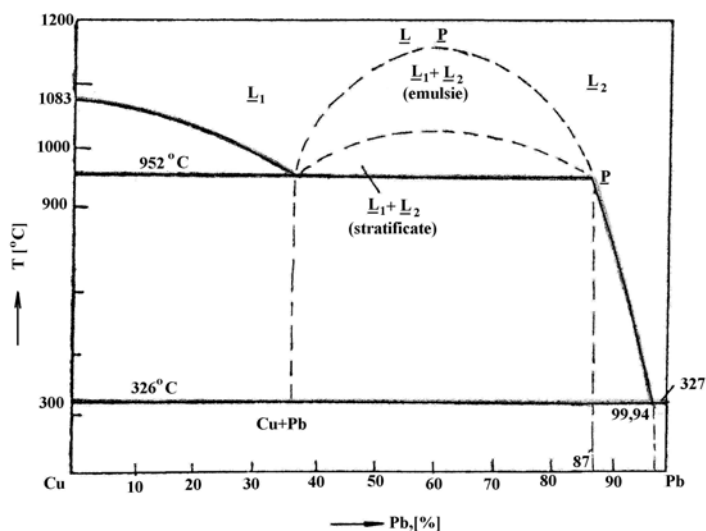


Fig.6.13. Diagrama de echilibru Cu-Pb

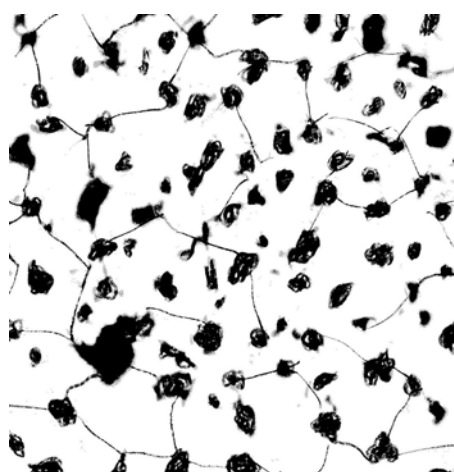


Fig.6.14. Structura bronzurilor cu 20% Pb

Se utilizează bronzurile cu 4÷30% Pb. În urma solidificării cu viteză foarte mică, neinfluențată de vibrații mecanice, ultrasonice etc. se obțin aliaje stratificate (segregație accentuată după greutatea specifică). Răcirea cu viteză mărită (peste 400°C/min.), aplicarea unor câmpuri vibratoare și alierea cu Ni, Mn, Ag, Sb, P etc. determină obținerea de aliaje tip emulsie, care au structura formată dintr-o masă de Cu în care există grăunți de Pb cât mai uniform distribuiți, figura 6.14. în care este prezentată structura unui bronz cu 20% Pb.

Bronzurile cu plumb, având proprietăți de rezistență, plasticitate și elasticitate foarte reduse ($R_m=50\div80$ N/mm²; $A=2\div15\%$; $HB=25\div30$) se folosesc pentru lagăre și bucușe, numai sub formă de straturi subțiri (1÷4mm) depuse pe suporturi de oțel (cuzineți).

Proprietățile de rezistență mecanică și de antifricțiune pot fi ridicate și segregatia zonală micșorată prin aliere cu: Ni, Ag, Sb, Zn, As, S, Bi, Mn care limitează domeniul bifazic; Fe, Co, Zr, Li, Ba, La, Ce, care finisează mult structura; Al, Si, Mn, care elimină incluziunile de oxizi și gaze.

Astfel, un bronz cu Pb (18÷22%) aliat cu 3÷6% Ni; 3÷4,5% Sb; 3÷4% Zn; 0,15÷0,4% P; 0,4÷1% Si; 0,001÷0,1% B, rest Cu, are o rezistență la rupere de 250÷300 N/mm², HB=114÷125, rezistă mecanic până la 250°C și se folosește pentru lagăre fără suport de oțel.

Bronzurile cu Pb (4÷30%) și Sn (1÷11%), au rezistențe mecanice de 200÷250 N/mm² și durități de 55÷85 HB și se folosesc pentru lagăre cu sau fără carcase de oțel.

Bronzurile cu Pb sau cele aliate suplimentar cu Sn, Ni, Zn, P, Sb, Bi, S, Ag etc., având proprietăți excelente de antifricțiune, rezistență la coroziune bună și conductibilitate termică bună, sunt destinate lagărelor de alunecare cu autolubrefiere, cu sau fără suport de oțel, pentru motoare cu ardere internă Diesel, pentru turbine, laminoare, pompe, locomotive, mașini unelte, pentru instalații în industria chimică, alimentară, minieră (armături, lagăre etc.), ce lucrează în condiții grele și medii agresive. Aceste bronzuri se utilizează numai în stare turnată.

STAS 1512-88 indică două mărci de bronzuri cu Pb și Sn pentru lagăre cu autolubrefiere și rezistente la coroziune: CuPb10Sn10; CuPb5Sn10, iar STAS 11271-80 indică 5 mărci de materiale pe bază de Cu, Pb și Sn pentru lagăre de alunecare cu pereți subțiri, livrate sub formă de benzi bimetal (oțel-aliaj antifricțiune din pulberi sinterizate): CP25; CP30; CP23S2; CP10Sn10; CP22S4, în care C- cupru, P- plumb, S- staniu, iar numerele dau procentul mediu ale elementului din fața lor.

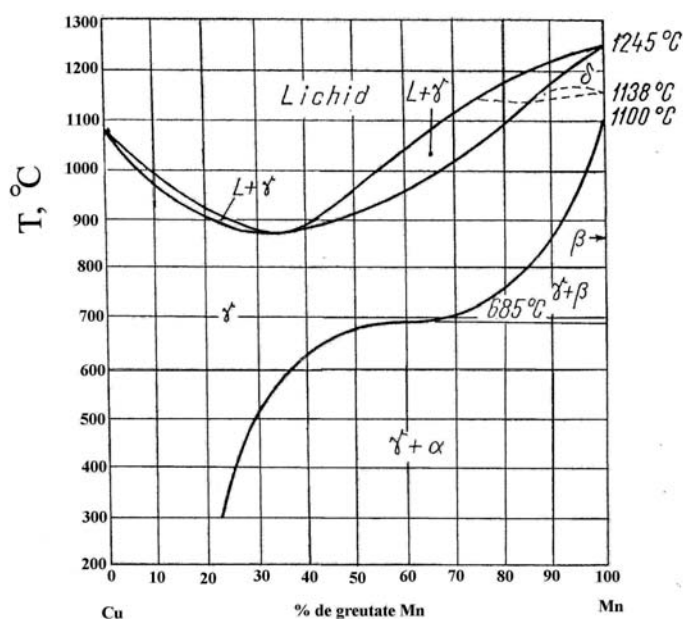


Fig. 6.15. Diagrama de echilibru Cu-Mn

bic complex; γ - tetraedic; δ - c.f.c., figura 6.15.

Bronzurile comerciale conțin 5÷20% Mn, au structura monofazică γ moale și plastică, pot fi deformate plastic la rece și la cald și se pot turna mai greu, datorită contracției mari și formării de microretasuri și incluziuni de zgură. Faza α , fiind foarte dură, limitează plasticitatea.

Bronzurile cu cca. 20% Mn se pot căli de punere în soluție de la 800°C, deforma plastic la rece și apoi îmbătrâni la 370÷470°C când se obțin rezistențe și durități foarte mari ($R_m=650\div1180$ N/mm²; HRC=39÷42; A=1÷3%).

Alierea cu Al, Ni, P și Pb îmbunătățește caracteristicile mecanice, chimice și de turnare. Astfel, aluminiul (3÷12%) mărește proprietățile mecanice după turnare,

6.1.3.5. Bronzuri cu mangan

Aliajele Cu-Mn simple sau aliate cu Al, Ni, prezintă proprietăți mecanice ridicate și constante până la 400÷450°C, și proprietăți speciale: rezistivitate electrică mare, proprietăți magnetice deosebite, plasticitate ridicată, rezistență mare la coroziune și uzare.

Sistemul Cu-Mn prezintă o diagramă de echilibru cu solubilitate totală în lichid și solid cu un punct de minimum de solubilitate și cu transformări în stare solidă datorate alotropiei manganului, care prezintă patru forme alotropice: α - cubic complex; β - cu-

rezistivitatea electrică, rezistența la coroziune, la uzare, refractaritatea și forța coercitivă.

Bronzurile cu Mn aliate cu Al sunt destinate confecționării rezistențelor electrice, ce lucrează până la 400°C, magneților permanenți, elice de vapoare, țevi de condensatoare, piese turnate din industria chimică rezistente mecanic și la coroziune.

Nichelul (2÷10%), are o influență asupra proprietăților chimice, electrice și mecanice similară ca și aluminiul, dar mărește temperatura de fuziune și turnare. Aceste bronzuri sunt foarte rezistente la coroziune și la cavitație în apa de mare. Se folosesc pentru elice de vapoare și pentru filtre metalice.

Fosforul adăugat până la 0,8% asigură proprietăți foarte bune antifricțiune, și de rezistență la șocuri și la oboseală.

Plumbul este adăugat în bronzurile cu Mn pentru turnare pentru a mări proprietățile de antifricțiune și de așchiabilitate. În bronzurile cu Mn pentru laminare, Pb se limitează la doar 0,03%, deoarece induce fragilitate la cald.

Bronzurile cu Mn se utilizează frecvent în industrie, datorită excelentelor proprietăți anticorozive, antiscântei, antifricțiune, proprietăților electrice (rezistivitate mare) și magnetice (forță coercitivă mare) deosebite.

Aceste bronzuri au diverse denumiri comerciale: manganin, heusler-alloy, ohmal, kumanal etc. Nu sunt standardizate în România.

6.1.3.6. Bronzuri cu crom

Aliajele Cu-Cr au o foarte mare conductivitate electrică, foarte bune proprietăți mecanice, sunt anticorozive și refractare (rezistă până la 600°C). Aceste aliaje se durifică puternic (HB=230) prin precipitare (îmbătrânire la 350°C, 3 ore), după călirea de punere în soluție de la 1000°C, timp de o oră, când soluția solidă se saturează în Cr până la 1,45%.

Aliajele Cu-Cr prezintă o diagramă de echilibru cu transformare monotectică și cu eutectic pierdut și variația solubilității de la 0,65% Cr la 1083°C la 0,02% Cr la 300°C.

Aliajele tehnice Cu-Cr conțin maxim 1÷2% Cr și alte elemente de aliere (Zr, Nb, Al, Mg, Ag, Zn, Si, P) care se adaugă în cantități mici (sub 1%) în scopul creșterii rezistenței mecanice, rezistivității electrice, refractarității.

Aceste bronzuri se deformează plastic la rece, numai după călirea de punere în soluție. Având proprietăți mecanice mari ($R_m=520\div600$ N/mm², $A=20\div25\%$, HB=140÷230), electroconductivitate mare, fiind refractare și anticorozive, se folosesc numai în stare de îmbătrânire, pentru fabricarea de elemente în mașini și aparate electrice puternic solicitate mecanic, conductori electrici de înaltă tensiune, aparatură în tehnica nucleară și militară. Au o culoare roșietică-verzuie.

6.1.3.7. Alte bronzuri speciale

Bronzurile cu Ti (0,1÷5%) sunt foarte elastice, conducătoare de curent electric și refractare, se folosesc ca înlocuitoare ale bronzurilor cu Be, pentru lamele arcuite în circuitele electrice, după călirea de punere în soluție de la 900°C, menținere 2 ore, răcire în apă, deformare la rece, urmată de îmbătrânirea la 400÷425°C, un timp de 2÷4 ore, când se obțin $R_m=1500 \text{ N/mm}^2$ și $E=13000 \text{ daN/mm}^2$.

Bronzurile cu Ta (0,06÷0,6%) au proprietăți mecanice ridicate sunt refractare, rezistente la coroziune și foarte bune conducătoare de electricitate și sunt destinate pentru conductori electrice, piese pentru îmbinări prin brazări în cuptoare electrice, vârfuri pentru ciocane de lipit, șuruburi și diverse piese în motoare și întrerupătoare electrice.

Bronzurile cu Cd (sub 1%) au proprietăți mecanice ridicate, plasticitate mare după recoacere, conductivitate electrică foarte mare, refractaritate și rezistență mare la coroziune, fiind destinate pentru conductori electrice pentru troleibuze și telefoane, benzi conductoare și armături în industria navală.

Bronzurile cu Zr (0,1÷0,2%) aliate cu Cr, In, Cd au proprietăți mecanice foarte bune, rezistență mare la coroziune și conductivitate electrică similară cu a cuprului. În stare recoaptă bronzul cu Zr este moale și plastic ($R_m=280 \text{ N/mm}^2$, $A=26\%$).

Bronzurile cu Zr sunt destinate fabricării de conductori electrice cu diametre foarte mici (0,001 mm) în industria electrotehnică și nucleară, electrozi de sudură, contacte electrice etc.

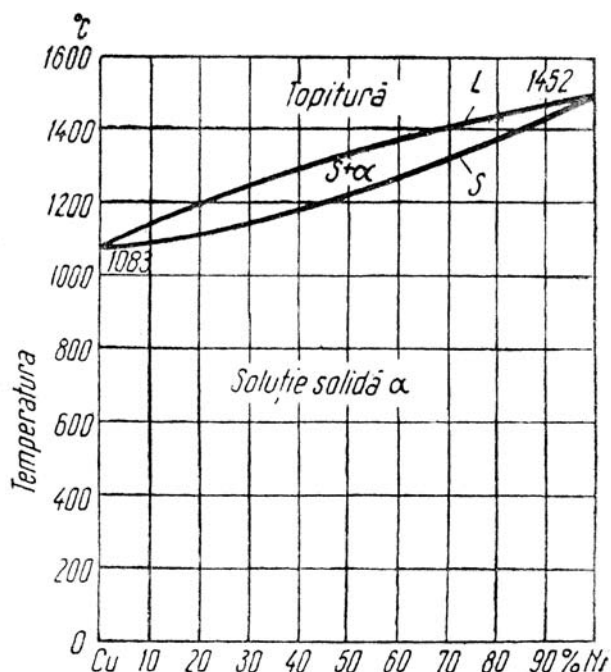


Fig.6.16. Diagrama de echilibru Cu-Ni

6.1.4 ALTE ALIAJE ALE CUPRULUI

În această categorie intră aliajele cuprului cu nichelul, cu nichelul și zincul, cu argintul și cuprul microaliat.

Acestea au alte proprietăți și alte forme de diagrame de echilibru decât alamele și bronzurile.

6.1.4.1. Aliaje Cu-Ni

Cuprul și nichelul formează un sistem de aliaje cu solubilitate totală în lichid și în solid, formând o serie izomorfă de soluții solide, figura 6.16.

Nichelul, micșorează conductivitatea electrică a cuprului, conform

legii lui Kurnakov, dar păstrează plasticitatea mare a acestuia, în aliajele Cu-Ni.

Aliajele Cu-Ni au rezistență bună la rupere (380÷400 N/mm^2), rezistență foarte bună la coroziune, maleabilitate ridicată ($A=23\div40\%$), rezistivitate electrică mare, elasticitate mare și proprietăți slabe de turnare.

Conductivitatea electrică și alungirea sunt minime, iar duritatea este maximă pentru 50% Ni.

Culoarea acestor aliaje este roză până la 15% Ni, după care devine albă. Indiferent de culoare, aceste aliaje au un luciu metalic foarte accentuat. Prin deformare plastică la rece, aliajele Cu-Ni se ecrusează accentuat, când își măresc mult rezistența la rupere, duritatea și elasticitatea ($R_m=500\div 900$ N/mm²; $A=2\div 10\%$).

Datorită acestui complex de proprietăți fizico-chimice și mecanice, aliajele Cu-Ni, se folosesc în construcția de mașini, în aparatura medicală și electrocasnică, monede, elice de nave de lux, ornamente, rezistențe electrice de măsură, armături în industria chimică etc.

Cele mai cunoscute aliaje Cu-Ni sunt:

- aliajul 10% Ni (nicometal) și cel cu 20% Ni (melchior), foarte plastice și rezistente la coroziune și temperaturi ridicate, pentru țevi de condensatoare, schimbătoare de căldură etc.;
- aliajul cu 25% Ni, de culoare albă pentru monede;
- nichelina (cu 32% Ni), constantanul (cu 40÷45% Ni) și manganina (cu 41% Ni și 1% Mn), sub formă de sârme și benzi, pentru rezistențe de reostate și aparate electrice de măsură;
- monel cu 67÷70% Ni și uneori cu 3÷4% Fe și Mn, având o rezistență mecanică mare și cea mai mare rezistență la coroziune și cavitație în apa marină, se folosește la armături în industria chimică, elice de vapoare, palete de turbine, electrozi pentru sudarea fontelor cenușii. Este foarte scump, are culoarea alb-argintie și își păstrează proprietățile până la 400°C;
- monel K conține 67÷70% Ni și 2÷4% Al; 1% Mn; 1% Si, rezistă foarte bine atât în apa marină cât și în abur supraîncălzit, în soluții acide și bazice;
- cunial A cu 12÷15% Ni+Co și 2÷3% Al și cunial B cu 5,5÷6,5% Ni+Co și 1,2÷1,8% Al, livrate sub formă de bare extrudate sau platbande, au rezistență mecanică și la coroziune ridicate și elasticitate mare, fiind destinate arcurilor;
- copelul conține 42,5÷44% Ni+Co și 0,1÷1% Mn și este utilizat ca electrod negativ în confecționarea termocuplelor copel-cromel și pentru cabluri de compensare la legarea termocuplelor în circuitele electrice;
- cupronul sau cunicul, conține 45% Ni și se folosește pentru reostate, voltmetre, șunturi și rezistențe electrice;
- constantanul cu 39÷41% Ni+Co și 1÷2% Mn, este caracterizat prin forță electromotoare mare, coeficient mic de temperatură al rezistivității; rezistență electrică constantă și se folosește pentru reostate, termocuple;
- manganina cu 1÷5% Ni și 8÷14% Mn, rest Cu, are o rezistență ohmică foarte precisă și mare. Sub formă de sârme, platbande și benzi se folosește drept cablu de compensare la termocuplele Pt-Pt-Rh și rezistoare pentru reostate.

6.1.4.2. Aliaje Cu-Ni-Zn (alpaca)

Aliajele cuprului cu 10÷25% Ni și 30÷33% Zn, cunoscute sub denumirea de alpaca sau argentan, au plasticitate foarte bună ($A=15\div33\%$), rezistență mecanică bună ($R_m=300\div700\text{ N/mm}^2$, $HB=30\div220$), stabilitate mare la coroziune în soluții saline și în acizi organici, au culoare argintie și luciu metalic deosebit. Sunt practic inalterabile în atmosferă și nu oxidează în aer, chiar la temperaturi mari (500°C). Se utilizează la confecționarea de tacâmuri, instrumente medicale, optice, arcuri, aparatură electrotehnică și de telecomunicații, rezistențe electrice de măsură, piese în mecanica fină, armături în apă și abur, obiecte de artă, ceasornicărie etc.

STAS 1096-83 simbolizează aceste aliaje prin: Cu-Ni18Zn20; CuNi18Zn27; CuNi15Zn21.

Tot din categoria aliajelor Cu-Ni-Zn fac parte și aliajele cunoscute sub denumirea de maillechort (16÷20% Ni; 13÷14% Zn; 1÷3,5% Fe), care sunt foarte maleabile, putându-se deforma la rece cu reduceri mari de secțiune, se pot ambutisa și se pot turna. Au proprietăți excelente anticorozive.

Aliajul cu 22% Ni, 20% Zn și restul cupru, cunoscut sub denumirea de neusilber, are aceleași caracteristici ca și alpacaua, în plus are și rezistență electrică bună, fiind folosit pentru rezistențe electrice în reostate și obiecte de uz casnic.

6.1.4.3. Aliaje Cu-Ag

Aliajele Cu-Ag formează un sistem cu solubilitate totală în lichid și parțială în solid cu transformare eutectică la 779°C și 71,9 % Ag și variația solubilității cu temperatura (88% Ag la 779°C și 0,2% la 200°C).

Aliajele tehnice Cu-Ag conțin 0,02÷2% Ag. Au proprietăți excelente de arcuire și conductivitate electrică (egală cu a cuprului), rezistență bună la coroziune și la fluaj. Prin ecruisare duritatea ajunge la 125÷200HB, rezistența la rupere la 400÷450 N/mm^2 , iar rezistența la fluaj devine de 3÷5 ori mai mare decât a cuprului. Aliajele Cu-Ag sunt deformabile prin excelență.

Din aliajele Cu-Ag se fabrică benzi arcuite conductoare (în stare ecruisată), piese în construcția locomotivelor Diesel-electrice, radiatoare de automobile (rezistență până la 350°C) etc. Alierea cu 0,027÷0,041% Au, determină creșterea conductivității electrice și rezistenței la coroziune, iar alierea cu 1÷2% Cd determină creșterea rezistenței mecanice la 400-750 N/mm^2 , alungirea scade la 2÷4%, duritatea crește la 125÷240 HB și modulul de elasticitate la 12.000 daN/mm^2 .

STAS 11527-88 indică 7 mărci de aliaje Cu-Ag: CuAg0,05; CuAg0,07; CuAg0,13; CuAg0,23, CuAg0,24R; CuAg0,1R. Numerele reprezintă conținutul mediu în Ag, iar litera R înseamnă obținut prin retopire în cuptor cu flacără din materialele refolosibile.

6.1.4.4. Cupru microaliat

Dezvoltarea electrotehnicii, electronicii, energeticii nucleare și construcțiilor aerospațiale, solicită materiale metalice cu un complex de proprietăți mecanice, re-

zistență la coroziune, conductivitate electrică și termică mari și refractaritate bună (până la 500÷800°C).

Aceste materiale se pot obține prin microalierea complexă a cuprului cu: Zr, Cr, Co, Be, Ti, Si, Al care formează compuși intermetalici de tipul Cr_2Zr ; Cr_2Ti ; NiBe ; Ni_2Si ; Ni_3Al , etc., care durifică și cresc refractaritatea cuprului de cca. 2 ori la temperatura de 800°C, afectând relativ puțin (cu 30÷35%) conductivitatea electrică.

Cuprul microaliat este plastic, deformabil atât la rece cât și la cald (700÷1000°C) și se poate turna continuu în lingouri sau piese. De asemenea se poate căli de punere în soluție de la 920÷1000°C, 1÷2 ore în apă și ulterior îmbătrâni la 400÷500°C, 2÷6 ore. Între călire și îmbătrânire cuprul microaliat se poate deforma plastic la rece cu ușurință.

Din cupru microaliat se execută cele mai diverse produse: matrițe, electrozi de sudură prin rezistență de contact, conductori electrici în curenți de înaltă tensiune, piese de îmbinări prin lipituri tari, țevi în cuptoare electrice, vârfuri pentru ciocane de lipit, contacte electrice, piese pentru mașini electrice etc.

6.2. ALUMINIUL ȘI ALIAJELE DE ALUMINIU

Aluminiul este un metal alb ușor ($2,7 \text{ g/cm}^3$), cristalizat în sistem c.f.c., care se topește la 658°C, cu plasticitate, maleabilitate și ductilitate foarte mari, cu proprietăți de rezistență scăzute ($R_m=100 \text{ N/mm}^2$; $\text{HB}=20\div25$; $Z=80\%$), cu conductivitate termică și electrică mari, capacitate de reflexie mare, rezistență mare la coroziune până la 300÷400°C (se autopasivează), turnabilitate scăzută și sudabilitate bună prin toate procedeele de sudare. Aluminiul se obține prin electroliza aluminei (Al_2O_3), dizolvată în criolită topită. Aluminiul este cel mai răspândit metal în scoarța terestră (în natură se află după oxigen și siliciu).

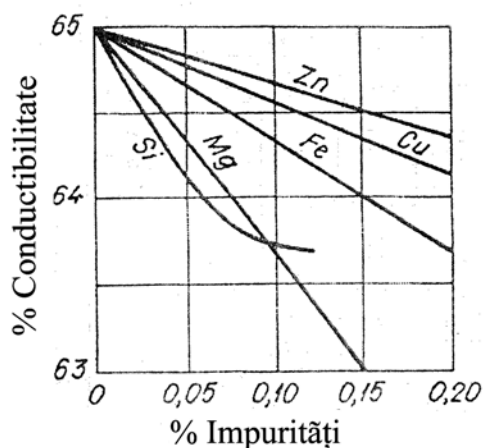


Fig. 6.17. Influența impurităților asupra conductivității electrice a aluminiului

Aluminiul tehnic sau comercial are puritatea de 99,5÷99,8%, restul de 0,2÷0,5% sunt impurități în special de Fe și Si, care au efect negativ asupra plasticității și rezistenței la coroziune.

Aceste impurități imprimă tendința de fisurare la solidificare, datorită compusului chimic ternar AlFeSi , care determină formarea de retasuri închise extinse și crăpături superficiale. Toate impuritățile Si, Mg, Fe, Cu, Zn scad conductivitatea electrică, figura 6.17.

Prin deformare plastică la rece (suportă grade de deformare de până la 75÷85%), aluminiul se ecrusează accentuat ($R_m=120\div150 \text{ N/mm}^2$; $A=5\div6\%$), micșorându-și și plasticitatea, iar prin recristalizare la 200÷220°C devine din nou moale și plastic.

Aluminiul tehnic primar se livrează sub formă de blocuri, lingouri sau calupuri, fiind destinat, fie pentru retopire și turnare în semifabricate, fie pentru deformare plastică la cald.

Aluminiul comercial (secundar) obținut prin retopirea aluminiului primar, se livrează sub formă de sârme, benzi, țevi, table, bare, profile laminate, extrudate sau trase.

Aluminiul tehnic secundar se utilizează pentru: conductori electrici aeriени pentru curenți de înaltă tensiune (cca. 10% din cantitatea de Al produsă la nivel mondial); ca material de placare, pentru armături în industria chimică, folii protectoare în industria alimentară, folii și tuburi în industria medicamentelor, condensatoare electrice, vase de bucătărie, schimbătoare de căldură, în aparatura electronică și electrotehnică, elemente reflectorizante, în telecomunicații, ca dezoxidant la elaborarea oțelurilor, elemente de aliere pentru oțeluri, fonte, bronzuri etc. în aluminotermie (încălzire, sudură, explozive), rezervoare pentru bere, acid azotic, pentru bijuterii când este eloxat, oglinzi etc.

Simbolizarea aluminiului rafinat electrolitic comercial se face conform STAS 7607-86 folosind simbolul Al urmat de un număr care reprezintă puritatea: Al99,9; Al99,97; Al99,95; Al99,90 acesta conține total impurități 0,01÷0,1%, iar aluminiul tehnic primar se simbolizează prin: Al99,8; Al99,7; Al99,6; Al99,5; Al99,3; Al99; AlE care are total impurități 0,2÷1,0%.

SR EN 573-1:1995 simbolizează aluminiul tehnic pur prin: EN AW-1100 [Al99,0]; EN AW-1170 [Al99,7]; EN AW-1199 [Al99,99] etc. (EN-euronorm; A-aluminiu; W-obținut prin deformare plastică).

Cea mai mare parte a aluminiului se folosește sub formă de aliaje binare (Al-Cu; Al-Mg; Al-Mn; Al-Zn; Al-Si și mai rar Al-Fe; Al-Ni; Al-Ti), sau complexe (duraluminiu, aliaje pentru pistoane etc.), în construcția de mașini și în aero și astronautică: caroserii, șasiuri, blocuri motor, cutii de viteză, pistoane, tamburi de frână, schimbătoare de căldură, rezervoare etc.

