

1. PROPRIETĂȚILE MECANICE ALE MATERIALELOR METALICE

2. STRUCTURA SI PROPRIETATILE OTELURILOR SI FONTELOR

3. TRATAMENTELE TERMICE LA OȚELURI ȘI FONTE

4. OȚELURILE ȘI FONTELE COMERCIALE

Bibliografie

1. Zecheru Gh., Drăghici Gh., Elemente de științe și ingineria materialelor, vol. 1 și 2, Editura ILEX și Editura Universității din Ploiești, 2001
2. Colan H. ș.a., Studiul metalelor, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1983
3. Protopopescu H., Metalografie și tratamente termice, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1983
4. Rașeev D., Bazele tehnologiei tratamentelor termice, I.P.G. Ploiești, 1977
5. Zecheru Gh., Tehnologia materialelor, Partea I și II, I.P.G. Ploiești, 1987
6. Surdeanu T, Perneș M, Piese sinterizate din pulberi metalice, Editura Tehnică, București, 1984

1. PROPRIETĂȚILE MECANICE ALE MATERIALELOR METALICE

1.1. Introducere

Piese confectionate din materiale metalice (metale sau aliaje), folosite cu cea mai mare pondere în construcția de mașini și utilaje, sunt supuse în timpul utilizării (exploatării) la acțiunea unor **încărcări mecanice (forțe) exterioare**. Ca efect al acțiunii forțelor exterioare, în aceste piese se crează așa-numitele **forțe interioare sau eforturi** și piesele se deformează.

Comportarea unei piese la solicitările mecanice produse de forțele exterioare depinde de anumite însușiri specifice materialului metalic din care este confectionată piesa, numite **proprietăți mecanice**. De obicei, proprietățile mecanice ale unui material metalic se determină prin **încercări mecanice**, constând din solicitarea unor epruvete în condițiile adecvate evidențierii proprietăților urmărite. Cu ajutorul încercărilor mecanice se obțin date calitative privind comportarea materialelor în condițiile de solicitare corespunzătoare acestor încercări și valorile unor mărimi fizice sau convenționale, numite **caracteristici mecanice**, care se pot utiliza ca parametri cantitativi de exprimare a proprietăților mecanice.

1.2. Elasticitatea și plasticitatea materialelor metalice

Elasticitatea este proprietatea unui material de a se deforma sub acțiunea solicitărilor mecanice și de a reveni la forma inițială când solicitările și-au încetat acțiunea.

S-a stabilit pe cale experimentală că, în cazul în care solicitările mecanice aplicate asupra unei piese crează stări de tensiuni capabile să producă numai deformații elastice ale materialului acesteia, este valabilă **legea lui Hooke**, adică *dependența dintre tensiunile generate de solicitările mecanice și deformațiile specifice de natură elastică produse este liniară*. Astfel, în cazul unei piese metalice care suferă deformații elastice sub acțiunea unei solicitări de întindere sau compresiune monoaxială, starea de tensiuni generată în piesă este caracterizată numai printr-o tensiune normală σ (orientată după direcția forțelor exterioare care produc întinderea sau comprimarea monoaxială a piesei) și legea lui Hooke are următoarea formulare analitică:

$$\sigma = E\varepsilon,$$

ε fiind deformația specifică liniară (de natură elastică) a materialului piesei, măsurată pe direcția tensiunii σ . De asemenea, în cazul unei piese metalice care suferă deformații elastice sub acțiunea unei solicitări de forfecare pură, starea de tensiuni generată în piesă este caracterizată numai printr-o tensiune tangențială τ și legea lui Hooke are următoarea exprimare analitică:

$$\tau = G\gamma,$$

γ fiind lunecarea specifică (de natură elastică) a materialului piesei, produsă pe direcția tensiunii τ . Factorii de proporționalitate E și G , care intervin în formulările particulare (expuse anterior) ale legii lui Hooke, sunt caracteristici (constante) proprii materialului piesei solicitate, ce exprimă capacitatea materialului de a se opune acțiunii de deformare elastică exercitate de solicitările mecanice exterioare; caracteristica E este denumită **modul de elasticitate longitudinală**, iar caracteristica G – **modul de elasticitate transversală**. În teoria elasticității este demonstrat că formulările analitice ale legii lui Hooke pentru materialele continue, omogene și izotrope conțin ca factori de proporționalitate numai caracteristicile E și G , oricare ar fi complexitatea stărilor de tensiuni mecanice care produc deformațiile elastice.

Deformarea elastică a cristalelor care alcătuiesc structura pieselor metalice se realizează prin modificarea distanțelor interatomice și schimbarea parametrilor structurii cristaline (rețelei spațiale). Deformarea elastică a materialelor (pieselor) metalice cu structură policristalină se realizează prin deformarea cristalelor componente conform mecanismului anterior prezentat. Comportarea la deformare și valorile caracteristicilor elastice (E și G) ale materialelor metalice policristaline sunt determinate în principal de natura și intensitatea forțelor de legătură dintre atomii care alcătuiesc cristalele (dependente de compoziția chimică a materialului, de tipul și de parametrii structurii sale cristaline) și sunt influențate în măsură nesemnificativă de factorii structurali

modificabili prin prelucrări tehnologice, cum ar fi forma și dimensiunile cristalelor, tipul și densitatea imperfecțiunilor structurii cristaline (vacanțe, dislocații, limite de cristale, limite de subcristale) etc.

Plasticitatea este proprietatea unui material de a se deforma sub acțiunea solicitărilor mecanice și de a nu reveni la forma inițială (de a-și menține configurația obținută prin deformare) când solicitările și-au încetat acțiunea. S-a stabilit pe cale experimentală că, în cazul în care solicitările mecanice aplicate asupra unei piese creează stări de tensiuni capabile să producă deformări plastice ale materialului acesteia, legea lui Hooke își pierde valabilitatea (dependența dintre tensiunile generate de solicitările mecanice și deformările specifice produse nu mai este liniară). Cercetările experimentale și studiile teoretice efectuate au evidențiat următoarele aspecte privind deformarea plastică a cristalelor metalice:

a) *Deformarea plastică a cristalelor care alcătuiesc structura materialelor metalice se realizează, în mod obișnuit, prin alunecarea unor zone ale cristalelor, de-a lungul unor plane cristalografice numite **plane de alunecare**, sub acțiunea tensiunilor tangențiale τ generate de solicitările mecanice aplicate asupra acestor materiale; acest mecanism de realizare a deformării plastice a fost sugerat de observarea unor linii sau **benzi de alunecare** pe suprafețele libere ale cristalelor deformate plastic.*

b) *Planele de alunecare ale cristalelor metalice sunt planele cristalografice cu densitate atomică maximă. În fiecare plan de alunecare, direcțiile preferențiale de realizare a proceselor de alunecare sunt direcțiile cu densitate atomică maximă. Un plan de alunecare împreună cu o direcție de alunecare conținută în acesta formează un **sistem de alunecare**; structurile cristaline FCC, având cel mai mare număr de sisteme de alunecare, prezintă cea mai bună capacitate de deformare plastică, în timp ce structurile cristaline HC, fiind caracterizate prin numărul cel mai redus de sisteme de alunecare, prezintă plasticitate scăzută.*

c) *Deformarea plastică prin alunecare a unui cristal nu se realizează prin deplasarea relativă simultană, cu un număr întreg de distanțe interatomice, a tuturor atomilor din zonele adiacente unui sau mai multor plane de alunecare.*

d) *Deformarea plastică prin alunecare a cristalelor metalice reale (cu imperfecțiuni ale structurii cristaline) se realizează prin mecanismul bazat pe deplasarea dislocațiilor în planele de alunecare ale cristalelor.*

e) *Procesul de deformare plastică prin alunecare nu conduce la micșorarea numărului de dislocații conținute în cristale, ci la mărirea acestuia (creșterea densității de dislocații). De asemenea, procesul de deformare plastică bazat pe deplasarea dislocațiilor în lungul planelor de alunecare determină blocarea mișcării multor dislocații, datorită interacțiunii acestora cu obstacolele întâlnite (alte dislocații, vacanțe, impurități etc.). Datorită acestor fenomene (creșterea densității de dislocații și blocarea mișcării unor dislocații), pe măsură ce procesul de deformare plastică a unui cristal avansează, crește intensitatea tensiunii tangențiale τ care asigură continuarea procesului (crește rezistența la deformare a materialului cristalin), fenomen numit **ecruisare (întărire) prin deformare plastică**.*

Deformarea plastică a unui material metalic (a unei piese metalice) cu structură policristalină începe în cristalele având planele de alunecare orientate cel mai favorabil în raport cu sistemul de solicitare al materialului (piesei); în aceste cristale tensiunile tangențiale dezvoltate prin acțiunea solicitărilor mecanice exterioare au intensități maxime și este posibilă demararea procesului de deformare plastică (bazat pe mecanismul descris anterior, de deplasare prin alunecare a dislocațiilor). Dislocațiile deplasate în interiorul cristalelor în primele secvențe ale procesului de deformare plastică sunt blocate la limitele dintre cristale (unde nivelul energetic este mai ridicat și se face trecerea spre cristalele vecine, cu alte orientări ale planelor cristalografice) și apare fenomenul de ecrusare. Mărind intensitatea solicitărilor mecanice la care este supus materialul (piesa), procesul de deformare plastică poate continua, fie prin realizarea condițiilor de deplasare a dislocațiilor în planele de alunecare ale altor cristale, fie prin continuarea deplasării dislocațiilor blocate la marginea cristalelor.

În baza mecanismului descris anterior rezultă că, mărind suficient solicitările la care este supus un material cu structură policristalină, se poate obține deformarea plastică globală (generală)

a acestuia. Într-o astfel de situație, materialul policristalin va prezenta o **structură fibroasă**, deoarece cristalele (grăunții cristalini) din care este alcătuit își modifică forma poliedrică (echiaxială) inițială, alungindu-se în direcția eforturilor care le-au produs deformarea. *Orientarea unidirecțională a cristalelor materialelor metalice policristaline deformate plastic*, denumită **textură de deformare**, produce anizotropia proprietăților mecanice ale acestor materiale.

1.3. Încercarea la tracțiune a materialelor metalice

Pentru a evidenția particularitățile comportării materialelor metalice policristaline solicate mecanic se folosește (ca încercare de referință) încercarea la tracțiune. Condițiile și modul de realizare a încercării la tracțiune și caracteristicile mecanice care se pot determina prin această încercare sunt reglementate prin standardul SR EN 10002 (care reprezintă versiunea în limba română a standardului european EN 10002).

Încercarea la tracțiune se execută pe **epruvete** confecționate din materialul metalic care se cercetează, având forma și dimensiunile prescrise în SR EN 10002. Epruvetele folosite în mod obișnuit au configurația prezentată în figura 1.1; aceste epruvete au o porțiune centrală, cu secțiunea circulară (epruvete rotunde) sau dreptunghiulară (epruvete plate), calibrată (cu dimensiuni precise) și două capete de prindere (pe mașina cu care se realizează încercarea), cu diverse configurații (cilindrice, conice, cilindrice filetate, plate, plate cu orificii pentru bolțuri etc.). Pe porțiunea calibrată a epruvetelor se trasează (înainte de încercare) două repere la distanța L_0 ; de regulă, distanța (lungimea) inițială între repere L_0 se alege în funcție de aria secțiunii transversale inițiale a porțiunii calibrate S_0 , utilizând relația: $L_0 = k\sqrt{S_0}$, iar epruvetele astfel dimensionate se numesc **epruvete proporționale** (de obicei, se ia $k = 5,65$, ceea ce este echivalent, pentru epruvetele rotunde, cu $L_0 = 5d_0$).

În timpul încercării la tracțiune, pe direcția axei longitudinale a unei epruvete realizate conform prescripțiilor anterior prezentate, se aplică o forță de tracțiune F , crescătoare ca intensitate, care produce deformarea progresivă și, în final, ruperea epruvetei. Mașina folosită pentru realizarea încercării la tracțiune este prevăzută cu dispozitivele necesare pentru a măsura și/sau înregistra (pe toată durata încercării) intensitatea forței aplicate F și deformațiile liniare (lungirile sau extensiile) produse epruvetei $\Delta L = L - L_0$, L fiind distanța (lungimea) între reperele epruvetei la aplicarea forței de tracțiune cu intensitatea F . Prin măsurarea secvențială sau înregistrarea continuă a valorilor mărimilor F și ΔL , se poate construi curba dependenței $F = g(\Delta L)$, numită **diagrama încercării la tracțiune (DIT)** sau **diagrama forță - alungire (extensie)**. Reprezentând în coordonate rectangulare variația tensiunii (convenționale) $\sigma = \frac{F}{S_0}$ în funcție de alungirea specifică $\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0}$ sau

în funcție de alungirea procentuală $\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \cdot 100$, se obține o curbă $\sigma = f(\varepsilon)$, numită **curba caracteristică convențională la tracțiune (CCCT)** sau **curba caracteristică tensiune-deformație specifică** a materialului cercetat. CCCT are în mod obișnuit una din configurațiile prezentate în figura 1.2.

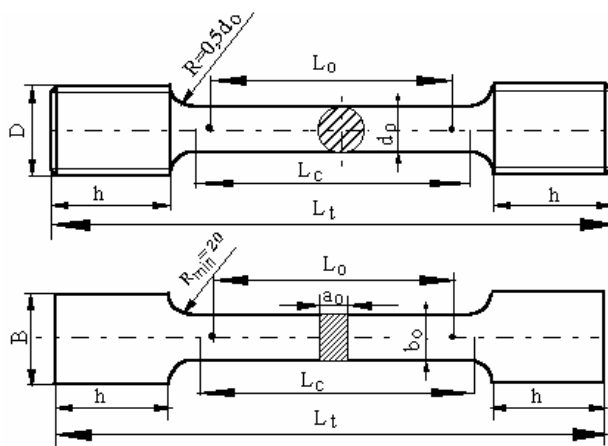


Fig. 1.1. Epruvete pentru încercarea la tracțiune

Cu ajutorul CCCT (construită pe baza încercării la tracțiune) se pot evidenția particularitățile comportării oricărui material metalic solicitat mecanic și se pot defini o serie de **caracteristici mecanice** (folosite drept caracteristici de referință la proiectarea pieselor din materialul respectiv), așa cum se prezintă în continuare:

a) La începutul încercării la tracțiune CCCT este liniară (are configurația unei drepte care trece prin originea sistemului de coordonate), fapt ce indică existența unei proporționalități stricte între mărimile σ și ε și, deci, o comportare elastică a materialului supus încercării; deoarece la începutul încercării materialul respectă legea lui Hooke ($\sigma = E\varepsilon$), panta CCCT, măsurată în originea sistemului de coordonate, este chiar **modulul de elasticitate longitudinală** al materialului ($\tan \alpha = E$, v. fig. 1.2).

b) Pe măsură ce crește intensitatea forței de tracțiune F , materialul supus încercării începe să sufere deformații plastice, dependența dintre σ și ε nu mai este liniară și configurația CCCT se modifică.

La unele materiale metalice începutul procesului de deformare plastică este caracterizat printr-o curgere a materialului (deformare plastică fără ecrisare) și pe CCCT se înregistrează un palier (v. figura 1.2 a); *tensiunea la care se produce creșterea deformațiilor specifice ale materialului fără a se mări intensitatea solicitării* (tensiunea la care are loc fenomenul de curgere sau tensiunea corespunzătoare palierului înregistrat pe CCCT) este denumită **limită de curgere aparentă** și notată R_e .

Multe materiale metalice nu manifestă un fenomen de curgere aparentă, CCCT corespunzătoare acestora ne prezintă variații bruște ale pantei la instaurarea procesului de deformare plastică, ci numai modificări continue, care evidențiază creșterea ponderii deformațiilor plastice și apariția fenomenului de ecrisare (v. figura 1.2 b). La astfel de materiale se poate defini o **limită de curgere convențională** (notată R_p), ca fiind *tensiunea la care alungirea specifică neproporțională (de natură plastică, notată ε_p în fig. 1.2 b) atinge o valoare prescrisă*; în mod uzual, limita de curgere convențională se determină pentru o alungire procentuală neproporțională $\varepsilon_p = 0,2\%$ și se notează $R_{p0,2}$.

În unele cazuri, în locul limitei de curgere convenționale se definesc următoarele caracteristici echivalente:

* **limita de alungire remanentă** R_r – *tensiunea corespunzătoare unei alungiri specifice remanente (măsurate după descărcarea epruvetei, $\varepsilon_r \cong \varepsilon_p$, v. fig. 1.2 b) prescrise*; în mod uzual, R_r se determină pentru o alungire procentuală remanentă $\varepsilon_r = 0,2\%$ și se notează $R_{r0,2}$;

* **limita de extensie convențională** R_t – *tensiunea la care alungirea specifică totală (de natură elasto-plastică, $\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p$, v. fig. 1.2 b) atinge o valoare prescrisă*; de obicei, R_t se determină pentru o alungire procentuală totală $\varepsilon = 0,5\%$ și se notează $R_{t0,5}$.

c) Mărinând tensiunile de solicitare peste limita de curgere, are loc deformarea plastică uniformă a porțiunii calibrate a epruvetei. La o anumită valoare a forței de solicitare la tracțiune, într-o zonă oarecare a porțiunii calibrate se produce gătuirea epruvetei (micșorarea secțiunii transversale a epruvetei datorită deformării plastice excesive). Solicitând în continuare epruveta, gătuirea se accentuează și, la epuizarea capacității de deformare plastică a materialului, survine ruperea acesteia. *Tensiunea corespunzătoare forței maxime de solicitare a epruvetei înainte de rupere F_{max}* , se numește **rezistență la tracțiune** (sau **rezistență la rupere**) și se notează R_m ($R_m = \frac{F_{max}}{S_0}$); rezistența la tracțiune este o caracteristică convențională a materialului supus

încercării, deoarece se calculează raportând forța F_{max} , aplicată într-un moment precedent momentului ruperii, la o arie S_0 , diferită de aria reală a epruvetei solicitate de F_{max} (v. fig. 1.2).

d) Așezând cap la cap cele două părți ale epruvetei rupte la încercarea la tracțiune și măsurând dimensiunile acesteia, se determină distanța (lungimea) ultimă între reperele din porțiunea calibrată L_u și aria secțiunii transversale în zona (gătuată) în care s-a produs ruperea (aria minimă a secțiunii după rupere) S_u și se pot defini încă două caracteristici mecanice ale materialului încercat:

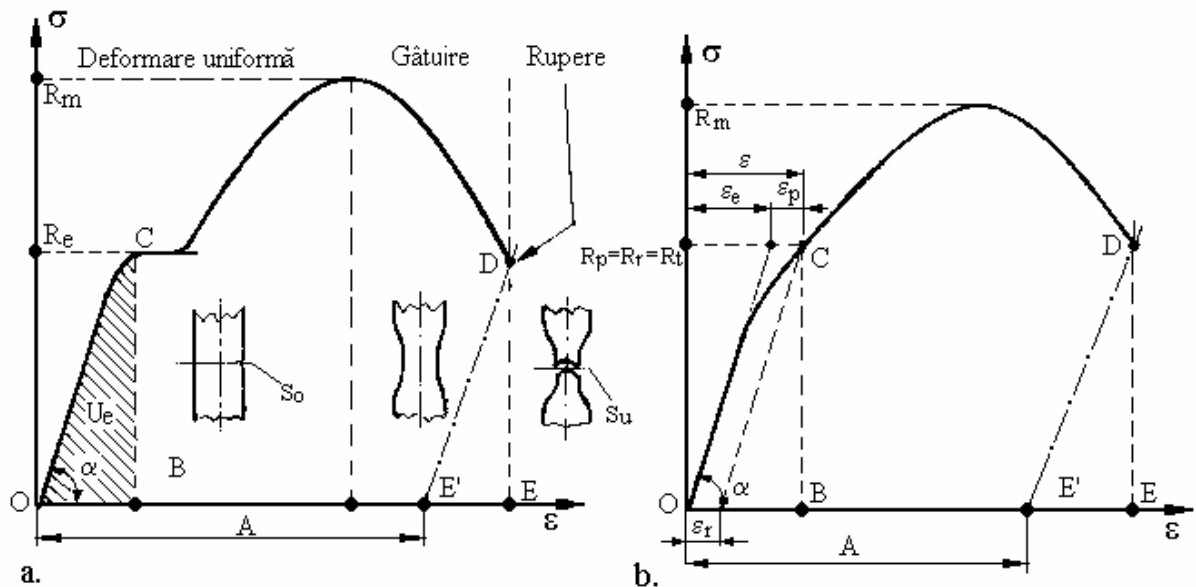


Fig.1.2. Curbe caracteristice convenționale la tracțiune (CCCT):

a - la materialele care prezintă curgere aparentă; b - la materialele fără curgere aparentă

* **alungirea procentuală după rupere** (sau **alungirea la rupere**) A :

$$A = \frac{L_u - L_0}{L_0} 100;$$

* **coeficientul de gătuire** (numit și **gătuire** sau **stricțiune** și exprimat în %) Z :

$$Z = \frac{S_0 - S_u}{S_0} 100$$

Din datele prezentate anterior reiese că, folosind rezultatele încercării la tracțiune se pot determina o serie de caracteristici mecanice importante ale materialelor metalice: *modulul de elasticitate longitudinală E ; limita de curgere (aparentă R_e sau convențională R_p) sau caracteristicile echivalente acestuia (limita de alungire remanentă R_r sau limita de extensie convențională R_t); rezistența la tracțiune R_m ; alungirea procentuală după rupere A ; coeficientul de gătuire Z și se pot face aprecieri calitative și cantitative privind proprietățile de elasticitate și plasticitate ale acestora.*

Astfel, *capacitatea de deformare elastică a oricărui material metalic se poate exprima cantitativ prin valoarea energiei U_e , care poate fi înmagazinată de material în procesul de deformare elastică și poate fi eliberată la înlăturarea solicitărilor care au produs deformarea. Valoarea energiei U_e corespunde ariei de sub porțiunea liniară a CCCT (aria domeniului triunghiular OCB, v. fig. 1.2 a) și va fi dată de o relație de forma:*

$$U_e = \frac{R_e^2}{2E};$$

rezultă astfel că valoarea energiei U_e , ce exprimă cantitativ *elasticitatea unui material metalic, este direct proporțională cu pătratul limitei de curgere a materialului și invers proporțională cu modulul de elasticitate longitudinală al acestuia.*

De asemenea, *capacitatea de deformare plastică a unui material metalic se poate exprima cantitativ prin valoarea energiei U_p , care poate fi preluată de material în procesul de deformare plastică a acestuia înainte de rupere. Valoarea energiei U_p , ce exprimă tenacitatea unui material sau capacitatea de deformare plastică a unui material înainte de rupere, corespunde ariei de sub porțiunea neliniară a CCCT (aria domeniului BCDE, aproximativ egală cu aria domeniului OCDE', v. fig. 1.2 a) și este direct proporțională cu limita de curgere, cu alungirea procentuală după rupere și cu diferența (sau raportul) dintre rezistența la tracțiune și limita de curgere corespunzătoare materialului.*

1.4. Ruperea materialelor metalice

Ruperea este fenomenul de fragmentare a unui material (unei piese) în două sau mai multe părți sub acțiunea unei stări de tensiuni mecanice.

Ruperile materialelor (pieselor) metalice se pot clasifica folosind mai multe criterii: a) modul cristalografic de rupere; b) aspectul ruperii; c) mărimea deformațiilor plastice care preced ruperea.

Utilizând primul criteriu (modul cristalografic de rupere), care consideră fenomenul de rupere la scară atomică, ruperile se încadrează în două categorii: **ruperi prin clivaj** (smulgere), produse prin acțiunea unor tensiuni mecanice normale σ și **ruperi prin forfecare**, produse prin acțiunea unor tensiuni mecanice tangențiale τ .

Dacă se utilizează cel de-al doilea criteriu (aspectul ruperii), care consideră fenomenul de rupere la scară microscopică, ruperile se clasifică în două categorii: **ruperi cu aspect cristalin - strălucitor** și **ruperi cu aspect fibros**.