În funcție de prelucrările ce le pot suporta, aliajele de aluminiu se clasifică în:

- aliaje de aluminiu deformabile, care nu conțin eutectic în structură și care la rândul lor pot fi: durificabile prin tratamente termice (Al-Cu) și nedurificabile prin tratamente termice (Al-Mn, Al-Mg, Al-Mn-Mg, Al-Zn);
- aliaje de aluminiu pentru turnare (Al-Cu, Al-Si, Al-Mn, Al-Zn) care se pot durifica (Al-Cu) sau nu prin tratamente termice; acestea conțin de obicei eutectic în structură, iar efectul durificării prin îmbătrânire scade pe măsura creșterii cantității de eutectic.

Aliajele de aluminiu binare prezintă o diagramă de echilibru, în zona dinspre Al, cu transformare eutectică și variația solubilității (descompunere parțială a soluției solide α) figura 6.18a.

Efectul maxim al durificării este imediat la stânga concentrației C_α . Aceste aliaje în stare de călire de punere în soluție se pot deforma plastic la rece. Aliajele situate la dreapta concentrației C_α sunt aliaje pentru turnare.

Proprietățile fizico-chimice și mecanice ale aliajelor binare și complexe de aluminiu depind de natura, cantitatea și numărul elementelor de aliere.

Cuprul mărește mult rezistența mecanică în special la cald.

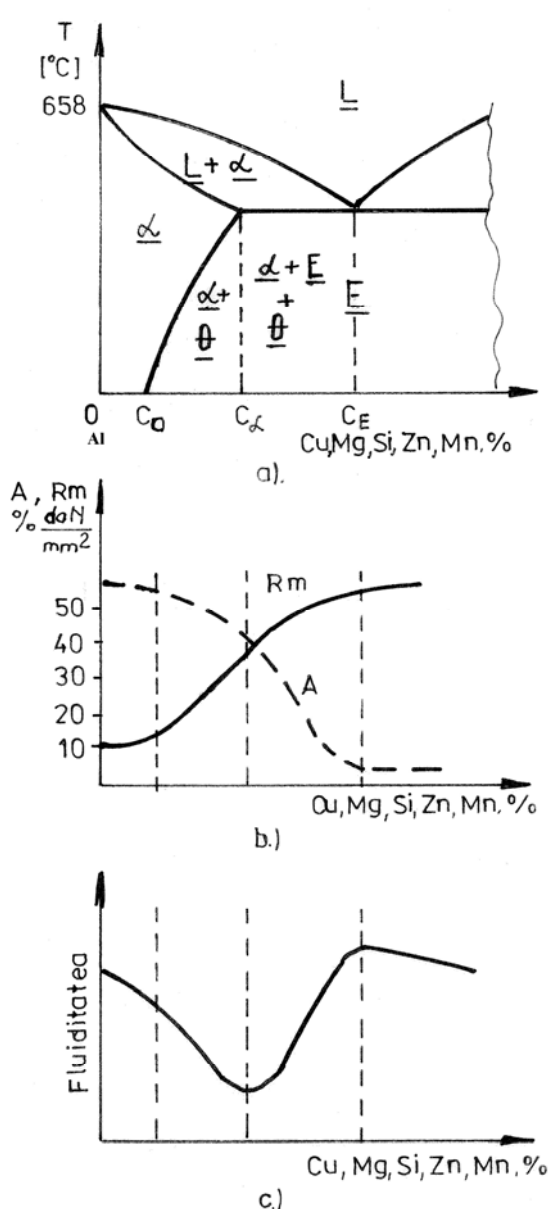


Fig.6.18 Diagrama de echilibru a aliajelor binare de Al (a) și modul de variație al R_m ; A (b) și fluidității (c)

În figura 6.18. sunt prezentate modul de variație al proprietăților mecanice (R_m , A) și al fluidității cu creșterea cantității elementelor de aliere. Aliajele binare de aluminiu monofazice, până la concentrația C_0 se deformează plastic la rece. Unele din aliajele situate la dreapta concentrației C_0 (Al-Cu) se pot căli de punere în soluție, când devin moi și plastice și apoi se pot îmbătrâni artificial sau natural, când se durifică accentuat.

Siliciul îmbunătățește fluiditatea, reduce coeficientul de dilatare, deci crește turnabilitatea. Magneziul mărește rezistența la coroziune în medii alcaline și în apa marină, scade greutatea specifică și mărește luciul metalic al aliajelor de aluminiu.

Zincul asociat cu magneziu asigură caracteristici mecanice ridicate comparabile cu ale unor oțeluri.

Nichelul mărește refractaritatea, rezistența la coroziune, micșorează coeficientul de dilatare și mărește rezistența mecanică.

Manganul mărește rezistența mecanică și duritatea, iar asociat cu cuprul formează duraluminiul.

6.2.1. ALIAJE DE ALUMINIU DEFORMABILE

Aliajele de aluminiu deformabile se prelucrează fie prin, matrițare sau forjare la cald, fie prin tragere, trefilare, ambutisare, extrudare, matrițare la rece. Aliajele de aluminiu deformabile sunt binare (Al-Mg; Al-Mn; Al-Si) sau complexe (Al-Cu-Mg; Al-Mn-Mg; Al-Zn-Mn-Cu; Al-Si-Mg-Mn; Al-Si-Cu). Aceste aliaje au structura formată din soluție solidă α în care sunt distribuiți compuși chimici de forma: Al_3Mg_2 ; $CuAl_2$; $MnAl_6$; Al_3Mg_5 ; Al_3MnFe ; Mg_2Si ; $Cu_2Mg_8Al_5$; $CuMgAl_2$; $CuMg_4Al_6$; $CuMn_2Al_{12}$; $Mg_5Cu_5Si_4Al_8$; Cu_4NiAl_7 ; $Cu_2Mn_3Al_{20}$ etc. Toate aliajele de aluminiu deformabile, cu excepția Al-Mg; Al-Mn; Al-Mg-Mn, se durifică prin tratamente termice: călire de punere în soluție de la $490 \div 540^\circ C$ în apă caldă ($70 \div 90^\circ C$), urmată de îmbătrânire artificială la $150 \div 175^\circ C$, timp de $4 \div 20$ ore, sau naturală, timp de 6 ore până la 5 zile la temperatura ambiantă. Fazele durificatoare care precipită la îmbătrânire din soluția solidă suprasaturată moale și plastică, obținută prin călire de punere în soluție, sunt compușii intermetalici: $CuAl_2$; Mg_2Si ; $CuMg_4Al_6$; $CuMgAl_2$; $AlCu_2Fe$; Cu_4NiAl_7 ; $MgZn_2$ etc.

Aliajele de aluminiu deformabile au bune proprietăți mecanice: aliajele binare au $R_m=150\div 340$ N/mm²; $Z=50\div 75\%$, iar cele complexe au $R_m=160\div 600$ N/mm²; $Z=7\div 65\%$, în funcție de tratamentul termic aplicat: recoacere de recristalizare sau călire de punere în soluție urmată de îmbătrânire.

Dintre aliajele complexe de aluminiu deformabile și durificabile, cele mai rezistente mecanic sunt cele cunoscute sub denumirea de duraluminiu cu cupru sau cu zinc: Al-Cu-Mg-Mn-Si ($R_m=270\div 350$ N/mm²; HB=120); Al-Zn-Mg-Cu ($R_m=44\div 60$ daN/mm²; HB=150). Duraluminiul este mai puțin rezistent la coroziune, motiv pentru care se plachează cu aluminiu prin metalizare termică. Tot din categoria duraluminiului fac parte și aliajele Al-Cu-Mg; Al-Mg-Si; Al-Cu-Ni-Mg.

Aliajele complexe de aluminiu aliate cu nichel, sunt refractare și au coeficient mic de dilatare. Rezistența la oboseală a aliajelor de aluminiu deformabile este mai mare după îmbătrânire. Aceste aliaje se aşchiază cu ușurință în special după îmbătrânire sau ecrusare și se sudează bine cu arc electric în atmosferă de argon.

Aliajele de aluminiu în stare ecrusată după deformare la rece, au rezistență mecanică mai mare decât în stare recoaptă.

Pentru unele utilizări, aliajele de aluminiu deformabile se pot supune unor tratamente superficiale (oxidare anodică sau eloxare, placare etc.), în scopul creșterii rezistenței la uzare, la coroziune și a durității.

Aliajele de aluminiu deformabile se livrează sub formă de bare, profile, table, benzi, țevi, piese laminate, matrițate, forjate, extrudate, trefilate, trase, ambutisate etc., folosite în structuri de aeronave, autovehicole, containere, tâmplărie din aluminiu, tuburi pentru medicamente, recipiente, rezervoare, pistoane, chiuloase, conducte etc.

6.2.2. ALIAJE DE ALUMINIU PENTRU TURNARE

Aliajele de aluminiu se pot turna în lingouri, blocuri, calupuri sau în piese. Acestea sunt aliaje hipoeutectice și eutectice care conțin cantități însemnate de Cu, Si, Mg, Zn, Fe, Ni etc., care au structura formată din soluție solidă α , eutectic și compuși intermetalici și care se toarnă în amestecuri de formare, în cochilă sau sub presiune.

Pentru turnare se folosesc frecvent aliajele binare Al-Cu; Al-Si și mai rar Al-Mg; Al-Zn și aliajele complexe Al-Cu-Si; Al-Cu-Mg; Al-Si-Mg; Al-Zn-Si; Al-Cu-Mg-Ni; Al-Zn-Si; Al-Zn-Mg etc. Aliajele de aluminiu pentru turnare au caracteristici mecanice inferioare aliajelor deformabile ($R_m=120\div 240$ N/mm²; $A=0,3\div 4\%$; HB=50÷100). Aliajele de aluminiu pentru turnare, au fluiditate bună, compactitate bună, tendință de segregare mică și rezistență bună la tensiunile de contracție după turnare; toate acestea, datorită eutectoidului din structură.

Aceste aliaje se pot, sau nu, durifica prin îmbătrânire aplicată după călirea de punere în soluție. Cele care se durifică sunt de tipul: Al-Cu; Al-Si-Mg; Al-Si-Cu; Al-Si-Mg-Cu-Ni-Mg.

Aliajele tipice pentru turnare, Al-Si, nu se durifică prin îmbătrânire. Efectul durificării este mult diminuat, comparativ cu aliajele de aluminiu pentru deformare și el scade pe măsura creșterii cantității de eutectic din structură. Temperatura de

călire de punere în soluție și timpul de menținere la încălzire sunt mai mari, pentru a se dizolva cât mai bine compușii intermetalici în soluția solidă.

Aliajele de aluminiu pentru turnare în piese se pot utiliza în următoarele stări: fără tratament termic după turnare; dezbateră după turnare la $530\div 520^{\circ}\text{C}$ urmată de răcire în aer, apoi îmbătrânire artificială la $150\div 190^{\circ}\text{C}$, timp de $3\div 12$ ore, sau îmbătrânire naturală la 20°C , timp de $8\div 14$ zile; recoacere de îmuiere sau de-tensionare; călire de punere în soluție la $520\div 530^{\circ}\text{C}$, timp de $2\div 12$ ore, cu răcire în apă caldă, urmată de îmbătrânire naturală sau artificială.

Utilizările aliajelor de aluminiu pentru turnare sunt în funcție de elementele chimice de bază. Astfel, aliajele de aluminiu pe bază de cupru, se folosesc pentru piese mediu solicitate mecanic: cartere, capace, tamburi de frână, piese rezistente la cald: pistoane, chiuloase (Al-Cu-Ni-Mg); aliajele de aluminiu pe bază de siliciu, sunt destinate pieselor rezistente la coroziune atmosferică, piese cu configurație complexă cu pereți subțiri, ușor sudabile, rezistente la cald, cu coeficient mic de dilatare (pistoane, carcase, blocuri motor, chiuloase etc.); aliajele de aluminiu pe bază de magneziu, se folosesc pentru piese cu solicitări mecanice medii, rezistente la coroziune în aer, apă marină și soluții alcaline diluate (recipiente în industria chimică, alimentară, navală); aliajele de aluminiu pe bază de zinc, sunt destinate pieselor puternic solicitate mecanic, cu stabilitate dimensională mare, cu pereți groși, turnate în special sub presiune.

În ultimul timp aliajele de aluminiu se obțin și prin metalurgia pulberilor. Acestea sunt formate dintr-o matrice de Al în care sunt dispersate particule de Al_2O_3 , SiO_2 , SiC, B_4C , sunt foarte rezistente mecanic ($R_m=440\div 460 \text{ N/mm}^2$), rezistente la coroziune și au refractaritate bună, fiind utilizate în industria aerospațială, chimică și nucleară.

6.2.3. ALIAJE DE ALUMINIU BINARE

Aliajele binare de aluminiu folosite atât pentru deformare cât și pentru turnare sunt: Al-Mn; Al-Mg; Al-Si – pentru deformare și Al-Cu; Al-Si; Al-Mg – pentru turnare. Dintre acestea doar Al-Cu se durifică prin precipitare.

6.2.3.1. Aliaje aluminiu-cupru

Diagrama de echilibru a sistemului Al-Cu în partea aluminiului prezintă o transformare eutectică și variația solubilității cu temperatura (5,65% Cu la 548°C și 0,5% la 20°C), figura 6.19. Aluminiul și cuprul formează un compus chimic definit Al_2Cu și un eutectic la 33% Cu și 548°C . Cuprul mărește foarte mult rezistența la rupere cu $140\div 210 \text{ N/mm}^2$. Aliajele cu până la 0,5% Cu se pot deforma plastic la cald și la rece numai imediat și după călirea de punere în soluție, când structura este monofazică, iar aliajele cu peste 5,65% Cu se pot doar turna.

Aliajele de Al-Cu binare cu $0,5\div 5,65\%$ Cu sau complexe (aliate), răcite bruscat din domeniul α ($510\div 520^{\circ}\text{C}$) se călesc de punere în soluție, când se obține, în stare în afară de echilibru, soluție solidă α suprasaturată în cupru, moale și plastică. Prin încălzire ulterioară la 155°C (îmbătrânire artificială) în $6\div 10$ ore, sau la temperatura

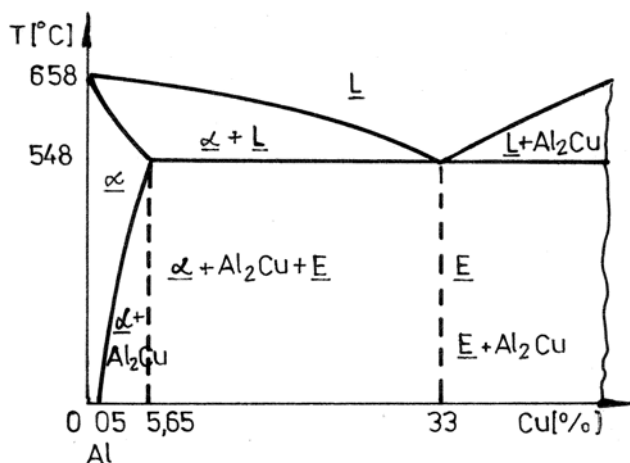


Fig. 6.19. Diagrama de echilibru Al-Cu

ambientă în 14 zile, are loc precipitarea fazei Al_2Cu de echilibru, foarte dură care durifică și fragilizează aliajele.

Precipitarea fazei stabile Al_2Cu este precedată de formarea de zone Guiner-Preston (GP) și faze metastabile, care sunt coerente la matrice. Zonele GP sunt segregatii de atomi sub formă de disc, formate în prezența unor fluctuații omofazice, cu rearanjări de atomi puțin importante extinse în volume mari. Formarea acestor zone, determină blocarea de-

plasării dislocațiilor și durificarea excesivă a aliajelor. Zonele GP, pe măsura creșterii temperaturii, evoluează în faze metastabile de tranziție coerente cu matricea, care în final evoluează în faze stabile Al_2Cu necoerente cu matricea. Aceste transformări pot fi schematizate în:

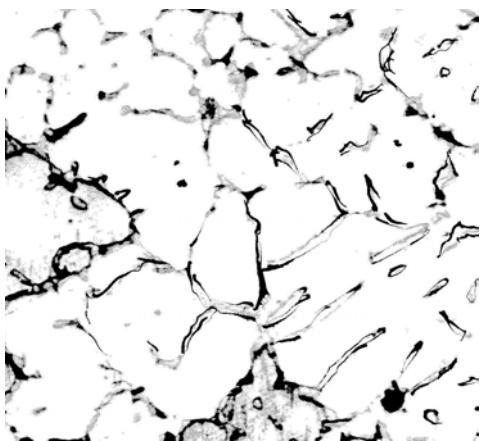
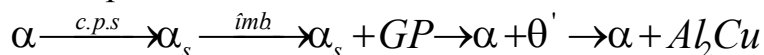


Fig. 6.20. Structura aliajului ATCCu10. Soluție solidă α , eutectic și Al_2Cu

Aliajele tehnice binare Al-Cu conțin 3÷11% Cu, fiind destinate în special turnării, ele se deformează plastic dificil din cauza fazelor metastabile și a compusului dur și fragil Al_2Cu , care precipită și durifică rapid aliajele (în câteva ore).

Pentru deformare se folosesc aliajele cu 5÷6% Cu. Aliajele binare Al-Cu pentru turnătorie sunt și ele mai puțin răspândite, deoarece prin procedeele clasice se toarnă mai dificil, prezentând tendința de a crăpa, în schimb sunt ușor așchiabile și își măresc mult rezistența prin îmbătrânire, ajungând la 35 daN/mm².

Aliajele Al-Cu cu 33% Cu (eutectice) la temperaturi de peste 400°C devin superplastice având o alungire de 2000%. Se folosesc pentru pi-

ese în construcția de mașini și aeronautică. Structura unui aliaj de aluminiu turnat cu 10% Cu este dată în figura 6.20.

6.2.3.2. Aliajele aluminiu-siliciu

Aliajele aluminiu-siliciu posedă o diagramă de echilibru cu transformare eutectică la 11,7% Si și 577°C, cu o variație nesemnificativă a solubilității (1,65% Si la 577°C și 0,05% Si la 20°C), figura 6.21.

Aliajele tehnice denumite siluminuri conțin până la 20% Si, peste această valoare, datorită acelor și plăcilor de Si primar foarte dure și fragile, aliajele Al-Si nu se folosesc.

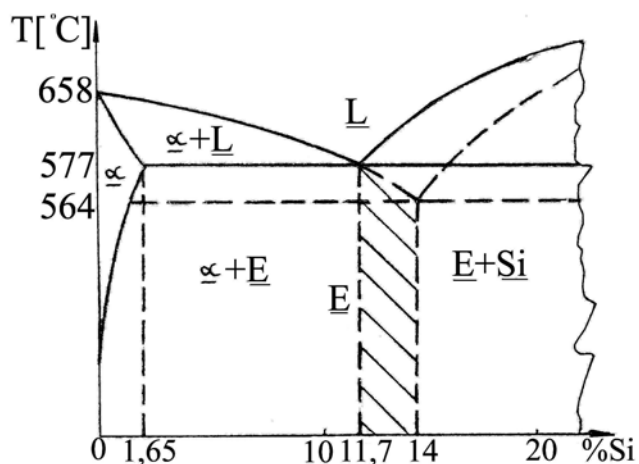


Fig.6.21. Diagrama de echilibru Al-Si și efectul modificării

Si, figura 6.22, care imprimă proprietăți scăzute de rezistență mecanică ($130 \div 160 \text{ N/mm}^2$), plasticitate ($A=1 \div 2\%$) și duritate ($HB=50 \div 60$).

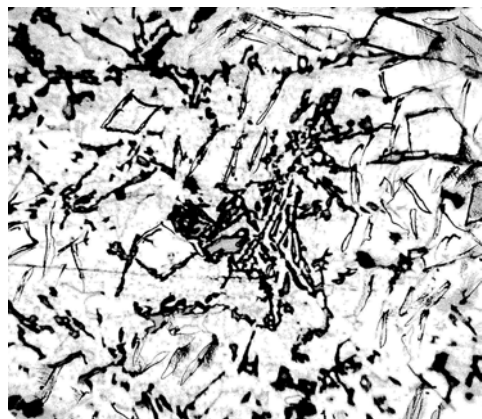


Fig.6.22. Microstructura aliajului nemodificat ATNSi12 (E+Si)

Aliajele Al-Si se caracterizează prin proprietăți foarte bune de turnare (fluiditate foarte mare), prezintă impermeabilitate pentru lichide și gaze, se sudează cu ușurință, sunt insensibile la formarea crăpăturilor la cald, au o rezistență la coroziune superioară aluminului pur, în schimb prezintă, după turnarea obișnuită, proprietăți mecanice foarte scăzute.

Pentru turnare se folosesc cu precădere aliajele hipereutectice cu $12 \div 13\%$ Si, care au structura grosolană formată din eutectic și ace sau plăci de

Pentru a crește proprietățile de rezistență și plasticitate, siluminurile se supun unui tratament termic de modificare, care constă în introducerea în oala de turnare la temperatura de $780 \div 800^\circ\text{C}$ a unei cantități mici ($0,08 \div 0,12\%$ din masa aliajului) de natriu metalic sau o cantitate de $1 \div 2\%$ de amestec NaF și NaCl în raport de 2:3.

În urma modificării curbele lichidus și solidus se deplasează în jos și spre dreapta, eutecticul formându-se la 14% Si și 564°C , astfel că aliajele din hipereutectice (E+Si) cu structură grosolană și fragile devin hipoeutectice ($\alpha+E$) cu structură fină și omogenă, plastice și rezistente mecanic.

Rezistența la rupere, prin modificarea siluminilor, ajunge la $200 \div 240 \text{ N/mm}^2$, alungirea crește la $5 \div 10\%$ și duritatea scade la $40 \div 45 \text{ HB}$, figura 6.23.

Structura formată și din eutectic și soluție α a siluminului turnat în amestec normal de formare modificat, ATNSi12, este dată în figura 6.24.

Adaosuri de Cu, Mg, Ni și Mn măresc rezistența mecanică (Cu, Mg), măresc refractaritatea și rezistența la coroziune (Ni) și transformă siluminurile aliate, în aliaje care se pot durifica prin precipitare.

Turnarea siluminurilor în cochilă caldă la 350°C sau sub presiune, determină, datorită vitezei mari de răcire, finisarea structurii eutectice, obținerea unui număr mai mic de cristale de Si și creșterea proprietăților mecanice ($R_m=200 \div 260 \text{ N/mm}^2$; $A=6 \div 10\%$).

Fierul în aliajele Al-Si este o impuritate dăunătoare, care prin formarea acestor foarte dure și fragile de Al_3Fe și AlSiFe , micșorează accentuat rezistența, tenacitatea, rezistența la coroziune și turnabilitatea aliajelor.

Siluminurile se utilizează pentru piese turnate (frecvent) și deformate plastic la cald (mai rar) cu forme complexe rezistente la presiune și la coroziune, ca înlo-

cuitoare ale oțelurilor turnate și fontelor cenușii. Frecvent din siluminiu se toarnă armături și piese compacte și etanșe la lichide și gaze la presiuni mari, rezistente la coroziune (corpuri de pompe, fittinguri, cartere, răcitoare etc.).

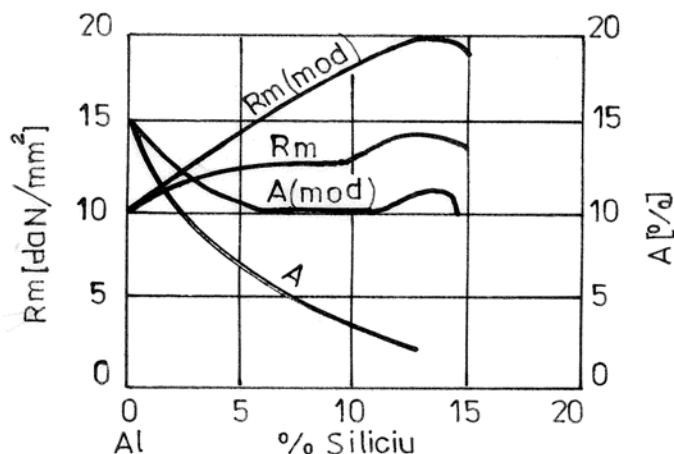


Fig. 6.23. Variația proprietăților mecanice cu procentul de Si a siluminurilor modificate și nemodificate

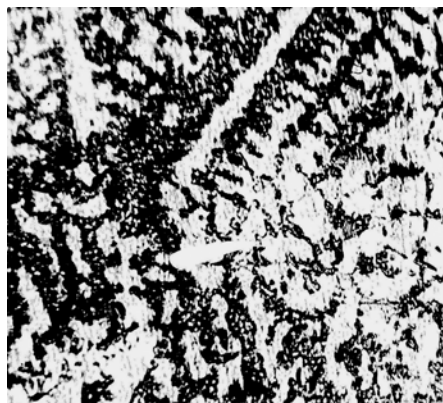


Fig. 6.24. Structura aliajului ATNSi12 modificat ($\alpha+E$)

6.2.3.3. Aliaje aluminiu-magneziu

Aliajele de Al-Mg formează un sistem, în partea aluminiului, cu solubilitate totală în lichid și parțială în solid cu o variație accentuată a solubilității magneziului în aluminiu (14,9% la 451°C și 1% Mg la 20°C) și cu transformare eutectică la 34,5% Mg și la 451°C, figura 6.25.

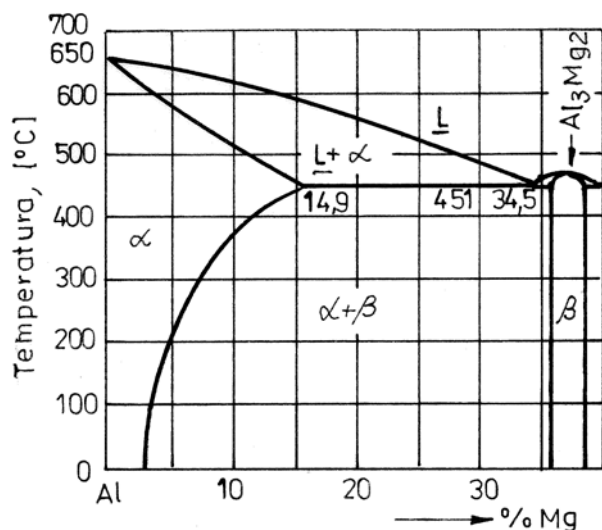


Fig. 6.25. Diagrama de echilibru Al-Mg

Aliajele tehnice Al-Mg se folosesc până la 15% Mg, peste această valoare, datorită compușilor chimici definiți Al_3Mg_2 , Al_8Mg_5 duri și fragili, aliajele nu sunt utilizabile.

Aliajele binare Al-Mg cu 0,2 ÷ 5,5% Mg sunt ușor deformabile plastic la rece chiar și după ecrusare, iar aliajele cu 2,5 ÷ 12% Mg se prelucrează de asemenea cu ușurință prin turnare.

Aliajele Al-Mg sunt mai ușoare și mai așchiabile decât aluminiul, au rezistență mecanică și la coroziune foarte bune, se sudează ușor, dar au proprietăți de turnare inferioare

siluminurilor, deoarece nu conțin eutectic în structură.

După turnare structura acestor aliaje este grosolană și fragilă. Acest neajuns se elimină prin modificare cu Ti, Zr, Be sau aliere cu 1,5% Si.

Caracteristicile mecanice pot fi ameliorate prin călire și îmbătrânire, dacă conținutul în Mg este mai mare. Astfel, dacă după turnare aliajele Al-Mg prezintă: $R_m=180\div 300\text{ N/mm}^2$, $A=6\div 20\%$, $HB=70\div 80$, după călire și îmbătrânire prezintă:

$R_m=300\div 450 \text{ N/mm}^2$, $A=8\div 10\%$, $HB=100\div 110$. Aliajele Al-Mg sunt utilizate, sub formă de bare și profile extrudate, laminate, piese forjate și turnate în special în cochilă, în construcția de mașini, în construcții navale, în aeronautică, în industria chimică și alimentară.