Dacă se folosește cel de-al treilea criteriu (mărimea deformațiilor plastice care preced ruperea), care consideră fenomenul de rupere la scară macroscopică, ruperile se încadrează în două categorii: **ruperi fragile**, precedate de deformații plastice nesemnificative și care se propagă cu viteze foarte mari și **ruperi ductile**, caracterizate prin deformații plastice apreciabile produse înaintea și în timpul realizării fenomenelor de rupere.

Categoriile de clasificare a ruperilor materialelor (pieselor) metalice sunt net corelate; astfel, *ruperile fragile se produc prin clivaj (smulgere), au propagare intercristalină (prin limitele cristalelor care alcătuiesc structura materialului) sau transcristalină (prin grăunții cristalini care compun structura materialului) și prezintă aspect cristalin - strălucitor, iar ruperile ductile se produc prin forfecare, au, de obicei, propagare transcristalină și prezintă aspect fibros.*

Comportarea fragilă sau ductilă la rupere nu este întotdeauna o însușire intrinsecă a fiecărui material metalic (o însușire dependentă numai de compoziția chimică și de caracteristicile structurale ale materialului). Comportarea la rupere poate fi influențată esențial de factorii ce descriu condițiile solicitării mecanice care determină ruperea: a) temperatura materialului în timpul solicitării; b) viteza de solicitare (viteza de aplicare a sarcinilor și/sau viteza de deformare a materialului); c) gradul de triaxialitate al stărilor de tensiuni generate în materialul supus solicitării, dependent de complexitatea solicitării și de prezența în material a concentratorilor de tensiuni. Complexitatea unei solicitări mecanice este determinată de modul în care acționează sarcinile (forțele) care o produc și de tipul efectelor (simple sau combinate) de deformare realizate (întindere, compresiune, încovoiere, forfecare, torsiune etc.), iar concentratorii de tensiuni sunt discontinuități ale materialului (orificii, creștături, zgârieturi, incluziuni, fisuri etc.) care determină creșteri locale ale intensității tensiunilor generate de solicitările mecanice.

Prin cercetări experimentale privind comportarea la rupere a unui număr mare de materiale metalice cu utilizări industriale s-a constatat că, pentru fiecare din cei trei factori de descriere a condițiilor de solicitare mecanică (precizați anterior) poate fi definit un prag caracteristic, la traversarea căruia comportarea la rupere se modifică din ductilă în fragilă sau invers (în funcție de sensul de variație a factorului la traversarea pragului). De obicei, se consideră ca *factor principal temperatura materialului în timpul solicitării, iar pragul caracteristic corespunzător acestui factor este denumit temperatură de tranziție ductil – fragil t_{tr}* , (dacă temperatura materialului solicitat mecanic este $t > t_{tr}$, comportarea sa la rupere este ductilă, iar dacă temperatura materialului coboară la $t < t_{tr}$, materialul prezintă o comportare fragilă la rupere). Influențele celorlalți doi factori se iau în considerare prin modificările pe care le produc valorii temperaturii de tranziție; astfel, *mărirea vitezei de solicitare (solicitarea dinamică sau prin șocuri) și/sau creșterea gradului de triaxialitate al stărilor de tensiuni (datorită complexității solicitării mecanice sau prezenței concentratorilor de tensiuni) determină tendința oricărui material metalic spre o comportare fragilă la rupere și produce creșterea temperaturii de tranziție a materialului respectiv (extinderea domeniului de temperaturi în care materialul manifestă o comportare fragilă la rupere și, ca urmare, restrângerea domeniului de temperaturi în care comportarea la rupere a materialului este ductilă).*

Procesul de rupere (fragilă sau ductilă) a unui material metalic are două etape de desfășurare: **a) inițierea ruperii**, constând din apariția (germinarea) unor microfisuri (germeni sau nuclee de rupere) în materialul metalic solicitat mecanic; **b) propagarea ruperii**, constând din extinderea (creșterea) microfisurilor în materialul metalic supus solicitărilor mecanice.

Din cele prezentate anterior rezultă că *ruperea fragilă este un fenomen greu de diagnosticat (prognostic), care se produce intempestiv, se propagă cu viteze foarte mari (instabil) și poate avea urmări catastrofale*, în timp ce *ruperea ductilă este un fenomen ușor de detectat, care se produce stabil, după epuizarea capacității de deformare plastică a materialului metalic supus solicitărilor mecanice*. Ca urmare, la proiectarea pieselor metalice destinate aplicațiilor tehnice se pune condiția ca materialul metalic ales pentru confecționarea acestora să prezinte o comportare ductilă la rupere pe tot domeniul temperaturilor de exploatare (utilizare) a lor; astfel, dacă domeniul temperaturilor de exploatare a pieselor are limita inferioară t_{min} , materialul metalic din care se realizează acestea trebuie să prezinte o temperatură de tranziție ductil-fragil t_{tr} , care să asigure îndeplinirea condiției:

$$t_{min} > t_{tr}$$

Utilizarea criteriului impune cunoașterea caracteristicii t_{tr} pentru materialele metalice cu utilizări industriale (tehnice).

1.5. Încercarea la încovoiere prin șoc a materialelor metalice

Pentru a evidenția particularitățile comportării la rupere a materialelor metalice la diferite temperaturi se folosește (ca încercare de referință) **încercarea la încovoiere prin șoc**. Condițiile și modul de realizare a încercării la încovoiere prin șoc și caracteristicile mecanice care se pot determina prin această încercare sunt reglementate prin standardul SR EN 10045 (care reprezintă versiunea în limba română a standardului european EN 10045).

Încercarea la încovoiere prin șoc se execută pe **epruvete** confecționate din materialul metalic care se cercetează, având configurația și dimensiunile în conformitate cu prescripțiile SR EN 10045. Epruvetele standardizate au forma unor prisme pătrate drepte, cu lungimea (înălțimea) de 55 mm și latura bazei de 10 mm și sunt prevăzute pe una din fețele laterale cu o creștătură centrală (un concentrator de tensiuni mecanice); în funcție de forma creștăturii, *epruvetele pot fi: a) cu creștătură în formă de V, la care creștătura are adâncimea de 2 mm, unghiul de deschidere de 45^0 și raza de rotunjire la vârf de 0,25 mm; b) cu creștătură în formă de U (sau cu creștătură în formă de gaură de cheie), la care creștătura are adâncimea de 5 mm și raza la vârf de 1 mm*.

Pentru efectuarea încercării la încovoiere prin șoc se utilizează, de obicei, o mașină numită **ciocan – pendul Charpy**.

Caracteristica mecanică determinată prin încercarea la încovoiere prin șoc este **energia de rupere**, notată $KV = W_r$, dacă s-a încercat o epruvetă cu creștătura în formă de V sau $KU = W_r$, dacă epruveta încercată a avut creștătura în formă de U. În unele cazuri, caracteristica mecanică prin care se exprimă rezultatul încercării la încovoiere prin șoc este **reziliența**, notată KCV sau KCU (funcție de forma creștăturii epruvetei încercate) și definită prin relația:

$$KCV \text{ sau } KCU = \frac{W_r}{S_0},$$

S_0 fiind aria secțiunii transversale inițiale a epruvetei în planul de simetrie al creștăturii ($S_0 = 0,8 \text{ cm}^2$, în cazul epruvetei cu creștătura în formă de V și $S_0 = 0,5 \text{ cm}^2$, în cazul epruvetei cu creștătura în formă de U); în mod obișnuit, reziliența se exprimă în J/cm^2 .

Valorile energiei de rupere (sau rezilienței) determinate prin încercarea la încovoiere prin șoc a unor epruvete dintr-un anumit material sunt în directă corelație cu comportarea la rupere a materialului (sunt caracteristici ce exprimă tenacitatea la rupere a materialului): dacă materialul prezintă o comportare fragilă la rupere (rupere cu aspect cristalin - strălucitor), valorile energiei de rupere (sau rezilienței) sunt scăzute, iar dacă materialul prezintă o comportare ductilă la rupere (rupere cu aspect fibros), valorile energiei de rupere (sau rezilienței) sunt ridicate (se consumă energie atât pentru realizarea suprafețelor de rupere, cât și pentru deformarea plastică apreciabilă a

materialului înainte de rupere). Pornind de la această constatare, a apărut ideea că rezultatele încercării la încovoiere prin șoc a unui material metalic se pot utiliza pentru determinarea unei temperaturi (convenționale) de tranziție ductil - fragil a materialului respectiv. În acest scop, din materialul metalic analizat se prelevează mai multe epruvete, se efectuează încercarea la încovoiere prin șoc a acestora la diferite temperaturi, iar rezultatele obținute se transpun în diagrame, având în abscisă temperatura, iar în ordonată valorile caracteristicii KV sau KU , așa cum se prezintă în figura 1.3 a; deoarece majoritatea materialelor metalice au un domeniu de temperaturi în care prezintă o comportare bimodală la rupere (parțial fragilă și parțial ductilă), temperatura de tranziție ductil - fragil se definește prin criterii convenționale, cum ar fi:

* temperatura de tranziție ductil - fragil este temperatura la care KV are o valoare prescrisă X (se notează t_{KVX});

* temperatura de tranziție ductil - fragil este temperatura la care KV sau KU are o valoare egală cu jumătate din valoarea energiei de rupere corespunzătoare comportării ductile la rupere (se notează $t_{0,5}$);

* temperatura de tranziție ductil - fragil este temperatura la care jumătate din aria suprafețelor de rupere ale epruvetelor are aspect (cristalin - strălucitor) de rupere fragilă (se notează $t_{50\%}$).

Utilizarea încercării la încovoiere prin șoc la determinarea temperaturii de tranziție ductil - fragil a materialelor metalice a evidențiat următoarele aspecte (v. fig. 1.3 b):

* materialele metalice cu structură monofazică de metal pur sau soluție solidă și rețele cristaline de tip CFC prezintă comportare ductilă la rupere la orice temperatură (temperatura lor de tranziție ductil - fragil este situată la temperaturi foarte scăzute, în vecinătatea temperaturii 0 K);

* unele materiale metalice (cum ar fi compuși intermetalici sau aliajele care conțin în structură eutectice cu compuși intermetalici) au comportare fragilă la rupere pe un domeniu de temperaturi foarte extins (temperatura lor de tranziție ductil - fragil este situată la temperaturi ridicate);

* materialele metalice în structura cărora predomină faze de tip soluție solidă sau metal pur cu rețele cristaline de tip CVC prezintă temperaturi de tranziție ductil - fragil situate în domeniul $-100^{\circ}\text{C} \dots +100^{\circ}\text{C}$, domeniu uzual de exploatare al construcțiilor tehnice; pentru piesele confecționate din astfel de materiale este importantă efectuarea încercării la încovoiere prin șoc pentru verificarea comportării ductile la rupere la temperatura de utilizare.

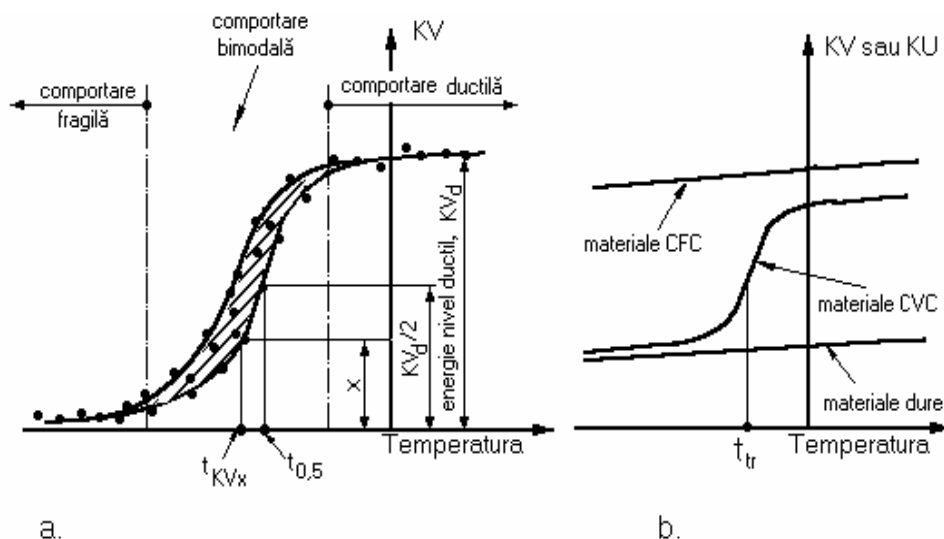


Fig. 1.3. Variația cu temperatura a caracteristicilor KV sau KU la diferite materiale metalice

1.6. Fluajul materialelor metalice

Dacă solicitările mecanice aplicate acționează timp îndelungat (zile, luni, ani), procesul de deformare plastică a materialelor metalice poate începe chiar dacă tensiunile create sub acțiunea

acestora au intensități mai mici decât limita lor de curgere și se continuă chiar dacă solicitările și, ca urmare, tensiunile create de acestea, își mențin constantă intensitatea.

Fenomenul de deformare lentă și continuă în timp a unui material metalic sub acțiunea unor solicitări (tensiuni) mecanice constante se numește **fluaj**, iar ruperile produse datorită acestui fenomen se numesc **ruperi prin fluaj**. S-a constatat experimental că unul din factorii principali care determină apariția și desfășurarea fenomenului de fluaj este temperatura, fenomenul manifestându-se cu intensitate mare dacă materialul metalic solicitat mecanic are temperatura $T \geq 0,4T_s \cong T_{rp}$, T_s fiind temperatura de solidificare – topire, iar T_{rp} – temperatura de recristalizare primară ale materialului.

Pentru un material metalic aflat la o anumită temperatură $T = ct.$, în care o solicitare mecanică invariabilă generează tensiuni cu intensitatea $\sigma = ct.$, comportarea la fluaj poate fi redată sintetic prin **curba de fluaj**, reprezentând variația deformațiilor specifice ale materialului ε în funcție de timp τ , $\varepsilon = f(\tau)$ și prin curba de variație în timp a vitezei de fluaj v_f , $v_f = f'(\tau)$. Curbele de acest tip, reprezentate în figura 1.4, evidențiază că fenomenul de fluaj are mai multe etape de desfășurare:

* În etapa inițială (0), pe materialul metalic aflat la temperatura $T = ct.$ se aplică solicitările mecanice care generează tensiunile $\sigma = ct.$ și materialul capătă (instantaneu) deformația specifică ε_0 , de natură elastică (dacă tensiunile σ se situează sub limita de curgere a materialului la temperatura T) sau plastică (dacă tensiunile σ depășesc limita de curgere a materialului la temperatura T).

* În următoarea etapă (I), numită **etapa fluajului primar sau etapa fluajului nestabilizat**, are loc creșterea continuă a deformației specifice ε , în condițiile unei evoluții descrescătoare a vitezei v_f . Procesele de deformare plastică ce se produc în această etapă sunt localizate în corpul cristalelor care alcătuiesc structura materialului metalic și se desfășoară prin acțiunea combinată a tensiunilor mecanice și a fenomenelor de difuzie.

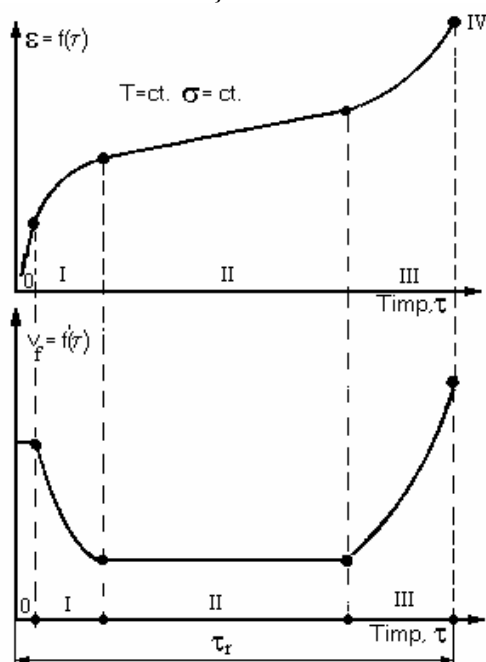


Fig.1.4. Curba tipică de fluaj a materialelor metalice

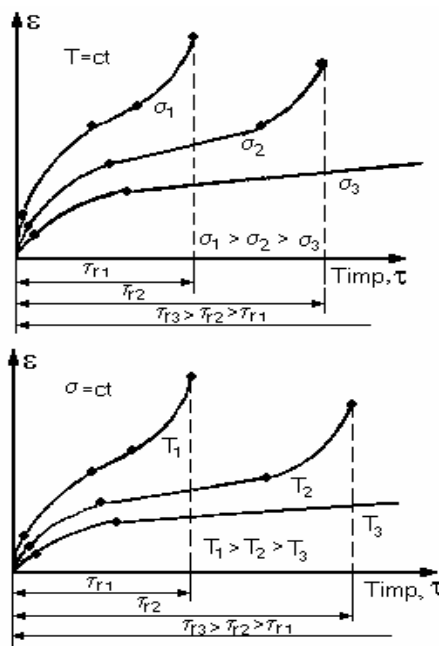


Fig. 1.5. Influența intensității tensiunilor și a temperaturii asupra comportării la fluaj a materialelor metalice

* Din momentul în care procesele de deformare plastică – ecrusare și restaurare – recristalizare primară și-au echilibrat reciproc efectele, viteza de fluaj devine constantă ($v_f = ct.$) și începe o nouă etapă (II), numită **etapa fluajului secundar sau etapa fluajului stabilizat**, în care principalele procese care se desfășoară sunt localizate la limitele cristalelor care alcătuiesc structura materialului solicitat mecanic. În această etapă, dislocațiile deplasate prin alunecare în cristale sunt blocate la limitele cristalelor, se acumulează în aceste zone și generează microgoluri (microfisuri), care se unesc între ele și își măresc astfel dimensiunile.

* Datorită apariției și creșterii microgolurilor intercristaline, de la un moment dat viteza de fluaj începe să crească, procesul de deformare se accelerează progresiv și se intră într-o nouă etapă (III), numită **etapa fluajului terțiar sau etapa fluajului accelerat**, care se încheie în momentul când se produce **ruperea materialului** (IV).

Comportarea la fluaj a unui material metalic, descrisă de configurația curbei de fluaj, de curba vitezelor de fluaj, de duratele celor trei etape principale ale procesului de fluaj și de durata (totală) de solicitare a materialului înainte de rupere τ_f , este influențată esențial de intensitatea tensiunilor de solicitare $\sigma = ct$ și de mărimea temperaturii la care se desfășoară procesul $T = ct$, așa cum se poate observa examinând diagramele din figura 1.5.

Pentru determinarea comportării la fluaj a unui material metalic se folosesc încercări mecanice speciale, cum ar fi, de exemplu, încercarea la rupere prin fluaj. Cu ajutorul acestor încercări se determină curbele de fluaj și curbele de variație în timp a vitezei de fluaj în diferite condiții de solicitare mecanică și la diferite temperaturi și se definesc două **caracteristici mecanice capabile să reflecte comportarea la fluaj** a materialului analizat:

a) **limita tehnică de fluaj** $R_{\varepsilon/\tau}^T$: tensiunea mecanică de solicitare a materialului la temperatura T , corespunzătoare realizării unei deformări specifice prescrise ε , după o perioadă de timp prescrisă τ ; în mod obișnuit, valorile prescrise sunt $\varepsilon = 1\%$ și $\tau = 100000$ ore și limita tehnică de fluaj se notează $R_{1/100000}^T$;

b) **rezistența tehnică de durată** $R_{r/\tau}^T$: tensiunea mecanică de solicitare a materialului la temperatura T , pentru care ruperea prin fluaj se înregistrează după o perioadă de timp prescrisă τ ; în mod obișnuit, durata de solicitare până la rupere prescrisă este $\tau = 100000$ ore și rezistența tehnică de durată se notează $R_{r/100000}^T$

La proiectarea pieselor sau construcțiilor tehnice care urmează a fi exploatate în condiții de temperatură ridicată trebuie avut în vedere atât pericolul apariției ruperii, cât și cel al creșterii inadmisibile a deformărilor în timp datorită fenomenului de fluaj. În acest scop se folosesc **criterii de durabilitate limitată**: “durata de exploatare a piesei sau construcției (la temperatura T , cu tensiunile de solicitare σ) τ_e nu trebuie să fie mai mare decât durata necesară apariției ruperii prin fluaj τ_f (sau decât durata necesară înregistrării unor deformări specifice mai mari decât cele admisibile τ_d)”:

$$\tau_e < \tau_f \text{ (sau } \tau_e < \tau_d \text{)}$$

Utilizarea criteriului impune cunoașterea caracteristicilor τ_f și/sau τ_d pentru materialele metalice cu utilizări industriale (tehnice), caracteristici care se pot determina construind experimental curbele de fluaj, la diferite temperaturi, ale acestor materiale.

1.7. Oboseala materialelor metalice

Fenomenul de degradare a materialelor metalice sub acțiunea solicitărilor variabile se numește **oboseală**, iar ruperile produse datorită acestuia se numesc **ruperi prin oboseală**.

În mod obișnuit, solicitările variabile la care sunt supuse piesele din materiale metalice au caracter periodic (ciclic) și, ca urmare, funcția $\sigma = f(\tau)$, ce exprimă dependența de timp τ a intensității tensiunilor generate de solicitări σ , este o funcție periodică; în aceste condiții, orice solicitare variabilă se poate caracteriza complet printr-un **ciclu al solicitării**, reprezentând funcția $\sigma = f(\tau)$ pe durata unei perioade a acesteia π . Examinând figura 1.6, care reprezintă un astfel de ciclu de solicitare, se pot defini următoarele **mărimi caracteristice ale unei solicitări**

variabile: tensiunea maximă σ_{max} , **tensiunea minimă** σ_{min} , **tensiunea medie** $\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}$,

amplitudinea tensiunii (tensiunea variabilă) $\sigma_v = \sigma_{max} - \sigma_m = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2}$ și **coeficientul de**

asimetrie $R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$. Solicitățile variabile ale căror cicluri se caracterizează prin același semn

al tensiunilor σ se numesc **solicitări ondulate** ($R \geq 0$); solicitarea ondulantă la care $\sigma_{min} = 0$

($R = 0$), se numește **solicitare pulsatoare**. Solicitățile variabile la care pe parcursul fiecărui ciclu se schimbă semnul tensiunilor σ se numesc **solicitări alternante** ($R \leq 0$); solicitarea alternantă la care $\sigma_{\min} = -\sigma_{\max}$ ($R = -1$), se numește **solicitare alternant-simetrică**.

Cercetările experimentale au evidențiat următoarele *aspecte principale privind oboseala materialelor metalice*:

a) Graficul dependenței dintre tensiunea maximă a ciclurilor de solicitare, σ_{\max} și numărul ciclurilor de solicitare până la ruperea unui material metalic (unei piese metalice) N_r , grafic numit **curbă de durabilitate la oboseală sau curbă Wöhler**, poate avea, așa cum se observă în figura 1.7 două configurații:

* pentru majoritatea materialelor metalice, graficul are forma I, N_r crescând continuu odată cu micșorarea tensiunii σ_{\max} ;

* pentru unele materiale (de exemplu, fierul, oțelurile, titanul și aliajele pe bază de Ti) graficul are forma II, prezentând un palier la tensiunea σ_0 , numită **rezistență la oboseală**; la aceste materiale, solicitările variabile caracterizate prin $\sigma_{\max} < \sigma_0$ nu produc ruperea (numărul ciclurilor de solicitare până la ruperea materialului este, teoretic, infinit).

Curbele de durabilitate la oboseală și/sau rezistența la oboseală corespunzătoare unui material metalic se determină experimental prin încercări mecanice speciale, cum ar fi încercarea la oboseală prin încovoiere rotativă, reglementată prin STAS 5878.