6.2.3.4. Aliaje aluminu-mangan

Sistemul de aliaje Al-Mn în partea dinspre Al prezintă o diagramă de echilibru cu transformare peritectică la 710°C , transformare eutectică la 658°C (punctul de fuziune al aluminiului) și cu o variație slabă a solubilității (1,82% Mn la 658°C și 0,3% Mn la 20°C), figura 6.26.

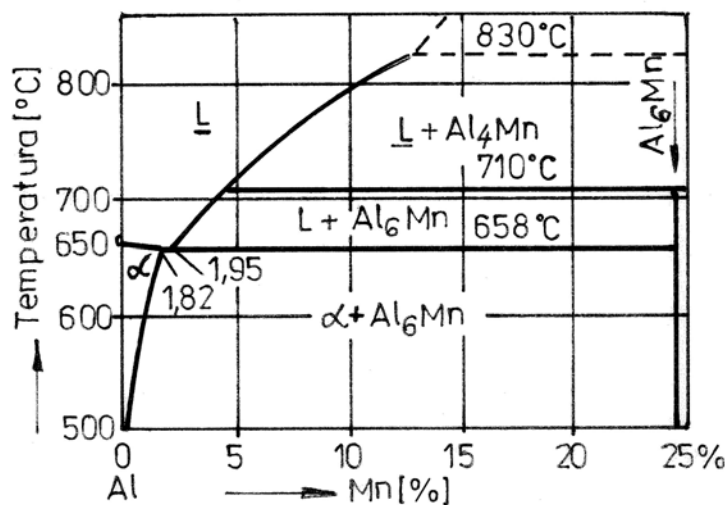


Fig. 6.26. Diagrama de echilibru Al-Mn

Aliajele tehnice Al-Mn conțin maxim 2% Mn și au structura formată din soluție solidă α , cristale primare de Al_6Mn și eutectic.

Aliajele tehnice Al-Mn au rezistență mecanică și rezistență la coroziune superioare aluminiului. Ele sunt destinate în special prelucrării prin deformare plastică. Nu se pot durifica prin tratamente termice.

În aceste aliaje fierul și siliciul sunt impurități de neacceptat, deoarece scad rezistența mecanică și deformabilitatea,

datorită formării compușilor chimici duri și fragili: $(\text{MnFe})\text{Al}_6$; $(\text{FeMn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$.

Alierea aliajelor Al-Mn cu magneziu determină creșterea proprietăților mecanice și anticorozive.

Manganul este practic nelipsit din aproape toate aliajele de aluminiu, deoarece mărește rezistența mecanică și rezistența la coroziune ale acestora. Proprietățile mecanice ale aliajelor Al-Mn sunt: $R_m=180\div 260 \text{ N/mm}^2$; $R_{p0,2}=60\div 100 \text{ Nmm}^2$; $Z=70\div 75\%$.

Aliajele Al-Mn, sub formă de sârme, bare, profile, țevi, benzi, table se folosesc ca înlocuitoare ale aluminiului tehnic, acolo unde sunt necesare rezistențe mecanice și la coroziune mai mari (rezervoare de benzină, suprastructuri de nave, construcții civile, uși, ferestre, sașii de vagoane etc.)

6.2.3.5. Aliaje aluminiu-zinc

Sistemul Al-Zn prezintă o diagramă cu solubilitate parțială foarte mare a zincului în aluminiu de 84% la temperaturi de 382°C și de 2% la temperatura ambianță. Între 31,6 și 78% Zn, deasupra temperaturii de 275°C, există un domeniu de amestec a două soluții solide cu conținuturi diferite de Zn, figura 6.27.

Aliajele binare Al-Zn sunt destinate turnării, având fluiditate foarte bună, ele nu se pot durifica prin tratamente termice. Aceste aliaje au rezistență bună la coroziune și așchiabilitate bună.

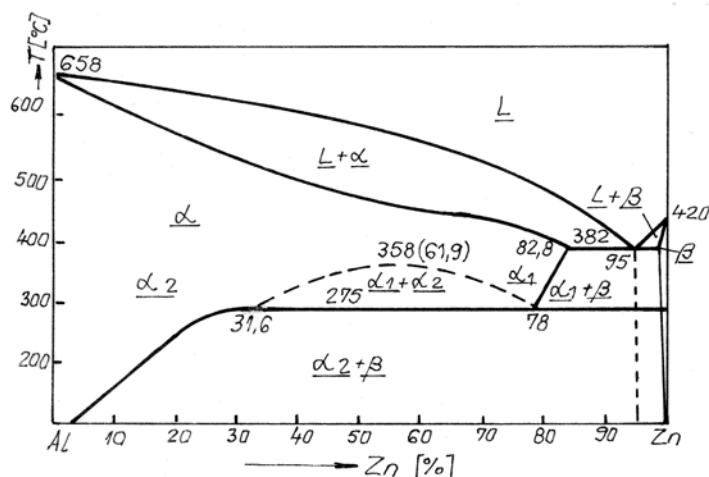


Fig. 6.27. Diagrama de echilibru Al-Zn

În tehnică se folosesc aliajele pentru turnare cu 5%÷15% Zn (aliante întotdeauna cu Mg, Si, Fe sau Cu) care au rezistență mecanică redusă ($R_m=170\div240$ N/mm²; $R_{p0,2}=100\div120$ N/mm²; $A=1\div3\%$; $HB=60\div85$). Aliajele Al-Zn aliate cu Cu sau Mg se pot durifica prin îmbătrânire când proprietățile mecanice cresc la: $R_m=300\div600$ N/mm²; $A=5\div15\%$; $HB=150\div175$.

În stare aliată, aliajele Al-Zn se folosesc pentru piese turnate în forme sau cochile pentru construcția de mașini, industria navală și aeronautică, care să posede rezistență mecanică corespunzătoare, rezistență la coroziune, uzură și la fluaj bune.

În anumite condiții de aliere, aceste aliaje se pot deforma plastic prin forjare, laminare etc., când au proprietăți mecanice superioare aliajelor turnate.

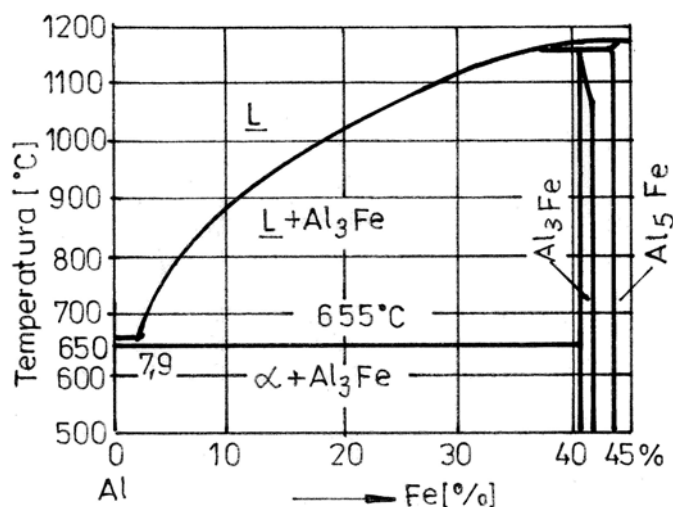


Fig.6.28. Diagrama de echilibru Al-Fe

6.2.3.6. Aliaje aluminiu-fier

Fierul există în cantități mici întotdeauna în aluminiu și aliajele sale, fără să fie practic dăunător, până la conținuturi de 0,5%.

Sistemul Al-Fe prezintă o diagramă de echilibru cu insolubilitate în stare solidă, cu formare de eutectic la 655°C și 1,9% Fe, cu transformare peritectică la 1160°C și cu formare de compuși chimici: Al₃Fe și Al₅Fe₂, figura 6.28.

Fierul peste 1,3% se acceptă doar în aliajele de aluminiu aliate cu cupru și nichel, în scopul îmbunătățirii

deformabilității la cald. Aliajele binare Al-Fe se folosesc rar și atunci ca aliaje anti-fricțiune pentru lagăre de alunecare.

6.2.4. ALIAJE DE ALUMINIU COMPLEXE

Majoritatea aliajelor de aluminiu conțin, pe lângă impuritățile obișnuite de fier și siliciu, două sau mai multe elemente de aliere adăugate în scopul îmbunătățirii caracteristicilor mecanice, a rezistenței la coroziune, a refractarității, turnabilității, deformabilității și așchiabilității.

Aliajele complexe de aluminiu cu excepția: Al-Zn-Mg; Al-Zn-Si și Al-Mn-Mg, se durifică prin tratament termic (călire de punere în soluție, urmată de îmbătrânire naturală sau artificială). Aliajele complexe de aluminiu se pot prelucra atât prin deformare plastică, când conțin mult aluminiu, cât și prin turnare, când conțin cantități mai mari de elemente de aliere și eutectic în structură.

6.2.4.1. Aliaje complexe de aluminiu deformabile

Cele mai întâlnite sisteme de aliaje complexe de aluminiu deformabile sunt: Al-Mg-Si; Al-Mg-Cu; Al-Mn-Mg; Al-Mg-Cu-Si și Al-Zn-Mg-Cu. Toate acestea, cu excepția Al-Mn-Mg, își măresc accentuat proprietățile de rezistență prin precipitare în timpul îmbătrânirii. Dintre numeroasele aliaje complexe de aluminiu durificabile, cele mai importante sunt cele denumite duraluminuri din sistemul Al-Cu-Mg aliat cu Mn, Zr, Li, Cr, Be etc. Acestea conțin 2÷5% Cu; 0,2÷1,8% Mg, 0,2÷1,2% Mn; <0,7% Si; <0,6% Fe.

Cu cât gradul de aliere este mai mare, cu atât rezistența la rupere este mai mare, dar plasticitatea mai mică. Structura duraluminilor pentru deformare, conține soluție solidă α în care sunt incluse faze puternic durificatoare; Al_2Cu ; Al_2CuMg ; Al_6CuMg_4 ; Mg_2Si . Duraluminile îmbătrânite sunt foarte rezistente mecanic : $R_m=420\div 500$ N/mm²; $R_{p0,2}=270\div 420$ N/mm²; $A=6\div 10\%$ și $HB=100\div 150$, dar sunt puțin rezistente la coroziune, motiv pentru care se plachează cu Al, sau în ultimul timp se aliază cu Zr, Cr, Be, Ti, Cd, Li, Ag. Duraluminile se deformează foarte bine la rece, în special prin extrudare și la cald prin laminare, în schimb se sudează dificil.

După deformarea la rece se ecrusează, stare care se elimină prin recristalizare la 350÷370°C. Prin călire de punere în soluție de la 495÷510°C în apă rece, având în structură o soluție solidă suprasaturată (α_s) sunt moi și plastice ($R_m<300$ N/mm² și $HB=70\div 80$). Aceste aliaje îmbătrânesc natural foarte repede, chiar după 15÷30 minute încep să se durifice la temperatura ambiantă, prin formarea zonelor Guiner-Preston.

Menținerea plasticității se face prin depozitarea duraluminilor călite în frigider la -50°C. Prin îmbătrânire artificială (încălzire la 150÷180°C), zonele GP evoluează în faze metastabile coerente la matrice și în final în faze stabile necoerente la matrice (Al_2Cu ; Mg_2Si ; Al_2CuMg ; Al_6CuMg_4 etc.).

Supraîmbătrânirea (menținere prea îndelungată la temperatura de îmbătrânire), determină scăderea caracteristicilor de rezistență, figura 6.29. Cu cât temperatura de îmbătrânire este mai mare cu atât timpul devine mai important.

Rezistența la coroziune a duraluminilor este maximă după îmbătrânirea naturală și scade cu creșterea temperaturii de îmbătrânire artificială. Rezistența la oboseală este superioară pentru aliajele de aluminiu îmbătrânite, comparativ cu cele neîmbătrânite, figura 6.30.

Între călire și îmbătrânire, duraluminurile se pot deforma plastic la rece (tratament termomecanic). În acest caz durificarea, în final se accentuează, dar scade și plasticitatea corespunzător. Duraluminurile deformate plastic sub formă de bare, table, benzi, piese extrudate, forjate, se folosesc în industria aeronautică, chimică, alimentară și de transporturi, pentru elice, rezervoare, bunuri de larg consum etc.

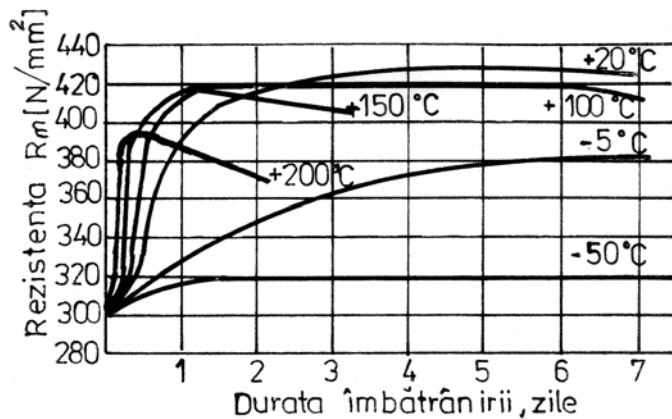


Fig. 6.29. Efectul temperaturilor și duratei de îmbătrânire asupra rezistenței mecanice

numesc duraluminiu cu zinc și au o rezistență la oboseală foarte bună.

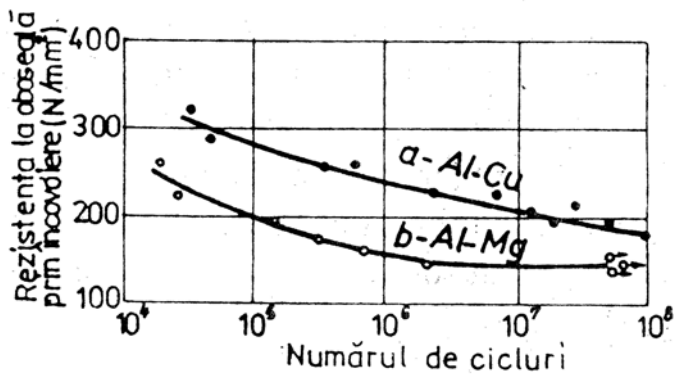


Fig. 6.30. Curbe caracteristice ale aliajelor de Al-Cu durificate (a) și de Al-Mg nedurificate (b)

că bună, sunt folosite pentru confecționarea pistoanelor și chiuloaselor pentru motoare cu ardere internă;

- aliajele foarte rezistente la coroziune Al-Mg-Si, care nu conțin practic cupru (0,7÷1% Mg; 0,7÷1,2% Si; 0,6÷1% Mn). Sunt durificabile prin îmbătrânire artificială la 155÷160°C după călirea de la 500°C în apă și au conductivitate electrică bună.

Există o categorie de aliaje de aluminiu aliate cu Sn, Cu, Ni, Pb turnabile și deformabile cu proprietăți foarte bune antifricțiune, destinate benzilor bimetale pentru cuzineți cu pereți subțiri.

Tot din categoria aliajelor complexe deformabile și durificabile fac parte și:

- aliajele de înaltă rezistență mecanică Al-Zn-Mg-Cu (5,5÷7,5% Zn; 2,3÷3,6% Mg; 2÷2,7% Cu; 0,2÷0,4% Mn; 0,3÷0,5% Ni; 0,4÷0,8% Fe; 0,12÷0,25% Cr; 0,25÷1% Zr; 0,05÷0,1% B; 0,15÷0,25% Y; rest Al), care după îmbătrânire au caracteristici mecanice apropiate de ale oțelurilor aliate ($R_m=800\div900$ N/mm²; $A=6\div10\%$). Aceste aliaje se mai

Tratamentul termic de durificare al acestor aliaje, presupune o îmbătrânire în două etape și chiar tratamente termo-mecanice;

- aliajele refractare (rezistente la temperaturi mari) sunt pe bază de duraluminiu (2,1÷2,4% Cu; 1,4÷1,55% Mg) aliat cu 0,5÷1,5% Ni; 1,2÷1,5% Fe; 0,4÷1,1% Ti; 0,7÷1% Si, care rezistă timp îndelungat la temperaturi de 200÷300°C. Acestea, având și coeficient mic de dilatare și conductivitate termică

STAS 11271-80 indică patru mărci de asemenea aliaje: AS20; AP1; AS6N1; AS6, unde S înseamnă Sn, P- plumb; N- nichel, iar numerele reprezintă conținuturi medii de Sn, Pb, Ni.

6.2.4.2. Aliaje complexe de aluminiu pentru turnare

Sunt aliaje de aluminiu hipoeutectice sau eutectice aliate cu cantități însemnate de Cu, Mg, Si, Zn, Fe, Ni, care se toarnă în piese în amestecuri normale de formare (ATN), în cochilă (ATC) sau sub presiune (ATP), din lingouri de aliaje de aluminiu. Aliajele complexe de aluminiu pentru turnare sunt: Al-Cu-Si; Al-Cu-Mg; Al-Si-Cu; Al-Si-Mg; Al-Zn-Mg și Al-Zn-Si. Unele din aceste aliaje pot fi modificate în scopul finisării structurii (0,1÷1,1% Ti; 0,2÷1% Zr; 0,05÷0,1% B; 0,1÷0,3% V). În figura 6.31. este prezentată structura foarte fină a aliajului ATCSi12 CuMgNi modificat cu 0,8% Ti ($\alpha + E$).



Fig.6.31.Structura aliajului ATCSi12CuMgNi modificat

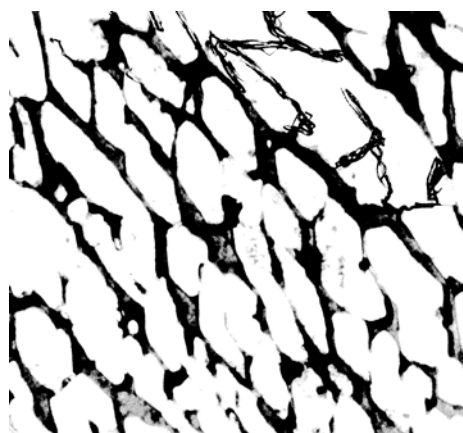


Fig.6.32.Structura aliajului complex de Al turnat ATNZn5Mg

Aliajele complexe de aluminiu pentru turnare se pot trata termic după turnare prin: recoacere de detensionare, pentru stabilizare structurală și dimensională, îmbătrânire naturală sau artificială cu sau fără călire anterioară. În stare turnată, datorită structurii grosolane, figura 6.32.(ATNZn5Mg-turnat), aliajele complexe de aluminiu au proprietăți mecanice relativ scăzute ($R_m=110\div 190$ N/mm², $R_{p0,2}=80\div 100$ N/mm²; $A=14\div 20\%$), după îmbătrânire, proprietățile mecanice cresc ($R_m=190\div 240$ N/mm², $R_{p0,2}=80\div 100$ N/mm²; $A=2\div 4\%$). Aliajul cu 8% Zn, 1% Mg, 0,5% Zr este superplastic la 535°C, când alungirea este de 1100%.

Aliajele complexe de aluminiu pentru turnare se pot trata termic după turnare prin: recoacere de detensionare, pentru stabilizare structurală și dimensională, îmbătrânire naturală sau artificială cu sau fără călire anterioară. În stare turnată, datorită structurii grosolane, figura 6.32.(ATNZn5Mg-turnat), aliajele complexe de aluminiu au proprietăți mecanice relativ scăzute ($R_m=110\div 190$ N/mm², $R_{p0,2}=80\div 100$ N/mm²; $A=14\div 20\%$), după îmbătrânire, proprietățile mecanice cresc ($R_m=190\div 240$ N/mm², $R_{p0,2}=80\div 100$ N/mm²; $A=2\div 4\%$). Aliajul cu 8% Zn, 1% Mg, 0,5% Zr este superplastic la 535°C, când alungirea este de 1100%.

6.2.5. STANDARDIZAREA ALIAJELOR DE ALUMINIU

STAS 7608-88 prezintă 23 de mărci de aliaje de aluminiu binare și complexe deformabile: AlMn1Mg1; AlMn1; AlMn0,5Mg0,5; AlMg0,8; AlMg1; AlMg5; AlMgSi; AlSi1MgMn0,6; AlSi1MgMnTi; AlCu4MgMnSi; AlCu4MgMn; AlSi55; AlCu2Mg1,5; AlSi8,5Cu3,5; AlSi12Cu MgNi; AlSi10; AlSi12 etc. Numerele din simbol indică procente de element din fața lor.

STAS 201/A-80 prezintă 34 de mărci de aliaje de aluminiu turnate în blocuri simbolizate prin literele AT- aliaj de aluminiu turnat, urmate de simbolurile elementelor de aliere în ordinea descrescătoare a importanței lor și de numere ce indică procente ale elementului din fața lui: ATCu4; ATCu8; ATCu10; ATSi12; ATSi5Cu3 etc.

STAS 201/2-80 prezintă 40 de mărci de aliaje de aluminiu binare și complexe turnate în piese: ATNCu4; ATNCu4Si; ATCCu8; ATCCu10Mg; ATNSi12; ATPSi12Fe; ATCSi18CuMgNi; ATNMg6; ATPMg6Fe1; ATCZn5Mg; ATPZn10Si7Fe etc., în care literele de la începutul simbolurilor reprezintă: ATN- aliaj de aluminiu turnat în amestec normal de formare; ATC- turnat în cochilă; ATP- turnat sub presiune.

SR EN 573-1:1995 prezintă simbolizarea numerică a aliajelor deformabile pe bază de aluminiu formată din: EN-euronorm, un spațiu liber, litera A-aluminiu, litera W care reprezintă produse obținute prin deformare plastică, o liniuță și patru cifre: seria 1000 aluminiu pur; seria 2000-aliaje de Al cu element de bază cupru, seria 3000-cu mangan; seria 4000-cu siliciu; seria 5000-cu magneziu; seria 6000-cu magneziu și siliciu; seria 7000-cu zinc; seria 8000-alte elemente; a doua cifră indică impuritățile sau elementele de aliere, iar ultimele două cifre nu au o semnificație specială, ajută doar la indentificarea aliajelor în cadrul grupei.

SR EN 573-2:1995 prezintă simbolizarea aliajelor de aluminiu deformabile bazată pe simbolurile chimice ale elementelor ce intră în aliajul de aluminiu. Simbolul chimic este format din Al urmat de elementele de aliere în ordinea descrescătoare a importanței, urmate de numere ce indică procentul elementului din față. De exemplu: EN AW-AlMg2; EN AW-AlMn2; EN AW-AlMg1SiCu; EN AW-AlZn6CuMgZr; EN AW-AlMn1Mg0,5; EN AW-AlCu4SiMg; EN AW-AlCu6BePb etc.

Correspondența dintre simbolizarea numerică și chimică este: EN AW-6061 [AlMg1SiCu]; EN AW-7050 [AlZn6CuMgZr]; EN AW-5251 [AlMg2]; EN AW-3103 [AlMn2]; EN AW-2014 [AlCu4SiMg] etc. Stările de prelucrare termică se specifică după simbol printr-o literă separată de o liniuță care înseamnă: F-brut după deformare; O-recopt; H-ecruisat; W-călit de punere în soluție; T-îmbătrânit. De exemplu: EN AW-AlCu4SiMg-O înseamnă un aliaj complex de aluminiu aliat cu 4% Cu, Si și Mg sub 1% în stare recoaptă.

SR EN 546-2: 1998 prezintă simbolizarea numerică și chimică a aluminiului și aliajelor de aluminiu în folii pentru prelucrare și pentru recipienti: EN AW-1050 [Al 99,5]; EN AW-1200 [Al 99,0]; EN AW-8079 [AlFe1Si]; EN AW-8006 [AlFe1,5Mn]; EN AW-8011 A [AlFeSi(A)]; EN AW-8111 [AlFeSi(B)]; EN AW-8014 [AlFe1,5Mn0,4]; EN AW-3003 [AlMn1Cu]; EN AW-3103 [AlMn1]; EN AW-3005 [AlMn1M0,5] etc.

SR EN 1780-1:2003 simbolizează aliajele de aluminiu pentru turnare în piese folosind aceleași simboluri ca și cazul precedent (aliaje deformabile), doar că în loc de litera W există litera C – care semnifică produse obținute prin turnare.

EN AC-2100 [AlCu4MgTi]; EN AC-4100 [AlSi2MgTi]; EN AC-45200 [AlSi5Cu3Mn]; EN AC-7100 [AlZn5Mg]; EN AC-4400 [AlSi11], etc.

Simbolul poate fi urmat de o liniuță și o literă care indică starea de prelucrare termică: F-brut de turnare; O-recopt; T-îmbătrânire după solidificare sau după căli-

re de punere în soluție. De exemplu: EN AC-AMg3-O este un aliaj de aluminiu pentru turnare cu 3% Mg, recopt.

6.3. MAGNEZIUL ȘI ALIAJELE DE MAGNEZIU

Magneziul este un metal tehnic ușor ($\gamma=1,74 \text{ g/cm}^3$), de culoare albă, care se topește la 650°C , cristalizează în sistem hc, are căldură specifică mare, conductivitate electrică mare și are caracteristici mecanice foarte reduse: $R_m=110\div 200 \text{ N/mm}^2$; $R_{p0,2}=25\div 90 \text{ N/mm}^2$; $A=3\div 12,1\%$; $HB=30\div 40$; $E=4500 \text{ daN/mm}^2$.

Valorile inferioare se referă la Mg turnat, în cele superioare la Mg deformat plastic. Magneziul tehnic pur conține $99,5\div 99,9\%$ Mg, restul fiind impurități de Fe, N, Cu, Si, Al, Mn.

STAS 10273-75 indică trei mărci de Mg tehnic primar turnat în blocuri: Mg 99,96; Mg 99,95; Mg 99,9.

Magneziul rezistă la coroziune doar în atmosferă uscată, el devine instabil în apa dulce, apa marină și în alte medii chiar puțin agresive. La temperaturi de 600°C se oxidează puternic aprinzându-se cu explozie. Așchiile de Mg obținute prin prelucrări de așchiere pot arde cu ușurință, iar pulberile fine de Mg sau de aliaje de Mg, în aer liber la concentrații de 30 mg/l se autoaprind cu explozie.

În stare pură, nu se folosește în construcții mecanice sau metalice, fiind puțin rezistent mecanic; se utilizează ca dezoxidant și reducător în metalurgia neferoasă, în modificarea grafitului din lamelar în nodular în fonte și ca agent termic în magnezotermie (blitzuri aparate foto, bombe incendiare etc.) Structura magneziului turnat și recopt este dată în figura 6.33, unde se disting grăunți poliedrici nemaclați



Fig.6.33. Structura magneziului recopt

Magneziul este utilizat în tehnică frecvent sub formă de aliaje binare: Mg-Al; Mg-Mn; Mg-Zn; Mg-Si sau ternare: Mg-Al-Zn; Mg-Zn-Zr; Mg-Al-Zn. Aliajele de Mg se pot prelucra atât prin deformare plastică la cald și la rece, cât și prin turnare sub fluxuri capabile să rețină oxizii și nitrurile, în cochilă, sub presiune de gaze inerte sau în vid, pentru a se evita contactul aliaj lichid-oxigen din aer.