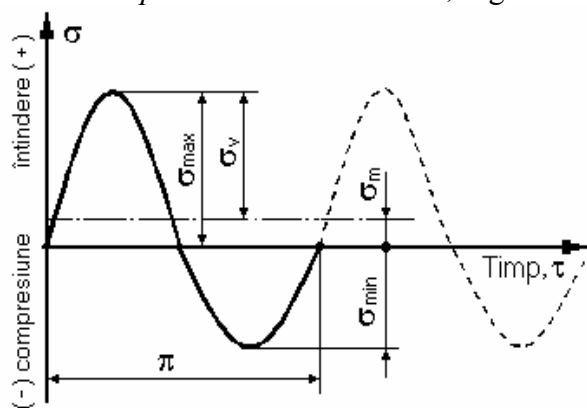


Fig.1.6. Caracteristicile ciclurilor de solicitare variabilă

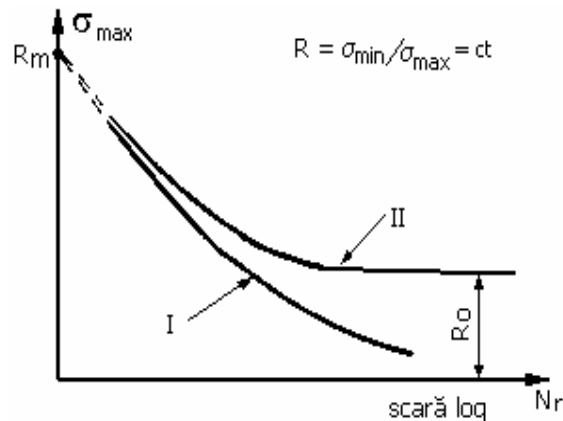


Fig.1.7. Curbele tipice de durabilitate la oboseală ale materialelor metalice

b) *Procesul de degradare prin oboseală a unui material metalic (unei piese metalice) are trei stadii de desfășurare: a) inițierea unei fisuri; b) propagarea lentă (într-un număr mare de cicluri) și continuă a fisurii*, până când secțiunea transversală nefisurată (secțiunea portantă) a piesei devine insuficientă pentru preluarea solicitărilor; **c) ruperea bruscă** a secțiunii transversale nefisurate în stadiile anterioare. Existența acestor trei stadii a fost evidențiată prin cercetarea aspectului suprafețelor de rupere prin oboseală ale materialelor (pieselor) metalice, care prezintă întotdeauna trei zone caracteristice: a) zona de inițiere a unei fisuri (care se poate evidenția numai pe cale microscopică); b) zona de propagare a fisurii, cu aspect neted – lucios (vizibilă cu ochiul liber); c) zona de rupere finală (bruscă), cu aspect cristalin sau fibros (vizibilă cu ochiul liber).

Piese și construcțiile tehnice care urmează a fi supuse în exploatare unor solicitări variabile se proiectează ținând seama de necesitate evitării pericolului ruperii lor prin oboseală. Criteriile de verificare folosite în acest scop (după dimensionarea piesei sau construcției și stabilirea tensiunilor caracteristice ale ciclurilor solicitării variabile) se adoptă în funcție de tipul curbei de durabilitate la oboseală corespunzătoare materialului metalic din care se confecționează piesa sau construcția considerată; astfel:

* dacă materialul utilizat are o curbă de durabilitate la oboseală de tipul I (v.fig.1.7), se folosește un **criteriu de durabilitate limitată**: “numărul ciclurilor de solicitare în timpul utilizării piesei sau construcție N_e trebuie să fie mai mic decât numărul ciclurilor de solicitare care produc ruperea prin oboseală a materialului N_r ”:

$$N_e < N_r;$$

* dacă materialul utilizat are o curbă de durabilitate la oboseală de tipul II și este cunoscută rezistența la oboseală σ_0 (v. fig.1.7), se folosește un **criteriu de limitare a tensiunilor**: “*tensiunile maxime care caracterizează solicitarea variabilă a piesei în exploatare σ_{max} trebuie să fie inferioare rezistenței la oboseală σ_0* ”:

$$\sigma_{max} < \sigma_0.$$

Utilizarea criteriilor impune cunoașterea caracteristicilor N_r sau σ_0 pentru materialele metalice cu utilizări industriale (tehnice), caracteristici care se pot determina construind experimental curba de durabilitate la oboseală sau curbă Wöhler, la diferite temperaturi, ale acestor materiale.

1.8. Duritatea materialelor metalice

Duritatea este proprietatea unui material metalic de a opune rezistență la pătrunderea în stratul său superficial a unui penetrator (corp mai dur). Pentru determinarea caracteristicilor prin care se exprimă cantitativ duritatea materialelor metalice se folosesc, de obicei, metodele prezentate în continuare.

A. Metoda Brinell, reglementată prin standardul SR EN 10003-1 (care reprezintă versiunea în limba română a standardului european EN 10003-1), este o metodă de determinare a durității materialelor metalice care utilizează ca **penetrator o sferă (bilă) confecționată din oțel (aliaj Fe-C) sau din carburi metalice**.

Pentru determinarea durității unui material metalic prin această metodă, se apasă penetratorul sferic cu diametrul D , un timp τ_d ($\tau_d = 10...25$ s), cu o forță F , pe un eșantion (probă, epruvetă, piesă) din materialul ce se analizează, iar după încetarea acțiunii forței, se îndepărtează penetratorul și se măsoară diametrul d al urmei lăsată de acesta pe material (v. fig. 3.24).

Duritatea Brinell (simbolizată HBS, în cazul utilizării unui penetrator din oțel și HBW, în cazul utilizării unui penetrator din carburi metalice) este o caracteristică mecanică definită (convențional) ca fiind raportul dintre forța aplicată pe penetrator la efectuarea determinării F , exprimată în kgf ($1\text{kgf} = 9,80665$ N) și aria suprafeței urmei lăsată de acesta pe materialul metalic analizat S_p , exprimată în mm^2 :

$$HBS \text{ sau } HBW = \frac{F}{S_p};$$

deoarece suprafața urmei lăsată de penetrator pe materialul analizat are forma unei calote sferice, aria S_p este dată de relația:

$$S_p = \pi Dh = \pi D \frac{D - \sqrt{D^2 - d^2}}{2}$$

Condițiile normale (standard) de determinare a durității Brinell corespund utilizării penetratorului sferic cu $D = 10$ mm și aplicării forței $F = 3000$ kgf (29420 N) o durată $\tau_d = 10...15$ s; se pot folosi însă (în funcție de configurația și dimensiunile eșantionului pe care se face determinarea și de particularitățile structurale ale materialului analizat) și alte cupluri (D, F). Valorile durității Brinell determinate pe un material metalic cu diferite cupluri (D, F) vor fi egale (sau foarte apropiate) dacă toate cuplurile (D, F) utilizate se caracterizează prin aceiași valoare a unui raport k_s , numit **grad de solicitare**, definit prin relația:

$$k_s = \frac{F}{D^2},$$

în care F se introduce în kgf și D - în mm.

Duritatea Brinell a unui material metalic se indică precizând valoarea durității, simbolul HBS sau HBW (funcție de materialul penetratorului sferic utilizat la determinarea durității) și condițiile în care s-a determinat duritatea: diametrul penetratorului sferic D (în mm) / forța aplicată pe penetrator la determinarea durității F (în kgf) / durata aplicării forței pe penetrator τ_d (în secunde); de exemplu, dacă duritatea Brinell a unui material metalic s-a determinat cu un penetrator sferic confecționat din oțel, cu diametrul $D = 5$ mm, apăsător cu forța $F = 750$ kgf (7355

N), o durată $\tau_d = 15$ s, iar valoarea durtății a fost 220, se face indicația: “materialul metalic are durtatea 220 HBS 5/750/15”.

Prin cercetări experimentale s-a evidențiat că pentru multe materiale metalice de importanță practică (oțeluri, fonte, aliaje pe bază de Cu etc.) există o dependență (statistică) liniară între valorile durtății Brinell și valorile rezistenței la tracțiune R_m ; de exemplu, în cazul oțelurilor, rezistența la tracțiune R_m , exprimată în N/mm^2 , se poate estima cu relația $R_m = 3,5(HBS \text{ sau } HBW)$.

B. Metoda Vickers, reglementată prin STAS 492/1 (aflat în concordanță cu standardele internaționale ISO 409/1 și ISO 6507/1), este o metodă de determinare a durtății materialelor metalice care utilizează ca **penetrator o piramidă pătrată dreaptă confecționată din diamant**, având unghiul diedru al fețelor opuse de 136° și unghiul dintre muchiile opuse de 148° .

Pentru determinarea durtății unui material metalic prin această metodă, se apasă penetratorul piramidal din diamant, un timp τ_d ($\tau_d = 10 \dots 35$ s), cu o forță F , pe un eșantion (probă, epruvetă, piesă) din materialul ce se analizează, iar după încetarea acțiunii forței, se îndepărtează penetratorul și se măsoară diagonala $d = \frac{d_1 + d_2}{2}$, a urmei lăstate de acesta pe material.

Durtatea Vickers (simbolizată HV) este o caracteristică mecanică definită (convențional) ca fiind raportul dintre forța aplicată pe penetrator la efectuarea determinării F , exprimată în kgf ($1 \text{ kgf} = 9,80665 \text{ N}$) și aria suprafeței urmei lăstate de acesta pe materialul metalic analizat S_p , exprimată în mm^2 :

$$HV = \frac{F}{S_p};$$

deoarece suprafața urmei lăstate de penetrator pe materialul analizat are forma unei piramide pătrate drepte, aria S_p este dată de relația:

$$S_p = \frac{d^2}{2 \sin(\frac{136^\circ}{2})} = 0,539d^2$$

Condițiile normale (standard) de determinare a durtății Vickers corespund aplicării unei forțe $F = 30 \text{ kgf}$ (294 N), o durată $\tau_d = 10 \dots 15$ s; se pot folosi însă (în funcție de configurația și dimensiunile eșantionului pe care se face determinarea și de particularitățile structurale ale materialului analizat) și alte intensități ale forței de apăsare F . Valorile durtății Vickers determinate pe un material metalic cu diferite forțe F sunt egale (sau foarte apropiate).

Durtatea Vickers a unui material metalic se indică precizând valoarea durtății, simbolul HV și condițiile în care s-a determinat durtatea (dacă acestea diferă de condițiile normale): forța aplicată pe penetrator la determinarea durtății F (în kgf) / durata aplicării forței pe penetrator τ_d (în secunde); de exemplu, dacă la determinarea durtății Vickers a unui material metalic s-a aplicat pe penetrator forța $F = 10 \text{ kgf}$ ($98,07 \text{ N}$), o durată $\tau_d = 20$ s și valoarea durtății a fost 250, se face indicația: “materialul metalic are durtatea 250 HV 10/20”, dacă s-a aplicat pe penetrator forța $F = 10 \text{ kgf}$ ($98,07 \text{ N}$), o durată $\tau_d = 10 \dots 15$ s și valoarea durtății a fost 250, se face indicația: “materialul metalic are durtatea 250 HV 10”, iar dacă s-au folosit condițiile standard ($F = 30 \text{ kgf}$, $\tau_d = 10 \dots 15$ s) și valoarea durtății a fost 250, se face indicația: “materialul metalic are durtatea 250 HV”.

C. Metoda Rockwell, reglementată prin STAS 493 (redactat în conformitate cu standardul internațional ISO 6508), este o metodă de determinare a durtății materialelor metalice care utilizează ca **penetrator un con confecționat din diamant**, având unghiul la vârf de 120° , o sferă (bilă) din oțel cu diametrul de 1,5875 mm (1/16 in) sau o sferă (bilă) din oțel cu diametrul de 3,175 mm (1/8 in).

Pentru determinarea durtății unui material metalic prin această metodă se parcurg următoarele etape:

* se apasă penetratorul cu o sarcină inițială (forță inițială) $F_0 = 10 \text{ kgf}$ ($98,07 \text{ N}$) pe un eșantion (probă, epruvetă, piesă) din materialul ce se analizează, după care se face reglarea (manuală sau automată) a dispozitivului de măsurare și înregistrare a durtății;

* se aplică pe penetrator o suprasarcină (forță suplimentară) F_1 , apăsarea cu forța $F = F_0 + F_1$ menținându-se 2...8 s;

* se îndepărtează suprasarcina F_1 și se determină adâncimea de penetrare remanentă (sub sarcina inițială) e .

Duritatea Rockwell (simbolizată HR) este o caracteristică mecanică definită (convențional) prin relația:

$$HR = E - e,$$

în care E este lungimea unei scale de referință, iar e – adâncimea de penetrare remanentă determinată pe materialul analizat, ambele mărimi (E și e) fiind convertite în unități de duritate Rockwell, folosind convenția 1 $HR = 0,002$ mm; în cazul folosirii penetratorului conic din diamant, $E = 0,20$ mm = 100 HR , iar în cazul folosirii penetratoarelor sferice din oțel, $E = 0,26$ mm = 130 HR .

Pentru ca metoda să poată fi utilizată la diverse materiale metalice, se folosesc tipurile de penetratoare prezentate anterior și diferite intensități ale suprasarcinii F_1 , fiecare cuplu “tip penetrator - suprasarcină F_1 ” definind o **scară de determinare a durității Rockwell**; sunt standardizate 9 scări, simbolizate prin literele $A, B...H, K$, cu următoarele caracteristici: *scara A* “con de diamant – $F_1 = 50$ kgf (490,3 N)”, destinată determinării durității aliajelor dure și straturilor subțiri din oțeluri sau aliaje dure; *scara B* “bilă cu diametrul de 1,5875 mm – $F_1 = 90$ kgf (882,6 N)”, destinată determinării durității aliajelor pe bază de Cu, oțelurilor moi, aliajelor pe bază de Al și fontelor maleabile feritice; **scara C** “con de diamant – $F_1 = 140$ kgf (1373 N)”, destinată determinării durității oțelurilor, fontelor albe și fontelor maleabile perlitice; *scara D* “con de diamant – $F_1 = 90$ kgf (882,6 N)”, destinată determinării durității oțelurilor cu duritate medie și produselor subțiri din oțel sau fontă maleabilă perlitică; *scara E* “bilă cu diametrul de 3,175 mm – $F_1 = 90$ kgf (882,6 N)”, destinată determinării durității fontelor albe, aliajelor pe bază de Al, aliajelor pe bază de Mg și aliajelor pentru cuzineți; *scara F* “bilă cu diametrul de 1,5875 mm – $F_1 = 50$ kgf (490,3 N)”, destinată determinării durității aliajelor moi pe bază de Cu și produselor subțiri din materiale metalice moi; *scara G* “bilă cu diametrul de 1,5875 mm – $F_1 = 140$ kgf (1373 N)”, destinată determinării durității fontelor maleabile, aliajelor Cu-Ni-Zn și aliajelor Cu-Ni; *scara H* “bilă cu diametrul de 3,175 mm – $F_1 = 50$ kgf (490,3 N)”, destinată determinării durității aluminiului, zincului și plumbului; *scara K* “bilă cu diametrul 3,175 mm – $F_1 = 140$ kgf (1373 N)”, destinată determinării durității produselor subțiri și/sau din materiale metalice foarte moi.

Duritatea Rockwell a unui material metalic se indică precizând valoarea durității, simbolul HR și simbolul scării utilizate; de exemplu, dacă la determinarea durității Rockwell a unui material metalic s-a folosit scara C și s-a obținut valoarea 45, se dă indicația: “materialul are duritate 45 HRC ”.

2. STRUCTURA SI PROPRIETATILE OTELURILOR SI FONTELOR

2.1. Introducere

Studiul sistemului fier - carbon prezintă o importanță deosebită din punct de vedere ingineresc, deoarece acest sistem cuprinde aliajele cu cea mai largă utilizare practică: oțelurile și fontele.

Componentul principal (de bază) al aliajelor sistemului fier – carbon este fierul. Fierul este un metal alb – argintiu, cu temperatura de solidificare – topire $t_{sFe} = 1538\text{ }^{\circ}\text{C}$ și următoarele caracteristici fizico – mecanice (la temperatura ambiantă): densitatea $\rho_{Fe} = 7850\text{ kg/m}^3$, modulul de elasticitate $E_{Fe} = 2,05 \cdot 10^5\text{ N/mm}^2$, limita de curgere $R_{eFe} = 100 \dots 140\text{ N/mm}^2$, rezistența la tracțiune $R_{mFe} = 200 \dots 250\text{ N/mm}^2$, alungirea procentuală după rupere $A_{Fe} = 40 \dots 50\%$, coeficientul de gătuire $Z_{Fe} = 70 \dots 90\%$, duritatea $45 \dots 55\text{ HBS}$, energia de rupere $KV_{Fe} = 170 \dots 200\text{ J}$. Fierul are două forme alotropice sau modificări proprii (v. scap. 1.6): Fe_{α} , cu structură cristalină CVC, stabil sub temperatura $t_{c1Fe} = 910\text{ }^{\circ}\text{C}$ și în intervalul de temperaturi ($t_{c2Fe} = 1392\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t_{sFe} = 1538\text{ }^{\circ}\text{C}$) și Fe_{γ} , cu structură cristalină CFC, stabil în intervalul de temperaturi ($t_{c1Fe} = 910\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t_{c2Fe} = 1392\text{ }^{\circ}\text{C}$); Fe_{α} stabil în intervalul de temperaturi ($t_{c2Fe} = 1392\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t_{sFe} = 1538\text{ }^{\circ}\text{C}$) este numit și Fe_{δ} . Fierul prezintă proprietăți magnetice sub temperatura $t_{CFe} = 768\text{ }^{\circ}\text{C}$ (numită punctul Curie al Fe), peste această temperatură fiind nemagnetic (paramagnetic).

Componentul de aliere al aliajelor fier – carbon este carbonul. Carbonul formează cu fierul compusul definit Fe_3C (carbura de fier), denumit în tehnică **cementită**, caracterizat printr-o concentrație masică de 6,67 % C; cementita este un compus interstițial de tip geometric (v. scap. 2.2.), cu rețea cristalină complexă și temperatura de solidificare – topire $t_{sCem} \cong 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$. Cementita are densitatea apropiată de cea corespunzătoare fierului ($\rho_{Cem} \cong 7600\text{ kg/m}^3$), este o fază dură (duritatea cementitei este de aproximativ 800 HV) și prezintă proprietăți magnetice sub temperatura $t_{CCem} = 215\text{ }^{\circ}\text{C}$ (numită punctul Curie al cementitei).

Cementita este o fază metastabilă; prin menținere de lungă durată la temperatură ridicată și/sau în prezența siliciului, cementita se descompune în fier și grafit (carbon liber). Grafitul este o formă alotropică (modificare) a carbonului, caracterizată printr-o structură cristalină de tip hexagonal și un punct de sublimare (transformare a grafitului solid în carbon gazos), $t_{subC} \cong 3540\text{ }^{\circ}\text{C}$. Grafitul are densitatea mult mai mică decât fierul ($\rho_C \cong 2500\text{ kg/m}^3$) și prezintă caracteristici de rezistență mecanică foarte scăzute. *Grafitul este forma stabilă de existență a carbonului în aliajele fier – carbon.*

Având în vedere cele prezentate anterior rezultă că sistemul de aliaje fier – carbon poate fi analizat în două variante:

* **sistemul metastabil fier – cementită ($Fe - Fe_3C$)**, în care carbonul este legat sub formă de cementită;

* **sistemul stabil fier – grafit ($Fe - C$)**, în care carbonul se află sub formă de grafit (carbon liber).

2.2. Diagrama de echilibru metastabil Fe - Fe_3C .

Oțelurile carbon și fontele albe

Diagrama de echilibru metastabil Fe – Fe_3C (construită experimental) este prezentată în figura 2.1, notațiile din diagramă fiind făcute în conformitate cu prescripțiile din SR EN 10052: 1996. Abscisele (concentrațiile masice de carbon) și ordonatele (temperaturile) punctelor caracteristice ale diagramei sunt precizate în tabelul 2.1.

Fazele care apar în diagrama de echilibru metastabil Fe - Fe_3C sunt:

* **L** este soluția lichidă a componentelor Fe și C;

* **γ** , denumită **austenită**, este soluția solidă interstițială de carbon în Fe_{γ} ($\gamma \equiv Fe_{\gamma}(C)$).

Poziția și extinderea în diagramă ale domeniului monofazic al austenitei (NJESG) sunt determinate

de stabilitatea modificăției Fe_γ și de variația cu temperatura a solubilității carbonului în aceasta; așa cum rezultă examinând diagrama, concentrația masică maximă a carbonului în austenită este de 2,11 % și se poate realiza la temperatura de 1148 °C (v. coordonatele punctului E);

* **α , denumită ferită**, este soluția solidă interstițială de carbon în modificăția Fe_α stabilă la temperaturi joase ($\alpha \equiv Fe_\alpha(C)$), iar **δ , denumită ferită delta** este soluția solidă interstițială de carbon în modificăția $Fe_\alpha \equiv Fe_\delta$ stabilă la temperaturi ridicate ($\delta \equiv Fe_\delta(C)$). Pozițiile și extinderile în diagramă ale domeniilor monofazice ale feritei (GPQ și AHN) sunt determinate de stabilitatea modificăției Fe_α și de variația cu temperatura a solubilității carbonului în aceasta; așa cum rezultă examinând diagrama, concentrația maximă a carbonului în ferită este de 0,02 % și se poate realiza la temperatura de 727 °C (v. coordonatele punctului P), iar concentrația maximă a carbonului în ferita delta este de 0,10 % și se realizează la temperatura de 1495 °C (v. coordonatele punctului H);

* **Fe_3C este compusul definit (faza daltonidă) cu denumirea tehnică **cementită** și caracteristicile prezentate anterior.**

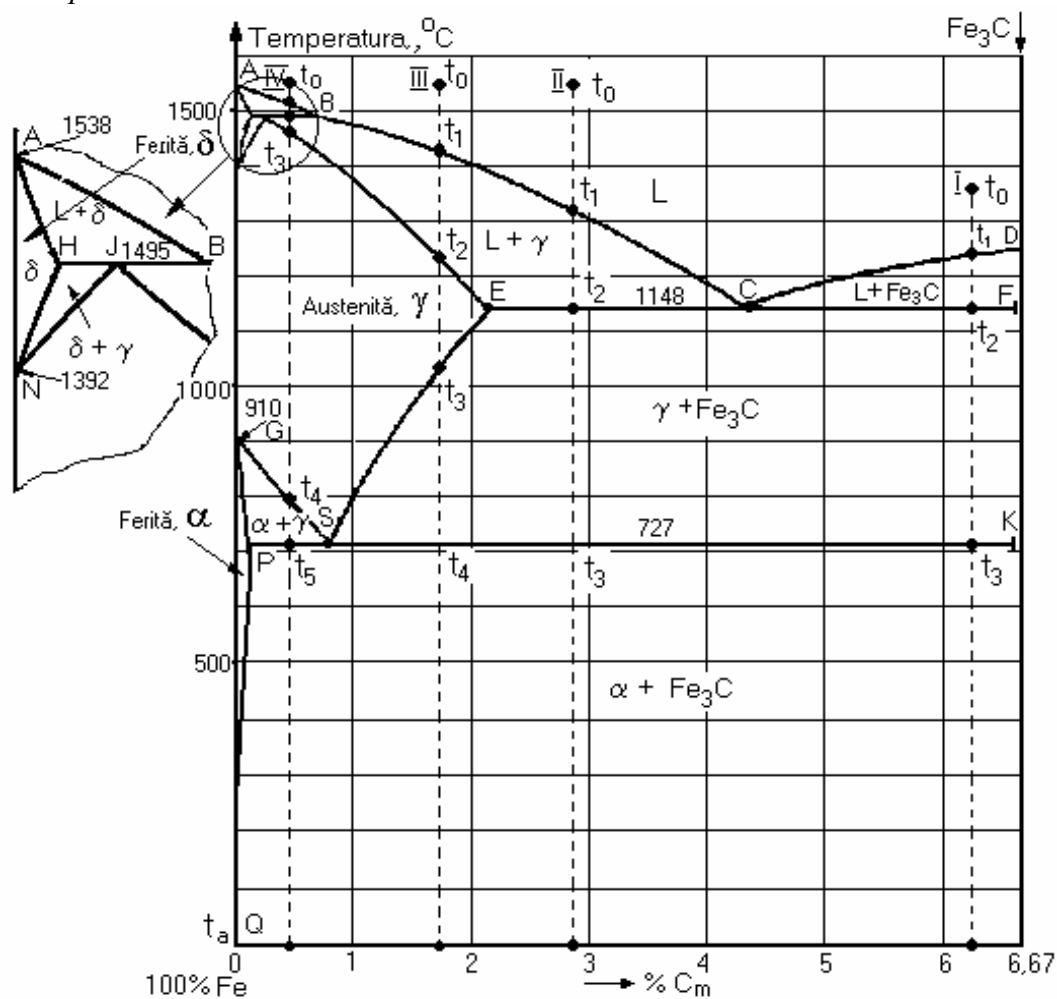


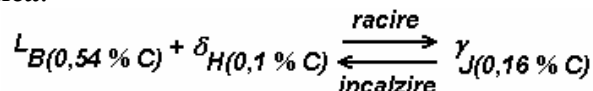
Fig. 2.1. Diagrama de echilibru metastabil Fe – Fe_3C

Tabelul 2.1. Coordonatele punctelor din diagrama metastabilă Fe – Fe_3C

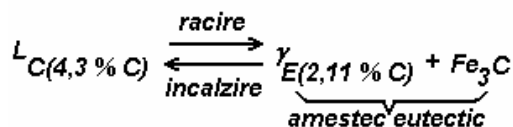
Punctul	A	B	C	D	E	F	G	H	J	K	N	P	Q	S
Abscisa, % C_m	0	0,54	4,30	6,67	2,11	6,67	0	0,10	0,16	6,67	0	0,02	0,002	0,77
Ordonata, °C	1538	1495	1148	1250	1148	1148	910	1495	1495	727	1392	727	t_a	727

Analizând diagrama de echilibru metastabil Fe – Fe_3C , se observă că aliajele pot suferi (la încălzire sau răcire), funcție de concentrația de carbon a acestora, următoarele transformări structurale:

a) Aliajele a căror verticală este situată între punctele H și B ale diagramei (aliajele cu concentrația masică de carbon situată în intervalul (0,10%;0,54%)) suferă la temperatura de 1495°C (temperatura punctelor de intersecție dintre verticalele corespunzătoare aliajelor și izoterma HJB) **transformarea peritectică**:

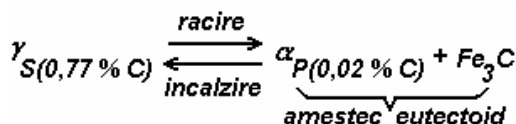


b) Aliajele a căror verticală este situată între punctele E și C ale diagramei (aliajele cu concentrația masică de carbon situată în intervalul (2,11%;6,67%)) suferă la temperatura de 1148°C (temperatura punctelor de intersecție dintre verticalele corespunzătoare aliajelor și izoterma ECF) **transformarea eutectică**:



amestecul mecanic de austenită și cementită format prin transformarea eutectică (cu structura alcătuită din formațiuni cristaline globulare de austenită uniform distribuite într-o masă de cementită) **este denumit ledeburită**;

c) Aliajele a căror verticală este situată între punctele P și K ale diagramei (aliajele cu concentrația masică de carbon situată în intervalul (0,02%;6,67%)) suferă la temperatura de 727°C (temperatura punctelor de intersecție dintre verticalele corespunzătoare aliajelor și izoterma PSK) **transformarea eutectoidă**:



amestecul mecanic de ferită și cementită format prin transformarea eutectoidă (cu structura alcătuită din formațiuni cristaline lamelare alternante de ferită și cementită) **este denumit perlită**.

Dacă un aliaj care a suferit transformarea eutectică este adus (prin răcire) în condițiile realizării transformării eutectoide, austenita din ledeburită se transformă în perlită; ledeburita a cărei austenită a suferit transformarea eutectoidă este denumită **ledeburită transformată** și are structura alcătuită din globule de perlită (formate din lamele alternante de ferită și cementită) uniform distribuite într-o masă de cementită.

Aliajele din diagrama Fe – Fe₃C se clasifică și se numesc în funcție de concentrația lor de carbon și, în consecință, în funcție de transformările structurale pe care le pot suferi la încălzire sau răcire; categoriile unei astfel de clasificări și denumirile aliajelor din fiecare categorie se prezintă astfel:

A. aliajele având concentrația masică de carbon situată în intervalul (2,11 %;6,67 %), care pot suferi atât transformarea eutectică, cât și transformarea eutectoidă, sunt denumite **fonte albe**;

A.1. fonta albă având concentrația masică de carbon de 4,30 % este denumită **fontă albă eutectică**;

A.2. fontele albe având concentrația masică de carbon mai mică decât cea corespunzătoare fontei albe eutectice sunt denumite **fonte albe hipoeutectice**;

A.3. fontele albe având concentrația masică de carbon mai mare decât cea corespunzătoare fontei albe eutectice sunt denumite **fonte albe hipereutectice**;

B. aliajele având concentrația masică de carbon situată în intervalul (0,02 %;2,11 %], care pot suferi numai transformarea eutectoidă, sunt denumite **oțeluri carbon**;

B.1. oțelul carbon având concentrația masică de carbon de 0,77 % este denumit **oțel carbon eutectoid**;

B.2. oțelurile carbon având concentrația masică de carbon mai mică decât cea corespunzătoare oțelului carbon eutectoid sunt denumite **oțeluri carbon hipoeutectoide**;

B.3. oțelurile carbon având concentrația masică de carbon mai mare decât cea corespunzătoare oțelului carbon eutectoid sunt denumite **oțeluri carbon hipereutectoide**;

C. aliajele având concentrația masică de carbon cel mult egală cu 0,02 % sunt cunoscute sub denumirea generică de **fier tehnic**.

Particularitățile formării structurilor la fontele albe și oțelurile carbon se pot evidenția analizând transformările la răcirea din stare lichidă ale diferitelor tipuri de astfel de aliaje. Pentru exemplificare, se analizează transformările la răcirea din stare lichidă pentru patru aliaje ale sistemului Fe – Fe₃C (cu verticalele marcate I, II, III și IV în fig. 2.1).

a) *Aliajul I este o fontă albă hipereutectică.* La temperatura ambiantă, **structura fontei albe hipereutectice** este alcătuită din: faze: **ferită (α) și cementită (Fe₃C)**; constituenți: **ledeburită transformată (LedTr) și cementită primară (Fe₃C')**.

b) *Aliajul II este o fontă albă hipoeutectică.* La temperatura ambiantă, **structura fontei albe hipoeutectice** este alcătuită din: faze: **ferită (α) și cementită (Fe₃C)**; constituenți: **ledeburită transformată (LedTr), perlită (P) și cementită secundară (Fe₃C'')**.

c) *Aliajul III este un oțel carbon hipereutectoid.* La temperatura ambiantă, structura oțelului carbon hipereutectoid este alcătuită din: faze: **ferită (α) și cementită (Fe₃C)**; constituenți: **perlită (P) și cementită secundară (Fe₃C'')**.

d) *Aliajul IV este un oțel carbon hipoeutectoid.* La temperatura ambiantă, **structura oțelului carbon hipoeutectoid** este alcătuită din: faze: **ferită (α) și cementită (Fe₃C)**; constituenți: **perlită (P), ferită (α) și cementită terțiară (Fe₃C''')**.

Se pot construi diagramele structurale (de faze și de constituenți), la orice temperatură, pentru sistemul de aliaje analizat; de exemplu, diagramele structurale corespunzătoare temperaturii ambiante sunt prezentate în figura 2.2. Cu ajutorul acestor diagrame se pot determina conținuturile procentuale de faze și constituenți în structurile de echilibru ale fontelor albe și oțelurilor carbon, la orice temperatură. De asemenea, *diagramele structurale pot fi utilizate pentru a estima concentrația masică a carbonului (%C) pentru orice fontă albă sau oțel carbon la care, prin examinarea unor probe (eșantioane) la microscopul metalografic, s-au stabilit conținuturile procentuale ale diverșilor constituenți care alcătuiesc microstructura*; de exemplu, dacă microstructura vizionată la microscop corespunde unui oțel carbon hipoeutectoid, iar conținutul procentual de perlită în această microstructură are valoarea %P, concentrația masică de carbon a oțelului carbon hipoeutectoid se poate estima cu relația: $\%C_m = 0,02 + 0,75 \frac{\%P}{100}$; dacă microstructura vizionată la microscop

corespunde unei fonte albe hipoeutectice, iar conținutul procentual de ledeburită transformată în această microstructură are valoarea %LedTr, concentrația masică de carbon a fontei albe hipoeutectice se poate determina cu relația: $\%C_m = 2,11 + 2,19 \frac{\%LedTr}{100}$

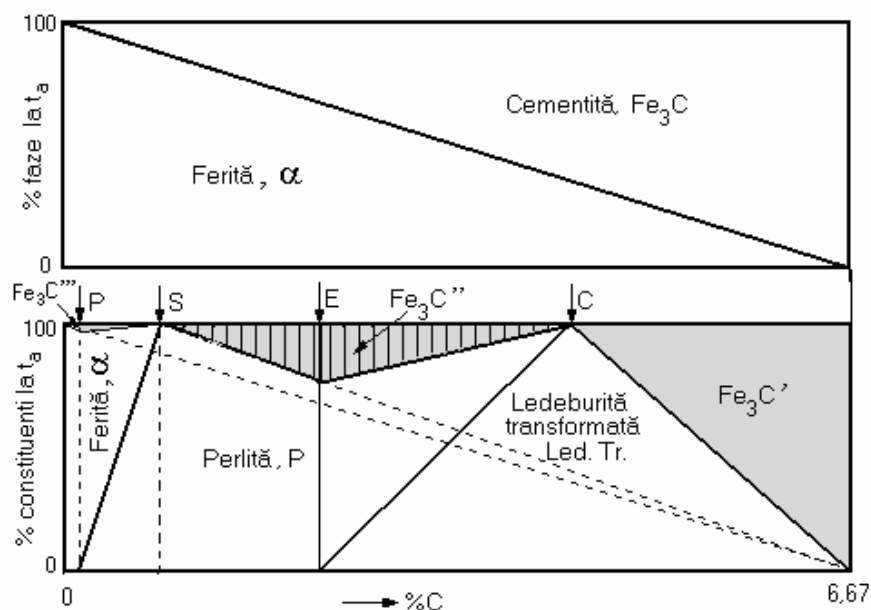


Fig. 2.2. Diagramele structurale la temperatura t_a ale aliajelor din sistemul metastabil Fe – Fe₃C

2.3. Diagrama de echilibru stabil Fe - C. Fontele cenușii

Diagrama de echilibru stabil Fe – C (construită experimental) are configurația asemănătoare diagramei de echilibru metastabil Fe – Fe₃C, dar unele linii și puncte caracteristice au pozițiile ușor modificate. Ținând seama de această particularitate, așa cum se poate vedea în figura 2.3, diagramele de echilibru Fe – C și Fe – Fe₃C se reprezintă împreună, liniile cu poziții modificate ale diagramei Fe – C fiind desenate punctat, iar literele care marchează punctele caracteristice cu poziții modificate ale diagramei Fe – C (aceleași ca și în diagrama Fe – Fe₃C) sunt însoțite de semnul ' (prim). Abscisele (concentrațiile masice de carbon) și ordonatele (temperaturile) punctelor caracteristice ale diagramei de echilibru stabil Fe – C sunt precizate în tabelul 2.2. Fazele care apar în diagrama de echilibru stabil Fe – C au semnificația cunoscută: *L* este soluția lichidă a componentelor Fe și C; *γ* – austenita (soluția solidă interstițială de carbon în Fe, $\gamma \equiv \text{Fe}_\gamma(\text{C})$); *α* – ferita (soluția solidă interstițială de carbon în modificarea Fe_α stabilă la temperaturi joase, $\alpha \equiv \text{Fe}_\alpha(\text{C})$); C – grafitul (carbonul liber). În cazul aliajelor din sistemul fier-carbon, formarea structurilor în conformitate cu diagrama de echilibru stabil Fe – C este posibilă dacă sunt îndeplinite simultan următoarele condiții:

* *aliajele au concentrația masică de carbon suficient de ridicată pentru a se asigura apariția grafitului (carbonului liber) în structurile care se formează la răcirea lor din stare lichidă; ca urmare, în general, formarea unor structuri având grafitul ca fază este posibilă numai în cazul fontelor;*

* *aliajele sunt răcite foarte lent (cu viteză foarte mică) din stare lichidă*, pentru asigurarea desfășurării transformărilor structurale în condițiile corespunzătoare atingerii stărilor de echilibru stabil; deoarece viteza de răcire a aliajelor turnate în forme este invers proporțională cu grosimea pereților produselor sau semifabricatelor care trebuie realizate, rezultă că structurile având grafitul ca fază pot să se formeze numai în piesele cu pereți groși turnate din aliaje fier-carbon;

* *aliajele au în compoziția chimică (pe lângă fier și carbon) concentrații masice suficiente de mari de siliciu (și alte elemente cu efect grafitizant, cum ar fi fosforul, aluminiul, nichelul și cuprul); prezența siliciului în aliajele fier-carbon topite asigură (în timpul solidificării și răcirii lor) formarea cu prioritate a unor compuși de tipul Fe_3Si , FeSi sau FeSi_2 , care fixează fierul, împiedică formarea cementitei (Fe_3C) sau produce descompunerea acesteia (prin reacții de tipul $\text{Fe}_3\text{C} + \text{Si} \Rightarrow \text{Fe}_3\text{Si} + \text{C}$) și asigură carbonul liber necesar constituirii germenilor de grafit.*

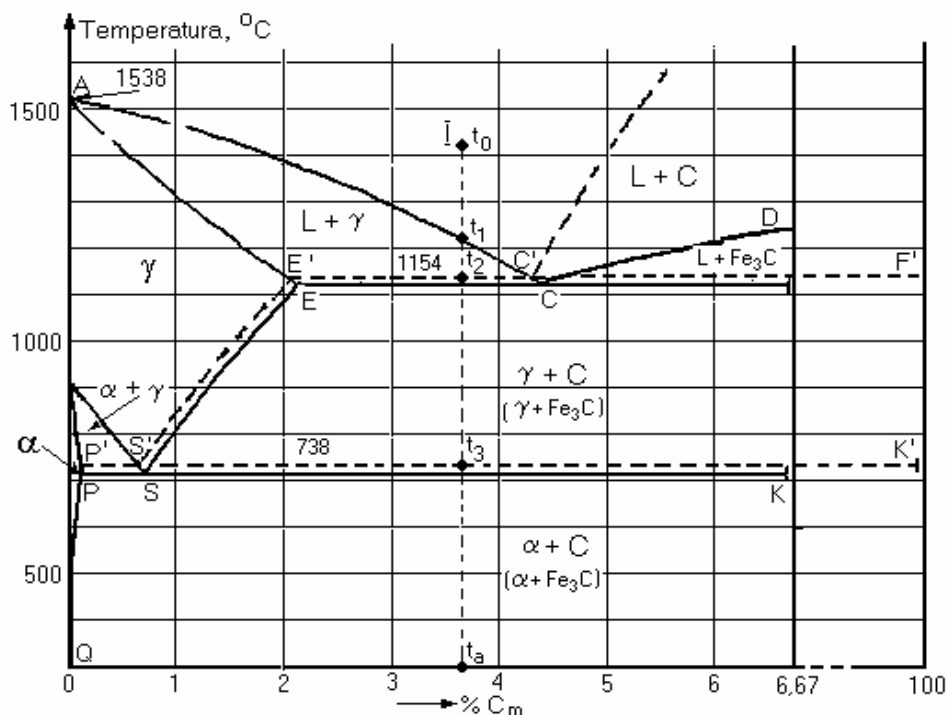


Fig. 2.3. Diagrama de echilibru stabil Fe – C

Ținând seama de condițiile anterior prezentate, rezultă că formarea integrală a structurilor în conformitate cu diagrama de echilibru stabil Fe – C este posibilă numai în cazul fontelor care au în compoziție concentrații suficient de mari de Si și care sunt răcite foarte lent din stare lichidă; pe măsură ce concentrațiile de Si ale fontelor scad și/sau vitezele cu care sunt răcite din stare lichidă cresc, transformările structurale se produc parțial (sau nu se produc deloc) în conformitate cu diagrama de echilibru stabil Fe – C și parțial (sau integral) în conformitate cu diagrama de echilibru metastabil Fe – Fe₃C.

Tabelul 2.2. Coordonatele punctelor din diagrama stabilă Fe – C

Punctul	A	C'	D'	E'	F'	G	K'	P'	Q	S'
Abscisa, %C _m	0	4,26	100	2,08	100	0	100	0,02	0,00..	0,68
Ordonata, °C	1538	1154	3540	1154	1154	910	738	738	<i>t_a</i>	738

A. Dacă fonta are în compoziție o concentrație suficient de mare de siliciu și este răcită foarte lent din stare lichidă, la temperatura ambiantă, structura fontei analizate este alcătuită din: faze: **ferită (α) și grafit**; constituenți: **ferită (α) și grafit lamelar**.

Fontele care conțin grafit în structură sunt denumite precizând: a) forma grafitului și/sau metoda de activare a grafitizării; b) constituenții metalografici care alcătuiesc masa metalică de bază a fontei la *t_a*. Fontele care conțin în structură grafit lamelar, obținut (în principal) datorită efectului grafitizant al Si introdus în compoziția acestora la elaborare (în stare lichidă), sunt numite **fonte cenușii**; ca urmare, în condițiile de solidificare și răcire anterior menționate fonta analizată este o **fontă cenușie feritică** ("cenușie", pentru că are în structură grafit lamelar și "feritică", pentru că structura masei metalice de bază a fontei este alcătuită din cristale de ferită).

B. Dacă fonta analizată (aliajul marcat prin verticala I pe diagrama din fig.2.3) are o concentrație de Si mai mică și/sau este răcită mai rapid din stare lichidă decât în cazul considerat anterior (cazul A), unele din transformările structurale nu se mai produc în conformitate cu diagrama de echilibru stabil Fe – C, ci după diagrama de echilibru metastabil Fe – Fe₃C. În acest caz fonta analizată va prezenta la *t_a* o structură alcătuită din: faze: **ferită (α), cementită (Fe₃C) și grafit**; constituenți: **perlită (P) și grafit lamelar**; ca urmare, în condițiile mai sus menționate fonta analizată este o **fontă cenușie perlitică**.

C. Dacă fonta analizată (aliajul marcat prin verticala I pe diagrama din fig.2.3) are o concentrație de Si foarte mică și/sau este răcită rapid din stare lichidă, toate transformările structurale se vor produce în conformitate cu diagrama de echilibru metastabil Fe – Fe₃C și fonta va prezenta la *t_a* o structură de fontă albă hipoeutectică, alcătuită din: faze: **ferită (α) și cementită (Fe₃C)**; constituenți: **ledeburită transformată (LedTr), perlită (P) și cementită secundară (Fe₃C'')**.

D. Evident, este posibil ca transformările structurale ale fontei analizate să se realizeze în condiții intermediare cazurilor anterior considerate:

* în condiții intermediare cazurilor A și B fonta prezintă la *t_a* o structură alcătuită din: faze: **ferită (α), cementită (Fe₃C) și grafit**; constituenți: **ferită (α), perlită (P) și grafit lamelar**; ca urmare, în aceste condiții fonta analizată este o **fontă cenușie ferito-perlitică**.

* în condiții intermediare cazurilor B și C fonta prezintă la *t_a* o structură alcătuită din: faze: **ferită (α), cementită (Fe₃C) și grafit**; constituenți: **ledeburită transformată (LedTr), perlită (P), cementită secundară (Fe₃C'')** și **grafit lamelar**; deoarece această structură este o combinație între structurile fontei cenușii perlitice și fontei albe hipoeutectice, fonta analizată este denumită în acest caz **fontă pestriță**.

Având în vedere particularitățile (anterior prezentate) ale formării structurilor în cazul fontelor cenușii, la elaborarea, prelucrarea și utilizarea acestor aliaje trebuie luate în considerație următoarele aspecte:

a) *Structura pieselor turnate din fontă cenușie este determinată de concentrațiile carbonului și siliciului în compoziția fontei și de viteza de răcire a pieselor turnate*, care are valori cu atât mai mari cu cât piesele au pereții mai subțiri. Pentru a putea estima tipul structurii care se formează la solidificarea și răcirea pieselor turnate din fontă se folosește **diagrama structurală a fontelor** ;

această diagramă conține domeniile corespunzătoare diferitelor structuri ale pieselor turnate din fontă, în funcție de grosimea pereților pieselor turnate s (în mm), înscrisă în abscisa diagramei și de suma concentrațiilor masice de carbon și siliciu ale fontei din care se realizează piesele $\%(C+Si)$, înscrisă în ordonata diagramei.

b) *Caracteristicile de rezistență mecanică, plasticitate și tenacitate ale fontelor cenușii sunt influențate atât de tipul structurii masei metalice de bază, cât și de prezența în structură a formațiunilor de grafit lamelar.*

* Fontele cu masa metalică de bază perlitică au cea mai mare rezistență mecanică (cele mai mari valori ale caracteristicilor R_m și HB) și plasticitatea cea mai scăzută (cele mai mici valori ale caracteristicilor A și Z), în timp ce fontele cu masa metalică de bază feritică au caracteristicile de rezistență mecanică cele mai scăzute, dar prezintă plasticitatea cea mai mare; evident, fontele cu masa metalică de bază ferito-perlitică au caracteristicile de rezistență mecanică și plasticitate situate la niveluri intermediare celor corespunzătoare fontelor perlitice și feritice;

* Caracteristicile de rezistență mecanică, plasticitate și tenacitate ale fontelor sunt influențate esențial de cantitatea, forma, dimensiunile și distribuția grafitului în structura acestor aliaje; grafitul este o fază fragilă, cu rezistență mecanică foarte scăzută, astfel că formațiunile de grafit lamelar din structura fontelor cenușii se comportă ca niște discontinuități (goluri, fisuri) care diminuează secțiunea portantă (care preia solicitările mecanice) a pieselor din fontă și exercită un puternic efect de concentrator de tensiuni (care determină micșorarea plasticității și tenacității pieselor din fonte cenușii și sporirea tendinței acestora către comportarea fragilă la rupere).

Creșterea plasticității și tenacității fontelor cu grafit în structură, concomitent cu sporirea caracteristicilor de rezistență mecanică, se poate realiza prin finisarea (micșorarea dimensiunilor), distribuirea uniformă și rotunjirea (sferoidizarea) formațiunilor de grafit.

2.4. Fontele maleabile

Fontele maleabile sunt fonte care au în structură formațiuni compacte și rotunjite de grafit, numite **aglomerări** sau **cuiburi de grafit**. Datorită formei rotunjite, efectul de concentrare a tensiunilor mecanice produs de aceste concentrări este redus și fontele maleabile prezintă caracteristici de plasticitate și tenacitate superioare caracteristicilor corespunzătoare fontelor cenușii (cu grafit lamelar) echivalente (cu același conținut procentual de grafit în structură); atributul “maleabile” conferit acestor fonte din aceste motive, nu trebuie să conducă la ideea că semifabricatele și piesele din astfel de materiale pot fi prelucrate prin deformare plastică.

Piesele din fonte maleabile se obțin printr-un *proces tehnologic* care implică parcurgerea a două etape:

* în prima etapă, *piesele cu configurația și dimensiunile dorite se realizează prin turnare din fontă albă* (fontă cu conținut scăzut de siliciu, la care toate transformările structurale la răcirea din stare lichidă se realizează în conformitate cu diagrama de echilibru metastabil Fe-Fe₃C); de obicei se utilizează fonte albe hipoeutectice și, ca urmare, structura care se obține după solidificarea și răcirea până la t_a conține fazele: ferită și cementită și constituenții: ledeburită transformată, perlită și cementită secundară;

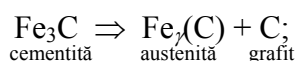
* în etapa a doua, *piesele turnate cu structură de fontă albă sunt supuse unor operații tehnologice care constau din reîncălzirea (recoacerea) pieselor la temperaturi înalte, menținerea îndelungată a pieselor la aceste temperaturi și/sau răcirea foarte lentă a pieselor de la aceste temperaturi, în scopul descompunerii totale sau parțiale a cementitei și generării în structura piesei a cuiburilor de grafit (carbon liber); datorită naturii și efectelor operațiilor care se execută, această etapă este denumită etapa tratamentului termic de recoacere de maleabilizare.*

Structura masei metalice de bază a pieselor din fontă maleabilă și conținutul procentual al cuiburilor de grafit în această structură sunt determinate atât de regimul termic al tratamentului de maleabilizare efectuat (caracterizat prin valorile temperaturilor de încălzire, duratele de menținere la aceste temperaturi, mărimea vitezelor de răcire de la temperaturile de lucru etc.) cât și de caracterul neutru sau oxidant al mediului în care se execută tratamentul. Principalele modalități de efectuare a tratamentului de recoacere de maleabilizare sunt prezentate în continuare.