Dintre elementele de aliere, doar Zn, Cd și Al prezintă solubilitate parțială în Mg, restul Si, Zr sunt insolubile. În aliajele de Mg se întâlnesc compușii intermetalici: Mg_2Si ; Mg_4Al_3 ; MgZn_2 . Aliajele de magneziu au caracteristici mecanice similare unor aliaje de aluminiu ($R_m=160\div 300 \text{ N/mm}^2$; $R_{p0,2}=100\div 280 \text{ N/mm}^2$; $A=1\div 12\%$) și fiind foarte ușoare și având o rezistență bună la oboseală, se folosesc pe scară largă în aviație, transporturi și construcții foarte ușoare (aparate foto, aparate radio, elice, uși, hublouri de avioane, rezervoare de combustibil, cutii de viteză etc.).

Aliajele de Mg-Zr aliate cu metale rare Nd, Ce, Y sunt refractare, putând fi utilizate timp îndelungat la $250\div 300^\circ\text{C}$, sau timp limitat la 400°C .

6.3.1. ALIAJE Mg-Al

Aliajele de Mg-Al prezintă o diagramă de echilibru cu solubilitate limitată la 12,6% Al, la 535°C și variabilă cu temperatura, figura 6.34.

Aliajele tehnice conțin 6÷11%Al, fiind destinate turnării, dar se pot prelucra și prin deformare plastică la cald. Cu creșterea conținutului de Al, duritatea aliajelor crește continuu, rezistența la rupere și alungirea cresc, prezentând un maxim pentru cca. 6÷8% Al, figura 6.35. Peste aceste valori ale concentrației în Al, aliajele devin fragile datorită prezenței fazei γ (Mg_4Al_3).

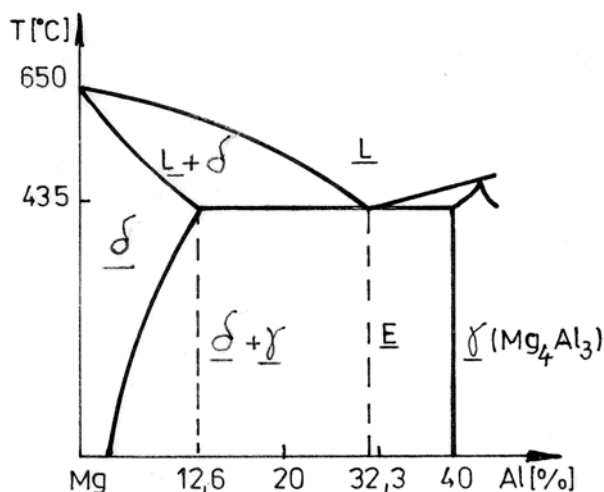


Fig.6.34. Partea tehnică a diagramei de echilibru Mg-Al

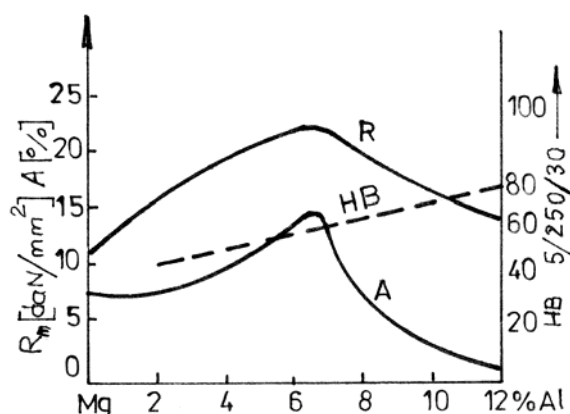


Fig.6.35. Variația proprietăților mecanice ale aliajelor Mg-Al cu creșterea conținutului de Al

Alierea aliajelor Mg-Al, care conțin 7÷10% Al, cu 0,1÷0,5% Zn, determină creșterea turnabilității și a caracteristicilor mecanice. Dacă conținutul de Al scade la 3÷5% și cantitatea de Zn crește la 0,5÷2% adăugându-se și Mn (0,2÷0,5%) se obțin aliaje rezistente la coroziune, rezistente la șoc, care se pot deforma plastic la cald cu ușurință.

Aliajele Mg-Al-Zn pentru turnare se pot durifica prin călire de punere în soluție la 420°C și îmbătrânire la 175÷190°C, când rezistența mecanică crește de la 95÷110 N/mm² la 120÷250 N/mm².

Dacă în aceste aliaje se adaugă 4÷10% Li, se obțin aliaje superușoare cu o bună rezistență mecanică. Aliajele Mg-Al-Zn, comercial, se numesc domal și electron.

6.3.2. ALIAJE Mg-Zn

Sunt aliaje care sunt atât deformabile cât și turnabile, prezintă o diagramă de echilibru cu solubilitate limitată și variabilă, cu formare de eutectic la 51,2% Zn și 342°C, figura 6.36.

Aliajele binare Mg-Zn, au proprietăți mecanice foarte scăzute, motiv pentru care utilizarea lor în tehnică este limitată. Proprietățile mecanice R_m și A cresc cu creșterea conținutului de Zn până la 6% apoi scad. Aceste aliaje, Mg-Zn, ce conțin 1÷7% Zn aliate cu 0,3÷0,9% Zr, au proprietăți mecanice foarte bune în special după

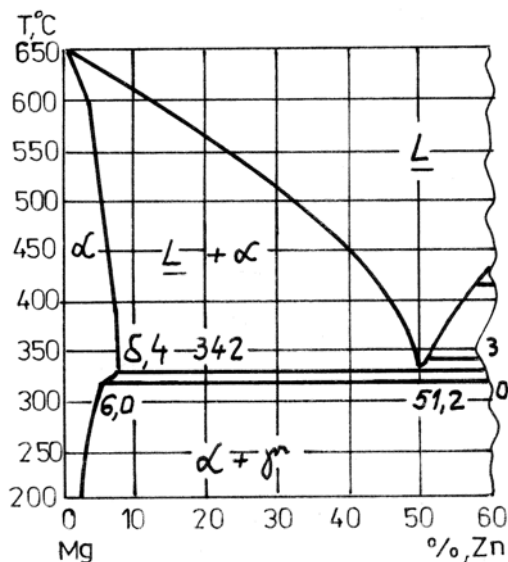


Fig. 6.36. Partea tehnică a diagramei de echilibru Mg-Zn

6.3.3. ALIAJE Mg-Mn

În sistemul Mg-Mn, diagrama de echilibru prezintă o transformare peritectică la 652°C și solubilitate variabilă cu temperatura, figura 6.37.

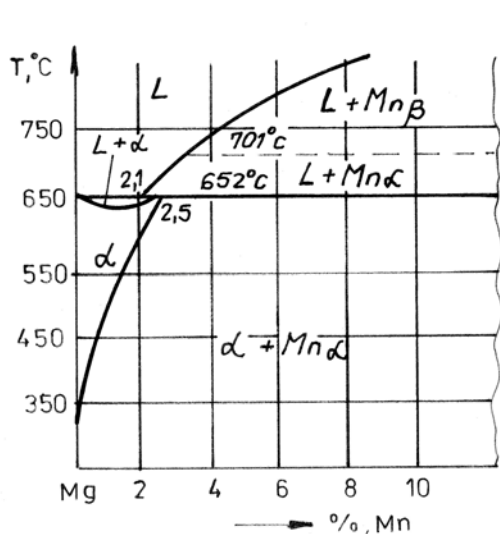


Fig. 6.37. Diagrama de echilibru Mg-Mn

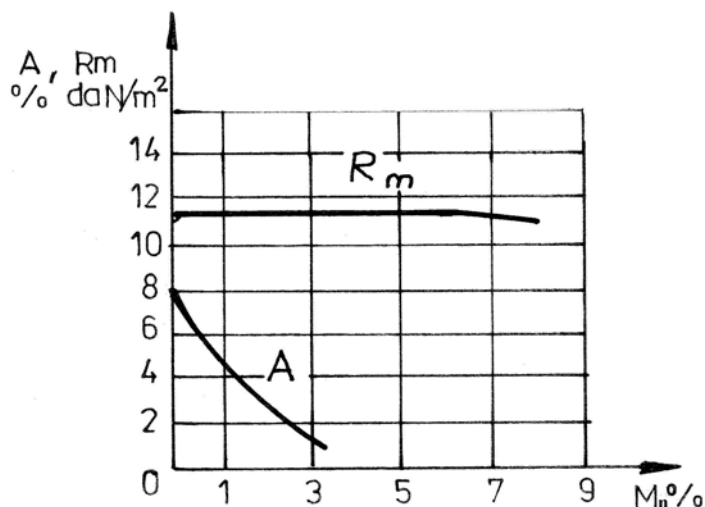


Fig. 6.38. Variația rezistenței mecanice și a alungirii cu procentul de Mn în aliajele Mg-Mn

În sistemul Mg-Mn se formează compusul intermetallic MgMn. Aliajele tehnice Mg-Mn conțin 1,5÷2,5% Mn, având structura formată din soluție solidă α și Mn în stare alotropică α cristalizat în sistem cubic complex.

În general, toate aliajele magneziului conțin Mn în scopul creșterii rezistenței la coroziune. Aceste aliaje sunt destinate deformării plastice la cald (300÷500°C), prezintă o foarte bună rezistență la coroziune, în special în acid fluohidric, săruri și alcalii. Nu se tratează termic. Au structură fină, așchiabilitate și sudabilitate bune, dar au proprietăți mecanice cele mai scăzute dintre toate aliajele magneziului deformabile: $R_m=30\div 200 \text{ N/mm}^2$, $R_{p0,2}=20\div 120 \text{ N/mm}^2$; $HB=40\div 45$; $A=2\div 8\%$.

Cu creșterea conținutului de Mn, rezistența la rupere se menține constantă, iar alungirea scade accentuat, figura 6.38. Adaosuri de Be (0,02%) sau Ce (0,15÷0,35%) determină finisarea structurii, ameliorează deformabilitatea și proprietățile mecanice. Dacă în aliajele Mg-Mn se adaugă Ni (0,1÷0,25%) și Nd (2,5÷4%), se obțin aliaje refractare.

Aliajele Mg-Mn cu 1,3÷2,5% Mn, deformate plastic sub formă de profile, table, benzi etc., sunt destinate confecționării de carcase, rezervoare de combustibil, armături, în industria aeronautică și în transporturi.

6.3.4. ALIAJE Mg-Si

Magneziul formează cu siliciul un sistem cu insolubilitate în stare solidă, cu formarea unui compus chimic definit Mg_2Si , la 36,5% Si (1087°C) și două eutectice la 1,4% Si (638°C) și la 58% Si (950°C), figura 6.39.

Aliajele Mg-Si tehnice sunt cele care conțin 1÷1,5% Si, fiind destinate turnării în amestec de formare și în cochile. Au proprietăți de rezistență foarte reduse

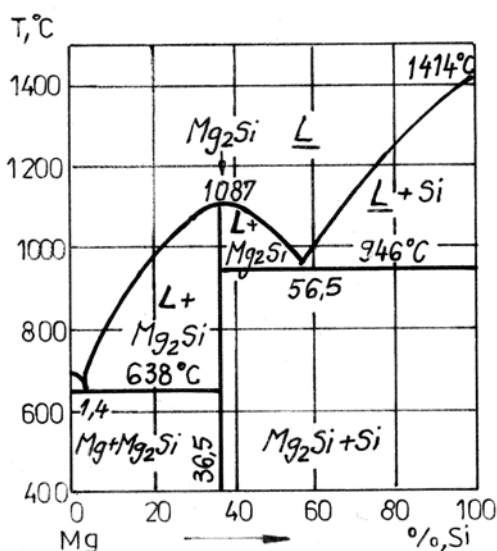


Fig. 6.39. Diagrama de echilibru Mg-Si

aliajele nucleare.

Aliajele refractare sunt destinate exploatării de lungă durată până la 250÷300°C, iar de scurtă durată până la 400°C. Acestea sunt aliaje binare și complexe ale magneziului cu metale rare (Nd, Th, Ce, Y), care pot fi deformabile: Mg-Nd; Mg-Nd-Y-Zn și pentru turnare: Mg-Nd-Mn; Mg-Nd-Zr; Mg-Th-Mn; Mg-Th-Zn-Zr.

Aliajele de magneziu refractare se pot durifica prin precipitare (călire de punere în soluție de la 490÷500°C urmată de îmbătrânire la 200°C, 16 ore), când își măresc caracteristicile mecanice și rezistența la fluj (refractoritatea). Aceste aliaje au densitatea de 1,7÷1,8 g/cm³ și bune proprietăți mecanice. ($R_m=300\div500$ N/mm²; $R_{p0,2}=180$ N/mm²; $A=2\div20\%$).

Ytriul mărește rezistența mecanică a aliajelor la sarcini de scurtă durată.

datorită compusului Mg_2Si , comparabile cu cele ale aliajelor Mg-Mn ($R_m=100\div120$ N/mm²; $R_{p0,2}=60\div70$ N/mm²; $HB=40\div45$; $A=2\div4\%$), prezintă o foarte bună etanșeitate la gaze comprimate și lichide și au capacitate de amortizare a vibrațiilor și ultrasunetelor. Nu se tratează termic. Având după turnare o compactitate foarte bună ce imprimă etanșeitate la gaze și lichide, aceste aliaje se utilizează la armături etanșe la presiune și la rezervoare.

6.3.5. ALTE ALIAJE ALE MAGNEZIULUI

Din această categorie de aliaje fac parte: aliajele refractare, aliajele superușoare și

Thoriul și neodimul măresc rezistența la fluaj.

Zirconiul mărește plasticitatea aliajelor deformabile.

Manganul și nichelul măresc rezistența mecanică la solicitări de durată și la fluaj.

Fazele durificatoare în aliajele refractare de magneziu sunt: $Mg_{24}Y_5$; $MgZn$; Mg_9Nd ; Mg_5Th etc.

Aceste aliaje se folosesc în construcția rachetelor și în aviația supersonică și în general în aeronautică. Aliajele superușoare sunt obținute prin alierea magneziului lichid cu litiul, $Mg-Li$; $Mg-Li-Al$; $Mg-Li-Zn$. Aceste aliaje au densitatea de $1,3\div 6,5\text{ g/cm}^3$, au plasticitate și deformabilitate ridicate, conductivitate termică mare, reziliență mare, sudabilitate bună și își păstrează proprietățile mecanice de medie rezistență ($R_m=180\div 260\text{ N/mm}^2$; $R_{p0,2}=150\div 220\text{ N/mm}^2$; $HB=60\div 87$; $A=5\div 31\%$), până la temperaturi criogenice. Aliajele cu până la 10% Li sunt pentru deformare plastică, iar cele cu 10÷16% Li cu adaosuri de Zn, Al, Mn, Hf, Ce, B, Nb, având o bună fluiditate, sunt destinate turnării.

Aliajele superușoare cu peste 9% Li se folosesc frecvent în construcția sateliților artificiali.

Aliajele de magneziu $Mg-Zr$ și $Mg-Zr-Pb$ se utilizează în energetica nucleară ca materiale suport pentru barele de combustie din reactoarele nucleare. Plumbul limitează, prin formarea compusului Pb_3Pt , difuzia plutoniului.

Aliajele $Mg-Ce$ și $Mg-Nd$ au proprietăți medii de rezistență ($R_m=190\div 210\text{ N/mm}^2$; $R_{p0,2}=110\div 140\text{ N/mm}^2$; $HB=40\div 50$; $A=11\div 14\%$), sunt destinate prelucrării prin deformare plastică a pieselor și structurilor ce absorb intens vibrațiile mecanice și pentru fabricarea conductoarelor acustice ale liniilor de amortizare a ultrasunetelor. Aceleași proprietăți speciale prezintă și aliajele turnate $Mg-Zr$; $Mg-Mn$; $Mg-Si$.

6.4. ZINCUL ȘI ALIAJELE DE ZINC

Zincul este un metal alb-albăstrui cu densitatea de $7,1\text{ g/cm}^3$, care se topește la 420°C , cristalizat în sistem h.c., foarte stabil chimic în atmosferă și în apa de mare, se dizolvă cu ușurință în acizi, hidroxizi și soluții apoase de săruri, se poate turna cu ușurință și deforma plastic la $130\div 170^\circ\text{C}$, iar dacă puritatea este bună, se poate suda și lipi. La temperatura ambiantă zincul (99,9%) este fragil.

În stare laminată și recoaptă are rezistența la rupere $120\div 160\text{ N/mm}^2$, limita la curgere de $80\div 100\text{ N/mm}^2$, $HB=30\div 35$ și alungirea de $35\div 45\%$.

Zincul tehnic pur sau zincul fin conține 99,9÷99,995% Zn, iar zincul metalurgic sau rafinat conține cca. 99% Zn, restul sunt impurități: Pb, Cd, Sn, Fe. Simbolizarea zincului se face astfel: $Zn99,99$; $Zn99,985$; $Zn98,6$; $Zn98,5$; $Zn97,54$.

Ambele calități de Zn sunt utilizate sub formă de table, benzi și sârme obținute prin deformare la cald ($100\div 200^\circ\text{C}$), destinate pentru zincare, sau pentru obținerea aliajelor $Cu-Zn$ (alame), $Cu-Ni-Zn$ (alpaca), $Cu-Sn-Zn$ (bronzuri aliate cu zinc), fabricarea ZnO , metalurgia aurului, în tipografii etc.

Impuritățile afectează proprietățile zincului prin fragilizarea și micșorarea deformabilității și reducerea rezistenței la coroziune. Astfel, Sn (<0,002%), Pb (<1%), Fe (<0,01%), Cd (<2%), Mo (<0,1%), prin fazele intermetalice ($FeZn_{10}$ cea

mai frecventă) și prin eutecticile ușor fuzibile formate cu zincul, afectează aceste proprietăți

Zincul se dizolvă foarte mult în Fe și formează un număr mare de compuși intermetalici cu fierul, motiv pentru care băile de zincare termică se realizează din fier Armco fără siliciu, deoarece acesta din urmă fragilizează fierul în prezența zincului. Băile de zincare din fier se consumă relativ repede, necesitând înlocuirea lor frecventă.

Zincul se folosește mult sub formă de aliaje: Zn-Al; Zn-Cu; Zn-Sn; Zn-Al-Cu; Zn-Mn; Zn-Cd care sunt destinate laminării și turnării lagărelor de alunecare sau aliajelor de lipit.

Aliajele Zn-Al, formează un eutectic la 5% Al, la temperatura de 380°C, figura 6.40.

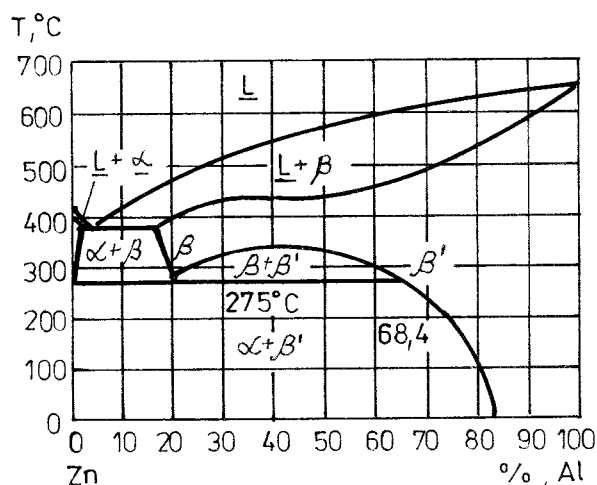


Fig.6.40. Diagrama de echilibru Zn-Al

niul, în conținut de 4%, determină creșterea rezistenței la rupere a zincului de la 100 la 300 N/mm², reziliența de la 5 la 40 daJ/cm² și gătuirea de la 5 la 80% și determină creșterea fluidității aliajelor Zn-Al.

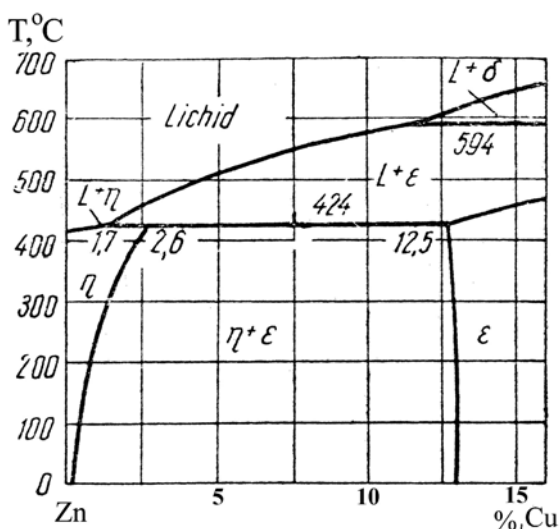


Fig.6.41. Diagrama de echilibru Zn-Cu

Solubilitatea Al în Zn este foarte mică (1% la 380°C și 0,05% la 20°C). Soluția solidă α (h.c) care este foarte bogată în Zn (99,47%), cu soluția solidă β' (cfc) care este bogată în Al (68,4%) formează un amestec mecanic de tip eutectoid la temperatura ambiantă.

Aliajele tehnice Zn-Al conțin 1÷5% Al - deformabile și 5÷55% Al pentru turnare în cochilă și sub presiune. Proprietăți de rezistență foarte bune prezintă aliajele eutectoide cu 20÷25% Al ($R_m=300$ N/mm², $A=10\%$). Alumi- niul, în conținut de 4%, determină creșterea rezistenței la rupere a zincului de la 100 la 300 N/mm², reziliența de la 5 la 40 daJ/cm² și gătuirea de la 5 la 80% și determină creșterea fluidității aliajelor Zn-Al. Aliajele Zn-Al depozitate în atmosferă cu vapori de apă, corodează selectiv și intercrystalin. Impuritățile de Pb, Sn și Cd accelerează acest proces, iar Mg (0,05%) îl împiedică.

Aliajele cu 4% Al; 0,03% Mg cu adaosuri mici de Sn, Pb, Sb sunt aliaje antifricțiune, rezistente mecanic ($R_m=180\div270$ N/mm², $A=1\div4\%$; $HB=70\div90$; $KCU=2\div4$ daJ/cm²). Aliajele de Zn-Al sunt cunoscute și sub denumirea de zinal, fiind destinate accesoriilor de automobile: carburatoare, contoare de viteză etc.

Aliajele Zn-Cu, formează un sistem cu transformare peritectică la 424°C, cu solubilitate variabilă în stare solidă (2,6% Cu la 424°C și 0,2% Cu la 20°C), figura 6.41.

Separarea la răcire a fazei ϵ din faza η determină importante modificări de volum sau lungime în timp. Aliajele tehnice de Zn-Cu conțin 4÷10% Cu, fiind destinate presării la cald (4÷5% Cu) și turnării (5÷10% Cu), au proprietăți mecanice bune ($R_m=300\div360$ N/mm², $A=25\div40\%$; $KCU=30\%$ daJ/cm²). Se durifică prin îmbătrânire.

Aliajele Zn-Al-Cu (zamak) au cea mai largă utilizare dintre aliajele zincului, atât pentru presare, laminare, tragere la rece, cât și pentru turnare sub presiune.

Conțin 3,5÷6% Al; 0,1÷5% Cu; rest Zn. Sunt aliaje foarte stabile chimic în apa de rețea, alcool, benzină, benzol, ulei mineral, dar sunt atacate de apa distilată, apa peste 70°C, soluții de acizi organici, vapori de apă etc. Aliajele Zn-Al-Cu (5÷12% Al; 1÷10% Cu, rest Zn) au bune proprietăți antifricțiune. Și, aceste aliaje, la răcire după turnare, prezintă importante variații de volum, lucru care se atenuează printr-o recoacere de stabilizare dimensională la 95°C.

Zamakul aliat cu Mg poate fi utilizat ca aliaj tipografic. Aliajele de tip zamak au o prelucrabilitate bună prin așchiere. Structura unui zamak cu 4% Al, 1% Cu, rest Zn, formată din eutectic și soluție solidă α este dată în figura 6.42.

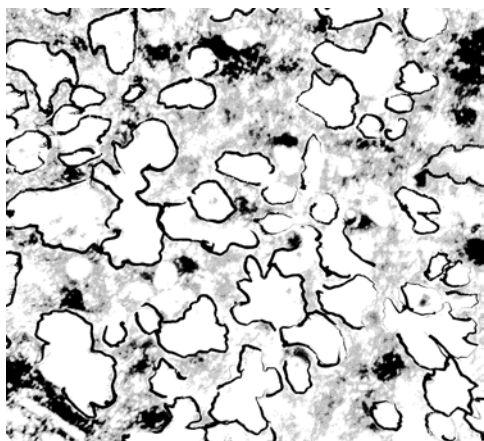


Figura 6.42 Structura zamakului $\alpha+E$

Sunt utilizate pentru elemente în aparatura de măsură, armături, ștanțe, matrițe, forme de presare, lagăre de alunecare pentru mașini unelte etc. Unele din aliajele Zn-Al-Cu (22% Al; 1÷3% Cu, rest Zn) sunt superplastice utilizate mult în piese deformat plastic.

Aliajele Zn-Sn cu 5÷10% Sn, denumite staniol sunt superplastice (cele cu 9% Sn). Aliajele cu 26% Sn, 5% Cu, 2% Pb, 3% Cd, restul Zn (babbit cu zinc) sunt excelente aliaje antifricțiune pe bază de zinc. Aliajul cu 18% Sn, 6% Cu, rest Zn, este folosit pentru obținerea lagărelor de alunecare la utilajele miniere, mașini de ridicat și motoare de autovehicule.

Aliajele Zn-Sn cu 10; 20; 30 și 40% Zn și restul Sn, care au un eutectic la 9% Zn și 199°C, sunt excelente aliaje pentru lipit zinc, cupru, alamă, bronz, aluminiu și aliaje ale acestora. De asemenea aliajul Zn-Cd (cu 40% Cd) se folosește pentru lipituri tari ale oțelurilor, alamelor, aliajelor de aluminiu și de magneziu, iar aliajul Zn80Sn este folosit pentru lipituri moi. În acest scop se poate utiliza aliajul Zn-Ag cu 4,5÷34,5% Ag.

Aliajele Zn-Mn (1% Mn și 0,5% Al) sunt excelente aliaje pentru turnare, iar aliajele Zn-Li cu 0,05÷0,5% Li sunt aliaje ușor deformabile.

În general zincul și aliajele de zinc prezintă o bună sudabilitate.

STAS 6925-86 simbolizează aliajele de Zn pentru turnare sub presiune astfel: ZnAl4T; ZnAl4Cu1T; ZnAl6Cu1T.

6.5. PLUMBUL, STANIUL ȘI ALIAJELE LOR

Plumbul este un metal ușor fuzibil ($T_f=327^\circ\text{C}$), cristalizat în cfc, cu densitatea de $11,2 \text{ g/cm}^3$, rezistență mecanică și duritate foarte scăzute ($R_m=14 \text{ N/mm}^2$, $HB=3,2\div 4,5$), în stare turnată, cu plasticitate foarte mare ($A=30\div 40\%$, în stare turnată și $A=60\div 70\%$ în stare recoaptă), foarte rezistent la coroziune în aer uscat, apă, acizi sulfuric, clorhidric, fluohidric, fosforic concentrați, clor, sodă, amoniac (nu rezistă în aer umed, în acid acetic diluat și în acizi organici) și este un puternic absorbant de radiații.

Plumbul pur (fin) rafinat electrolitic conține 99,98% Pb, iar plumbul tehnic pur, rafinat termic conține 99,9% Pb, restul impurități de Cu, Sb, As, Zn, Sn etc.

Structura plumbului pur recoapt este formată din grăunți mari poliedrici unii maclați, figura 6.43. Plumbul prin deformare plastică la temperatura ambiantă nu se ecruisează, deoarece are temperatura de recrystalizare sub 0°C .