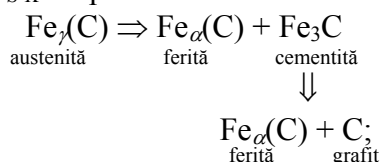
A. Maleabilizarea în mediu neutru; în acest caz agregatul în care se execută tratamentul de maleabilizare este un cuptor (special) cu atmosferă controlată sau un cuptor obișnuit, în care piesele din fontă albă ce urmează a fi tratate se introduc împachetate într-un *mediu neutru* alcătuit din nisip și/sau praf de șamotă. În funcție de scopul urmărit (structura care se dorește a fi conferită pieselor tratate) există două variante de realizare a maleabilizării în mediu neutru.

A.1. În cazul în care se dorește ca structura pieselor după maleabilizare să aibă masa metalică de bază complet feritică, tratamentul termic de maleabilizare se conduce astfel:

* piesele turnate din fontă albă se încălzesc la $t_{i1} = 930 \dots 1000$ °C și se mențin la această temperatură o durată $\tau_{m1} = 8 \dots 30$ ore, funcție de compoziția chimică a fontei din care s-au turnat piesele (caracterizată prin concentrațiile masice de carbon și siliciu ale fontei) și de grosimea pieselor turnate supuse tratamentului; încălzirea la t_{i1} face ca structura pieselor turnate să conțină fazele cementită și austenită (v. diagrama de echilibru metastabil Fe – Fe₃C), iar menținerea îndelungată la t_{i1} determină realizarea unei prime etape de grafitizare a fontei, prin descompunerea cementitei conform schemei:



* piesele turnate se răcesc lent (cu viteza de 40...50 °C/oră) până la 750 °C și apoi foarte lent (cu viteza de 2...5 °C/oră) până la 630...650 °C; datorită răcirii foarte lente, la traversarea temperaturilor din zona izotermei $t_{P'S'K'}$ se produce transformarea eutectoidă conform schemei:



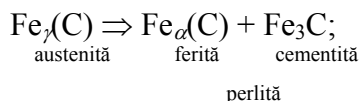
* piesele turnate sunt răcite în aer până la t_a ; datorită transformărilor structurale descrise anterior, piesele vor prezenta la t_a o structură alcătuită din: faze: **ferită (α) și grafit**; constituenți: **ferită (α) și grafit**; această structură corespunde unei **fonte maleabile feritice** (“maleabilă” deoarece conține cuiburile de grafit obținute prin aplicarea tratamentului de maleabilizare și “feritică” deoarece structura masei metalice de bază este alcătuită numai din grăunți cristalini de ferită); întreaga cantitate de carbon conținută de fontă se află dispusă în structură sub formă de grafit (carbon liber) și, ca urmare, suprafețele de rupere (spargere) ale pieselor cu o astfel de structură au culoare închisă și acest tip de fontă este denumit: **fontă maleabilă feritică cu miez negru**.

A.2. În cazul în care se dorește ca structura pieselor după maleabilizare să aibă masa metalică de bază perlitică, tratamentul termic de maleabilizare se conduce astfel:

* piesele turnate din fontă albă se încălzesc la $t_{i1} = 930 \dots 1000$ °C și se mențin la această temperatură o durată $\tau_{m1} = 8 \dots 30$ ore, funcție de compoziția chimică a fontei din care sau turnat piesele (caracterizată prin concentrațiile masice de carbon și siliciu ale fontei) și de grosimea pieselor turnate supuse tratamentului; încălzirea la t_{i1} face ca structura pieselor turnate să conțină fazele cementită și austenită (v. diagrama de echilibru metastabil Fe – Fe₃C), iar menținerea îndelungată la t_{i1} determină realizarea unei prime etape de grafitizare a fontei prin descompunerea cementitei conform schemei:



* după menținerea la t_{i1} , piesele turnate se răcesc în aer până la t_a ; datorită răcirii cu viteză mare, la traversarea temperaturilor din zona izotermei t_{PSK} se produce transformarea eutectoidă, conform, schemei:



datorită transformărilor structurale descrise anterior piesele vor prezenta la t_a o structură alcătuită din: faze: **ferită (α), cementită (Fe₃C) și grafit**; constituenți: **perlită lamelară (P) și grafit**; această structură corespunde unei **fonte maleabile perlitice** (“maleabilă” deoarece conține cuiburi

de grafit obținute prin aplicarea tratamentului de maleabilizare și “perlitică”, deoarece structura masei metalice de bază este alcătuită numai din perlită).

B. Maleabilizarea în mediu oxidant; în acest caz, agregatul în care se execută tratamentul de maleabilizare este un cuptor (special) cu atmosferă controlată oxidantă sau un cuptor obișnuit, în care piesele din fontă albă ce urmează a fi tratate se introduc împachetate într-un mediu oxidant, alcătuit din minereu de fier sau arsură (oxid) de fier. Regimul termic al tratamentului este identic celui corespunzător aplicării variantei de maleabilizare A și piesele vor avea la t_a (după aplicarea tratamentului) structura alcătuită din faze: **ferită (α) și grafit**; constituenții: **ferită (α) și grafit**.

Deoarece mediul în care se află piesele din fontă în timpul maleabilizării este oxidant, carbonul liber (grafitul) din stratul superficial al pieselor reacționează cu oxigenul din acest mediu, formându-se CO și CO₂ care se degajă în atmosfera cuptorului. Datorită acestui proces, concentrația de carbon în stratul superficial al pieselor devine mai mică decât cea existentă în miezul pieselor, se crează un gradient (diferență) al concentrației de carbon și se activează un proces de difuzie care transferă carbonul din miezul pieselor spre stratul lor superficial și asigură continuitatea reacțiilor de oxidare a carbonului (prin care se realizează decarburarea pieselor).

Modul de conducere a tratamentului de maleabilizare și reacțiile de oxidare a carbonului care se produc concomitent cu maleabilizarea determină obținerea unor piese cu structură de **fontă maleabilă feritică**, în care ponderea formațiunilor de grafit este foarte redusă, putând ajunge de multe ori chiar la zero (reacțiile de oxidare pot afecta practic întreaga cantitate de carbon a pieselor tratate și acestea capătă în urma maleabilizării o structură monofazică feritică, asemănătoare structurii oțelurilor hipoeutectoide cu conținut foarte scăzut de carbon); datorită acestor particularități structurale, suprafețele de rupere (spargere) ale pieselor din fontă maleabilizată în mediu oxidant au culoare deschisă și acest tip de fontă este denumit **fontă maleabilă feritică cu miez alb**.

2.5. Fontele modificate

Fontele modificate se obțin introducând în fontele cenușii (aliaj Fe – C – Si) lichide (elaborate și pregătite pentru turnarea pieselor) cantități mici de substanțe (numite **modificatori**) care schimbă mecanismul obișnuit (valabil în cazul fontelor cenușii) al germinării și creșterii formațiunilor de grafit la solidificarea fontelor.

Introducerea modificatorilor are următoarele *efecte principale*:

- * asigură formarea în fontele cenușii topite a unor particule insolubile de compuși chimici (oxizi, carburi, nitruri) care determină *germinarea eterogenă a fazelor la solidificarea fontei*; datorită acestui efect, prezența modificatorilor accelerează procesele de solidificare (ceea ce echivalează cu o creștere a subrăcirii sau cu o creștere a vitezei de răcire la solidificare) și determină tendința desfășurării transformărilor la solidificare și răcire în conformitate cu diagrama de echilibru metastabil Fe – Fe₃C (formarea unor structuri de fontă albă); această tendință nedorită este eliminată, dacă, odată cu sau după introducerea modificatorilor se adaugă o cantitate suplimentară de elemente grafitizante (se face o postmodificare cu elemente grafitizante: Si, Al, Ni...);

- * asigură efectele unor substanțe active, care intervin în procesul formării grafitului în structura fontelor și determină *generarea unor formațiuni de grafit cu altă configurație decât cea lamelară*.

Deoarece modificatorii sunt substanțe foarte active, reacțiile acestora cu fonta lichidă în care se introduc pot fi violente și pot da naștere la accidente; din aceste motive, la modificarea fontelor trebuie luate măsuri speciale (folosirea unor oale speciale de modificare, aplicarea unor tehnologii adecvate de introducere a modificatorilor etc.).

În funcție de tipul modificatorilor utilizați și de efectele produse prin introducerea acestora, există mai multe categorii de fonte modificate.

A. Fonte modificate cu grafit lamelar; în acest caz se utilizează ca modificatori Ca și Ba, iar ca elemente de postmodificare și ajutoare – Si, Al, Zr, Ti; în prezent pentru realizarea fontelor din această categorie, se utilizează feroaliaje complexe de tipul Fe – Si – Al – Ba – Ca, cunoscute sub denumirea comercială de aliaje MODIFIN. Modificatorii și celelalte elemente ajutoare introduse în fonta cenușie topită formează particule insolubile (de tipul CaO, BaO, SiO₂, Al₂O₃, TiC, AlN...) fine, foarte numeroase și uniform distribuite, pe care se realizează germinarea grafitului și

austenitei la transformarea eutectică (v. scap 4.4). Ca urmare, solidificarea și răcirea fontei conduce la obținerea unei structuri cu un număr mare de formațiuni fine de grafit lamelar cu marginile rotunjite, uniform distribuite în masa metalică de bază, care, în funcție de conținuturile de carbon și siliciu ale fontei, poate fi feritică, ferito – perlitică sau perlitică).

B. Fonte modificate cu grafit nodular (fonte nodulare); în acest caz se utilizează ca modificador magneziul (împreună, uneori, cu cantități mici de ceriu), iar ca elemente de postmodificare și ajutoare – Si, Ni, Sr, Ca, Al; în prezent, pentru realizarea fontelor din această categorie, se utilizează feroaliaje ternare de tipul Fe – Si – Mg sau feroaliaje complexe de tipul Fe – Si – Mg – Ca – Al, cunoscute sub denumirea comercială de aliaje NODULIN.

Prezența modificatorilor și a celorlalte elemente introduse în fonta cenușie topită are, în acest caz, două efecte:

- * asigură germinarea eterogenă a formațiunilor de grafit pe un număr mare de particule insolubile fine și uniform distribuite (de tipul CaO, MgO, SiO₂, Al₂O₃, TiC, AlN...);

- * modifică mecanismul creșterii germenilor lamelari de grafit, deoarece reacționează cu oxigenul și sulful dizolvate pe suprafețele acestor germeni și permite dezvoltarea ușoară a lor pe toate direcțiile (generarea unor formațiuni sferoidale sau nodulare de grafit).

Datorită acestor efecte, solidificarea și răcirea fontei conduce la obținerea unei structuri cu un număr mare de formațiuni fine de grafit nodular, uniform distribuite în masa metalică de bază, care, în funcție de conținuturile de carbon și siliciu ale fontei, poate fi feritică, ferito – perlitică sau perlitică.

Datorită dimensiunilor mici, a formei rotunjite și a distribuirii uniforme a grafitului în structură, fontele cu grafit nodular au cele mai bune caracteristici de rezistență mecanică, plasticitate și tenacitate.

C. Fonte modificate cu grafit vermicular; în acest caz se utilizează ca modificador magneziul (împreună, uneori, cu cantități mici de ceriu) iar ca elemente de postmodificare și ajutoare – Si, Al și Ti. Prezența modificatorilor și a celorlalte elemente introduse în fonta cenușie topită are în acest caz aceleași efecte ca la obținerea fontelor cu grafit nodular, numai că datorită prezenței Ti și Al, procesele de nodulizare nu pot fi definitivate și în structura fontei apar formațiuni de grafit lamelar scurte și groase (grafit vermicular), caracterizate prin rapoarte între lungime și grosime mai mici ca 20; în funcție de conținuturile de carbon și siliciu, structura masei metalice de bază a acestor fonte poate fi feritică, ferito-perlitică sau perlitică.

2.6. Transformarea la încălzire a perlitei în austenită

Studierea diagramei de echilibru metastabil Fe – Fe₃C evidențiază faptul că principala transformare structurală ce are loc la încălzirea aliajelor aparținând acestui sistem este transformarea perlitei în austenită.

Cercetările întreprinse până în prezent au relevat faptul că transformarea la încălzire a perlitei în austenită se poate realiza prin două mecanisme: mecanismul cu difuzie și mecanismul fără difuzie și are particularitățile de desfășurare prezentate în continuare.

A. Transformarea perlitei în austenită prin mecanismul cu difuzie are următoarele etape de desfășurare:

a) *etapa formării germenilor de austenită* (denumită și *etapa de început al transformării*); această etapă se produce practic instantaneu la depășirea temperaturii $t_{PSK} = 727\text{ }^{\circ}\text{C}$ (temperatură numită și punct critic A_1 al fontelor și oțelurilor) și constă în apariția unor germeni cristalini de austenită pe suprafețele de separație (interfețele) dintre lamelele de ferită și cementită ale perlitei, concentrația masică a carbonului în acești germeni fiind de 0,77 % (corespunzătoare abscisei punctului S al diagramei de echilibru metastabil Fe – Fe₃C);

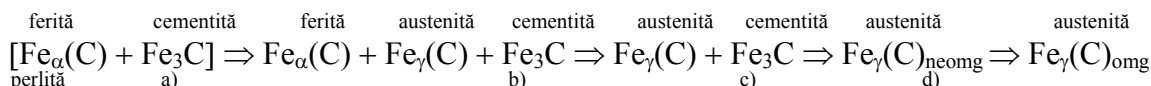
b) *etapa dizolvării feritei* (denumită și *etapa de sfârșit al transformării*); în această etapă se produce creșterea germenilor de austenită spre lamelele de ferită și cementită ale perlitei netransformate; deoarece diferența de concentrație în carbon pe interfețele ferită - austenită este mai mică decât cea corespunzătoare interfețelor cementită – austenită, iar modificările de poziții atomice implicate de transformarea feritei în austenită sunt mai reduse decât cele necesare transformării

cementitei în austenită, germenii de austenită se dezvoltă mai rapid spre ferită și, ca urmare, ferita perlitei este prima fază care dispare în cursul transformării;

c) *etapa dizolvării cementitei*; constă în dezvoltarea cristalelor de austenită spre formațiunile de cementită netransformată (carbonul din cementită este transferat prin difuzie în cristalele de austenită, stabilitatea cementitei scade și aceasta se transformă în austenită); la sfârșitul acestei etape structura este alcătuită din cristale de austenită neomogenă, care au o concentrație de carbon mai mică în zonele formate din ferita perlitei și o concentrație de carbon mai mare în zonele formate din cementita perlitei;

d) *etapa omogenizării austenitei*; în această etapă se produce omogenizarea prin difuzie a concentrației carbonului în cristalele de austenită.

Având în vedere aspectele anterior prezentate, rezultă că transformarea perlitei în austenită prin mecanismul cu difuzie se poate reda schematic astfel:



Procesele care au loc la austenitizarea prin difuzie decurg cu viteză cu atât mai mare și se desăvârșesc la temperaturi cu atât mai înalte, cu cât viteza de încălzire a aliajului este mai mare. Acest fapt reiese cu ușurință examinând diagrama transformării la încălzire a unui oțel eutectoid (aliajul din sistemul fier – carbon care suferă la încălzire numai transformarea perlitei în austenită), expusă în figura 2.4; diagrama, care are în abscisă timpul (de obicei, la scară logaritmică, pentru a putea reprezenta în spațiul diagramei atât duratele scurte, cât și duratele foarte lungi), iar în ordonată temperatura, conține curbele corespunzătoare finalizării celor patru etape ale transformării perlitei în austenită (punctul *a* corepunde etapei de început al transformării, curba *b* – terminării etapei de dizolvare a feritei, curba *c* – finalizării etapei de dizolvare a cementitei, iar curba *d* – încheierii etapei de omogenizare a austenitei).

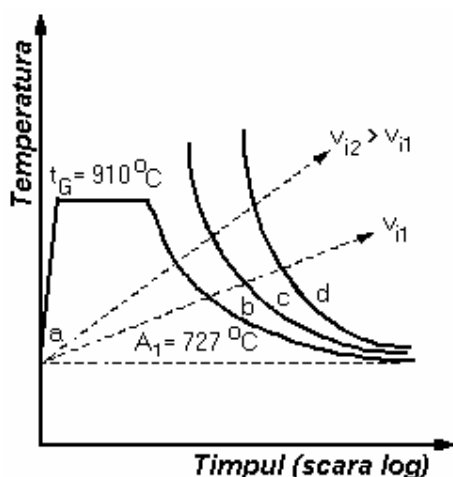
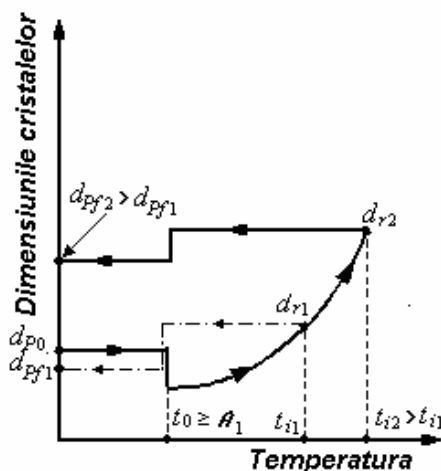


Fig. 2.4. Diagrama transformării la încălzire a perlitei în austenită



d_{p0} – dimensiunile inițiale ale cristalelor de perlită;
 d_{r1} – dimensiunile reale ale cristalelor de austenită la t_{i1} ;
 d_{r2} – dimensiunile reale ale cristalelor de austenită la $t_{i2} > t_{i1}$; $d_{r2} > d_{r1}$;
 d_{pf1} – dimensiunile cristalelor de perlită obținute prin răcire de la t_{i1} ;
 d_{pf2} – dimensiunile cristalelor de perlită obținute prin răcire de la t_{i2} ;
 $t_0 \geq A_1$;
 $t_{i2} > t_{i1}$;
 $d_{pf2} > d_{pf1}$

Fig. 2.5 Dependența de temperatură a dimensiunilor cristalelor de austenită

B. Transformarea perlitei în austenită prin mecanismul fără difuzie se produce în cazul încălzirii cu viteze foarte mari (de exemplu la încălzirea aliajelor prin inducție electrică, folosind curent alternativ de înaltă frecvență) și are următoarele etape de desfășurare:

a) *etapa formării germenilor de Fe_γ* (denumită și *etapa de început al transformării*); această etapă se produce practic instantaneu la depășirea temperaturii $t_G = t_{c1} = 910$ °C (punctul critic de

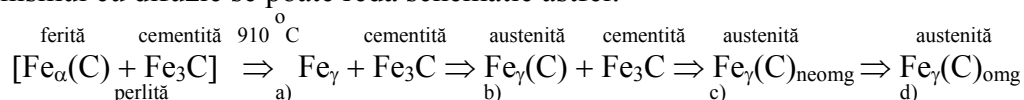
transformare alotropică $Fe_{\alpha} \Rightarrow Fe_{\gamma}$ și constă în transformarea Fe_{α} în Fe_{γ} , transformare ce afectează (evident) ferita perlită (faza care are un conținut de carbon foarte scăzut);

b) *etapa formării austenitei* (denumită și *etapa de sfârșit al transformării*); în această etapă se formează cristale de austenită prin dizolvarea carbonului din cementită în cristalele de Fe_{γ} formate în cursul etapei anterioare;

c) *etapa dizolvării cementitei*; constă în dezvoltarea cristalelor de austenită spre formațiunile de cementită netransformată (carbonul din cementită este transferat prin difuzie în cristalele de austenită, stabilitatea cementitei scade și aceasta se transformă în austenită); la sfârșitul acestei etape structura este alcătuită din cristale de austenită neomogenă, care au o concentrație de carbon mai mică în zonele formate din ferita perlită și o concentrație de carbon mai mare în zonele formate din cementita perlită;

d) *etapa omogenizării austenitei*; în această etapă se produce omogenizarea prin difuzie a concentrației carbonului în cristalele de austenită.

Având în vedere aspectele anterior prezentate, rezultă că transformarea perlită în austenită prin mecanismul cu difuzie se poate reda schematic astfel:



Datorită vitezelor mari cu care se face încălzirea, etapele c) și d), care presupun desfășurarea unor fenomene de difuzie (favorizate de creșterile de temperatură, dar anulate practic de duratele scurte ale procesului de încălzire cu viteze foarte mari), nu se pot defini și structura obținută după realizarea transformării conține cementită nedizolvată și austenită incomplet omogenizată.

La sfârșitul transformării perlită în austenită (prin unul din cele două mecanisme prezentate anterior) se obțin cristale de austenită, numite **cristale inițiale de austenită**, cu dimensiuni mai mici decât ale cristalelor de perlită din care au provenit. Odată cu ridicarea temperaturii se produce un fenomen de creștere a cristalelor de austenită (similar celui care are loc în cazul încălzirii materialelor metalice ecruisate prin deformare plastică), deoarece prin realizarea acestuia se obține o scădere a energiei libere a sistemului. Ca urmare, cristalele de austenită obținute în urma încălzirii și menținerii unui aliaj fier – carbon la o temperatură $t_i > A_1$, numite **cristale reale de austenită**, au de obicei dimensiuni mai mari decât cristalele inițiale. Dacă cristalele de austenită reale se supun răcirii, se produce transformarea austenitei în perlită, cristalele de perlită obținute având, așa cum se poate observa în diagrama prezentată în figura 2.5, dimensiunile dependente de dimensiunile cristalelor de austenită din care s-au format, dimensiuni care sunt determinate de tendința de creștere a cristalelor de austenită la încălzire și de valoarea temperaturii t_i la care s-au obținut cristalele reale.

Tinând seama de aceste particularități, *tendința de creștere a cristalelor de austenită la încălzire este denumită ereditate granulară*; această caracteristică depinde de tipul aliajului fier – carbon și de condițiile în care a fost elaborat. De exemplu, oțelurile bine dezoxidate la elaborare (cu Si, Mn și Al) prezintă o tendință redusă de creștere a dimensiunilor cristalelor de austenită odată cu temperatura și sunt denumite **oțeluri cu ereditate granulară fină**; această comportare este determinată de formarea unor compuși (nitruri, carbonitruri) ai componentelor folosite la dezoxidare, compuși care se distribuie ca niște "bariere" la marginea cristalelor de austenită și le blochează creșterea până la temperaturi ridicate (când se produce disocierea compușilor și dizolvarea componentelor în austenită și, ca urmare, procesul natural de creștere al cristalelor de austenită nu va mai fi blocat). Oțelurile nedeoxidate la elaborare cu elemente capabile să dea naștere la "bariere" au tendința accentuată de creștere a dimensiunilor cristalelor de austenită odată cu temperatura și sunt denumite **oțeluri cu ereditate granulară grosolană**.

Aspectele prezentate anterior evidențiază faptul că, aplicând unui oțel (sau unei fonte) un ciclu de încălzire – menținere – răcire, se poate obține în final, funcție de parametrii ciclului și de tipul eredității granulare a oțelului (sau fontei) o structură cu granulație fină, care conferă aliajului o asociere optimă a caracteristicilor de rezistență mecanică și tenacitate, sau o structură cu cristale grosolane, cu înclinație accentuată spre comportarea fragilă la rupere. Din aceste motive, aliajele fier – carbon destinate realizării de piese care suferă în timpul procesului de fabricare cicluri de încălzire – menținere – răcire (tratamente termice, sudare, deformare plastică

la cald etc.) se supun unor verificări privind granulația reală și ereditatea granulară. De exemplu, în cazul oțelurilor se folosesc încercări de tip special, reglementate la noi în țară prin SR ISO 643, prin care se determină pentru oțelurile analizate un număr convențional G , numit indicele convențional al mărimii grăuntelui, definit prin relația:

$$m = 2^{G+3},$$

m reprezentând numărul de cristale care se pot număra (la microscop) pe mm^2 al probelor metalografice preparate din oțelurile analizate; în multe cazuri, indicele convențional al mărimii grăuntelui este o caracteristică de recepție calitativă a oțelurilor (de exemplu, oțelurile destinate realizării construcțiilor sudate de mare importanță trebuie să aibă $G > 6$).

2.7. Transformarea la răcire a austenitei

Prin subrăcire (răcire rapidă) și menținere la o temperatură oarecare t , austenita devine o fază instabilă termodinamic, ce tinde să se transforme. Transformarea austenitei subrăcite la $t < A_1$ are la bază procesul (dictat termodinamic) de trecere a Fe_γ în Fe_α . Deoarece solubilitățile carbonului în cele două forme alotropice ale fierului – Fe_γ și Fe_α – sunt mult diferite, ar trebui ca, printr-un proces secundar, să se producă separarea parțială a carbonului sub formă de cementită. În funcție de posibilitățile difuziei componențelor aliajului fier - carbon la temperatura $t < A_1$, care determină realizarea integrală sau parțială a proceselor definite mai înainte, transformarea austenitei subrăcite se poate produce prin trei mecanisme distincte: mecanismul cu difuzie, mecanismul fără difuzie și mecanismul intermediar. Aspectele esențiale privind transformarea austenitei prin fiecare din aceste trei mecanisme sunt prezentate în continuare.

A. În cazul în care la $t < A_1$ (atinsă prin subrăcirea austenitei) este posibilă atât difuzia carbonului, cât și autodifuzia fierului, *austenita se transformă prin mecanismul cu difuzie, în structuri perlitice*, conform schemei:



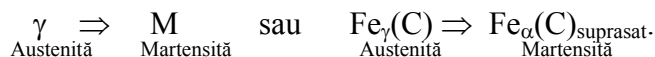
Condițiile de realizare a difuziei impuse de desfășurarea acestei transformări sunt asigurate dacă temperatura la care se subrăcește austenita este suficient de mare, $t_{MC} < t < A_1$, t_{MC} fiind temperatura minimă la care se mai poate produce transformarea prin acest mecanism; deoarece conduce la obținerea de perlită, *transformarea austenitei prin mecanismul cu difuzie este denumită și transformarea perlitică*.

Formarea perlitei începe prin crearea unor germeni lamelari de cementită la marginea cristalelor de austenită. Germenii de cementită formați se dezvoltă pe baza carbonului din austenita care îi înconjoară și, ca urmare, austenita din jurul lamelarelor de cementită își micșorează conținutul de carbon și se poate transforma în ferită. Deoarece ferita are capacitate redusă de a dizolva carbon, se produce un proces de expulzare prin difuzie a carbonului excedentar (ce nu poate fi dizolvat de ferită), crește conținutul de carbon al austenitei care înconjoară lamelele de ferită și se crează condițiile formării unor lamele de cementită. Transformarea continuă după acest mecanism până la epuizarea austenitei.

Formarea alternantă a lamelelor de ferită și cementită este însoțită de creșterea acestora spre interiorul cristalelor de austenită care se transformă. Procesul de transformare se poate iniția simultan în mai multe zone ale aceluiași cristal de austenită și, ca urmare, cristalele de perlită vor fi alcătuite (de obicei) din mai multe **colonii perlitice**, cu orientări diferite ale lamelelor de ferită și cementită și vor avea dimensiuni mai mici decât cristalele de austenită din care s-au format. Grosimea lamelelor de ferită și cementită ale coloniilor perlitice care se formează este determinată de mărimea vitezei de difuzie a carbonului în austenită la temperatura la care se produce transformarea, $t < A_1$. Deoarece coeficientul de difuzie a carbonului scade odată cu scăderea temperaturii (v. scap.1.7), iar austenita devine mai instabilă și tinde să se transforme mai rapid cu cât subrăcirea $\Delta t = A_1 - t$ este mai mare, rezultă că, pe măsură ce subrăcirea austenitei crește, structura perlitică formată va prezenta distanțe interlamelare ferită - cementită mai reduse. Astfel, la subrăciri mici ale austenitei se va forma **perlită lamelară PL**, cu lamelele de ferită și cementită vizibile la microscopul optic, la subrăciri mai mari se va forma **perlită sorbitică sau sorbită S**, cu

lamellele de ferită și cementită foarte fine, iar la subrăcirii mari, apropiate de valoarea $\Delta t = A_1 - t_{MC}$, se va forma **perlită troostitică sau troostită T**, a cărei structură lamelară nu se poate evidenția decât prin examinare la microscopul electronic. Diferențele de grosime a lamellelor de ferită și cementită determină diferențe substanțiale între caracteristicile de rezistență mecanică și tenacitate ale diverselor varietăți de perlită; de exemplu, perlita lamelară are duritatea 170...230 HB, sorbita – 230 ... 330 HB, iar troostita – 330 ... 400 HB.

B. În cazul în care la temperatura $t < A_1$ (atinsă prin subrăcirea austenitei) nu este posibilă nici difuzia carbonului, nici autodifuzia fierului, **austenita se transformă prin mecanismul fără difuzie**, conform schemei:



Structura rezultată în urma transformării austenitei prin acest mecanism constă dintr-o soluție solidă de carbon în Fe_α , care conține întreaga cantitate de carbon a austenitei; deoarece solubilitatea carbonului în Fe_α este mult mai mică decât în Fe_γ , rezultatul transformării este o *soluție solidă suprasaturată de carbon în Fe_α , numită martensită M*, iar transformarea austenitei prin mecanismul fără difuzie este denumită și **transformarea martensitică**.

Condiția inexistenței proceselor de difuzie la realizarea transformării martensitice impune subrăcirea austenitei la temperaturi mai mici decât o temperatură caracteristică, numită **punct martensitic superior M_s** ($t < M_s < A_1$)

Transformarea martensitică prezintă următoarele particularități:

a) Transformarea se realizează prin modificările de poziții atomice în structura cristalină a austenitei; aceste modificări se efectuează (în absența difuziei) sub acțiunea tensiunilor mecanice generate prin subrăcirea puternică a austenitei. Deoarece întreaga cantitate de carbon existentă în austenită rămâne dizolvată interstițial în martensită, *martensita se caracterizează printr-o structură cristalină tetragonală cu volum centrat (TVC)*, celula elementară a acestei structuri fiind o prismă pătrată dreaptă, cu parametrii dimensionali $a_1 = a_2 \neq a_3$ și raportul $\frac{a_3}{a_1}$, numit *grad de tetragonalitate a martensitei*, dependent de concentrația masică de carbon dizolvat $\%C_m$:

$$\frac{a_3}{a_1} = 1 + 0,046\%C_m.$$

Datorită modificărilor dimensionale care se produc la transformarea martensitică, volumul martensitei care se obține este mai mare decât volumul austenitei din care s-a format, adică **transformarea martensitică este însoțită de o creștere de volum**.

b) **Procese de germinare și creștere a cristalelor de martensită se produc practic instantaneu și se realizează în cursul subrăcirii austenitei la $t < M_s$, menținerile la $t < M_s$ neproducând continuarea transformării**; s-a constatat experimental că viteza de creștere a germenilor de martensită este de aproximativ 1 km/s, cristalele de martensită care se formează având configurația platformă – aciculară și lungimea egală cu dimensiunea cristalelor de austenită care se transformă. Datorită acestor particularități, transformarea martensitică la aliajele sistemului fier – carbon se caracterizează ca fiind:

* **o transformare de tip militar**, care se realizează spontan ("la comandă"), prin mișcarea simultană a tuturor atomilor care participă la formarea cristalelor de martensită (spre deosebire de transformarea perlitică, ce este caracterizată ca o *transformare de tip civil*, care se realizează prin deplasări succesive, individuale și independente, prin difuzie ale atomilor fazei care se transformă);

* **o transformare atermică**, adică o transformare care se produce în cursul subrăcirii fazei care se transformă și al cărei rezultat depinde esențial de viteza cu care se produce subrăcirea și nu este influențat de valoarea temperaturii $t < M_s$ la care se face subrăcirea și nici de durata menținerii la această temperatură; rezultă că transformarea martensitică nu este o *transformare izotermică* (o transformare care se produce în timpul menținerii austenitei la o temperatură $t < A_1$), așa cum este transformarea perlitică.

c) Deoarece formarea cristalelor de martensită este însoțită de o creștere de volum, austenita netransformată în cursul subrăcirii la $t < M_s$ este deformată și ecruisată, mobilitatea atomilor acesteia se micșorează considerabil și posibilitățile ei de transformare se diminuează (austenita netransformată se stabilizează); ca urmare, **transformarea martensitică se autofrânează** și **întotdeauna rămâne o cantitate de austenită netransformată**, numită **austenită reziduală**. Austenita reziduală corespunzătoare subrăcirii la o temperatură $t < M_s$ poate fi transformată (parțial sau total) în martensită printr-o nouă subrăcire, la o temperatură $t' < t < M_s$; pentru ca austenita să se transforme integral în martensită, este necesar ca temperatura la care se face subrăcirea să fie mai mică decât o temperatură caracteristică, numită **punct martensitic inferior M_f** .

Temperaturile caracteristice transformării martensitice a unui aliaj fier – carbon (M_s și M_f), precum și duritatea martensitei care se obține sunt influențate esențial de concentrația de carbon a aliajului, așa cum rezultă din diagramele prezentate în figura 2.6.

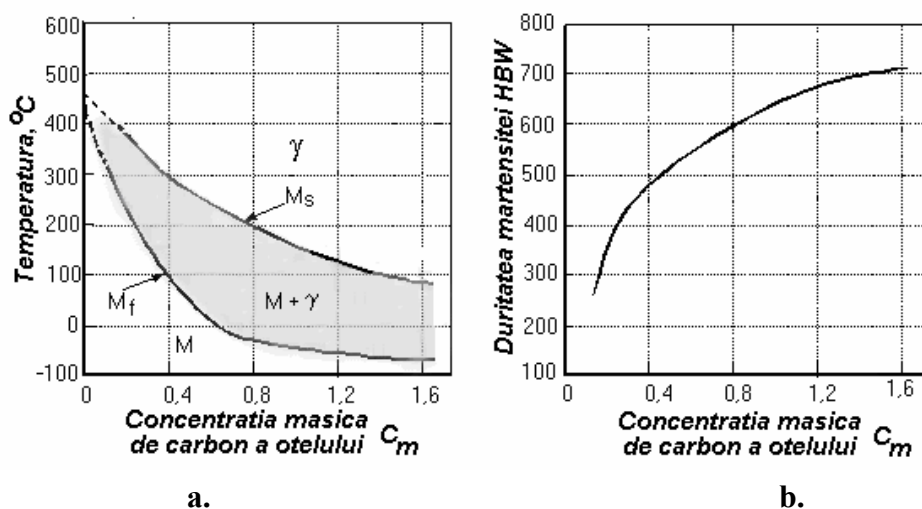
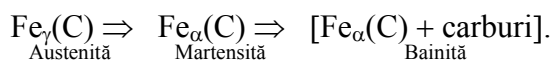


Fig. 2.6. Curbele de variație în funcție de concentrația masică de carbon a:
a - temperaturilor caracteristice M_s , M_f ; b - durității martensitei

d) **Transformarea martensitică la aliajele fier – carbon este ireversibilă**: prin răcirea austenitei la $t < M_s$ se produce transformarea acesteia în martensită, dar încălzirea martensitei nu conduce la transformarea ei în austenită, ci în structuri de tip perlitic, care prin încălzire la $t_i > A_1$ se transformă în austenită (v. scap. 5.1).

C. În cazul în care la temperatura $t < A_1$ este posibilă difuzia carbonului, dar nu se pot realiza procesele de autodifuzie a fierului, **austenita se transformă prin mecanismul intermediar**, conform schemei:



Structura bifazică ce rezultă în urma transformării poartă numele de **bainită B** și transformarea austenitei prin mecanismul intermediar este denumită și **transformarea bainitică**. Asigurarea condițiilor de difuzie (prezentate anterior) pentru desfășurarea transformării impun subrăcirea austenitei la o temperatură t cuprinsă între t_{MC} și M_s .

Așa cum rezultă analizând schema ei de realizare, transformarea bainitică are două etape:

- * transformarea austenitei într-o structură martensitică (soluție solidă suprasaturată de carbon în Fe_α) prin modificarea pozițiilor atomilor sub acțiunea tensiunilor mecanice create în cursul subrăcirii la $t \in (t_{MC}; M_s)$;

- * separarea prin difuzie (în cursul menținerii la temperatura atinsă după subrăcire) a unei părți din carbonul care suprasaturează soluția solidă $\text{Fe}_\alpha(\text{C})$, micșorarea suprasaturării în carbon a acestei faze și apariția (precipitarea) în structură a unor particule fine de carburi; în funcție de temperatura la care se face subrăcirea, carburile precipitate din soluția solidă $\text{Fe}_\alpha(\text{C})$ pot fi carburi stabile (cementită), dacă t este în vecinătatea temperaturii t_{MC} , sau carburi metastabile (carbura ϵ , cu structură cristalină de tip HC), dacă t este în apropierea temperaturii M_s .

Bainita formată prin subrăcirea și menținerea austenitei la o temperatură t situată în vecinătatea temperaturii t_{MC} este denumită **bainită superioară BS** și are aspect microscopic de fulgi sau pene și caracteristici mecanice asemănătoare cu ale troostitei, în timp ce bainita formată prin subrăcirea și menținerea austenitei la o temperatură t situată în apropierea temperaturii M_s este denumită **bainită inferioară BI** și are caracteristicile mecanice și aspectul microscopic asemănătoare cu ale martensitei.

Modul în care se desfășoară în timp procesele de transformare izotermă a austenitei subrăcite la diferite temperaturi $t < A_1$ poate fi reprezentat sugestiv cu ajutorul așa numitelor **diagrame de transformare izotermă a austenitei** sau **diagrame timp – temperatură – transformare (diagrame TTT) la răcirea austenitei**. Aceste diagrame au în abscisă timpul (la scară logaritmică) și în ordonată temperatura și conțin două curbe principale: a) *curba de început al transformării* (locul geometric al punctelor având ca abscise duratele de incubație corespunzătoare începerii transformării austenitei la diferite temperaturi) și b) *curba de sfârșit al transformării* (locul geometric al punctelor având ca abscise duratele necesare finalizării transformării austenitei la diferite temperaturi). Diagramele TTT se construiesc pe cale experimentală: probe de dimensiuni reduse (din aliajul fier – carbon analizat) se austenitizează prin încălzire, se subrăcesc în băi de săruri la diferite temperaturi $t < A_1$ și se analizează prin metode adecvate (microscopie metalografică, metode magnetice etc.), pentru a se evidenția modul în care se desfășoară în timp procesele de transformare izotermă a austenitei.

În figura 2.7 este redată (pentru exemplificare) configurația diagramei TTT la răcirea austenitei, corespunzătoare oțelurilor eutectoide. Examinând această diagramă se pot evidenția următoarele aspecte cu caracter general:

a) Curbele de început și de sfârșit ale transformării au ca asimptotă dreapta $t = A_1$, ceea ce sugerează că transformarea izotermă a austenitei în condiții de echilibru (desfășurarea transformării la temperatura $t_{PSK} = A_1 = 727^\circ\text{C}$, în conformitate cu diagrama de echilibru Fe – Fe₃C) se poate realiza numai în cazul răcirii austenitei cu viteză foarte mică și are o durată extrem de îndelungată.

b) Timpii de incubație corespunzători transformării austenitei în structuri perlitice scad odată cu micșorarea temperaturii în intervalul $(A_1; t_{MC})$. Acest fapt este determinat de creșterea instabilității austenitei (și, ca urmare, a tendinței de transformare a acesteia) odată cu creșterea subrăcirii $\Delta t = A_1 - t$.

c) Timpii de incubație corespunzători transformării austenitei în bainită cresc odată cu micșorarea temperaturii în intervalul $(t_{MC}; M_s)$. Acest fapt este determinat de scăderea odată cu temperatura a coeficientului de difuzie a carbonului (și, ca urmare, a posibilităților de realizare a transformării).

d) La temperatura t_{MC} , durata de incubație și durata totală a transformării izoterme a austenitei sunt minime (transformarea decurge cu viteză maximă), motiv pentru care t_{MC} este denumită **temperatură de maxim cinetic** (a transformării austenitei).

Cu toate că reprezintă modalitățile transformării izoterme a austenitei, diagrama TTT din figura 2.7 poate fi folosită și pentru a preciza particularitățile transformării austenitei la răcire continuă (răcirea austenitei cu o anumită viteză de la o temperatură $t_i > A_1$). Astfel, construind pe diagrama TTT **curbele de răcire** continuă a austenitei cu diferite viteze v_{rj} , se observă că punctele de intersecție ale acestora cu curbele de început și de sfârșit ale transformării austenitei corespund la temperaturi diferite (t_j și t_j' , $j = 1...5$) și rezultă că *transformarea la răcire continuă a austenitei se realizează într-un interval de temperaturi*. De asemenea, observând că pentru unele curbe de răcire temperaturile t_j și t_j' se află în intervale de temperatură corespunzătoare unor mecanisme de transformare diferite, rezultă *posibilitatea ca prin răcirea continuă a austenitei să se formeze structuri complexe, cu mai mulți constituenți*. De exemplu, prin răcirea continuă a austenitei unui oțel eutectoid cu vitezele v_{rj} , $j = 1...5$ (v. fig. 5.8) se obțin (la temperatura ambiantă t_a) următoarele structuri: a) la răcirea cu viteza v_{r1} – perlită lamelară PL (t_1 și t_1' sunt situate imediat sub A_1); b) la răcirea cu viteza v_{r2} – sorbită (t_2 și t_2' se situează la mijlocul intervalului dintre A_1 și t_{MC}); c) la răcirea cu viteza v_{r3} – troostită (t_3 și t_3' se află imediat deasupra temperaturii t_{MC}); d) la răcirea cu viteza v_{r4} – troostită, bainită, martensită și austenită reziduală; e) la răcirea cu viteza v_{r5} – martensită și austenită reziduală. Pe diagrama TTT din figura 2.7 s-a trasat și o curbă de răcire tangentă la curba de început al transformării

austenitei; această curbă corespunde vitezei minime de răcire care poate asigura obținerea unei structură complet martensitice, numită **viteză de răcire critică** v_{rc} .

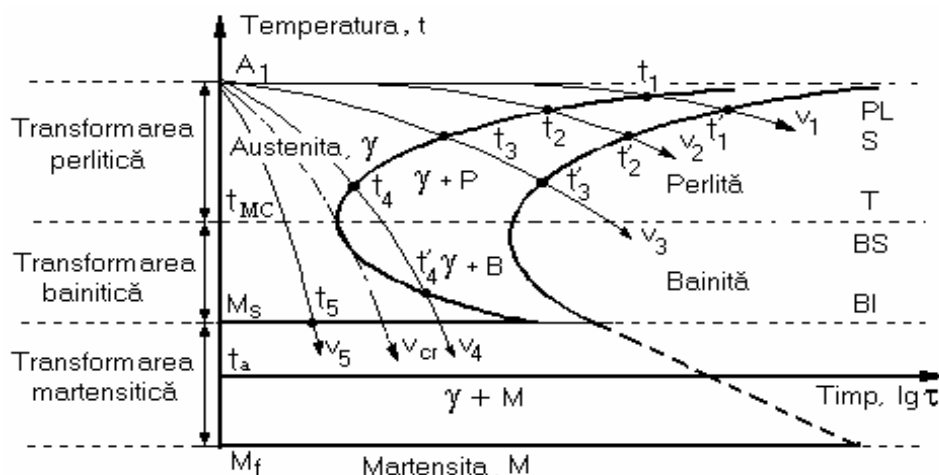


Fig. 2.7. Diagrama TTT la răcirea austenitei pentru un oțel eutectoid

Diagramele TTT (de tipul celei prezentate în fig.2.7 pentru oțelul eutectoid) se pot construi pentru orice aliaj fier – carbon (oțel sau fontă). Pentru exemplificare, în figura 2.8 sunt reprezentate diagramele de transformare izotermă a austenitei corespunzătoare unui oțel hipoeutectoid (fig. 2.8 a) și unui oțel hipereutectoid (fig. 2.8 b). Analizând aceste diagrame rezultă următoarele particularități:

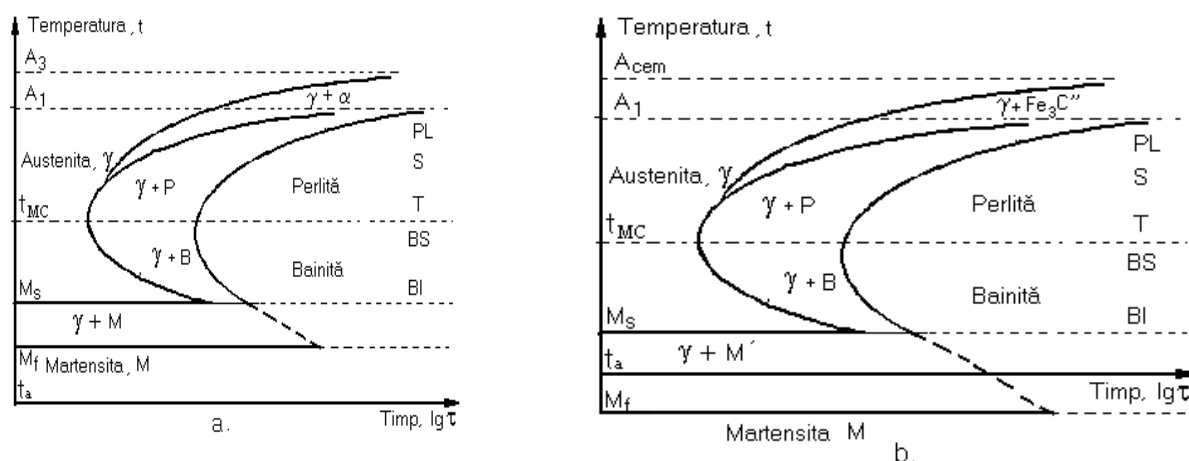


Fig. 2.8. Diagramele TTT la răcirea austenitei pentru:
a – oțelurile hipoeutectoide; b – oțelurile hipereutectoide.

* *oțelurile hipoeutectoide au două puncte critice de transformare în stare solidă: $A_1 = t_{PSK} = 727^\circ\text{C}$ și A_3 – temperatura corespunzătoare punctului de intersecție dintre verticala oțelului și linia GS a diagramei de echilibru Fe – Fe₃C; la aceste oțeluri, transformarea austenitei prin mecanismul cu difuzie începe cu formarea unei anumite cantități de ferită (ferita preeutectoidă), iar temperaturile M_s și M_f , caracteristice transformării martensitice, sunt situate (de obicei) deasupra temperaturii ambiante (răcirea până la t_a a austenitei cu o viteză $v_r > v_{rc}$ conduce la obținerea unei structuri complet martensitice (cu conținuturi infime de austenită reziduală);*

* *oțelurile hipereutectoide au două puncte critice de transformare în stare solidă: $A_1 = t_{PSK} = 727^\circ\text{C}$ și A_{cem} – temperatura corespunzătoare punctului de intersecție dintre verticala oțelului și linia ES a diagramei de echilibru Fe – Fe₃C; la aceste oțeluri, transformarea austenitei prin mecanismul cu difuzie demarează cu formarea unei anumite cantități de cementită secundară, iar temperaturile M_s , M_f , caracteristice transformării martensitice, sunt situate sub temperatura ambiantă și la răcirea până la t_a a austenitei cu o viteză $v_r > v_{rc}$ se obține o structură alcătuită din martensită și multă austenită reziduală, care poate fi eliminată (transformată în martensită) numai prin răcirea la o temperatură $t =$*

$-80...-100\text{ }^{\circ}\text{C} < M_f < t_a$. În practică, pentru aprecierea mai riguroasă a proceselor și rezultatelor transformării austenitei la răcire continuă se folosesc **diagrame de transformare termocinetică a austenitei**. Pe astfel de diagrame sunt trasate de obicei și curbele corespunzătoare răcirii austenitei cu diferite viteze (în diferite medii), pe fiecare curbă de răcire indicându-se conținuturile procentuale ale constituenților care rezultă prin transformarea austenitei și duritatea structurii care se obține.