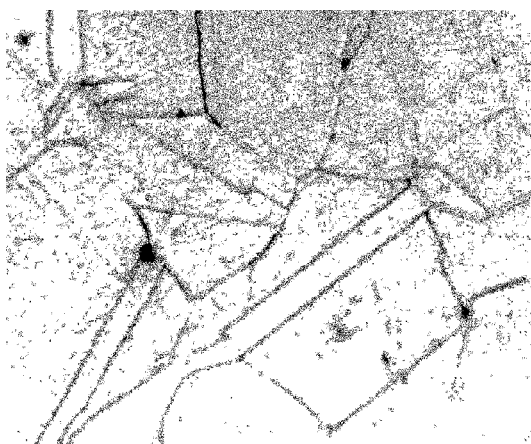


Fig. 6.43. Structura plumbului recoapt de recrystalizare

Plumbul tehnic pur se folosește sub formă de table și țevi ca material antiacid, în instalații chimice, de apă potabilă, acoperișuri, acumulatori fără întreținere, protecții împotriva radiațiilor în radiologie și industria nucleară.

Plumbul fin se folosește pentru obținerea sticlelor optice, vopselelor de plumb, aparatelor chimice etc.

Plumbul se simbolizează prin: Pb99,995; Pb99,99; Pb99,98; Pb99,96; Pb99,94; Pb99,85.

Staniul este de asemenea un metal ușor fuzibil ($T_f=232^\circ\text{C}$), care prezintă două stări alotropice: staniul alb, stabil peste $13,2^\circ\text{C}$, cristalizat tvc, cu densitatea de $7,28 \text{ g/cm}^3$, compact și plastic și staniul cenușiu, stabil sub $-20\dots-40^\circ\text{C}$, cristalizat în sistem cubic diamant, cu densitatea de $5,76 \text{ g/cm}^3$, sub formă de pulbere (cauza fiind ciurma staniului).

Staniul alb are rezistența la rupere și duritatea foarte mici ($R_m=19\div 21 \text{ N/mm}^2$; $HB=4,9\div 5,2$), este foarte plastic ($A=35\div 60\%$ în stare turnată și $A=80\div 90\%$ în stare recoaptă), este foarte rezistent la coroziune în aer uscat și umed, apă, acizi, diluanți, acizi organici, produse alimentare până la 150°C . rezistă mai puțin în acizi concentrați și în baze.

Staniul pur se folosește pentru învelișuri de protecție anticorozivă, foițe pentru ambalaj (staniol), pentru cositorirea termică sau galvanică a tablelor din oțel pentru conserve. Staniul este deficitar și foarte scump.

Staniul pur se simbolizează prin: Sn99,9; Sn99,565, Sn99; Sn98,4; Sn96,85.

Atât, plumbul cât și staniul se folosesc sub formă de aliaje antifricțiune, de lipit, tipografice, conducte apă, siguranțe ușor fuzibile, protecție anticorozivă etc.

6.5.1. ALIAJELE PLUMBULUI ȘI STANIULUI

Sunt în general aliaje ușor fuzibile, cu rezistență mecanică redusă, cu rezistență mare la coroziune, cu turnabilitate foarte bună, destinate plăcilor de acumulare, alicelor, gloanțelor, mantale de protecție a cablurilor electrice subterane și submarine, țevi de apă și canalizare etc.

Aliaje Pb-Sb. Formează un sistem cu solubilitate totală în lichid și practic insolubilitate în solid la temperatura ambiantă, cu formare de eutectic la 13% Sb și 246°C, figura 6.44.

Stibiul se dizolvă în plumb 2,94% la 246°C, 0,24% la 100°C și 0% la 20°C. Aliajele cu până la 3% Pb se pot căli de punere în soluție de la 240°C (HB=6) și apoi îmbătrâni natural cca.20 de zile, când se durifică sensibil (HB=25).

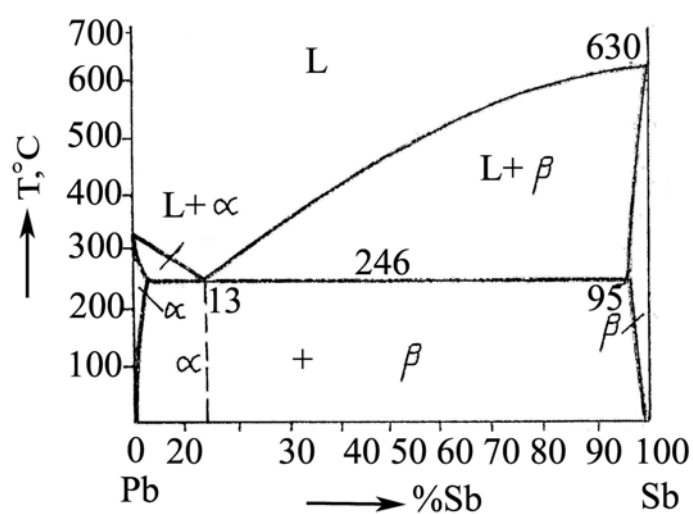


Fig.6.44. Diagrama de echilibru Pb-Sb

Sb), alice și gloanțe (3,2÷4% Sb și 1,2÷1,6% As), plăci de acumulatori (9% Sb), anodi în băile electrolitice de cromare (9÷10% Sb), aliaje antifricțiune (16÷18% Sb) cu mici adaosuri de Cu (0,3÷1,5%).

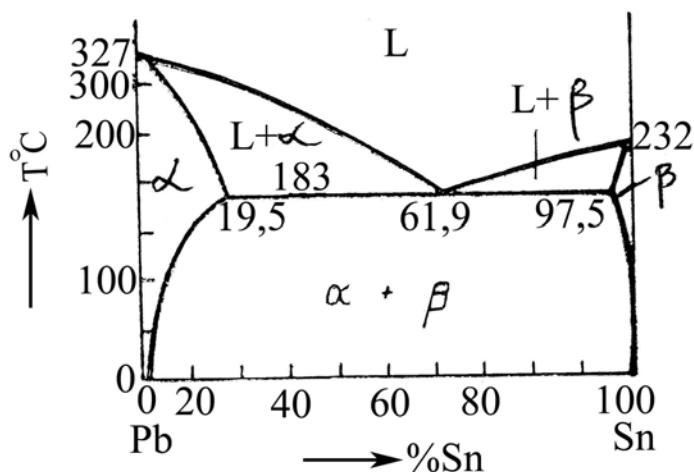


Fig.6.45. Diagrama de echilibru a aliajelor Pb-Sn

Aliajele Pb-Sb, pe lângă cele Pb-Sn, sunt cele mai folosite aliaje binare ale plumbului. Adaosul de Sb în Pb determină creșterea rezistenței mecanice, durității și tensiunii superficiale. În stare turnată au proprietăți scăzute de rezistență ($R_m=15\div41$ N/mm²; HB=4,4÷20), dar au plasticitate mare (A=40÷70%). Aliajele Pb-Sb se folosesc pentru: mantale la cablurile electrice subterane și submarine (0,5÷0,6% Sb), armături și conducte de apă și canalizare, pompe centrifuge (0,5÷6% Sb), alice și gloanțe (3,2÷4% Sb și 1,2÷1,6% As), plăci de acumulatori (9% Sb), anodi în băile electrolitice de cromare (9÷10% Sb), aliaje antifricțiune (16÷18% Sb) cu mici adaosuri de Cu (0,3÷1,5%).

STAS 672-80 simbolizează astfel aliajele Pb-Sb: PbSb3; PbSb6; PbSb12; PbSb20; PbSb30.

Aliajele Pb-Sn și Sn-Pb. Formează în partea dinspre Pb un sistem cu solubilitate limitată și variabilă (19,5% Sn la 183°C și 1,9% Sn la 20°C) în stare solidă, cu formare de eutectic la 183°C și la 61,9% Sn, figura 6.45.

Plumbul în staniu se dizolvă foarte puțin (2,5%Pb la 183°C și 0% la 20°C). Aliajele fiind ușor

fuzibile ($T_f=183\div 300^\circ\text{C}$), se folosesc în special ca aliaje pentru lipituri moi ale oțelurilor, alamelor, plumbului etc., care asigură etanșeitarea, dar nu și rezistența mecanică a îmbinărilor realizate. Aceste aliaje nu difuzează, ci doar aderă la suprafețele în contact. Ele conțin și mici cantități de Sb ($0,5\div 3,3\%$) pentru a mări rezistența și duritatea ($R_m=50\div 70\text{ N/mm}^2$) acestor aliaje.

Structura aliajului cu 70% Pb și 30% Sn, care după turnare este formată din soluție solidă α și eutectic $\alpha+\beta$ cu orientare dendritică, este prezentată în figura 6.46.

Aliajele pentru lipituri moi pot să nu conțină Pb, ci pe lângă Sn sau Pb-Sn să existe Cu ($0,7\div 3,2\%$), Ag ($4\div 5\%$), Cd ($32,5\div 33,5\%$), Zn ($19,5\div 31\%$), Sb ($4,75\div 5,25\%$).

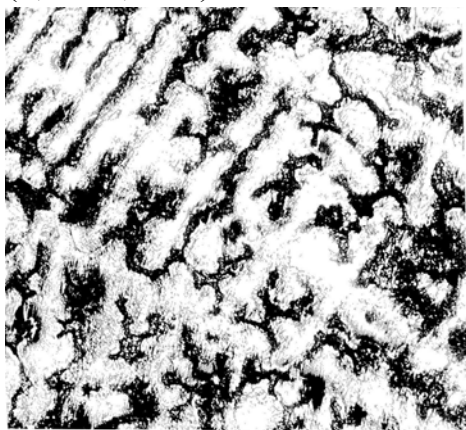


Fig.6.46. Structura aliajului Pb-Sn cu 30% Sn după turnare

STAS 10881-77 indică 41 de mărci de aliaje pentru lipituri moi; LSn95Cu; LSn95Ag; LSn95Sb; Lcu95Sb; LSn90Pb; LSn67Pb; LSn60Pb; LSn40Pb; LSn40PbSb; LSn30PbSb; LSn15PbSb; LSn8Pb; LPb97Ag; LSn2Pb etc.

Lipiturile moi, în circuitele electronice, se fac cu aliajul cu 61,9% Sn și 38,1% Pb sau 66% Sn și 34% Pb. Aliajele Pb-Sn sau Sn-Pb cu sau fără adaosuri de Sb, Cd sau Cu pot fi și aliaje antifricțiune.

STAS 200-73 indică mărcile: YPbSn10; YPbSn6Sb6; YPbSn6Cd; YPbSn5; YPb98, ca fiind aliaje antifricțiune.

Aliajele antifricțiune pe bază de plumb au rezistență bună la compresiune ($R_c=130\div 170\text{ N/mm}^2$) și duritatea mică ($HB=16\div 39$). Se folosesc pentru cuzineți pe suporturi din oțel la lagăre cu turații mari și presiuni mici (vagoane, locomotive, autocamioane).

Aliaje tipografice Pb-Sn-Sb. Sunt aliaje cu baza de Pb, aliate cu Sb, Sn, Cu și As, au structura eutectică, au fluiditate foarte bună, duritate medie și rezistență bună la uzare, destinate mașinilor de cules linotip, monotip, pentru turnarea literelor (de casă și pentru stereotipie plană sau curbă). Cu cât conținutul de Sb este mai mare cu atât duritatea lor este mai mare și cu cât cantitatea de Sn este mai mare, cu atât fluiditatea este mai mare în detrimentul durității.

STAS 4440-76 indică următoarele mărci de aliaje tipografice: PbSn5Sb12 (mașini linotip); PbSn9Sb19; PbSn7Sb10 (mașini monotip); PbSn7Sb27 (litere de casă); PbSn4Sb15; PbSn7Sb16 (pentru stereotipie); PbSn30Sb6; PbSn5Sb28 (pentru corectarea fluidității sau durității aliajelor refozite). Notarea prescurtată este: L5/12; M9/19; M7/16; C7/27; S4/15; S7/16; Ac30/6; Ac5/28. Aceste aliaje se toarnă de la temperaturi de $265\div 390^\circ\text{C}$.

Aliaje antifricțiune Sn-Pb-Sb și Sn-Sb-Cu. Sunt aliaje cu punct scăzut de fuziune, cu sau fără adaosuri de Cu ($0,3\div 7\%$) în care baza metalică moale este formată din eutectic ternar ($T_f=239^\circ\text{C}$) în care se află distribuți compuși intermetalici duri: SnSb (plăci poligonale), Cu_3Sn , Cu_2Sn , Cu_6Sn_5 (aciculari).

Sunt destinate confecționării prin turnare a cuzineților pentru lagăre de alunecare la turații mari și presiuni mici, în motoare cu ardere internă, pentru autoturisme, pentru mașini unelte, turbocompressoare, pompe, avioane, locomotive etc.

Aliajele antifricțiune cu punct scăzut de fuziune trebuie să îndeplinească condițiile:

- bune proprietăți de turnare (fluiditate mare, punct scăzut de fuziune, contracție mică, tendință mică de segregare, compactitate bună);
- bună rezistență la compresiune și bună rezistență la uzare;
- coeficient mic de frecare și capacitate bună de ungere, asigurând un film continuu de ulei între fus și lagăr, figura 6.47.

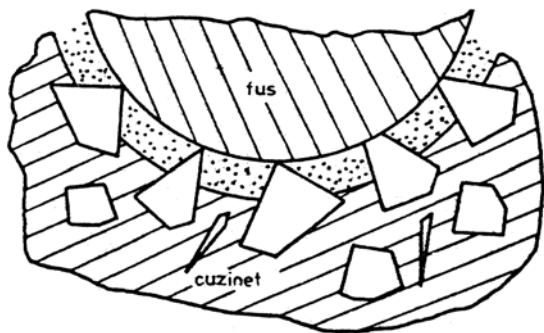


Fig.6.47. Asamblare mobilă fus-lagăr de alunecare

- conductibilitate termică bună și rezistență mare la coroziune;
- să posedă duritate mare ca să reziste la uzare, dar simultan mică să nu uzeze fusul;
- să posedă o bună capacitate de a se mula pe fus în perioada de rodaj.

În timpul rodajului manual prin șabăruie eutecticul moale se așchiază, iar particolele dure rămân în relief pentru a sprijini fusul și a menține un

film continuu de ulei pentru ungere permanentă.

Adaosuri de Cu, Cd, Ni, As, Ca, Na, Li, Mg, Ba, Sr, determină: creșterea durității la HB=30÷37, prin îmbătrânirea după 3÷6 zile; rezistenței la coroziune, creșterea

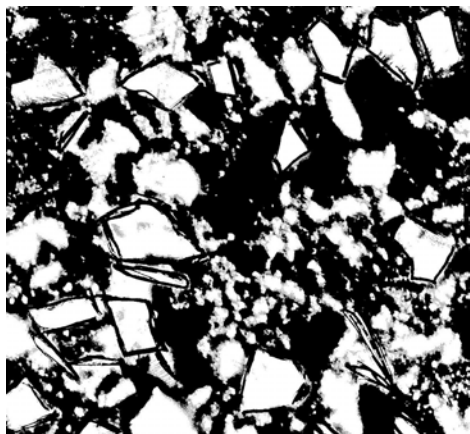


Fig. 6.48. Structura aliajului YSn80

proprietăților antifricțiune, scăderea tendinței de segregare a compusului SnSb și reduc conținutul de Sn (scump și deficitar). Aceste aliaje antifricțiune sunt cunoscute sub denumirea de “compoziții de lagăre” sau babbiture (Sn-Sb-Cu).

STAS 202-80 simbolizează aceste aliaje antifricțiune cu punct jos de fuziune prin: YSn89; YSn83; YSn80; YAlSb5 etc. Ele conțin 7÷8% Sb; 3÷7% Cu; rest Sn.

Aliajul antifricțiune pe bază de Al (YAlSb5) este destinat cuzineților auto puternic solicitați la uzură și compresiune (motoare Diesel pentru autovehicole și tractoare), au

duritatea de 25÷45 HB, rezistența la compresiune de 640÷680 N/mm² și temperatura de fuziune de 650÷800 °C.

Compozițiile pentru lagărele de alunecare, în mod curent, conțin: 5÷8% Sn; 78,5÷95% Pb; 11÷15,5% Sb; 1÷9% Cu. Pentru a îmbunătăți condițiile de frecare și ungere se poate adăuga și 0,2% grafit.

Structura unui aliaj YSn80 cu 80%Sn; 12% Sb; 6% Cu; 2% Pb este dată în figura 6.48. în care se văd plăci poligonale de SnSb, ace de Cu₃Sn și eutectic ternar.

6.5.2. ALIAJE FOARTE UȘOR FUZIBILE

Sunt aliaje eutectice ce conțin în mod obligatoriu Bi aliat cu Pb, Sn, Cd, Sb, In, livrate sub formă de blocuri, vergele, sârme, nituri sau pastile, folosite ca elemente de siguranță în aparatura automată de stins incendii, cazane cu aburi, motoare, oale de presiune, lipirea și fixarea pieselor pentru prelucrare, executarea miezurilor fuzibile, umplerea țevelor pentru îndoire, siguranțe ușor fuzibile în circuite electrice și electronice, etc. Se utilizează în condiții de solicitare la tracțiune sub 2 N/mm² deoarece sunt susceptibile la fluaj la temperatura ambiantă.

STAS 11958-84 simbolizează aceste aliaje cu literele AF-aliaje fuzibile urmate de un număr ce indică temperatura de topire, tabelul 6.1.

Aliaje ușor fuzibile, STAS 11958-84

Tabelul 6.1.

Marca	T _f	Compoziția chimică, %						
		Bi	Pb	Sn	Cd	Sb	In	Impurități
AF50	47,1	44,7	22,6	8,3	5,3	-	19,1	0,1
AF70	71	49,5	27,3	13,1	-	-	-	0,1
AF90	91	51,6	40,2	-	8,2	-	-	0,1
AF95	95	52,5	32,0	15,5	-	-	-	0,1
AF105	105	54,0	-	26,0	20,0	-	-	0,1
AF115X	116	48,0	28,5	14,5	-	9,0	-	0,1
AF120	125	56,5	43,5	-	-	-	-	0,1

Temperatura de fuziune se determină cu o precizie de $\pm 2^{\circ}\text{C}$ sau $\pm 3^{\circ}\text{C}$.

Sunt cunoscute și aliaje foarte ușor fuzibile cu denumiri comerciale: aliajul Wood (70°C; 50% Bi; 25% Pb; 12,5% Sn; 12,5% Cd) ; Rose (74°C; 50% Bi; 27,1% Pb; 22,9% Sn); Lipovitz (74°C; 50% Bi; 27,0% Pb; 13% Sn; 10% Cd); Darcet (100°C; 50% Bi; 12,5% Pb; 37,5% Sn); Newton (95°C; 50% Bi; 18,75% Sn; 31,25% Pb); Orion (108°C; 42% Bi; 42% Pb; 16% Sn); Dalton (92°C; 60% Bi; 25% Pb; 15% Sn).

Temperaturi și mai mici de topire pot fi obținute numai prin aliere cu Hg. De exemplu aliajul cu 28% Pb; 30% Hg; 5,6% Cd; rest Bi se topește la temperaturi de 39÷57°C și este folosit pentru modele ușor fuzibile și lipituri în circuite electronice.

Aliajele ușor fuzibile, în afară de elemente de siguranță, se pot folosi ca modele ușor fuzibile pentru proteze dentare, mulaje anatomice, în stomatologie, lipituri în circuite electronice și radiotehnice, lipirea compușilor semiconductori, lipiri metal-ceramică, metal-stică etc.

6.6. NICHELUL ȘI ALIAJELE DE NICHEL

Nichelul este un metal de tranziție cristalizat c.f.c. cu densitatea de 8,9 g/cm³, ce se topește la 1455°C, cu rezistența la rupere 750÷900 N/mm², duritatea 60÷210 HB (valorile mici se referă la starea recoaptă sau turnată, iar valorile mari la starea ecruisată), are o bună plasticitate (A=35÷40%) și este foarte rezistent la coroziune și la oxidare.

Sub temperatura 368°C (punctul Curie) este feromagnetic. Se prelucrează ușor prin deformare plastică la cald și la rece.

În stare pură, nichelul se folosește pentru pile electrice Fe-Ni, pentru placare sau acoperire galvanică pe oțeluri, catalizator sub formă de pulberi în industria chimică, filtre poroase pentru gaze combustibile, radiolocatori, tehnica nucleară etc.

Principala utilizare a nichelului este ca element de aliere în oțeluri și fonte și în obținerea unui număr impresionant (peste 3000) de aliaje neferoase cu proprietăți speciale: rezistență mare la coroziune, refractaritate mare, cu coeficient mic de dilatare, cu rezistivitate electrică mare, cu memoria formei, cu proprietăți magnetice speciale, cu elasticitate mare, cu tenacitate mare la temperaturi criogenice etc.

Nichelul este un element chimic deficitar și scump.

Elementele chimice care influențează negativ proprietățile nichelului sunt cele care nu se dizolvă în nichel sau cu care formează compuși chimici: Bi, Pb, Sb, S, P, O, N, H, iar cele care influențează pozitiv proprietățile nichelului formând soluții solide nelimitate sau limitate sunt: Fe, Co, Cr, Cu, Al, Ti, Mo, W, Ta, Be, Mn, Si, B, Pt, Ag, Au etc.

Fierul, cobaltul, cuprul și manganul care formează cu nichelul soluții solide nelimitate, măresc rezistența mecanică și rezistivitatea electrică, manganul și suplimentar, elimină influența strict negativă a sulfului.

Cromul mărește rezistența la oxidare, refractaritatea și rezistivitatea electrică.

Wolframul, molibdenul, niobiul și tantalul măresc rezistența mecanică, refractaritatea și rezistența la coroziune.

Metalele platinice îmbunătățesc toate proprietățile nichelului.

Zirconiu, borul și hafniul măresc refractaritatea și fiabilitatea aliajelor pe bază de nichel.

6.6.1. ALIAJE PE BAZĂ DE Ni-Cu

Nichelul și cuprul formează un sistem de aliaje cu soluție solidă izomorfă.

Sunt aliaje foarte rezistente la coroziune și oxidare în aer, apă distilată, acizi organici, apă de mare, având rezistență la fluaj până la 500°C. Formează un sistem cu solubilitate totală în lichid și solid. Rezistivitatea electrică crește până la 50% Ni, când coeficientul de temperatură al rezistivității devine minim. Se toarnă dificil, absorbind gaze, având contracție mare și formând retasuri și pori în produsele turnate.

Se prelucrează ușor prin deformare plastică la rece și la cald. Aceste aliaje Ni-Cu ușor aliate cu Fe, Mn, Zn, Sn (însurate sub 5%) sunt destinate pentru armături în industria navală, chimică, pentru aparatura medicală, electronică de măsură, instalații criogenice etc. Aliajele Ni-Cu cu 30÷40% Cu denumite colmalloy sunt termomagnetice.

Aliajul Ni-Cu ce conține 67÷70% Ni; 26÷30% Cu; ≤ 3% Fe; ≤ 1,5% Mn se numește monel, având o foarte mare rezistență la coroziune și la cavitație în apa de mare și în alte medii puternic corozive, se folosește pentru pompe, turbine, elice, aparate chimice și obiecte de menaj. Acest aliaj se poate durifica prin precipitare.

Aliajele Ni-Cu-Zn (alpaca, neusilber, argentan) au culoarea alb-argintie dacă nichelul depășește 20%, sunt foarte rezistente la coroziune în apa de mare, acizi organici și în mediul ambiant. Au proprietăți mecanice bune, sunt refractare (<400°C) și foarte plastice. Se folosesc pentru ornamente, tacâmuri etc.

Dacă se adaugă Sn și Pb se îmbunătățește fluiditatea, așchiabilitatea și proprietățile antifricțiune. Acestea se pot turna folosind fondanți de protecție, în lagăre de alunecare, pistoane pentru pompe, cuzineți etc.

Aliajele Ni-Cu-Al, cunoscute sub denumirile de cunial (5÷15% Ni; 2÷3% Al, rest cupru) și monel (63÷70% Ni; 2÷4% Al; 2% Fe; 1% Mn; rest cupru), sunt foarte rezistente mecanic ($R_m=300\div1000$ N/mm²; HB=210÷220; A=4÷30%), rezistente la coroziune și la cavitație. Se pot prelucra prin turnare și deformare plastică la cald și la rece.

Proprietățile mecanice se mențin la valori mari, atât prin răcire până la –180°C, cât și prin încălziri până la 400°C. Se pot trata termic prin călire (950°C) în apă și revenire la 550°C. Se folosesc ca electrozi pentru sudarea cu arc electric a fontei, piese ce lucrează în medii corozive (pompe, turbine, elice de vapoare, armături, obiecte de menaj, ornamente etc.

Aliajele Ni-Cu-Sn, sunt foarte rezistente la coroziune în abur și în apă, similar monelului, rezistă mecanic și chimic până la 450°C. Conțin 40÷50% Ni; 5÷11% Sn; 0÷10% Pb; 1% Zn; 0,5÷1% Fe.

6.6.2. ALIAJE PE BAZĂ DE Ni-Fe

Sistemul Ni-Fe prezintă o diagramă de echilibru practic cu solubilitate totală în lichid și solid, cu transformări polimorfe datorate fierului, cu transformări magnetice datorate atât fierului cât și nichelului și cu formare de compus chimic Ni₃Fe, figura 6.49.

Aliajele Ni-Fe conțin întotdeauna și mici cantități de carbon (<0,3%). Sunt aliaje care au proprietăți fizico-chimice speciale: cu forță coercitivă și magnetostricțiune foarte mari și cu permeabilitate magnetică redusă (<30% Ni); cu permeabilitate magnetică foarte mare și magnetostricțiune nulă (70÷82% Ni); cu coeficient de dilatare foarte mic (35÷48% Ni); cu elasticitate foarte mare (33% Ni).

Adaosuri de Cr, Cu, Al, Co și Mo măresc proprietățile magnetice, elasticitatea, rezistența la coroziune și refractaritatea aliajelor pe bază de Ni-Fe.

Cele mai utilizate aliaje pe bază de Ni-Fe sunt:

- ◆ cu coeficient mic de dilatare: ivar (35÷37% Ni; 0,3% C; rest Fe);
- ◆ elinvar (33% Ni; 4÷5% Cr; 0,3% C; rest Fe); superinvar (31% Ni; 4÷6% Co; rest Fe); platinit (42÷48% Ni; 0,3% C; rest Fe); kovar (28% Ni; 18% Co; rest Fe), folosite la confecționarea de etaloane de lungimi, aparate de precizie, ceasornicărie și ca înlocuitoare ale platinei la îmbinarea cu sticla;
- ◆ cu forță coercitivă mare: alni (20÷30% Ni; 12÷13% Al; rest Fe); alnico (20÷28% Ni; 10÷12% Al; 5÷12,5% Co; rest Fe), folosite pentru magneți permanenți în stare turnată, călite și îmbătrânite;

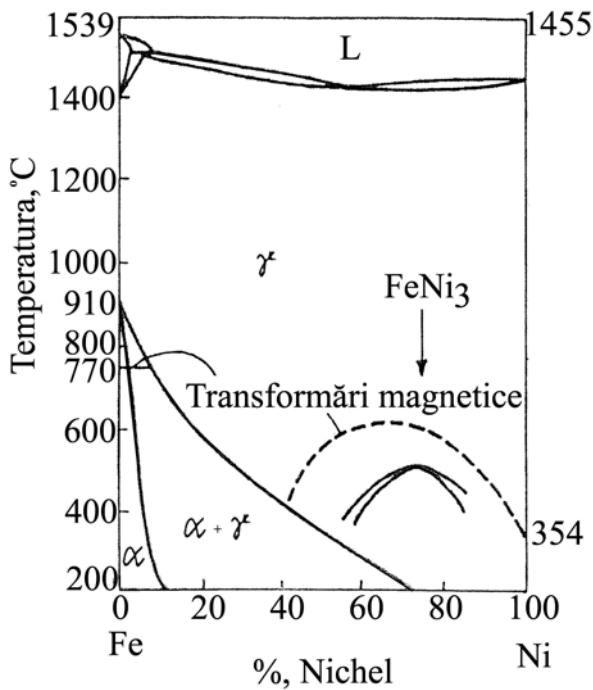


Fig.6.49. Digrama de echilibru a sistemului Fe-Ni

- ◆ cu permeabilitate magnetică foarte mare: permalloy (78,5% Ni; 0,6% Mn; rest Fe); supermalloy (78÷80% Ni; 10% Cr; rest Fe, sau 75,5% Ni; 3,7% Mo; rest Fe); megaperm (65% Ni; 10% Mn; rest Fe); termalloy (33% Ni; 1% Al; rest Fe); compensator (35% Ni; 10% Cr; rest Fe), folosite pentru bobine, relee, transformatoare, cabluri de compensare la termocuple, mașini electrice statice și rotative, cabluri telefonice etc.);
- ◆ cu refractaritate mare: hastelloy A (56% Ni; 22% Mo; rest Fe) care este un superaliaj refractar și care rezistă la coroziune.

6.6.3. ALIAJE PE BAZĂ DE Ni-Cr

Nichelul și cromul formează un sistem cu solubilitate totală în lichid și parțială în solid, cu transformare eutectică la temperatură ridicată (1345°C), figura 6.50.

Aceste aliaje sunt foarte rezistente la oxidare, deci sunt refractare, cu rezistență mare la coroziune, au rezistivitate electrică mare și coeficient mic de variație a rezistenței cu temperatura, sunt ușor deformabile și sudabile, dacă conțin sub 20% Cr. Aceste aliaje se pot durifica prin precipitare.

Aliajele cu 50÷70% Ni; 10÷30% Cr la care se adaugă 10÷30% Fe, sunt mai ieftine și au aceleași proprietăți ca și aliajele binare Ni-Cr. Adaosuri de Al, Si, Mn, C, W, Mo, Cu îmbunătățesc caracteristicile acestor aliaje. Astfel, adaosuri de 3÷5% Mo cresc temperatura de utilizare la 1000°C, iar adaosuri de 2÷3% Ti; 1÷2% Al; 2÷3% Nb, cresc temperatura de folosire la peste 1200°C.

Se cunosc următoarele aliaje cu denumiri comerciale:

- ◆ aliaje pentru rezistențe electrice și elemente de încălzire: cromel A (80% Ni; 20% Cr); nicrom (60% Ni; 16% Cr; 24% Fe); inconel (80% Ni; 14% Cr; 6% Fe);
- ◆ superaliaje (cu refractaritate și rezistență la coroziune foarte mari): inconel X (73% Ni; 15% Cr; 7% Fe; 2÷3% Ti); hastelloy C (53% Ni; 17% Cr; 19% Mo; 6% Fe; 5% W); niconel (19,5÷23,5% Cr; 25÷35% Mo; 1,5÷3% Cu); nimonic 90 (55% Ni; 18÷21% Cr; 15÷21% Co; 2÷2,8% Ti; 0,8÷1,2% Al; 1% Fe); udimet 600 (49% Ni; 18% Cr; 16% Co; 4% Fe; 4% Mo; 4% Al; 3% Ti).

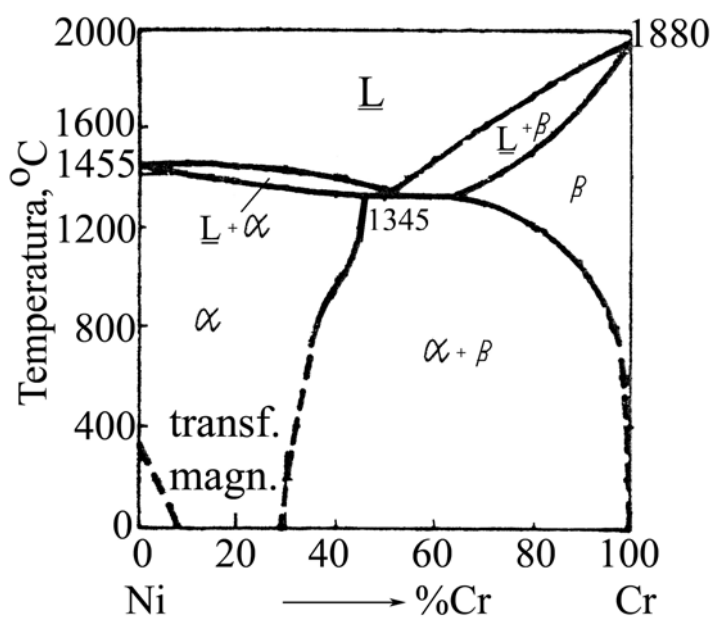


Fig.6.50. Diagrama de echilibru Ni-Cr

combustie, utilaj chimic (pompe, ventile, agitatoare, rezervoare etc.). Superaliajele în stare recoaptă au $R_m=500\div900$ N/mm²; $R_{p,0,2}=280\div420$ N/mm²; $A=35\div40\%$, iar după călire de punere în soluție și îmbătrânire, proprietățile de rezistență cresc accentuat: $R_m=700\div1300$ N/mm²; $R_{p,0,2}=360\div810$ N/mm²; $A=8\div25\%$.

Tot din categoria superaliajelor fac parte și aliajele Ni-Al-Be (15÷25% Al; 15÷25% Be; restul Ni), foarte dure (HB=750÷800 la 20°C și HB=100 la 1200°C).

6.6.4. ALIAJE Ni-Mn

Sunt aliaje cu proprietăți electrice speciale, rezistente mecanic și la oxidare, refractare și plastice. Se folosesc atât aliajele binare Ni-Mn cu 2,3÷5,4 % Mn folosite pentru sârme de bujii la motoarele cu ardere internă, cât și aliajele Ni-Mn aliate cu Al și Si (1,8÷2,7% Mn; 1,6÷2,4% Al; 0,85÷1,5% Si; rest Ni), denumite alumel, folosite ca sârme pentru termocuple cromel-alumel.

Aliajele Ni-Mn cu peste 15% Mn nu sunt feromagnetice decât în stare călită.

6.7. TITANUL ȘI ALIAJELE DE TITAN

Titanul este materialul tehnicii moderne, fiind mult solicitat ca metal pur sau sub formă de aliaje în tehnica nucleară, în aero și astronautică, în tehnica medicală (fiind biocompatibil), în industria chimică etc.

Titanul conține 99÷99,5% Ti, iar restul sunt impurități nocive (H, N, C, O) care se dizolvă parțial în Ti și formează compuși chimici fragili (oxizi, nitruri, carburi, hidruri).

Titanul este un metal alb-argintiu cu densitatea de 4,5 g/cm³, greu fuzibil, cu temperatura de fuziune 1725°C, cu coeficient de dilatare mic, rezistent la coroziune, deformabil plastic la rece și la cald, ușor sudabil, dificil așchiabil, rezistență mare la fluaj, cu tenacitate mare la temperaturi scăzute și coeficient mare de frecare prin alunecare.

Aliajele pe bază Ni-Cr pentru rezistențe de încălzire în cuptoare electrice rezistă la temperaturi de până la 1200°C, iar superaliajele rezistă la fluaj și la oxidare până la temperaturi de 1100°C și rezistă la coroziune în acizi fosforic, clorhidric, sulfuric, azotic și în sodă caustică. Superaliajele, în funcție de conținuturile în Ni, Cr, Fe, Al, Mo, Ti, sunt destinate pentru piese în reactoare nucleare, turbine cu gaz, țevi pentru camere de ardere, retorte, muflă de cuptoare, aparatură de

Titanul are proprietăți mecanice în funcție de puritate. Astfel, titanul de mare puritate (99,95% Ti) este mai puțin rezistent ($R_m=250\div 300$ N/mm²; HB=70÷80; A=50÷70%) decât titanul comercial ($R_m=340\div 700$ N/mm²; $R_{p0,2}=240\div 600$ N/mm²; HB=120÷265; A=20÷30%). Rezistența specifică a titanului este foarte mare comparativ cu cea a fierului, deoarece titanul este de două ori mai ușor ca fierul și are o rezistență mecanică de 2÷3 ori mai mare decât acesta.

Titanul prezintă două stări alotropice h.c și c.v.c (882°C).

Titanul tehnic sub formă de table, sârme, bare, țevi, folii se folosește pentru industria aero și astronomică, tehnica dentară și medicală, industria chimică, obținerea oxidului de titan, etc.

Titanul formează un număr mare de aliaje foarte rezistente mecanic și plastice cu: Al, Mo, V, Mn, Cr, Sn, W, Fe, Nb, Zr, Ni, Co, Hf etc.

În funcție de natura și cantitatea elementului principal de aliere structura aliajelor de titan poate fi: monofazică α (h.c), aliate în principal cu Al (3÷8%) și cu adaosuri de Sn, Mo, W, Zr (2÷5%); monofazică β (c.v.c.), aliate cu Zr, Cr, Sn, Mo, V (12÷24%) și cu Al (3%); bifazică $\alpha+\beta$ aliate cu Al (3÷7%) și Mo, V, Cr, Fe, Mn (4÷6%) și Sn, Zr, Hf (2÷4%).

După influența pe care o au asupra structurii și transformărilor alotropice ale titanului, elementele de aliere sunt socotite α -gene (Al), care ridică temperatura transformării alotropice, β -gene (Co, Cr, Cu, Fe, Mn, Mo, Nb, Ni, Si, V, Ta), care coboară temperatura transformării alotropice și neutre (Sn, Zr, Hf, C, B).

Aliajele binare ale titanului cu Zr, Mo, Nb, V, Ta, Hf nu prezintă compuși chimici, reacții peritectice, eutectice sau eutectoide, ci formează serii de soluții solide α sau β , în timp ce aliajele titanului cu Mn, Fe, Ni, Co, Cu, Sn, Al etc. formează sisteme cu compuși intermetalici, cu reacții eutectice, peritectice și eutectoide.

Aliajele de titan se pot trata termic prin recoacere de detensionare și recristalizare și prin călire de punere în soluție urmată de îmbătrânire sau călire și revenire, de asemenea se pot turna în vid sau atmosfere controlate.

Majoritatea aliajelor comerciale de titan conțin Al, fiind aliate cu Sn, V, Cr, Mo, Fe, Cu, Zr, Si: TiAl5Sn2,5; TiAl6Zr5Mo0,5Si0,2; TiAl8Mo1V1; TiCu2,5; TiAl3V2,5; TiAl6V4; TiCr5Al3; TiAl7Mo4; TiAl6V6Sn2Cu1Fe1; TiMg8; TiAl3Cr11V13; TiMo11,5Zr6Sn4,5.

Aliajele de Ti prezintă foarte bune proprietăți mecanice: $R_m=600\div 1200$ N/mm²; A=12÷25%; Z=32÷50% în stare recoaptă și $R_m=800\div 1800$ N/mm²; în stare călită și îmbătrânită.

Datorită proprietăților deosebite de rezistență mecanică specifică, rezistență la coroziune, tenacitate mare la temperaturi scăzute, rezistență mare la fluaj, elasticitate mare, aliajele comerciale de titan se folosesc în construcții aeronautice, industria rachetelor, butelii de gaze lichefiate, palete, discuri și roți de turbine, echipament chimic cu clor, HCl, H₂SO₄, NH₃, construcții navale (elice, îmbrăcăminte pentru nave, submarine și torpile), tehnica frigului, echipamente pentru tratarea combustibilului nuclear.

Aliajele de titan pot fi cu memoria formei (50% Ti; 50% Al, sau 59% Ti; 50% Ni-nitinol), pot fi superelastice când alungirea depășește 100% (TiAl6V4; TiAl5Sn2,5) și pot fi ușor amorfizabile, foarte dure (63% Ti; 37% Be prezintă HB=450÷550 și 60% Ti; 40% B are HB=630).

6.8. ALIAJE PE BAZĂ DE METALE GREU FUZIBILE

Sunt aliaje care au proprietăți fizico-chimice speciale: refractaritate mare, rezistivitate electrică mare, rezistență mare la coroziune, proprietăți magnetice deosebite.

6.8.1. CROMUL ȘI ALIAJELE SALE

Cromul este un metal alb, dur și casant, antiferomagnetic, care se topește la 1875°C, cu densitatea de 7,19 g/cm³, foarte rezistent la coroziune, refractar (nu oxidează până la 900°C) și este netoxic.

În stare pură se folosește pentru teci de termocuple, ecrane termice, armături ce rezistă până la 1600°C, la cromarea dură și lucioasă, oglinzi, catalizator în chimie, element de aliere în oțeluri și fonte.

Formează superaliaje împreună cu Ni, Co, Ti, W, Mo, Nb care sunt refractare. Astfel, aliajul CrTi0,15V0,2Y0,6 rezistă mecanic până la 1000÷1300°C, când are $R_m=70\div250$ N/mm², iar aliajul CrNi32W1,5V0,3Ti0,2C0,08 rezistă mecanic până la temperaturi de 850÷1000°C, când are $R_m=240\div530$ N/mm².

Aliajul CrFe5Mn1 are coeficient mic de dilatare apropiat de invar, aliajul CrNi49Zr1 are o foarte mare rezistență la coroziune, iar aliajul CrCo32Te7C2,5 în stare turnată este foarte dur și refractar apropiat de stelit.

Aliajele cromului, în funcție de compoziția lor, se pot turna, sinteriza, deforma plastic, suda și aşchia.

6.8.2. COBALTUL ȘI ALIAJELE SALE

Cobaltul este un metal feromagnetic sub 1121°C, cu densitatea de 8,9 g/cm³, temperatura de topire 1493°C, cu două stări alotropice α (h.c.) sub 417°C și β (c.f.c) peste 417°C, permeabilitate magnetică foarte bună, foarte rezistent la coroziune în aer, apă, hidroxizi și acizi organici diluați, este netoxic, nu se oxidează până la 300°C și are proprietăți mecanice medii ($R_m=260$ N/mm²; A=8%; HB=126).

Cobaltul tehnic este utilizat pentru acoperiri galvanice anticorozive, sursă de radiații gama (Co⁶⁰), la colorarea în albastru a sticlei, ceramicii și emailurilor, element de aliere în oțeluri și catalizator în chimie.

Aliajele de cobalt pot fi: cu proprietăți magnetice speciale (magnetic dure-alnico, cunico, vicalloy; magnetic moi - permendur, vicalloy, permivar); cu dilatare termică scăzută (kovar); refractare cu rezistivitate ridicată (50÷65% Co; 20÷30% Cr cu adaosuri de Ni, W, Mo, Nb, Ti); aliaje dentare (witalium, wisil, verilium etc.), foarte dure și refractare, rezistente la uzare, turnate (stelit, sormait) sau sintetizate (metaloceramice), superaliaje refractare (Co-Fe-Cr-V-W) și cu elasticitate foarte mare (40% Co; 20% Cr; 15% Ni; 7% Mo; 2% Mn)-denumit elgilai.

6.8.3. WOLFRAMUL ȘI ALIAJELE SALE

Wolframul este un metal greu ($19,4 \text{ g/cm}^3$), foarte greu fuzibil ($3\ 395^\circ\text{C}$), cristalizat în c.v.c., de culoare albă lucioasă, paramagnetic, rezistent mecanic ($R_m=1500 \text{ N/mm}^2$; $\text{HRC}=90$), rezistent la coroziune, cu refractaritate mare (nu oxidează până la $400\div 500^\circ\text{C}$) și foarte fragil.

În stare pură se folosește la filamente pentru becuri, plăci pentru anticatozii tuburilor de raze X, solzi pentru scuturile termice ale navelor spațiale, alierea oțelurilor.

Aliajele de wolfram obținute frecvent prin sinterizare și mai rar prin turnare sunt cu Re, Mo, Ni, Ta, Nb; ele sunt refractare, rezistând mecanic la fluaj și la oxidare până la 2000°C , când au $R_m=80\div 85 \text{ N/mm}^2$; $A=60\div 70\%$; $E=28.000 \text{ daN/mm}^2$.

Aliajele refractare ale wolframului pot conține: 27% Re; 10÷12% Mo sau 1,5÷3% Nb și Ta. Cel mai refractar aliaj este W-ThO₂ cu 0,7÷5% ThO₂ durificabil prin precipitare, care prezintă la 2200°C o rezistență la rupere de 140 N/mm^2 . Aliajele refractare de wolfram se utilizează ca electrozi infuzibili la sudare, catozi de emisie electronică, rachete etc.

Aceste aliaje sub formă de fibre se folosesc ca elemente de ranfort în materialele compozite cu matricea de nichel.

Aliajele sinterizate cu 50÷70% W, restul Ag, Ta sau Ni se folosesc pentru contacte electrice, iar aliajele ce conțin 2÷8% Ni; 1÷4% Cu; rest W, sau cele cu 1,5÷7% Ni; 1,2÷5% Fe; rest W se folosesc în cosmonautică pentru containere de păstrare a izotopilor radioactivi,

Aliajele sinterizate din carburi de W (WC și W₂C) cu 20÷30% Co, ca liant, foarte dure ($\text{HRC}=75$) sunt folosite ca scule așchietoare, sape de foraj, elemente ale rachetelor, filiere de tragere și trefilare, penetratoare la durimetre etc.

6.8.4. MOLIBDENUL ȘI ALIAJELE SALE

Molibdenul este un metal greu fuzibil (2610°C), cristalizat în c.v.c., cu densitatea de $10,2 \text{ g/cm}^3$, foarte rezistent mecanic ($R_m=800\div 1200 \text{ N/mm}^2$; $\text{HB}=150\div 160$ în stare recoaptă și $R_m=1400\div 2600 \text{ N/mm}^2$; $\text{HB}=240\div 250$ în stare ecruisată), un bun absorbant de neutroni termici, este paramagnetic, refractar și inoxidabil la temperatura ambiantă.

Molibdenul pur se folosește în tehnica vidului, la rachete, elemente de încălzire în instalații termice, pentru alierea oțelurilor și fontelor.

Aliajele de Mo sunt refractare până la 1200°C : Mo-Ni cu 15% Ni; Mo-Cr-Ti cu 25,8% Cr; 5,1% Ti; Mo-Cr-W cu 48,5% Cr; 6,1% W.

Aliajele microaliate de Mo (0,5÷1,2% Ti; 0,1÷0,25% Zr; 2,5% W) sunt ușor deformabile, folosite în industria rachetelor, avioanelor și în energetica nucleară.

Aliajele Mo-W cu 10÷80% W se utilizează la fabricarea lămpilor cu vid avansat și ale tuburilor cu descărcări electrice în gaze rarefiate.

6.8.5. VANADIUL ȘI ALIAJELE SALE

Vanadiul este un metal moale și plastic, rezistent la coroziune (în apa de mare, H_2SO_4 , HCl , HNO_3), ușor deformabil, așchiabil și sudabil.

Vanadiul are densitatea de $6,11 \text{ g/cm}^3$, temperatura de topire 1890°C , rezistență la oxidare până la 300°C , nu se ecrusează și are bune proprietăți mecanice ($R_m=470\div 780 \text{ N/mm}^2$; $A=4\div 28\%$).

Vanadiul tehnic se utilizează ca material de acoperire pentru barele de combustie nucleară, anticatozii tuburilor de raze X, la construcția reactorilor nucleari cu neutroni rapizi, catalizator în chimia acidului sulfuric și ca element de aliere în oțeluri și fonte.

Aliajele V-Ti cu $5\div 20\%$ Ti, sunt refractare până la 900°C , aliajele V-Nb cu $36\div 80\%$ Nb sau 20% Nb și 5% Ti sunt rezistente mecanic și tenace la temperaturi de 900°C , aliajele cu 40% Ti; 10% Cr rest V sau 50% Ti; 10% Al; rest V, au rezistență mare la coroziune, fiind utilizate în industria navală, chimică și nucleară.

6.8.6. ZIRCONIUL, NIOBIUL, TANTALUL ȘI ALIAJELE LOR

Zirconiul este un metal alb-argintiu cu densitatea de $6,25 \text{ g/cm}^3$, temperatura de topire 1855°C , paramagnetic, cu dilatare termică, conductivitate electrică și termică mici, puțin rezistent mecanic ($R_m=200\div 240 \text{ N/mm}^2$), dar maleabil și ductil ($A=40\div 40\%$), foarte rezistent la coroziune și bun absorbant de neutroni termici.

În stare pură zirconiul se folosește în tehnica nucleară, în chirurgia osoasă, în tehnica vidului și ca element de aliere în oțeluri.

Prin aliere cu Al, Sn, W, Cr, Fe, Mo, Nb, Ta, rezistența la rupere crește până la $500\div 1000 \text{ N/mm}^2$ la 20°C și la $200\div 600 \text{ N/mm}^2$ la 500°C . Se folosesc aliajele Zr-Sn ($2,5\div 5,6\%$ Sn); Zr-V ($0,04\div 0,5\%$ V); Zr-Al ($0,8\div 1,4\%$ Al); Zr-W ($0,4\div 0,5\%$ W); Zr-Ti ($3,2\div 50\%$ Ti); Zr-Hf ($0,16\div 8,2\%$ Hf) și Zr-Sn-Fe-Cr-Ni- denumite zircaloy ($1,2\div 1,7\%$ Sn; $0,07\div 0,2\%$ Fe; $0,05\div 0,15\%$ Cr; $0,03\div 0,08\%$ Ni) folosite la construcția reactoarelor nucleare, în industria chimică, în aeronautică, în tehnica vidului, în tehnica temperaturilor înalte.

Aliajul Zr-Nb-Ti (45% Nb; 9% Ti; rest Zr) este refractar până la 1300°C .

Aliajele Zr-Ti-Fe ($10\div 45\%$ Ti; $20\div 25\%$ Fe sau $30\div 40\%$ Mn) sunt pirofore, folosite drept combustibil solid.

Aliajele Zr-Ti-Nb-Ta ($10\div 50\%$ Ti; $20\div 50\%$ Nb; $5\div 12\%$ Ta) precum și aliajele Zr-Cu (57% Cu) sunt ușor amorfizabile, când sunt supraconductoare, foarte dure și rezistente mecanic ($R_m=1400\div 2000 \text{ N/mm}^2$; $HB=540$).

Niobiul este un metal greu fuzibil (2468°C), cu densitatea de $8,57 \text{ g/cm}^3$, foarte rezistent la coroziune (mai puțin în HF), moale și plastic, puțin ecrusabil, cu rezistență mecanică comparabilă cu a oțelurilor, se poate suda, lamina, extruda. Este foarte reactiv, oxidându-se ușor la temperaturi de 200°C .

În stare pură nu se utilizează, ci numai sub formă de aliaje binare: NbZr10; NbTa20; NbW5,5; NbW28Ti7; NbMo10Ti10; NbTa32,5Zr0,75; NbW5,5Ta2,5 etc care sunt refractare ($1100\div 1200^\circ\text{C}$).

Aliajele NbZr25; NbZr33 și NbTi (20÷40% Ti) sunt supraconductoare la 10K, având o rezistență electrică nulă în câmpuri magnetice puternice și densități mari de curent, fiind folosite la bobine pentru electromagneți puternici.

Tantalul este un metal alb-argintiu, greu (16,65 g/cm³), greu fuzibil (2996°C), paramagnetic cu conductivitate electrică mare, emisie termoelectrică mare, foarte rezistent la coroziune, foarte plastic și ductil (A=90%), foarte tenace la temperaturi criogenice (temperatura de tranziție ductil-fragil este de -250°C), dar puțin rezistent mecanic ($R_m=200$ N/mm²).

Tantalul tehnic se folosește la elemente de încălzire în cuptoare electrice până la 1700°C, condensatoare electrolitice, redresoare electrice, chirurgia osoasă, sudarea venelor, arterilor și nervilor, catalizator în obținerea diamantelor din grafit la 2000÷2400°C și presiuni de 130.000 bar.

Aliajele tantalului cu W, Mo, Nb, Hf, V, Zr, Re sunt foarte rezistente mecanic, au rezistivitate electrică și refractaritate mari până la 2000°C.

Aliajele TaW10; TaW10Zr1; TaW5Hf10; TaW18Hf2; TaNb30V7,5; TaNb4Hf se utilizează sub formă de table, bare, țevi, piese forjate ca aliaje refractare (1500÷2000°C), ca aliaje foarte tenace la temperaturi criogenice și ca aliaje rezistente la coroziune în acizi și baze (în special Ta-Nb).

Rezistența la rupere a acestor aliaje este de 800÷1300 N/mm² la 20°C și 10÷30 daN/mm² la temperaturi de 1600÷2900°C).

6.8.7. ALIAJE METALICE DURE

Aliajele metalice dure sunt caracterizate printr-o duritate ce depășește valori de 60÷80 HRC la temperatura ambiantă și de 50÷64 HRC la temperaturi de 500÷800°C, o refractaritate excelentă până la temperaturi de 700÷1100°C și au o mare rezistență la uzare.

Au în componența lor un mare număr de metale neferoase greu fuzibile W, Ta, Ti, Nb, Co, Cr, Mo care împreună cu carbonul formează carburi foarte dure și stabile.

Aceste aliaje se obțin numai prin turnare sau prin metalurgia pulberilor (sinterizare), neputându-se prelucra prin așchiere, ci numai prin polizare.

Aliajele dure turnate pot fi : aliaje pe bază de Fe-Cr aliate cu Ni, Si, Mn, C denumite sormait (13÷31% Cr; 1,3÷5% Ni; 1,5÷4,2% Si; 1÷12,5% Mn; 1÷3% C; rest Fe), care au temperatura de topire de 1275÷1300°C, densitatea de 7,4÷7,6 g/cm³, duritatea de 50÷54 HRC care o păstrează și la temperaturi de 500÷600°C, foarte rezistente la uzare; aliaje pe bază de Co-Cr-W-C denumite stelit (35÷65% Co; 25÷35% Cr; 10÷25% W; 1÷3% C; rest Fe) care au o duritate de 60÷82 HRC, care se menține până la 750÷800°C, au rezistență foarte mare la uzare, temperatura de topire de 1250÷1300°C, densitatea de 8,5 g/cm³; aliaje pe bază de Cr-Co-Mo-W-C denumite superloy (30% Cr; 8% Co; 8% Mo; 1,5% W; 2% C) care sunt rezistente la uzare și la coroziune.

Aceste aliaje dure se toarnă sub formă de bare (electrozi) fiind destinate încărcării prin sudare a suprafețelor organelor de mașini sollicitate la uzare.

Sormaitele sunt folosite la recondiționarea și încărcarea prin sudare a pieselor uzate, care lucrează prin frecare și la presiune, când se impune obținerea unor suprafețe netede (fusuri de arbori, ghidaje etc.).

Stelitele se utilizează sub formă de plăcuțe turnate și rectificate, care se aplică prin sudare cu arc electric pe scule de tăiere, de așchiere, sape de foraj sau sub formă de electrozi cu care se recondiționează sau se acoperă prin sudare cu arc electric suprafețele active foarte mult solicitate la uzare, la temperaturi mari și în medii agresive (palete de pompe și turbine de abur, elice navale, sape de foraj, etc.)

Stelitele pot avea wolframul înlocuit parțial sau total cu 1÷10% Mo sau cu 0,5÷3% V.

Aliajele dure de tip superloy se folosesc la încărcarea prin sudare a suprafețelor care trebuie să posede duritate mare, rezistență la uzare și la coroziune mari. Aliajele dure turnate prezintă o fragilitate accentuată și defecte interioare (pori, rețasuri, etc.) datorată turnării.

Aliajele dure sinterizate sunt obținute prin metalurgia pulberilor din carburi metalice și poartă denumirea de materiale metalo-ceramice, fiind destinate armării sculelor așchietoare, filierelor de tragere și trefilare, sabelor de foraj etc.