2.8. Transformarea martensitei la încălzire

*Procesul de răcire rapidă a austenitei la $t < M_s$ pentru realizarea transformării prin mecanismul fără difuzie este denumit **călire martensitică**. Așa cum s-a arătat anterior, în urma realizării unui astfel de proces se obține o structură alcătuită din **martensită (tetragonală)**, numită **și martensită de călire** și o anumită cantitate de **austenită reziduală**. Această structură este metastabilă și tinde să se transforme, mai ales dacă temperatura crește și sunt activate fenomenele de difuzie a carboului. Operația de încălzire cu viteză mică sau de încălzire și menținere la o temperatură $t_i < A_1$ a unei structuri de călire este denumită **revenire**. Transformarea la revenire a structurilor de călire (alcătuite din martensită tetragonală și austenită reziduală) are următoarele etape:*

a) Într-o primă etapă, când structura de călire este încălzită la $t_i = 80 \dots 200\text{ }^{\circ}\text{C}$, *martensita tetragonală se transformă în martensită cubică, numită și martensită de revenire*, ca urmare a precipitării unor particule de carbură ϵ , sub formă de lamele foarte fine (de dimensiuni submicroscopice), coerente cu structura cristalină a martensitei din care au provenit. Datorită precipitării carburilor, martensita de revenire prezintă un grad de tetragonalitate mai mic decât cel corespunzător martensitei de călire și are un volum mai redus decât aceasta.

b) În a doua etapă, când temperaturile de încălzire ating valori $t_i = 200 \dots 300\text{ }^{\circ}\text{C}$, *austenita reziduală se transformă în martensită de revenire* printr-un mecanism asemănător transformării bainitice (se produce mai întâi transformarea alotropică $\text{Fe}_\gamma \Rightarrow \text{Fe}_\alpha$, care determină transformarea austenitei în martensită tetragonală și apoi are loc precipitarea prin difuzie a particulelor de carbură ϵ , care determină scăderea gradului de tetragonalitate al martensitei).

c) În a treia etapă, la temperaturi $t_i = 300 \dots 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, au loc *processe de reducere apreciabilă a nivelului tensiunilor mecanice din structură* (processe de detensionare a structurii), cu caracter similar celor care se produc în stadiul de restaurare a materialelor metalice ecruisate prin deformare plastică.

d) În etapa a patra, la temperaturi $t_i = 400 \dots 650\text{ }^{\circ}\text{C} < A_1$, particulele de carburi pierd coerența cu rețeaua martensitei de revenire (care, în urma realizării etapelor anterioare, are o concentrație de carbon scăzută, apropiată de cea corespunzătoare feritei) și se separă sub formă de particule fine de cementită globulară. În urma desfășurării acestor procese *rezultă o structură alcătuită din particule fine de cementită globulară, uniform distribuite într-o masă de ferită, structură numită **sorbită de revenire***; sorbita de revenire este o structură convenabilă pentru piesele din aliaje fier – carbon (mai ales pentru piesele din oțeluri hipoeutectoide) supuse în exploatare la solicitări mecanice importante, deoarece asigură aliajelor o combinație optimă a caracteristicilor de rezistență mecanică și tenacitate.

3. TRATAMENTELE TERMICE LA OȚELURI ȘI FONTE

3.1. Introducere

Tratamentele termice (TT) sunt succesiuni de operații tehnologice care se aplică pieselor metalice și care constau în încălzirea acestora la anumite temperaturi, menținerea lor la aceste temperaturi și răcirea în condiții bine determinate, în scopul aducerii materialului metalic din care sunt confecționate la starea structurală corespunzătoare asigurării proprietăților fizice, mecanice sau tehnologice impuse de domeniul și condițiile de utilizare ale acestor piese.

Modul în care trebuie conduse operațiile corespunzătoare aplicării unui tratament termic se descrie de obicei într-o diagramă, având în abscisă timpul și în ordonată temperatura, în care se indică valorile tuturor parametrilor de regim care se controlează. **Diagrama unui tratament termic** simplu și parametrii de regim ai acestuia: **temperatura la care se face încălzirea t_i , timpul necesar încălzirii la t_i a pieselor supuse tratamentului τ_i** (cunoscând valorile parametrilor t_i și τ_i se poate stabili o valoare medie a vitezei de încălzire $v_i = \frac{t_i}{\tau_i}$), **timpul (durata) de menținere la t_i a pieselor supuse tratamentului τ_m și viteza de răcire a pieselor după menținerea la t_i v_r (sau mediul în care se face răcirea pieselor după menținerea la t_i).**

3.2. Recoacerile fără schimbare de fază

Principalele tipuri de recoaceri fără schimbare de fază care se pot aplica la piesele din oțeluri și fonte sunt: **recoacerea de omogenizare; recoacerea de recristalizare fără schimbare de fază (nefazică) și recoacerea de detensionare.**

A. Tratamentul termic de recoacerea de omogenizare (RO) se aplică la lingourile și piesele (cu mase mari, pereți groși și configurație complicată) realizate prin turnare din oțeluri, în scopul diminuării neomogenităților chimice ale structurilor dendritice primare ale acestora.

Regimul tehnologic de realizare a acestui tratament se caracterizează prin următoarele valori ale parametrilor de regim: $t_i = 950 \dots 1150$ °C, $v_i = 30 \dots 50$ °C/oră, $\tau_m = 20 \dots 100$ ore (la lingouri) sau $\tau_m = 5 \dots 40$ ore (la piesele turnate) și $v_r = 30 \dots 50$ °C/oră (răcire lentă, odată cu cuptorul). *Etapa principală a acestui TT*, în care se elimină prin difuzie neomogenitățile chimice ale structurilor dendritice primare de turnare, *este etapa de menținere la t_i* . Din acest motiv, această etapă trebuie realizată la temperaturi t_i cât mai ridicate, creșterea temperaturii influențând cel mai puternic intensitatea proceselor de difuzie. Totuși, în practică nu se adoptă valori ale t_i mai mari decât cele indicate anterior, deoarece la temperaturi mai ridicate se produc, în straturile superficiale ale pieselor supuse tratamentului, fenomene nedorite de decarburare (sărăcire în carbon) și ardere (oxidare intercrystalină), datorită interacțiunii chimice a oțelului cu atmosfera cuptorului în care se face tratamentul termic.

Omogenizarea chimică a structurilor dendritice primare produsă de RO determină sporirea caracteristicilor de plasticitate și tenacitate ale lingourilor și pieselor turnate din oțeluri (cresc, de exemplu, valorile caracteristicilor A , Z , KU sau KV și scad valorile t_{tr}). Aceste efecte favorabile pot fi diminuate (estompate) de realizarea în timpul TT a unor procese secundare, cel mai important dintre acestea fiind *creșterea granulației datorită menținerii îndelungate a lingourilor sau pieselor turnate la temperaturi ridicate*. Influențele negative ale desfășurării unor astfel de procese secundare se pot elimina, dacă, după RO, se aplică lingourilor sau pieselor turnate un TT care determină finisarea granulației structurii oțelurilor din care sunt confecționate (v. scap. 6.3).

B. Tratamentul termic de recoacerea de recristalizare fără schimbare de fază (RRN) se aplică pieselor (semifabricate sau produse finite) confecționate din oțeluri prin deformare plastică la rece și are ca scop principal restabilirea (refacerea) proprietăților de plasticitate ale acestora (diminuarea sau eliminarea efectelor ecrusării produse de prelucrarea oțelurilor prin deformare plastică la rece).

Parametrii de regim ai RRN se stabilesc astfel încât în timpul etapelor de încălzire și menținere ale acestui TT să se producă procesele de restaurare și recristalizare primară și să nu se

desfășoare procesele de creștere a granulației și recristalizare secundară (care au influențe defavorabile asupra caracteristicilor de plasticitate ale pieselor tratate).

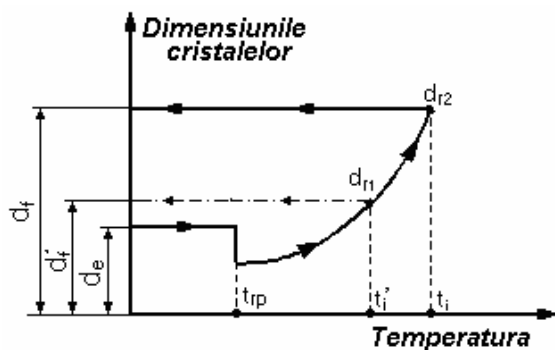
La stabilirea parametrilor de regim ai RRN și a prescripțiilor privind realizarea acestui TT trebuie luate în considerare următoarele aspecte:

* *temperatura de încălzire se adoptă utilizând criteriul $t_i > t_{rp}$, t_{rp} fiind temperatura de recristalizare primară a oțelului din care sunt confecționate piesele supuse TT ($T_{rp} \cong 0,4 \cdot T_s$, $T_{rp} = t_{rp} + 273$ și $T_s = t_s + 273$ fiind temperaturile absolute de recristalizare primară, respectiv de solidificare - topire ale materialului pieselor supuse TT); dacă materialul pieselor supuse RRN prezintă transformări de fază în stare solidă se impune suplimentar condiția ca t_i să fie inferioară punctului (critic) minim de transformare în stare solidă al materialului, în cazul pieselor din oțeluri rezultând prescripția $t_i < A_1$;*

* *la alegerea valorilor parametrilor de regim ai RRN trebuie să se țină seama și de faptul că dimensiunea cristalelor poliedrice obținute prin recristalizarea primară a materialului pieselor ecruisate prin deformare plastică la rece depinde atât de temperatura de încălzire t_i , așa cum se arată în figura 3.1, cât și de durata menținerii la această temperatură τ_m ;*

* *dacă granulația structurii realizate prin RRN la o temperatură de încălzire t_i este prea grosolană și nu asigură valorile dorite ale caracteristicilor de plasticitate, repetarea TT la o temperatură $t'_i < t_i$ nu aduce nici o ameliorare a calității pieselor; soluția în acest caz o constituie reecruisarea materialului pieselor prin deformare plastică la rece, urmată de RRN la $t'_i < t_i$, caz în care va rezulta o structură de recristalizare primară cu granulație mai fină (v. fig. 3.1) și cu caracteristici de plasticitate și tenacitate îmbunătățite considerabil.*

Ținând seama de toate aspectele anterior prezentate, au rezultat următoarele *prescripții pentru regimul RRN* ce se aplică la semifabricatele din oțeluri ecruisate prin deformare plastică la rece: $t_i = 650 \dots 700^\circ\text{C}$, $\tau_i + \tau_m = 1 \dots 4$ ore și răcirea în aer liniștit.



d_e – dimensiunea cristalelor după ecruisarea prin deformare plastică la rece; d_f – dimensiunea cristalelor poliedrice obținute după RRN la t_i ($t_{rp} < t_i < A_1$); d_f' – dimensiunea cristalelor obținute după RRN la $t'_i > t_{rp}$; $t'_i < t_i$

Fig. 3.1. Modificarea dimensiunilor grăunților cristalini la aplicarea recoacerii de recristalizare fără schimbare de fază

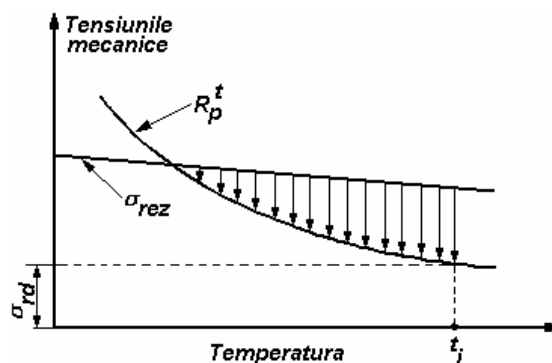


Fig. 3.2. Schema reducerii intensității tensiunilor reziduale la încălzirea pieselor metalice

C. Tratamentul termic de recoacere de detensionare (RD) se aplică pieselor din oțeluri sau fonte și are ca scop redistribuirea și diminuarea intensității tensiunilor mecanice reziduale de speța I (numite și tensiuni reziduale macroscopice sau macrotensiuni reziduale) existente în acestea.

Tensiunile reziduale de speța I sunt produse în piesele confecționate din oțeluri sau fonte de modificările neegale (în timp și în spațiu) ale dimensiunilor acestor piese, ca urmare a încălzirii sau răcirii lor neuniforme sau locale, a deformării plastice, a producerii nesimultane a unor transformări de fază în masa acestora etc., ce se realizează în cursul diverselor operații tehnologice de prelucrare la care sunt supuse (turnare, forjare, matrițare, sudare, aşchiere, tratamente termice etc.).

Tensiunile reziduale din piesele metalice sunt echilibrate, evidențierea prezenței acestora fiind posibilă numai prin stricarea echilibrului acestora, de exemplu, prin secționarea sau găurirea pieselor.

Redistribuirea și diminuarea intensității acestor tensiuni prin aplicarea RD este impusă de faptul că, în timpul utilizării pieselor, tensiunile reziduale se pot cumula nefavorabil cu tensiunile

mecanice produse de solicitările de exploatare și pot să fie cauza apariției unor fenomene nedorite de degradare a acestora prin deformare excesivă, fisurare sau rupere.

Încălzirea pieselor din oțeluri sau fonte poate produce detensionarea acestora pe baza desfășurării unor procese de deformare plastică locală, care presupun consumarea unei cantități importante din energia asociată câmpului de tensiuni reziduale existent în materialul acestor piese. Există două mecanisme de realizare a proceselor de deformare plastică locală prin care se produce detensionarea pieselor încălzite la o temperatură t_i și menținute o durată τ_m la această temperatură:

** mecanismul deformării plastice propriu-zise, care funcționează atunci când, la temperatura t_i , nivelul limitei de curgere a materialului pieselor, $R_p^{t_i}$ este inferior intensității tensiunilor reziduale existente în structură σ_{rez} :*

** mecanismul deformării prin difuzie-fluaj, care funcționează întotdeauna la detensionarea termică a pieselor, dar are o contribuție substanțială la relaxarea tensiunilor reziduale în special când, la temperatura de încălzire t_i , $\sigma_{rez} < R_p^{t_i}$.*

La *detensionarea prin primul mecanism*, consumarea energiei câmpului de tensiuni reziduale prin realizarea proceselor de deformare plastică locală a materialului pieselor determină reducerea intensității tensiunilor reziduale la nivelul $R_p^{t_i}$, așa cum arată schema din figura 3.2.

Eficiența detensionării, exprimată prin gradul de relaxare a tensiunilor reziduale $GR = \frac{\sigma_{rez} - \sigma_{rd}}{\sigma_{rez}} 100$ (în

%), în care σ_{rd} reprezintă intensitatea tensiunilor reziduale după detensionare, este în acest caz dependentă direct de valoarea temperaturii t_i și este influențată în mică măsură de durata τ_m .

În cazul în care se dorește detensionarea pieselor din oțeluri sau fonte în conformitate cu acest mecanism, parametrii de regim ai RD se adoptă pe baza următoarelor prescripții: $t_i = 500 \dots 650$ °C, $v_i = 30 \dots 50$ °C/oră (viteză redusă de încălzire pentru a nu se induce în piese noi tensiuni reziduale), $\tau_m = K_m \cdot s$ (s fiind grosimea maximă, în mm, a pieselor supuse RD, iar K_m – o constantă, având în mod obișnuit, valoarea $K_m = 2,5$ min/mm) și răcirea lentă, odată cu cuptorul sau în aer liniștit (pentru a nu se genera noi tensiuni reziduale în piesele tratate).

Detensionarea prin cel de al doilea mecanism are la bază procesul de deformare plastică “prin fluaj”, determinat de desfășurarea unor fenomene de difuzie a atomilor materialului pieselor, care crează condițiile pentru deplasarea prin cățărare a dislocațiilor și depășirea barierelor ce le diminuează mobilitatea, anihilarea prin interacțiune reciprocă a dislocațiilor de semne contrare și creșterea plasticității materialului, generarea de noi vacanțe și dislocații pentru menținerea posibilităților de deformare plastică a materialului pieselor. În cazul în care se dorește detensionarea preponderentă a pieselor din oțeluri sau fonte prin acest mecanism, valorile temperaturilor de încălzire sunt reduse (t_i în vecinătatea temperaturii ambiante), iar duratele de menținere sunt foarte mari ($\tau_m = 0,5 \dots 2,0$ ani).

3.3. Recoacerile cu schimbare de fază

Principalele tipuri de tratamente termice de recoacere cu schimbare de fază care se pot aplica la piesele din oțeluri sau fonte sunt: **recoacerea completă, recoacerea incompletă, recoacerea de globulizare a cementitei, recoacerea izotermă, normalizarea și recoacerea de grafitizare.**

A. Tratamentul termic de recoacere completă (RC) se aplică de obicei pieselor (semifabricate sau produse finite) din oțeluri hipoeutectoide și constă în încălzirea acestora la $t_i = A_3 + 30 \dots 50$ °C, menținerea la această temperatură o durată $\tau_m = 5 \dots 10$ min (pentru uniformizarea temperaturii în toată masa pieselor și formarea unei structuri cu austenită omogenă și granulație fină) și răcirea cu viteză mică (odată cu cuptorul), pentru a se asigura realizarea structurii de echilibru ferito – perlite, cu duritate scăzută. Principalele scopuri ale aplicării RC sunt; a) obținerea structurii de echilibru (ferito - perlitică) la piesele din oțeluri; b) înlăturarea structurilor neomogene și finisarea granulației pieselor turnate, turnate și supuse RO, prelucrate prin deformare la

cald sau sudate; c) micșorarea durității pieselor din oțeluri hipoeutectoide cu $\%C_m \geq 0,35 \%$, în vederea îmbunătățirii prelucrabilității prin așchiere a acestora. *RC se poate aplica și la piesele din oțeluri hipereutectoide* care prezintă granulație grosolană datorită prelucrării lor prin deformare plastică la temperaturi prea ridicate. În acest caz, $t_i = A_{cem} + 30 \dots 50^\circ\text{C}$, iar structura finală a pieselor tratate este structura de echilibru, formată din perlită și cementită secundară.

B. *Tratamentul termic de recoacere incompletă (RI)* se aplică, de obicei, la piesele din oțeluri hipoeutectoide, înlocuind RC, când granulația oțelului este suficient de fină și trebuie realizată numai structura de echilibru ferito - perlitică, cu duritate scăzută. Parametrii de regim sunt similari celor utilizați la RC, cu excepția temperaturii de încălzire, care se adoptă $t_i = A_1 + 30 \dots 50^\circ\text{C}$.

C. *Tratamentul termic de recoacere de globulizare a cementitei (RGC)* se aplică pieselor din oțeluri hipereutectoide în scopul obținerii unei structuri cu perlită globulară (cristale globulare fine de cementită, uniform distribuite într-o masă de ferită), care prezintă duritate minimă, are caracteristici optime pentru aplicarea unor tratamente termice ulterioare și se prelucerează mai ușor prin așchiere. Parametrii de regim la aplicarea acestui tratament sunt: încălzirea la $t_i = A_1 + 30 \dots 50^\circ\text{C}$ (încălzirea imediat deasupra temperaturii A_1), menținerea la această temperatură o durată $\tau_m = 5 \dots 10$ min pentru uniformizarea temperaturii în masa pieselor și finalizarea transformării perlitei în austenită și răcirea cu traversarea foarte lentă a punctului critic A_1 sau efectuarea a 3...4 pendulări ale temperaturii în jurul punctului critic A_1 , urmată de răcirea în aer liniștit (în etapa de răcire trebuie să se asigure condițiile necesare realizării proceselor de difuzie și reducerii energiei libere a sistemului prin globulizarea cementitei rezultate la transformarea austenitei).

D. *Tratamentul termic de recoacere izotermă (RIz)* se aplică pieselor din oțeluri hipoeutectoide și constă în încălzirea și răcirea în condiții similare aplicării RC, răcirea rapidă la o temperatură de menținere izotermă $t_{iz} = A_1 - 30 \dots 100^\circ\text{C}$, menținerea la această temperatură până la terminarea transformării austenitei prin mecanismul cu difuzie și răcirea ulterioară în aer.

Avantajele aplicării acestui tratament termic în locul RC constau în obținerea unor structuri uniforme în toată masa pieselor și reducerea timpului total de tratament la piesele din oțeluri aliate. În anumite cazuri (de exemplu, la realizarea cablurilor, corzilor de pian etc. din sârmă din oțeluri cu $\%C_m = 0,5 \dots 0,7 \%$), după RIz (cu menținerea în băi de săruri topite la $t_{iz} = 450 \dots 550^\circ\text{C}$ se aplică operații de prelucrare prin deformare plastică la rece și se obțin produse cu rezistența mecanică foarte ridicată ($R_p > 1200 \text{ N/mm}^2$ și $R_m = 1500 \dots 2000 \text{ N/mm}^2$) și caracteristici de elasticitate excelente; *succesiunea de operații RIz + deformare plastică la rece alcătuiește un tratament termomecanic* (o combinație de tratament termic și prelucrări prin deformare plastică), cunoscut sub numele de **patentare**.

E. *Tratamentul termic de normalizare (N)* se aplică pieselor din oțeluri (hipoeutectoide și hipereutectoide) și constă în încălzirea și menținerea în condiții similare aplicării RC și răcirea ulterioară în aer pentru a se asigura formarea unei structuri cvasieutectoide de tip sorbitic, cu precipitări minime de ferită (în cazul oțelurilor hipoeutectoide) sau de cementită secundară (în cazul oțelurilor hipereutectoide).

În urma aplicării acestui tratament se obțin durități și rezistențe mecanice mai mari decât cele obținute prin RC, fără a fi afectate în mod inadmisibil caracteristicile de plasticitate și tenacitate. Ca urmare, N poate constitui tratamentul termic final al pieselor din oțel având secțiuni mari și forme complicate (care se deformează sau se fisurează în cazul aplicării tratamentului de călire martensitică și revenire). De asemenea, N se utilizează ca tratament premergător, ce realizează structuri favorabile pentru aplicarea unor tratamente termice sau prelucrări ulterioare; de exemplu, la piesele din oțeluri hipoeutectoide, N asigură o structură favorabilă pentru aplicarea tratamentului termic de călire martensitică și îmbunătățește prelucrabilitatea prin așchiere (în special la oțelurile cu $\%C_m < 0,3 \%$), iar la piesele și sculele din oțeluri hipereutectoide, N asigură structura necesară aplicării mai eficiente a RGC. *Tratamentul termic de normalizare se poate aplica și pieselor turnate din fonte modificate cu grafit nodular feritice sau ferito – perlitice*, pentru creșterea caracteristicilor de rezistență mecanică ale masei metalice de bază a structurii acestora; în acest caz piesele se încălzesc la $t_i = 850 \dots 900^\circ\text{C} > A_1$ (obținându-se o structură alcătuită din austenită și grafit), sunt menținute la această temperatură

o durată $\tau_m = 1 \dots 5$ ore (pentru saturarea în carbon a austenitei) și sunt răcite apoi cu viteză suficient de mare (în aer liniștit, dacă grosimea pereților pieselor este sub 10 mm sau în jet de aer, dacă piesele tratate au pereții groși) pentru transformarea austenitei în perlită lamelară sau sorbită și creșterea durtății la 200...250 HB.

F. Tratamentele termice de recoacere de grafitizare (RG) se aplică pieselor turnate din fonte (cu sau fără grafit în structură) și au ca scop principal declanșarea și realizarea unor procese de grafitizare controlată (generarea și/sau dezvoltarea formațiunilor de grafit prin transformarea cementitei). **Recoacerile de maleabilizare (RM)**, prin care piesele turnate din fonte albe capătă structură de fonte maleabile (cu grafit sub formă de aglomerări sau cuiburi) sunt principalele tipuri de RG.