Au duritatea de 75÷80 HRC la temperatura ambiantă și de 65 HRC la temperatura de 1000°C. Sunt utilizate carburi de W; Ti; Ta; Nb etc., sub formă de pulberi foarte fine (0,001÷0,003 mm), care împreună cu un liant metalic (cobalt sau nichel) și parafină se omogenizează, se presează în diverse forme (plăcuțe), se presinterizează la 800÷1000°C pentru eliminarea parafinei, apoi se sinterizează final la 1320÷1500°C. Produsele astfel obținute au durități foarte mari, rezistență foarte mare la compresiune și la uzare, precum și stabilitate la cald până la 900÷1100°C.

Duritatea aliajelor metalo-ceramice crește odată cu creșterea cantității de carbură din compoziție, de asemenea duritatea depinde de natura carburilor. Astfel, carburile de Ti, Ta, Nb, carbonitrurile de Ti și nitrura de Ti sunt mult mai dure decât carbura de W.

În funcție de destinația sculei așchietoare STAS 6374-61 prevede trei grupe de aliaje dure metalo-ceramice: grupa "P" (8÷18% Co; 2÷21% TiC; 70÷80% WC; 2÷8% TaC+NbC), destinate așchierii oțelurilor cu așchii lungi; grupa "M" (6÷10% Co; 3÷6 TiC; 80÷90% WC; 2% TaC+NbC) cu duritatea 1500÷1700 HV, destinate așchierii oțelurilor cu așchii scurte; grupa "K" (6÷12% Co; 85÷95% WC; 0,5÷4% TaC sau NbC), cu duritatea de 1400÷1800 HV, destinate așchierii fontelor, aliajelor neferoase și materialelor nemetalice cu așchii scurte.

Noile plăcuțe din carburi, metalo-ceramice sunt acoperite prin PVD cu straturi subțiri (0,005÷0,07 mm) din TiC, TiCN, TiN și în final cu Al₂O₃. Denumirea comercială a acestor plăcuțe din aliaje dure sinterizate este de Widia (ca și diamantul).

Mai dure, mai refractare și mai rezistente la uzare sunt materialele mineralo-ceramice obținute prin sinterizarea pulberilor din oxizi metalici, nitruri și carburi (Al₂O₃; ZrO, YO, nitrura cubică de bor, TiN SiN etc.).

Aceste materiale au duritatea de 2000÷9000 HV apropiată de cea a diamantului sintetic, se folosesc sub formă de plăcuțe fixate mecanic pe părțile active ale

sculelor pentru aşchiera oţelurilor, fontelor, superaliajelor, cu viteze de aşchiere de 130÷700 m/min.

Diamantul este cel mai dur material cunoscut (10.000 HV faţă de 4000÷9000 HV pentru nitrura cubică de bor, 2000÷3000 HV-materiale mineralo-ceramice oxidice), 1500 HV pentru materiale metalo-ceramice şi 850 HV oţel rapid) şi are o rezistenţă la uzare de 100÷200 ori mai mare decât a materialelor mineralo-ceramice.

Ca şi materialele mineralo-ceramice, diamantele au rezilienţă şi rezistenţă la încovoiere foarte mici, fiind sensibile la şocuri mecanice.

6.9. MATERIALE METALICE AMORFE ŞI NANOCRISTALINE

Materialele metalice (metale şi aliaje), în mod obişnuit, la temperatura mediului ambiant sunt solide şi cristaline (excepţie Hg), deci caracterizate prin ordine îndepărtată a atomilor în structura cristalină.

După topire şi încă la 100÷300°C peste temperatura de fuziune, materialele metalice sunt lichide, caracterizate printr-o ordine apropiată a atomilor (în zone mici se păstrează încă un oarecare aranjament ordonat al atomilor).

Răcind cu viteză foarte mare ($10^5\div 10^6$ °C/s) o topitură metalică se poate obţine la temperatura ambiantă materiale metalice cvasicristaline, amorfe sau sticle metalice, în afară de echilibru, care sunt corpuri compacte fizic în stare vitroasă, puternic suprarăcită.

Practic pot fi amorfizate toate metalele şi aliajele metalice, însă cu utilizare practică, deocamdată, se amorfizează compuşi chimici formaţi între metalele de tranziţie Fe, Ni, Co sau nobile Au, Pd, Pt şi metaloizii ; B, C, Si, P.

Materialele metalice amorfe sunt caracterizate prin duritate şi rezistenţă la coroziune foarte mari, prin proprietăţi magnetice şi electrice deosebite: magnetizaţie de saturare, permeabilitate magnetică şi magnetostricţiune foarte mari şi câmp coercitiv foarte mic.

Astfel, aliajul amorf Fe₈₀B₂₀ are duritatea de 1100 HV şi rezistenţa la rupe-re de 3140 N/mm² faţă de 200÷300 HV şi 300÷1200 N/mm² cât au oţelurile obişnuite.

Aliajele amorfe: Fe₈₃B₁₇; Fe₈₈B₁₂; Fe₈₅P₁₅; Fe₆₀Cr₂₅B₁₅ au caracteristici similare invarului.

Aliajele amorfe: Fe₄₀Ni₄₀P₁₄B₆; Fe₈₂B₁₀Si₈; Fe₈₁B₁₃C₂Si₄ etc. au permeabilitatea magnetică foarte mare şi pierderi foarte mici prin histerezis la remagnetizare.

Aliajul Co₈₀Cd₂₀ amorfizat are proprietăţile unui material magnetic cu “bule” magnetice de 0,0003 mm, folosit pentru memorii magnetice (cele clasice au doar 0,003 mm).

Materialele amorfe se obţin prin răcirea ultrarapidă a unor fibre, benzi foarte subţiri, pulberi foarte fine, sau a unor zone sau straturi subţiri topite cu laser, fascicol de electroni sau scânteie electrică.

Starea vitroasă caracteristică materialelor metalice amorfe, fiind o stare în afară de echilibru, are tendinţa ca în timp să treacă în stare cristalină, care este stabilă şi în echilibru.

Solidificarea cu viteze mari, dar sub 10^5 °C/s, determină obținerea materialelor metalice cu structura foarte fină, nanocristalină sau semicristaline, care au de asemenea proprietăți fizice deosebite.

Ca un aliaj să fie ușor amorfizabil, trebuie ca el să fie relativ vâscos în stare topită, deci raportul dintre temperatura de topire a eutecticului și a componentului cel mai greu fuzibil să fie aproximativ egală cu 0,6, iar concentrația aliajului să fie cât mai apropiată de cea a eutecticului.

Asemenea condiții îndeplinesc: aliajele cuprului cu Cd, Mg, Ti, Zr, aliajele aurului cu Ge, Si aliajele Ca-Al; aliajele Pd-Cu-Si; aliajele Fe-B etc.

6.10. MATERIALE METALICE BIOCOMPATIBILE

Biomaterialele sunt materiale naturale sau artificiale care înlocuiesc organele bolnave din organismele vii, fără a afecta prea mult funcțiile fiziologice.

Biomaterialele metalice sunt destinate executării de piese și dispozitive implantabile în țesuturi, care asigură biofuncționalitatea (rezistența la oboseală, la uzare și la coroziune în vitro).

Biomaterialele metalice nenobile folosite până în prezent sunt: oțelurile inoxidabile austenitice; aliajele Co-Cr; Co-Cr-Mo; Co-Ni-Cr-Mo; Co-Cr-W-Ni; titanul și Ni aliajele lui (Ti-Al-V; Ti-Al-Fe; Ti-Al-Nb); tantalul și zirconiu.

Acestea înlocuiesc cu succes materialele metalice nobile Au, Ag, Pt, Pd care sunt foarte scumpe.

Pentru structuri ortopedice (ortoplastie și osteosinteză), dentare, pentru conductivitate electrică bună, estetică, etanșare și activitate antibacteriană se folosesc în general metale pure: Au, Ti, Pt, Ta, Zr.

Pentru structuri ortopedice, dentare, valve cardiace, articulații și conductivitate electrică bună se folosesc aliajele metalice: Ti-Al-V; Co-Cr-Mo; Co-Cr-W-Ni; Fe-Cr-Ni-C (oțel inoxidabil austenitic); Pt-Rh.

Pentru filtre în curgerea sângelui, se folosește aliajul cu memoria formei Ni-Ti echiatomic (nitinol).

Sudarea vaselor de sânge și a nervilor se face cu fir de tantal. Biomaterialele metalice pentru a fi biocompatibile (să nu se deterioreze și să nu producă îmbolnăvirea țesuturilor vecine) trebuie să fie inerte la efectul implant –sistem de apărare al organismului.

Biomateriale metalice total inerte nu există până în prezent. Biomaterialele metalice, utilizate sunt cele care se pasivează ușor, prin straturi de oxizi, ce rămân intacte în țesuturi.

Oțelurile inoxidabile se folosesc în prezent ca biomateriale din ce în ce mai rar (doar ca implanturi temporare) datorită eliberării în organism a produselor de coroziune sub formă de ioni metalici: Ni^{2+} , Cr^{3+} , Cr^{6+} .

Titanul și aliajele de titan sunt net superioare oțelurilor inoxidabile.

Materialele metalice amorfe între metalele Fe, Cr, Ti, Zr și metalozii P, B, C, Si prezintă o foarte mare rezistență la coroziune și o bună biocompatibilitate.

6.11. MATERIALE METALICE COMPOZITE

Materialele compozite reprezintă o combinație naturală sau artificială de două sau mai multe materiale individuale (componente), realizată astfel încât să se obțină proprietăți diferite de cele ale componentelor.

Componentele ce intră în compoziție trebuie să posede structuri compatibile care să asigure o legătură interfacială mai rezistentă decât a celui mai puțin rezistent component, astfel încât să conserve integritatea compozitului față de acțiunile exterioare de natură mecanică, termică, chimică.

Componentele ce realizează compozitul în funcție de volum și proprietăți pot fi:

- matricea, care reprezintă componentul solid continuu cu cea mai mare proporție volumică, de obicei plastică și ductilă;
- armătura sau ranfortul care reprezintă formațiuni (de obicei) solide, rigide și dure, izolate (discontinuii) distribuite în matrice.

Armătura sau componenta de ranfort este reprezentată de: particule (sfere, globule, solzi, poliedre), fibre lungi sau scurte (sârme, fire, cristale filiforme): formațiuni bidimensionale (lamelle, plăci, folii, foițe).

Natura componentelor compozitelor este diferită (materiale metalice diferite, metal-ceramice, metal-metaloizi, metal-polimeri etc.).

Componentele de ranfort trebuie să posede cel puțin o dimensiune mult mai mică decât compozitul integral, (particulele, solzii, mustățile sau Whiskers au trei dimensiuni mai mici decât matricea, fibrele lungi, fibrele scurte și benzile au două dimensiuni mai mici, iar plăcile, foliile, foițele și țesăturile au o dimensiune mai mică decât compozitul).

Matricele compozite se realizează la ora actuală prin următoarele tehnologii: solidificare dirijată a unor aliaje eutectice sau peritectice, când se obțin compozite naturale sau "in situ"; durificarea prin dispersie a unor aliaje metalice; încorporarea de particule sau mustăți metalice și nemetalice insolubile într-o matrice metalică sau nemetalică, ranfosarea matricei cu fibre lungi, scurte de înaltă rezistență; stratificarea cu plăci, lamelle, foițe, țesături, panouri din materiale cu proprietăți diferite.

Compozitele obținute prin solidificare dirijată (in situ) sunt naturale, iar celelalte sunt artificiale.

Prin asociații adecvate ale naturii și formei materialelor componentelor se pot realiza compozite cu proprietăți deosebite: rigiditate, rezistență mecanică, refractaritate, duritate, rezistență la uzare, rezistență la coroziune, conductibilitate termică și electrică etc.

Proprietățile compozitelor au un pronunțat caracter de anizotropie, acestea având: masă volumică redusă sau foarte mare (polistiren expandat); rezistență mecanică (rășini sintetice cu fibre de Si, B, C) foarte mare, coeficient mic de dilatare, durabilitate și siguranță mare în exploatare; capacitate mare de amortizare a vibrațiilor; stabilitate chimică foarte mare; refractaritate ridicată; posibilitatea transferului de eforturi de la matrice la ranfort.

6.11.1. COMPOZITE IN SITU

Se obțin prin solidificare dirijată a aliajelor metalice ce prezintă eutecticile sub formă lamelară sau filiformă. Avantajul acestor compozite naturale constă în legătura interfacială puternică existentă între fazele componente și în faptul că acestea se află în echilibru termodinamic stabil.

Tehnologia solidificării dirijate a aliajelor (bifazice) presupune o instalație în care o zonă adiabatică izolată termic separă sursa caldă ce conține topitura și sursa rece ce conține aliajul solidificat dirijat. Condiția impusă pentru obținerea solidificării dirijate este ca viteza de deplasare (tragere) a sursei reci să fie sensibil egală cu viteza de solidificare. Zona adiabatică are rolul de a realiza un flux termic (gradient) unidirecțional în sensul tragerii, care să satisfacă relația de stabilitate:

$$\Delta G_L / V \geq \Delta T / D$$

unde: ΔG_L – reprezintă gradientul termic din topitura vecină interfeței lichid-solid; V – viteza de solidificare; ΔT – gradul de subrăcire termică; D – coeficientul de difuzie al aliajului.

Compozitele eutectice (in situ) obținute până în prezent sunt: materiale refractare și rezistente la fluaj: Ni-Al-Nb la care matricea este formată din Ni-Ni₃Al, iar faza de ranforsare este Ni₃Nb; Ni-Al-Ta și Ni-Al-Mo în care fazele de ranfort sunt fibre de Ta sau Mo, folosite pentru palete de turbine cu gaz, în agregate energetice; materiale semiconductoare: InSb-Sb; InSb-NiSb; Cd₃As₂-NiAs; materiale conductoare: Al-Al₃Ca; Al-Al₄La; Cu-Cu₂O; Cu-B; materiale supraconductoare: Sn-Zn; Cd-Sn; Cu-Pb; In-In₂Bi; cu proprietăți magnetice dure: MnBi-Bi; Co-Co₁₇Sn₂; magnetice moi: Fe-Si; Fe-Ni; materiale cu proprietăți optice pentru transmiterea, stocarea și transformarea informației: Mn-MnCl₂ (spectrul vizibil); NaCl-NaF (fibre optice); LiF-NaF (radiații infraroșii); materiale cu proprietăți termoelectrice: InSb-Sb; Bi-Ag; CrSi₂-Si; materiale cu proprietăți magnetice: InSb-NiSb; InSb-MnSb; InSb-FeSb; SiTaSi₂ etc (magnetorezistive).

6.11.2. COMPOZITE CU PARTICULE DISPERSE ȘI ÎNGLOBATE

Caracteristic pentru aceste compozite este dimensiunea particulelor: particule durificatoare cu dimensiuni de 100÷2500 Å fin dispersate într-o matrice metalică cu interfețe coerente sau necoerente; particule durificatoare cu dimensiuni de 1÷50 μm (sferice, globulare, whiskersuri, solzi, bule) într-o matrice metalică sau nemetalică.

Whiskersurile sau mustățile sunt particule sub formă de fibre foarte scurte (1÷30 μm), subțiri (0,001÷0,05 mm), cu structura apropiată de cristalul ideal, cu valori de rezistență foarte mari, date de lipsa defectelor reticulare (20000 N/mm², față de 3000 N/mm² pentru fibre lungi și 1000 N/mm² pentru oțeluri normale).

La compozitele durificate prin dispersie eforturile exterioare sunt preluate atât de matrice cât și de particule, iar efectul durificator și de creștere a rezistenței mecanice este dat de frânarea deplasării dislocațiilor prin matrice de către particule foarte fine. Proprietățile acestor compozite depind de gradul de dispersie (dimensiunile), proporția și de gradul de solubilitate al particulelor în matrice. Sunt studia-

te și folosite următoarele compozite durificate prin dispersie: Ag-CdO (contacte electrice); Al-Al₂O₃; Be-BeO (reactoare nucleare); Ca-Th₂; Ca-Y₂O₃ (caracteristici magnetice și de fluaj); Ni-20% Cr-ThO₂ (turbine); Pb -PbO (acumulatori); Pt-ThO₂; W-ZrO₂ (filamente, rezistori electrici de măsură și încălzire).

La compozitele cu particule înglobate, acestea nu blochează deplasarea dislocațiilor fiind interfațate necoerent cu matricea. Aceste compozite pot fi cu matrice moale și particule dure de ranforsare (aliaj de aluminiu-SiC; aliaj de aluminiu-Al₂O₃; Mg-TiC; cobalt-WC; cobalt-TiC etc.) sau matrice dură și particule moi de umplură (W, Cr, Mo- cu particule de grafit), rășină fenol-formaldehidică- făină de lemn, rășină-aer etc.

Particulele înglobate (cu legături specifice) în matrice pot fi sferice, globulare, fibre scurte sau solzoase; ele trebuie să fie stabile dimensional (nedeformabile) și chimic (inerte). Proprietățile compozitelor cu particule înglobate se calculează pe baza regulii aditivității simple aplicabilă amestecurilor mecanice.

$$P_c = P_M \cdot V_M + P_P \cdot V_P$$

unde: P_c reprezintă proprietatea compozitului (rezistența la rupere, duritatea, modulul de elasticitate etc.), P_M și P_P sunt valorile proprietăților în cauză a matricei și particulelor, iar V_M și V_P reprezintă fracțiile volumice ocupate de matrice respectiv particule în compozit. Proprietățile compozitelor ranforsate cu particule au un caracter izotrop.

Înglobarea particulelor în matrice are la bază comportarea tixotropică a matricei (aspect solid în stare nesolicitată și aspect de fluid la extrudare). Matricea, după ce s-a solidificat cca. 40%, este amestecată puternic cu palete rotative, când se rup dendritele formate, dând o suspensie lichid-solid cu comportare tixotropică, în care se introduc particulele solide, se omogenizează prin agitare, iar în final se injectează sub presiune într-o matriță.

Compozitele cu particule dure înglobate în matrici metalice moi sunt similare aliajelor dure metalo-ceramice obținute prin sinterizare (73÷90% WC; 0÷12% TaC; 0÷20% TiC; 4÷12% Co). Din aceste compozite se execută scule așchietoare, discuri abrazive pentru polizare și debitare (particule Al₂O₃, SiC, BN, diamant-matrice de sticlă sau polimerică), contacte electrice (WC dispuse într-o matrice de Ag), lagăre antifricțiune (cupru, bronz, aliaje de Al armate cu grafit).

6.11.3. COMPOZITE RANFORSATE CU FIBRE LUNGI

Spre deosebire de compozitele ranforsate cu particule, compozitele ranforsate cu fibre lungi aliniată prezintă fenomenul de transfer al eforturilor de la matrice la fibre, cu efect pozitiv asupra creșterii rigidității, rezistenței mecanice și tenacității compozitelor. Aceste compozite îmbină proprietățile componentelor, dar nu și defectele lor ca în cazul materialelor metalice obișnuite.

Fibrele lungi folosite ca elemente de ranfort în compozite pot fi: fibre de înaltă performanță mecanică (sticlă, siliciu, carbon, bor, ceramice- SC, Si₃N₄, ZrO) și fibre pentru utilizări particulare (izolatori termici și electrici, elemente decorative etc.). Fibrele pot fi foarte lungi, sau tăiate la diverse lungimi (3÷50 mm) care nu sunt Whiskersuri.

Fibrele de sticlă sunt fabricate prin tragere cu 60 m/s la 1300°C dintr-un amestec de silice, fondanți și stabilizanți (Al_2O_3 ; B_2O_3). Aceste fibre pot fi din sticlă polivalentă, antiacidă, de mare rezistență mecanică și dielectrică, ele conservă cca. 50% din proprietățile mecanice la încălziri până la 350°C. Aceste fibre ranforsează rășini termodurificabile sau termoplastice.

Fibrele de carbon sunt fibre de grafit cu diametrul de 0,008÷0,012 mm ce pot avea, fie mare rezistență mecanică ($R_m=2000\div2500 \text{ N/mm}^2$; $E=40.000 \text{ daN/mm}^2$), fie mare tenacitate ($R_m=250\div310 \text{ N/mm}^2$; $E=20.000 \text{ daN/mm}^2$). Aceste fibre își păstrează proprietățile de rezistență până la 2000°C. Sunt foarte ușoare ($1,8\div1,9 \text{ g/cm}^3$), refractare, au dilatație nulă, foarte rigide, conductivitate electrică și termică bune, în schimb sunt casante și nu rezistă chimic în oxigen la temperaturi de peste 400°C și în metale topite cu care formează carburi (Mn, Fe, Cr, W, V, Mo, Ti etc.)

Aceste fibre se obțin în 4 etape prin descompunerea termică a unor materiale organice (acrilice, celulozice, fenolice etc.): oxidare la 350°C, carbonizare la 1100°C (se elimină O_2 , N_2 , H_2O), grafitizare la 2600°C în atmosferă neutră, oxidare superficială și whiskerizare (creșterea unor mustăți pe direcția radială a fibrelor).

Fibrele lungi sau tăiate de carbon, ranforsează 30÷70% din masa lor, matrici formate din rășini, materiale metalice sau de pirocarbon.

Fibrele de bor și carburile de siliciu se obțin prin depunerea chimică din fază de vapori pe un fir suport de W, C, SiO_2 , B. Au înalte performanțe de rezistență (400 daN/mm^2) și de refractaritate. Ranforsează rășini epoxidice. Sunt fragile, relativ groase (0,1 mm) și scumpe.

Fibrele de B pe fir suport de W, acoperite cu SiC se numesc Borsic.

Fibrele de aramidă sunt cunoscute sub denumirea de Kevlar. Sunt foarte rezistente la tracțiune (3500 N/mm^2) și au rigiditate mare. Se obțin din poliamide aromatice sau poliaramide prin sinteză la -10°C urmate de etirare. Ranforsează rășini epoxidice, polisterice, fenolice etc. Sunt izolatori electrici și termici, absorb vibrațiile, rezistă la șoc și la oboseală.

Compozitele cu aceste fibre se folosesc ca înlocuitori ale oțelurilor în blindaje, butelii de gaze, tuburi pentru presiuni mari, veste antiglonț etc.

Fibrele metalice se obțin prin tragere sau liminare din topitură, sau prin depuneri electrochimice pe suport metalic. Au proprietăți de rezistență superioare metalelor din care provin datorită densității mici de defecte reticulare.

Se pot obține fibre din oțel carbon, inoxidabil, aliaje de Al, aliaje de Cu, Ni, Co, aliaje refractare (Ti, W, Nb), metale prețioase. Pot ranforșa matrici metalice și în special matrici organice.

Rezultate bune se obțin acoperind prin CVD sau PVD fibrele de sticlă cu materiale metalice. Dintre toate fibrele, cele de carbon și bor prezintă performanțele mecanice (rezistență la tracțiune și modul de elasticitate) cele mai bune.

Rezistența și rigiditatea mari ale materialelor compozite ranforsate cu fibre lungi, sunt datorate prezenței fenomenului de transfer al efortului (sarcinii) de la matrice de fibre, apreciat prin doi parametrii: gradul de transfer al sarcinii E_f/E_m și gradul de durificare σ_f / σ_m (E_f și E_m sunt modulele de elasticitate ale fibrelor și matricii, iar σ_f și σ_m sunt rezistențele mecanice ale fibrelor și matricii).

Între acești doi parametri există o relație de proporționalitate:

$$\frac{\sigma_f}{\sigma_m} = \frac{V_f}{V_m} \cdot \frac{E_f}{E_m}$$

unde V_f și V_m reprezintă fracțiile de volum ocupate de fibre și matrice ($V_m=1-V_f$).

Supunând un compozit tenace (ductil), ranforsat cu fibre lungi, unei sarcini de tracțiune, pe curba tensiune-deformație se disting patru stadii: deformare elastică atât a matricei cât și a fibrelor (I); deformare elastică a fibrelor și începutul deformării plastice a matricei (II); deformarea plastică a fibrelor și matricei (III); ruperea fibrelor și apoi a matricei, deci a compozitului (IV), figura. 6.51.

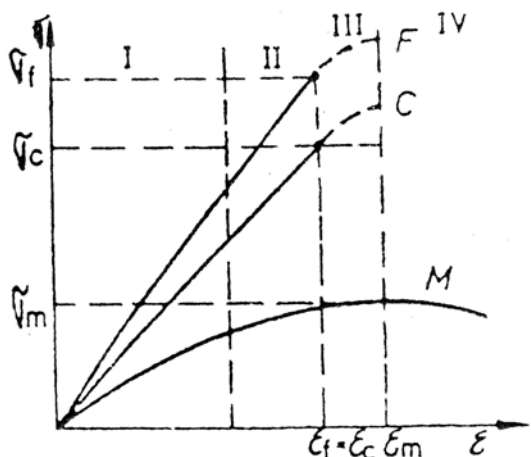


Fig. 6.51. Curba tensiune-deformație a unui compozit ranforsat cu fibre
M-matrice; F-fibre; C-compozit

La materialele compozite fragile ranforsate cu fibre lungi, va exista doar stadiul deformării elastice a fibrelor și matricei urmat de ruperea compozitului.

Efectul de ranforsare (durificare) a matricei de către fibre, devine evident de la o valoare critică a fracției volumice a fibrelor (V_{cr}). Dacă $V_f \geq V_{cr}$, rezistența la rupere prin tracțiune pe direcția oxidică a compozitului (R_{mc}) crește liniar cu V_f conform relației de aditivitate:

$$R_{mc} = R_{mf} \cdot V_f + \sigma_m (1 - V_f)$$

Proprietățile de rezistență sunt maxime pe direcția de orientare a fibrelor și minimă pe direcția perpendiculară pe fibre.

Matricele compozitelor armate cu fibre lungi pot fi: metalice (Al, Mg, Cu, Ti etc.) când fibrele sunt din B, C, SiC, Al_2O_3 ; mase plastice polimerice (rășini epoxidice, polietilenă, policarbonați) când fibrele sunt din sticlă C, B, aramidice; poliamidice, ceramice când fibrele sunt oricare.

Compozitele armate cu fibre sunt solicitate de domeniile de vârf ale economiei mondiale pentru produse mai ușoare și mai rezistente (vehicule), consumuri energetice mai mici, confort sporit și poluare mai redusă.

Domeniul aerospațial utilizează cu precădere compozite cu matrice din rășini epoxidice, ceramice și metalice ranforsate cu fibre de C, B și SiC.

Motoarele turboreactoarelor și rachetelor folosesc compozite cu matrice din Ni, Co ranforsate cu TaC, NiC, ZrC, Al_2O_3 .

Structurile aeronavelor și cosmonavelor se execută din compozite epoxidice ranforsate cu fibre de C.

Elicele elicopterelor se execută din compozite din rășini polimerice ranforsate cu fibre de sticlă.

Fuselajul și aripile aero și cosmonavelor se execută din compozite epoxidice cu fibre de carbon care absorb undele radar.

În ortopedie se folosesc compozite epoxidice cu fibre din sticlă sau polipropilenă cu fibre aramidice (Kevlar). Pentru a se obține compozite izotrope se folosesc țesături sau împletituri de fibre lungi.

6.11.4. COMPOZITE CU FIBRE SCURTE (TOCATE)

Fibrele scurte sunt, în general, fibre de armare din sticlă sau carbon tocate la lungimi de 10÷15 mm. Ele armează matrici din mase plastice acrilonitridstyrenbutadien (ABS); nylon; policarbonat; poliuretan termoplastic, acellal, nylon 66 etc. Fibrele scurte ameliorează sensibil caracteristicile mecanice ale matricelor polimerice, în special rezistența la rupere, la șoc, la fluaj, rigiditatea etc., care se păstrează și la temperaturi mai mari.

Transferul sarcinii de la matrice la fibrele scurte este diferit de cel de la fibrele lungi. Cel mai eficient transfer de sarcină este în cazul ideal, când fibrele scurte sunt paralele, atunci sarcina este transferată prin forfecare între fibre, pe porțiunea comună, conducând în final la o tensiune normală în fibre și la o creștere a rezistenței la tracțiune a compozitului. Aceste compozite armate cu fibre scurte (tocate) în proporție de 20÷30% ($V_f = 0,3$) au rezistențe la tracțiune de 60÷240 N/mm², de cca. 2÷3 ori mai mari decât a matricelor folosite. Cu cât fracția volumică a fibrelor tocate crește, vor crește și proprietățile de rezistență.

6.11.5. COMPOZITE LAMINATE

Compozitele laminate sunt formate din plăci din materiale diferite lipite între ele (de exemplu placajul, furnirul).

Compozitele laminate metal-metal se realizează prin lipire prin presiune, lipire prin explozie, prin coextruziune, prin alămire sau prin laminare simultană suprapusă. Compozitele laminate bi sau polimetalice se folosesc în general în scopul obținerii unor proprietăți speciale la suprafață (rezistență la uzare, la coroziune, luci metalic, culoare, proprietăți electrice, termice etc.). De exemplu moneda americană argintie foarte lucioasă este un compozit laminat, care are în centru un aliaj Cu-Ni cu 20% Ni (ieftin) și la exterior un strat subțire din aliaj Cu-Ni cu 80% Ni (scump). O altă utilizare a compozitelor laminate o reprezintă bimetalele (benzi metalice diferite, cu coeficienți de dilatare diferiți îmbinate rigid).

Acestea, prin încălzire, se încovaie putând cupla sau decupla circuite electrice, mecanice etc. Bimetalele folosesc de obicei o lamelă din invar îmbinată cu o lamelă din Cu, Al, Ni, oțel, alamă, monel etc.

6.11.6. COMPOZITE TIP SANDWICH

Panourile sandwich ușoare tip fagure, alveolar sau cu inima din material plastic ușor celular sau spumos, au fețele metalice sau din alte materiale, figura 6.52.

Compozitele Sandwich supuse unor solicitări mecanice pe o față au o comportare similară profilelor metalice I: o față este comprimată, o față este întinsă, iar miezul este forfecat. Tipic compozitului Sandwich este cartonul cu miez ondulat, care este mult mai rezistent decât cartonul compact.

Ca materiale pentru fețele panourilor se folosesc în general mase plastice armate cu fibră de sticlă, aliaje de aluminiu, oțeluri moi, oțeluri inoxidabile, fibre sau țesături din grafit, iar ca materiale pentru inimă se folosesc faguri, alveole

sau profile ondulate din aliaje de aluminiu, mase plastice celulare armate cu fibră din sticlă, faguri din hârtie fibroasă, spume (polistiren, izocianat) etc. Aceste compozite au o rezistență specifică foarte mare, dată fiind masa specifică foarte mică. Compozitele tip Sandwich sunt folosite în industria aeronautică și aerospațială, transporturi rutiere, pe cale ferată, construcții civile și industriale etc.

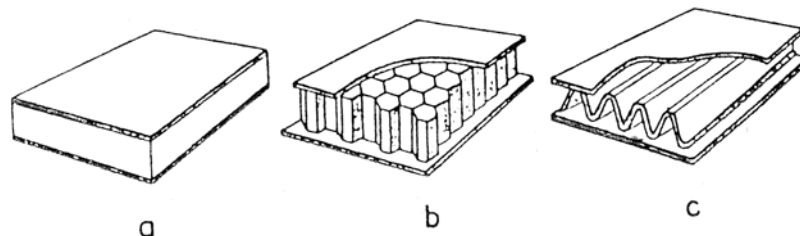


Fig. 6.52. Structuri Sandwich a)-cu strat central plat, b)-cu fagure, c)-profil ondulat

6.12. ALIAJE METALICE CU MEMORIA FORMEI (inteligente)

Efectul de memoria formei are la bază existența unei transformări reversibile de fază în stare solidă, denumită transformare martensitică termoelastică. Transformarea martensitică termoelastică, care presupune condiția reversibilității, se întâlnește în unele aliaje neferoase Cu-Al, Ni-Al, Ti-Nb, Ag-Zn, Cu-Zn, Au-Cd, Ni-Ti, Cu-Al-Ni, Cu-Zn-Al, la care austenita este o fază β cu structură cvc care se transformă reversibil în martensită cu structură compactă. Transformarea directă (martensitică) are loc între M_s și M_f , iar cea inversă (austenitică) are loc între A_s și A_f (M_s , M_f , A_s , A_f – reprezintă punctele critice de început, respectiv, final de transformare martensitică, respectiv, austenitică).

Pentru a exista transformarea martensitică termoelastică, trebuie să fie satisfăcute două condiții: variația de volum neglijabilă ($10^{-1} \div 10^{-3} \%$ față de cca. 4% la transformarea martensitică netermoelastică specifică oțelurilor) și histerezis termic redus ($\Delta T = 4 \div 35^\circ\text{C}$, față de cca. 10^2°C la transformarea netermoelastică din oțeluri, Fe-Ni sau Cu-Sn). Aliajul cu memoria formei Ni-Ti are $\Delta T = 24^\circ\text{C}$.

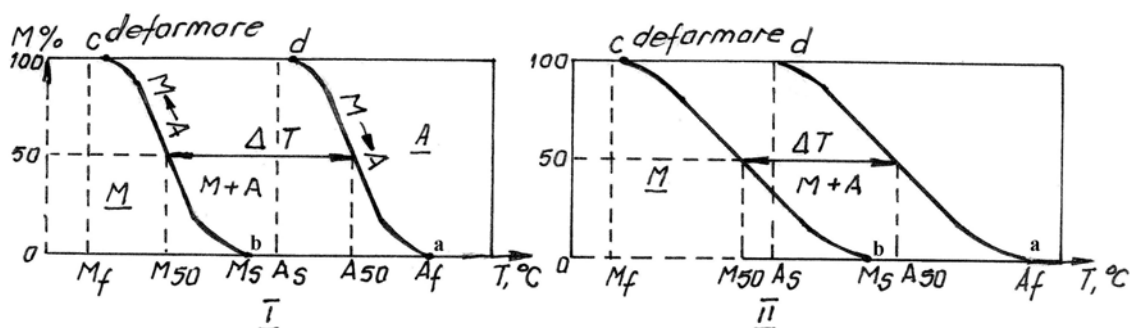


Fig. 6.53. Histerezisul termic la transformările martensitice termoelastice de tip I și tip II

Transformările martensitice termoelastice reversibile pot fi de tipul I, când $M_s < A_s$ și de tipul II, când $M_s > A_s$, figura 6.53. Curbele din diagramele din figura

6.53. sunt curbe cinetice ale transformării martensitice ($A \rightarrow M$)- bc, respectiv ale transformării austenitice ($M \rightarrow A$) –da.

Dacă aliajele neferoase, care prezintă transformare martensitică termoelastică se deformează când sunt în stare martensitică (sub M_f), fără alunecare și intervenția dislocațiilor, ci prin demaclarea maclelor din martensită, atunci după transformarea austenitică deformarea va dispărea, aliajul luând forma inițială.

Majoritatea aliajelor cu memoria formei prezintă transformare martensitică termoelastică de tip II.

Transformările prin care trece o rețea plană reticulară în timpul răcirii, când austenita trece în martensită maclată, deformării martensitei și încălzirii, când martensita trece în austenită, iar deformarea dispăre, sunt prezentate schematic în figura 6.54., de unde rezultă efectul memoriei formei la nivelul rețelei cristaline.

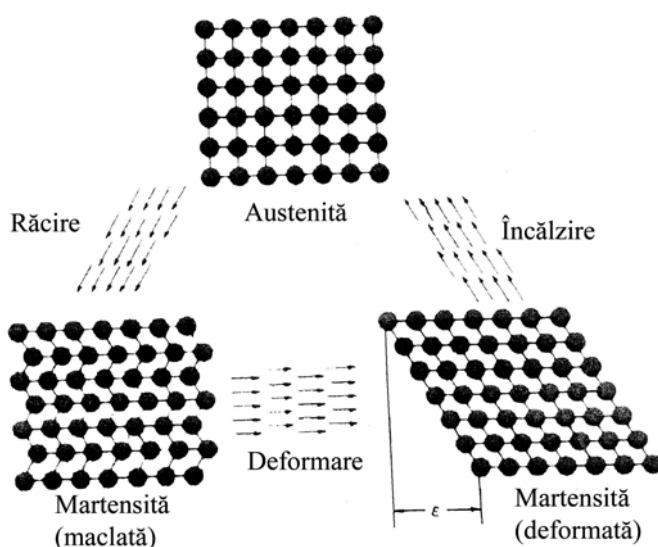


Fig.6.54. Efectul de memoria formei la plane reticulare

Pentru ca martensita să aibă comportament termoelastic, deci efect de memoria formei, trebuie să posedă interfețe coerente, deformarea elastică a rețelei la transformarea $A \rightarrow M$ să fie mică și să posedă macle și nu dislocații.

Tensiunile acumulate în aliaj la deformarea martensitei maclate, de ordinul a 70 daN/mm^2 acționează invers la transformarea $M \rightarrow A$ eliminând deformarea.

Austenita inițială întotdeauna c.v.c. este o soluție solidă dezordonată, dar la răcire, în unele aliaje sub o anumită temperatură critică, devine soluție solidă ordonată care va trece prin răcire în martensită ordonată la mare distanță.

Martensita, în funcție de natura aliajului cu memoria formei, poate fi: c.f.c. dezordonată (Cu+9÷11% Al); tetragonal ordonată (Cu+11,86% Al); ortorombic ordonată (Cu+14,2% Al+4,3% Ni); monoclinic ordonată (Cu+14÷14,2% Al+4,2% Ni) etc.

Rezultă că efectul de memoria formei se produce în trei stadii:

- transformarea austenitei de la temperatură înaltă, prin răcire sub M_f în martensită maclată fără variații volumice;
- stocarea tensiunii în martensita maclată prin acțiunea unor solicitări exterioare (deformarea macroscopică a probei prin migrarea limitelor de macle);

- retransformarea martensitei deformate în austenită prin încălzire peste A_f , când proba revine, ca întreg, la forma inițială.

Ceea ce este memorat la aliajele cu memoria formei este forma fazei de bază (inițiale)- austenita.

Esențial la obținerea efectului de memorie a formei este faptul că martensita se transformă în austenită într-un singur mod de orientare a macrelor la încălzire, pe când martensita se poate forma pe mai multe căi: indusă prin răcire, indusă prin tensiune etc. putând avea mai multe structuri cristaline.

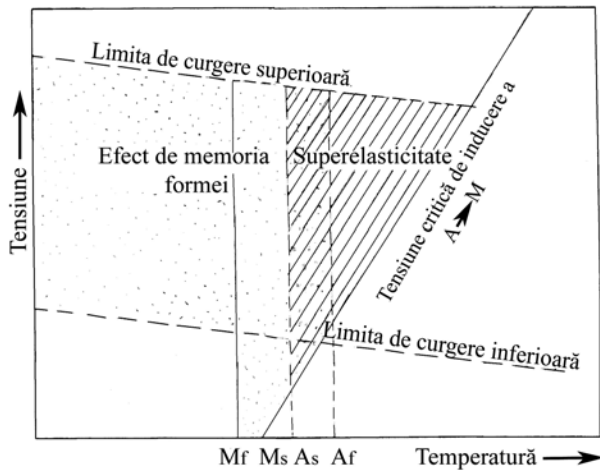


Fig.6.55. Ilustrarea domeniilor de memorie și superelasticitate

Unele aliaje care prezintă efect de memorie a formei, prezintă și efect de superelasticitate, figura 6.55., unde este prezentată diagrama tensiune-temperatură ce ilustrează domeniile de existență a efectului de memorie a formei și a superelasticității. De exemplu Au+47,5% at. Cd când se află în stare martensitică, se comportă precum cauciucul. Fenomenul de superelasticitate este dat de formarea și dispariția martensitei termoplastice indusă prin tensiune la temperatură constantă. Sub tensiune, are loc transformarea martensitică (A→M)

deasupra temperaturii A_s și apoi apariția unei deformații, iar atâta timp cât există tensiunea, martensita indusă este stabilă, iar când tensiunea dispăre, martensita devine instabilă evoluând în austenită (M→A), iar deformația dispăre, figura 6.56., unde sunt prezentate curbele tensiune-deformație la un aliaj superelastic (supraplastic) Cu-Zn (39,8% Zn) care are $M_s = -125^\circ\text{C}$, solicitat la temperatura -77°C superioară punctului critic A_s .

De asemenea unele materiale neferoase (Ni-Ti) au memoria formei în dublu sens, obținută prin tratamente termomecanice speciale numite "de educare" prin care se induc microtensiuni care influențează germinarea și creșterea martensitei de-

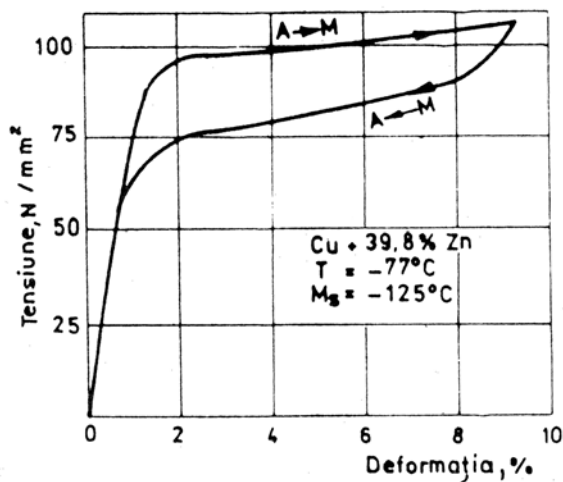


Fig.6.56. Curbele tensiune-deformație ale aliajului Cu-Zn superelastic

formate și reorientate și nu maculate, figura 6.57. Aplicațiile aliajelor cu memoria formei privesc următoarele funcții ale acestora:

- revenirea liberă, când elementul cu memoria formei produce mișcare și nu tensiune (deformare), la revenirea la forma inițială;
- revenirea reținută, când elementul cu memoria formei este împiedicat să revină la forma inițială și prin aceasta el produce o tensiune;
- generarea de lucru mecanic, când deplasarea elementului în timpul încălzirii pen-

tru a reveni la forma inițială, se face cu învingerea unei tensiuni, producând astfel un lucru mecanic, figura 6.58., în care este ilustrată funcționarea unui motor termic;

- superelasticitate când presupune înmagazinarea de energie potențială;
- capacitate de amortizare a vibrațiilor;
- revenire în dublu sens, obținută prin educare.

Cele mai utilizate și studiate aliaje cu memoria formei sunt:

Aliajul Ni+50% at.Ti (nitinol), prezintă memoria formei în simplu sens și în dublu sens, fiind rezistent mecanic, la coroziune și biocompatibil; este folosit pentru cuplaje, îmbinări de conducte, filtre implantabile în artere, elemente generatoare de mișcare și lucru mecanic. Adaosuri de Cu, Nb, Au, Pt, Ag cresc rezistența mecanică, rezistența la coroziune și stabilitatea temperaturilor de transformare.

Aliaje Cu-Zn-Al (21% Zn; 5,9% Al, rest Cu) și Cu-Al-Ni (13,03% Al; 4,9% Ni, rest Cu) în care martensita indusă termic sau prin tensiune din austenită are aceeași structură, prezintă memorie într-unul sau în dublu sens. Pot fi aliate, primele (Cu-Zn-Al) cu Si, Sn, Ga, Mn și celelalte (Cu-Al-Ni) cu Be, Ce, Co, Te, Ti, V, Zr, pentru finisarea structurii și creșterea rezistenței mecanice.

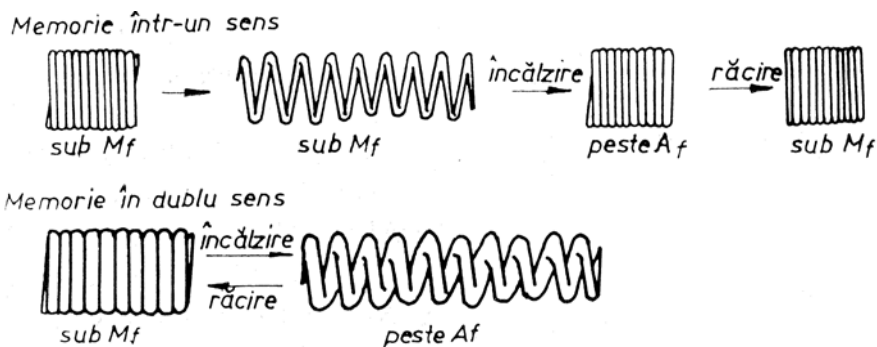


Fig.6.57. Ilustrarea memoriei într-un și în dublu sens

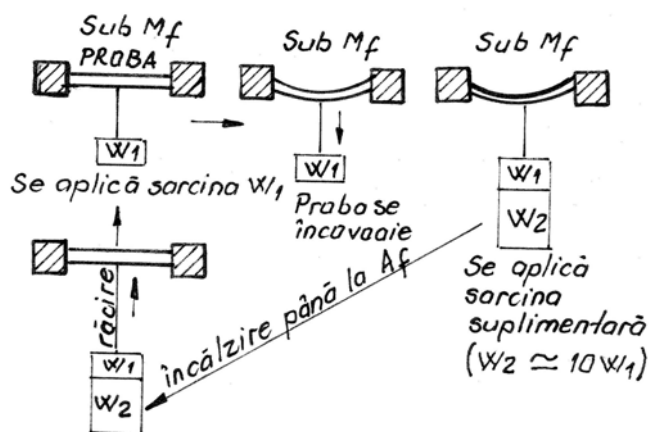


Fig.6.58. Funcționarea unui motor termic cu element cu memoria formei

Aliajele Cu-Zn-Al sunt susceptibile de coroziune selectivă, când dispare zincul, devenind susceptibile la fisurare sub tensiune.

Aliaje CANTIM 75 (12,4% Al; 5,08% Ni; 2,02% Mn; 1% Ti) prezintă efect de memoria formei aproape perfect reversibil în domeniul de temperaturi 100÷180°C, folosit ca aplicații la revenirea reținută sub tensiune (contacte electrice de temperaturi mari 160÷170°C).

Aliaje Au-Cd (4,7% at. Cd), Ag-Cd (50÷53% at. Cd sau 44÷47%

at. Cd) sunt cu memoria formei și sunt superelastice, folosite ca și nitinolul în medicină.

BIBLIOGRAFIE

1. Alexandru, I. ș.a., *Alegerea și utilizarea materialelor metalice*, EDP. București, 1997
2. Alexandru, I., *Metalurgie fizică*, vol. I și II, Institutul Politehnic Iași, 1979
3. Alexandru, I., *Contribuții privind influența tratamentelor termice la temperaturi sub zero grade, a oțelurilor bogat aliate, asupra proprietăților lor de așchiere* (Teză de doctorat), I.P. Iași, 1980.
4. Addis, Y.R., et Philbert, I., *La diffusion dans les Solides*, Universitaires de France, Paris, 1996
5. Askeland, D.R., *The Science and Engineering of Materials*, PWS-Kent, Publishing Company, Boston, Massachusetts, S.U.A., 1994
6. Arzamosov, B., *Materials Science*, Mir Publishers Moscow, 1989
7. Baciuc, C., *Contribuții privind utilizarea și tehnologia pentru obținerea unor materiale compozite cu matrice metalică prin solidificare dirijată* (Teză de doctorat), U.T. Iași, 1995
8. Baciuc, C-tin, Alexandru, I., Popovici, R., Baciuc, M., *Știința materialelor metalice*, EDP., Buc. 1996
9. Barrett, C.S., and Massalski, T.B., *The Structures of Metals*, Graw-Hill, New York, 1996
10. Bell, T., *Surfaces Heat of Steel*, Pergamon Press, Oxford, 1985
11. Cahn, R. W., *Physical Metallurgy*, North-Holland Publishing Company, Amsterdam, 1965
12. Cojocaru, Filipiuc, V., *Fonte-obținere*, Ed. Samia, Iași, 2002
13. Cartiș, I. Gh., *Tratamente termochimice*, Ed. Facla, Timișoara, 1988
14. Chalmers, B., *Physical metallurgy*, Wiley, New York, 1959
15. Cheșu, I., ș.a., *Alegerea și utilizarea oțelurilor*, Ed. Tehnică București, 1984
16. Chirică, D., Ursache, M., *Proprietățile materialelor*, Ed. Didactică și Pedagogică Buc., 1982
17. Christian, J. W., *The Theory of Transformation in Metals and Alloys*, Pergamon Press, Oxford, 1974
18. Cioclov, D., *Mecanica ruperii materialelor*, Ed. Academiei R.S.R., Buc., 1977
19. Ciobanu, Gh., Constantinescu, C., *Fizica stării solide*, vol. I, Ed. Tehnică, Buc. 1982
20. Colan, H., *Studiul metalelor și tratamente termice*, Ed. Didactică și Pedagogică, Buc. 1968
21. Colan, H., Filipescu, M., Biosack, E., *Studiul metalelor*, Ed. Didactică și Pedagogică, Buc., 1968
22. Colan, H., Tudoran, P., Ailincăi, Gh., Marcu, M., Drugescu, E., *Studiul metalelor*, Ed. Didactică și Pedagogică, Buc., 1983
23. Dieter, Gd., *Metalurgia mecanică*, Ed. Tehnică, Buc., 1970
24. Domșa, Al., Domșa, S., *Materiale metalice în construcția de mașini*, vol. I și II, Ed. Dacia, Cluj-Napoca, 1981
25. Dulămiță, T., Vermeșan, G., ș.a., *Tehnologia tratamentelor termice*, Ed. Didactică și Pedagogică, Buc., 1982
26. Dulămiță, T., Gherghescu, I., *Oțeluri de scule-proprietăți, tratamente termice, utilizări*, Ed. Tehnică, Buc., 1982
27. Dulămiță, T., Gherghescu, I., *Oțeluri de scule: proprietăți, tratamente termice, utilizări*, Ed. Tehnică, Buc., 1990
28. Fiterău, V., *Metalografie și proprietățile metalelor*, I.P. Brașov, 1979
29. Gâdea, S., Petrescu, M., *Metalurgie fizică și studiul metalelor*, vol. I, Ed. Didactică și Pedagogică, Buc., 1975
30. Gâdea, S., ș.a., *Metalografie*, Ed. Didactică și Pedagogică, Buc., 1974
31. Gâdea, S., Petrescu, M., *Metalurgie fizică și studiul metalelor*, vol. II, Ed. Didactică și Pedagogică, Buc., 1981
32. Gâdea, S., Petrescu, M., *Metalurgie fizică și studiul metalelor*, vol. III, Ed. Didactică și Pedagogică, Buc., 1985

33. Gâdea, S., Protopescu, M., *Aliaje neferoase*, Ed. Tehnică, Buc., 1966
34. Geru, N., *Teoria structurală a proprietăților metalelor*, Ed. Didactică și Pedagogică, Buc. 1981
35. Geru, N., ș.a., *Materiale metalice, structură, proprietăți, utilizări*, Ed. Tehnică, Buc., 1985
36. Geru, N., *Metalurgie fizică*, Ed. Didactică și Pedagogică, Buc. 1984
37. Goraș, G., *Metalurgie fizică elementară*, Ed. Tehnică, buc., 1975
38. Guy, G.A., *Elements of Physical Metallurgy*, Addison-Wesley Publishing Company, Inc. Reading, Massachusetts, 1959
39. Guillet, L., *Précis de métalographie*, Masson et Cie, Paris, 1958
40. Guillet, L., *Diagrammes des phases en métallurgie*, Masson et Cie, paris, 1964
41. Guillet, L., Poupeanu, P., *Théorie des transformations à l'état solide des métaux et alliages métalliques*, Dounod, Paris, 1975
42. Guleaev, A.P., *Metalovedenie*, Izd. Metallurgia, Moskova, 1982
43. Gurev, K.P., Kartaskin B.A., Ugaste, I.E., *Vzaimnala difuziia v mnogofaynih metallicheskih sistemah*, Izd., Nauka, Moskova, 1980
44. Hubca, Gh., ș.a., *Materiale compozite*, Ed. Tehnică, Buc., 1999
45. Ifrim, A., Noțingher, P., *Materiale electronice*, Ed. Didactică și Pedagogică, Buc., 1979
46. Ispas, Șt., *Materiale composite*, Ed. Tehnică, Buc., 1987
47. Ienciu, M., ș.a., *Elaborarea și turnarea aliajelor neferoase*, , Ed. Didactică și Pedagogică, Buc., 1982
48. Mantea, Șt., Geru, N., Dulămiță, T., Rădulescu, M., *Metalurgie fizică*, Ed. Tehnică, Buc., 1970
49. Mitelea, I., ș.a., *Știința materialelor în construcția de mașini*, Ed. Sudura, Timișoara, 1999
50. Novicov, I., *Theory of heat treatment of Metals*, Mir Publishers, Moskova, 1978
51. Popescu, N., Gheorghe, C., Popescu, O., *Tratamente termice neconvenționale*, Ed. Tehnică, Buc., 1990
52. Popescu, N., Șaban, R., Bunea, D., Pencea, I., *Știința materialelor*, vol. I și II, Ed. Fair Partners, Buc., 1999
53. Protopopescu, H., *Metalografie fizică*, Ed. Tehnică, Buc., 1970
54. Protopopescu, H., *Metalografie și tratamente termice*, , Ed. Didactică și Pedagogică, Buc., 1983
55. Rădulescu, M., *Studiul metalelor*, , Ed. Didactică și Pedagogică, Buc., 1982
56. Sofroni, L., Ștefănescu, D.M., *Fonte speciale*, Ed. Tehnică, Buc., 1977
57. Sofroni, L., Ștefănescu, D.M., Vincenz, C., *Fonte cu grafit nodular*, Ed. Tehnică, Buc. 1978
58. Schumann, H., *Metalurgie fizică*, Ed. Tehnică, Buc., 1962
59. Șontea, S., Vlădoi, M., Zaharia, N., *Metale și aliaje neferoase de turnătorie*, Ed. Scrisul Românesc, Craiova, 1981
60. Ștefănescu, Fl., *Compozite metalice*, Ed. Matrixrom, Buc., 1996
61. Ștefănescu, I., ș.a., *Materiale metalice și plastice*, Ed. Junimea, Iași, 2000
62. Richards, W.C., *Engineering Materials Science*, Chapman Hall, Londra, 1961
63. Rollason, E.C., *Metallurgy for Engineers*, Edward Arnold, Londra, 1973
64. Trușculescu, M., Ieremia, A., *Oțeluri inoxidabile și refractare*, Ed. Facla, Timișoara, 1983
65. Trușculescu, M., *Studiul metalelor*, , Ed. Didactică și Pedagogică, Buc., 1977
66. Vermeșan, G., *Îndrumar pentru tratamente termice*, Ed. Dacia, Cluj-Napoca, 1987
67. Yet, Gh., Ursu, D., *Fizica stării solide-aplicații în inginerie*, Ed. Tehnică, Buc., 1989

Tehnoredactor: Anișoara Corăbieru
Grafică: Petrică Corăbieru

Bun de tipar: mai 2005. Apărut: 2005.
Retipărire: 2009
Editura Tehnopress, str. Pinului nr. 1A, 700109 Iași
Tel./fax: 0232 260092
email: tehnopress@yahoo.com
www.tehnopress.ro