3.4. Călirea martensitică

Tratamentul termic de călire martensitică (C) se aplică cu precădere pieselor din oțeluri (putându-se aplica însă, uneori, și la piesele din fonte) și constă din încălzirea acestora peste temperatura corespunzătoare unuia din punctele critice de transformare în stare solidă ale materialului din care sunt confecționate, menținerea un anumit timp la această temperatură și apoi răcirea cu o viteză $v_r > v_{rc}$ (v. scap. 5.2.2), în scopul obținerii unei structuri martensitice (în afară de echilibru), cu anumite proprietăți fizice, mecanice și tehnologice.

Realizarea corectă a călirii necesită stabilirea corespunzătoare a principalilor parametri de regim (t_i , v_i , τ_m și v_r) și a condițiilor de desfășurare a acestui tratament:

A. În cazul pieselor din oțeluri hipoeutectoide, temperatura de încălzire care asigură obținerea unei structuri cu austenită omogenă și granulație fină, ce se transformă prin răcire rapidă într-o structură de călire cu martensită fină și cantități neglijabile de austenită reziduală, favorabilă aplicării eficiente a TT ulterior de revenire, este $t_i = A_3 + 30 \dots 50^\circ\text{C}$ (**călire completă**).

În cazul pieselor din oțeluri hipereutectoide, temperatura de încălzire în vederea călirii se adoptă $t_i = A_1 + 30 \dots 50^\circ\text{C}$ (**călire incompletă**). Structura obținută prin călire pieselor din astfel de oțeluri de la această temperatură va conține martensită, cementită secundară și austenită reziduală. Prezența cementitei secundare (constituent cu durtatea mai mare decât a martensitei) conduce la creșterea durtății pieselor călite și îmbunătățirea unor proprietăți ale acestora (de exemplu, se mărește rezistența la uzare). Această influență pozitivă se manifestă însă numai în cazul în care cementita secundară este globulizată în prealabil prin aplicarea unei RGC sau a unui tratament termic complex, de tipul N + RGC.

B. Viteza de încălzire v_i a pieselor din oțeluri în vederea C este limitată superior de o valoare admisibilă v_{ad} , ce reprezintă viteza de încălzire maximă pentru care tensiunile reziduale, generate de încălzirea neuniformă a secțiunii pieselor, nu produc fisuri sau deformări nepermise ale acestora. Pentru realizarea C în condiții optime din punct de vedere tehnico-economic este necesar ca valoarea vitezei de încălzire a pieselor în agregatul (cuptorul) folosit în acest scop să fie inferioară vitezei admisibile v_{ad} (obținerea unor piese de calitate după tratament), dar cât mai apropiată de aceasta (realizarea tratamentului în condițiile unei bune productivități).

C. Durata τ_m a menținerii la t_i trebuie să fie suficient de mare pentru asigurarea finalizării transformărilor structurale la încălzire (obținerea unei austenite omogene) și uniformizarea temperaturii în masa pieselor supuse TT; în mod obișnuit, $\tau_m = 5 \dots 10$ min.

D. În timpul desfășurării etapelor de încălzire și menținere pot avea loc reacții chimice între componentele oțelului din care sunt confecționate piesele și componentele atmosferei cuptorului, cele mai defavorabile efecte ale acestora fiind oxidarea și decarburarea superficială a pieselor tratate. Pentru prevenirea desfășurării acestor procese și a efectelor lor negative asupra calității pieselor tratate, se pot lua următoarele *măsuri tehnologice*: a) folosirea cuptoarelor cu atmosferă controlată (protectoare); b) realizarea etapelor de încălzire și menținere în băi de săruri topite; c) împachetarea pieselor în medii cu conținut ridicat de carbon (de exemplu, așchii de fontă).

E. Obținerea structurilor corespunzătoare după tratamentul termic de călire este influențată în mod deosebit de mediul în care are loc ultima etapă a tratamentului, răcirea. Condițiile de răcire la călire se stabilesc pe baza următoarelor criterii: a) asigurarea unei viteze de răcire $v_r > v_{rc}$,

b) asigurarea unei anumite adâncimi de pătrundere a călirii în secțiunea pieselor; c) asigurarea unor valori reduse și a unei repartiții convenabile a tensiunilor reziduale ce apar la răcire, astfel încât să nu se producă deformări inadmisibile sau fisurări ale pieselor. Ținând seama de aceste criterii s-a ajuns la concluzia că un **mediu de răcire ideal** ar trebui să asigure o viteză mare de răcire în intervalul corespunzător temperaturii t_{MC} (pentru preîntâmpinarea transformărilor cu difuzie) și o viteză redusă în rest (pentru ca tensiunile reziduale generate de procesul de călire să aibă intensități minime). Diferitele **medii lichide utilizate în practică pentru călirea pieselor (apă, ulei, soluții de săruri sau alcalii, topituri de săruri etc.)**, corespund, în general, condițiilor expuse mai sus, *procesul de răcire a pieselor în astfel de medii având trei etape distincte*:

La răcirea unei piese într-un anumit mediu, vitezele de răcire în diferite zone ale secțiunii sale sunt diferite, în zonele situate către suprafață vitezele de răcire fiind mai mari decât cele realizate în miezul piesei. Ca urmare, la călire sunt posibile cele două situații: a) $v_r > v_{rc}$ în toată secțiunea piesei (*piesa se căleşte integral sau pătruns*) și b) $v_r > v_{rc}$ numai într-o zonă de la suprafața piesei (efectul călirii se manifestă numai în această zonă și *piesa se căleşte parțial*, în miez formându-se structurile tipice transformării austenitei prin mecanismul cu difuzie – sorbită, troostită – sau prin mecanismul intermediar – bainită). Situația realizată într-un caz concret de aplicare a C este determinată de proprietățile mediului de răcire, de caracteristicile fizico – chimice și structurale ale oțelului tratat și de parametrii dimensionali ai piesei tratate. Comportarea la călire a unui oțel poate fi exprimată sintetic prin definirea a două proprietăți tehnologice: **a) capacitatea de călire și b) călibilitatea**.

Capacitatea de călire este o proprietate tehnologică ce descrie aptitudinea unui oțel de a-și mări duritatea prin călire. Această proprietate este determinată în principal de conținutul (concentrația) de carbon al oțelului și poate fi exprimată cantitativ prin valoarea durității martensitei obținute la călire H_M .

Călibilitatea este o proprietate tehnologică ce descrie aptitudinea unui oțel de a se căli pe o anumită adâncime. Călibilitatea unui oțel, care este direct determinată de mărimea vitezei v_{rc} , este influențată de următorii factori:

- * *conținuturile de carbon și de elemente de aliere* (creșterea concentrației masice de carbon și/sau prezența în compoziția oțelurilor a elementelor de aliere – cu excepția Co – asigură micșorarea v_{rc} și mărirea călibilității);

- * *gradul de omogenitate al austenitei supuse călirii* (dacă austenita obținută în etapele de încălzire și menținere a oțelului la t_i este omogenă, tendința sa de transformare la răcire prin mecanismul cu difuzie este mai scăzută și călibilitatea este mai mare);

- * *dimensiunile cristalelor de austenită reale* (dacă cristalele de austenită reale, obținute după etapele de încălzire și menținere a oțelului la t_i , au dimensiuni mari, tendința de transformare la răcire a austenitei prin mecanismul cu difuzie este mai scăzută și călibilitatea oțelului este mai ridicată);

- * *conținuturile de impurități și/sau de incluziuni nemetalice* (prezența în oțel a impurităților și/sau incluziunilor nemetalice accelerează desfășurarea transformării la răcire prin mecanismele bazate pe difuzie și determină creșterea valorii v_{rc} și diminuarea călibilității).

Pentru determinarea călibilității oțelurilor se folosește **metoda Jominy sau metoda răcirii (călirii) frontale**, a cărei aplicare necesită parcurgerea următoarelor etape:

În mod obișnuit, pentru fiecare marcă de oțel (tip de oțel, având caracteristicile de compoziție chimică definite prin precizarea valorilor nominale pentru concentrația masică a fiecărei componente și prescrierea abaterilor admisibile ale concentrației masice a fiecărei componente față de valoarea nominală) se stabilește de către producători **banda de călibilitate**, adică domeniul în care se încadrează curbele de călibilitate ale tuturor șarjelor ce se pot elabora din marca respectivă de oțel. În aceste condiții, verificarea călibilității unui oțel prin metoda răcirii (călirii) frontale se face mai simplu, controlând, cu ajutorul unui **indice de călibilitate J**, dacă curba de călibilitate a șarjei se încadrează în banda de călibilitate a mărcii de oțel; indicele J se poate prescrie în următoarele forme:

- a) prin precizarea unui interval $[l_i; l_s]$, de încadrare al distanței l , în care trebuie să se înregistreze o anumită valoare prescrisă a durității H_C ; de exemplu, indicele de călibilitate J 10/18 –

45 arată că la verificarea călibrității este necesar ca pentru $l \in [10 \text{ mm}; 18 \text{ mm}]$ să se obțină o valoare a durtății $H_C = 45 \text{ HRC}$;

b) prin precizarea unei distanțe l , la care trebuie să se înregistreze valori ale durtății într-un anumit interval prescris $[H_{Ci}; H_{Cs}]$; de exemplu, indicele de călibritate $J 8 - 50/55$ arată că la verificarea călibrității este necesar ca la distanța $l = 8 \text{ mm}$ să se obțină valori ale durtății $H_C \in [50 \text{ HRC}; 55 \text{ HRC}]$.

Un alt aspect care trebuie luat în considerare la efectuarea tratamentului termic de călire martensitică la piesele din oțeluri este **generarea (apariția) tensiunilor mecanice reziduale**. Datorită răcirii pieselor cu viteză mare ($v_r > v_{rc}$), în timpul călirii se generează în acestea două tipuri de tensiuni reziduale:

a) **tensiuni reziduale de natură termică**, produse datorită răcirii neuniforme a pieselor; la introducerea pieselor în mediul de răcire folosit la călire, stratul superficial al acestora se răcește mai rapid decât miezul și apar tensiuni de compresiune în miez și tensiuni de întindere în stratul superficial, în timp ce spre sfârșitul răcirii, când și temperatura miezului scade considerabil, situația se inversează, în stratul superficial generându-se tensiuni de compresiune, iar în miezul pieselor călite – tensiuni de întindere;

b) **tensiuni reziduale de natură structurală**, produse datorită realizării nesimultane a transformărilor structurale în masa pieselor călite; la începutul răcirii în vederea călirii, în stratul superficial al pieselor se produce transformarea austenitei în martensită (însoțită de o creștere de volum) și se generează tensiuni de întindere în miez și tensiuni de compresiune în stratul superficial, în timp ce spre sfârșitul răcirii, când temperatura miezului scade considerabil, situația se poate schimba, funcție de mecanismul producerii transformărilor structurale în această zonă a pieselor (de exemplu, dacă piesa se căleşte pătruns, la sfârșitul răcirii se formează în miezul pieselor martensită tetragonală și se generează tensiuni de întindere în stratul superficial și tensiuni de compresiune în miez).

În practică, pentru realizarea C la piesele din oțeluri, se pot utiliza mai multe procedee tehnologice: **A. Călire în într-un singur mediu; B. Călire în două medii sau călire întreruptă; C. Călire în trepte (martempering); D. Călire izotermă bainitică (austempering); E. Călire la temperaturi scăzute (călire sub 0°C); F. Călire superficială;** se folosește atunci când se urmărește numai durificarea la suprafață a pieselor din oțeluri (în scopul creșterii rezistenței acestora la uzare, la oboseală, sau la coroziune). Varianta cea mai avantajoasă pentru aplicarea practică a acestui procedeu de călire este **călire folosind încălzirea prin inducție cu curenți de înaltă frecvență (călire CIF)**.

Tratamentul termic de călire martensitică se aplică uneori și la piesele turnate din fonte cu grafit (lamelar, în cuiburi sau nodular), pentru realizarea unor structuri martensitice (cu duritate ridicată și rezistență mare la uzare) în masa metalică de bază a acestora. Călire pieselor din fonte se realizează cu $t_i = 840 \dots 900^\circ \text{C} > A_1$, $\tau_m = 5 \dots 10 \text{ min}$ și răcire în ulei și este totdeauna urmată de revenire, deoarece fragilitatea pieselor este foarte accentuată (atât datorită martensitei, cât și datorită formațiunilor de grafit prezente în structură).

3.5. Revenirea

Structurile obținute prin călire martensitică nu asigură proprietăți mecanice optime pieselor tratate (de exemplu, caracteristicile de rezistență mecanică și duritatea sunt ridicate, dar caracteristicile de plasticitate și tenacitate sunt scăzute). Din această cauză, după călire martensitică se aplică tratamentul termic de revenire.

Tratamentul termic de revenire (r) constă în *încălzirea pieselor din oțeluri călite martensitic la o temperatură $t_i < A_1$, menținerea acestora un timp suficient la această temperatură și răcirea lor cu o anumită viteză*, în scopul obținerii unor stări structurale mai aproape de echilibru, cu un complex de proprietăți mecanice favorabil utilizării ulterioare a acestor piese.

Structura de dezechilibru obținută prin C, formată din martensită tetragonală și austenită reziduală, suferă în timpul revenirii transformările structurale prezentate detaliat în scap. 5.3.

Deoarece *toate transformările structurale ce au loc la încălzirea oțelurilor călite martensitic sunt guvernate de difuzie*, parametrii principali ai tratamentului termic de revenire sunt

t_i și τ_m . Între acești doi parametri și efectul tratamentului de revenire, evaluat prin tipul structurii obținute și prin duritatea acesteia H_r , există o dependență funcțională strictă, ce se exprimă de obicei sub forma $H_r = f(P_{HJ}(t_i; \tau_m))$, în care P_{HJ} este **parametrul lui Hollomon – Jaffe**, definit de relația:

$$P_{HJ} = T_i [18 + \lg(\tau_m)].$$

Examinând această relație rezultă că același efect al revenirii (aceeași valoare a lui P_{HJ} și, respectiv, aceeași valoare a durității structurii realizate) se poate obține prin utilizarea mai multor regimuri (t_i , τ_m), numite **regimuri izosclere de revenire**.

În practică se aplică următoarele variante ale tratamentului termic de revenire :

A. Revenirea joasă, prin care se urmărește reducerea tensiunilor reziduale din piesele călite, fără scăderea durității lor; se aplică la scule, piese de uzură tratate termochimic etc., parametrii de regim adoptându-se în așa fel încât să se producă numai primele două etape ale transformărilor la revenire și să se obțină o structură cu martensită de revenire (în mod obișnuit, revenirea joasă se realizează cu: $t_i = 150...250^\circ\text{C}$, $\tau_m = 1...3$ ore și răcirea în aer).

B. Revenirea medie, prin care se urmărește obținerea unei limite de curgere ridicate ale materialului pieselor tratate, în vederea asigurării unei bune elasticități a acestora; se aplică la arcuri, lamele elastice etc. și se realizează de obicei cu $t_i = 350...450^\circ\text{C}$.

C. Revenirea înaltă, la $t_i = 450...650^\circ\text{C} < A_1$, prin care se urmărește obținerea unei structuri formate din **sorbită de revenire**, cu rezistență mecanică ridicată și tenacitate bună; se aplică pieselor de mare importanță pentru construcția de mașini, confecționate din oțeluri cu concentrația masică de carbon de 0,35...0,60 %. Deoarece prin aplicarea acestei variante de revenire se obține cea mai bună combinație a proprietăților de rezistență mecanică și tenacitate la oțelurile folosite în construcția de mașini, TT constând din *călire martensitică, urmată de revenire înaltă* se numește **îmbunătățire**.

3. 6. Tratamentele termochimice

Tratamentele termochimice sunt *tratamente termice care se efectuează în medii active din punct de vedere chimic și care realizează modificarea compoziției chimice, structurii și proprietăților straturilor superficiale ale pieselor metalice*. În mod obișnuit, prin aplicarea tratamentelor termochimice se obține *îmbogățirea straturilor superficiale ale pieselor tratate în unul sau mai multe elemente chimice (componente), numite elemente (componente) de îmbogățire*, alese convenabil scopului urmărit. *Transferul unui element de îmbogățire, din mediul care îl conține (mediul de lucru la efectuarea tratamentului) în stratul superficial al pieselor supuse tratamentului, se realizează prin desfășurarea a trei procese elementare: disocierea mediului de lucru și obținerea de atomi ai elementului de îmbogățire; adsorbția elementului de îmbogățire la suprafața pieselor supuse tratamentului și difuzia elementului de îmbogățire de la suprafața pieselor spre interiorul (miezul) acestora*.

În tehnică, pentru denumirea unui tratament termochimic se utilizează și termenul de **cementare**, însoțit de precizarea elementelor de îmbogățire folosite, iar pentru tratamentele termochimice la care elementele de îmbogățire sunt metalice se utilizează și denumirea de **metalizare prin difuzie**.

A. Tratamentul termochimic de carburare (sau **cementarea cu carbon**) constă în îmbogățirea în carbon a stratului superficial al pieselor din oțel.

Obiectivele principale urmărite prin aplicarea acestui tratament se pot defini astfel:

- obținerea unui strat superficial dur, care să confere pieselor o bună rezistență la uzare, performanțe sporite privind rezistența la solicitări mecanice variabile (oboseală) și/sau îmbunătățirea comportării în medii active de lucru (corosive);

- asigurarea unui miez cu proprietăți bune de rezistență mecanică și tenacitate, care să confere pieselor o capacitate ridicată de preluare a solicitărilor mecanice din exploatare.

Pentru realizarea acestor obiective este necesar ca:

a) piesele supuse carburării să fie confecționate din oțeluri cu concentrații masice scăzute de carbon (oțeluri cu $\%C_m \leq 0,25\%$ C, denumite **oțeluri pentru cementare**) și structură ferito –

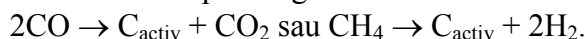
perlitică;

b) după carburare, stratul superficial al pieselor să aibă o concentrație masică de carbon apropiată de cea corespunzătoare oțelului eutectoid ($\%C_m = 0,8...0,9 \%$) și o structură perlitică;

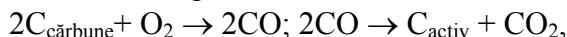
c) după carburare, piesele să fie supuse unui tratament termic de călire martensitică, pentru obținerea unei durități ridicate a stratului superficial și, eventual, unui tratament termic de recristalizare a miezului (călire martensitică sau normalizare), pentru realizarea unor structuri cu grad mare de dispersie (sorbită, troostită sau martensită cu conținut scăzut de carbon), care să asigure niveluri suficient de ridicate atât pentru proprietățile de rezistență mecanică, cât și pentru cele de tenacitate.

Tratamentul termochimic de carburare se realizează, în mod obișnuit, în mediu solid sau gazos, la o temperatură de încălzire $t_i = 930 \dots 950^\circ\text{C}$ (care să asigure o bună activare a proceselor de disociere, adsorbție și difuzie a carbonului folosit ca element de îmbogățire și o structură complet austenitică a oțelului din care sunt confecționate piesele supuse tratamentului).

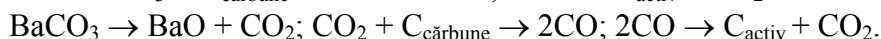
În cazul carburării în mediu gazos, piesele care se tratează sunt introduse în cuptoare etanșe, mediul de lucru (atmosfera creată în cuptoare) este bogat în CO (oxid de carbon) sau CH₄ (metan), iar reacțiile de disociere care se realizează pentru generarea de carbon activ sunt de tipul:



În cazul carburării în mediu solid, piesele sunt introduse în cuptorul în care se face tratamentul împachetate într-un amestec pulverulent, alcătuit din 70...75 % cărbune de lemn (mangal) și 25...30 % carbonat de bariu; atomii activi de carbon se generează tot din fază gazoasă, prin desfășurarea unor reacții chimice de tipul:



iar prezența carbonatului de bariu asigură o sursă suplimentară de carbon activ (care determină scăderea substanțială a duratei tratamentului), ca urmare a realizării unor reacții chimice de tipul:



Durata τ_m (în ore), de menținere a pieselor la temperatura $t_i = 930...950^\circ\text{C}$, se stabilește în funcție de grosimea dorită a stratului carburat (grosimea stratului superficial al pieselor în care se produce creșterea concentrației de carbon) x (în mm), cu relații de forma:

$$x = K_c \sqrt{\tau_m},$$

K_c fiind un coeficient care depinde de mărimea t_i și de tipul oțelului (carbon sau aliat) din care sunt realizate piesele supuse carburării (de exemplu, pentru carburarea pieselor din oțeluri carbon la $t_i = 930^\circ\text{C}$, $K_c = 0,64$).

Tratamentele termice care se aplică ulterior carburării se pot realiza în mai multe variante, principalele variante folosite în practică sunt:

a) tratamentul complet de carburare aplicat pieselor nesolicitate puternic în exploatare, cu configurație geometrică simplă, confecționate din oțeluri cu ereditate granulară fină, la care nu se impune efectuarea de tratamente termice pentru recristalizarea miezului; în acest caz, după carburarea pieselor la $t_i = 930...950^\circ\text{C}$, se practică răcirea lentă a acestora până la $t_i' = A_1 + 30...50^\circ\text{C}$ și călirea martensitică (de la t_i' , în apă, ulei sau soluții de săruri), în scopul durificării stratului lor superficial, urmate de o călire la temperaturi scăzute, pentru diminuarea conținutului de austenită reziduală al structurii stratului lor superficial și de o revenire joasă (la $t_i'' = 180...200^\circ\text{C}$), pentru detensionarea pieselor fără scăderea sensibilă a durității stratului lor carburat.

b) tratamentul complet de carburare aplicat pieselor de mare răspundere (care urmează a fi puternic solicate mecanic în exploatare), cu configurație geometrică complicată, confecționate din oțeluri (aliate) cu calibilitate ridicată; în acest caz, după carburarea pieselor la $t_i = 930 \dots 950^\circ\text{C}$, se realizează un tratament termic de recristalizare a structurii miezului (călire martensitică sau normalizare), la $t_i' = A_3 + 30 \dots 50^\circ\text{C}$, apoi o călire martensitică de la $t_i'' = A_1 + 30 \dots 50^\circ\text{C}$, pentru a se asigura durificarea substanțială a stratului superficial și, în final, o revenire joasă, pentru detensionarea pieselor tratate.

B. Tratamentul termochimic de nitrurare (cementarea cu azot) constă în îmbogățirea în azot (nitrogen) a stratului superficial al pieselor din oțeluri sau fonte, în scopul durificării superficiale a acestor piese și îmbunătățirii performanțelor lor privind rezistența la uzare, la

oboseală sau la coroziune. Tratamentul termochimic de nitrurare se realizează, în mod obișnuit, în cuptoare etanșe, în atmosferă de amoniac gazos, care prin disociere pune în libertate atomi activi de azot ($2\text{NH}_3 \rightarrow 2\text{N}_{\text{activ}} + 3\text{H}_2$). Compoziția chimică a oțelului sau fontei din care se confecționează piesele supuse nitrurării și parametrii de regim la care se conduce acest tratament se stabilesc în funcție de scopul principal urmărit, existând variantele prezentate în continuare.

B.1. Nitrurarea în scopul creșterii rezistenței la uzare se aplică pieselor din oțeluri cu $\%C_m = 0,3...0,4 \%$, aliate cu elemente ca Al, Cr, Mo, care formează cu azotul nitruri cu stabilitate termică mare și duritate ridicată. Pentru ca structura stratului superficial să fie corespunzătoare scopului urmărit, este necesară realizarea tratamentului la $t_i < 600^\circ\text{C}$. Dacă $t_i = 500...520^\circ\text{C}$, se obține un strat nitrurat cu duritate maximă (1000...1200 HV), dar de grosime mică ($x = 0,2...0,4$ mm), iar dacă $t_i = 550...600^\circ\text{C}$, se obține o duritate mai mică a stratului nitrurat (800...1000HV), dar crește grosimea acestuia ($x = 0,6...0,8$ mm). Ținând seama de aceste aspecte, în practică se aplică ciclul de nitrurare în trepte (prima treaptă la $t_i = 500...520^\circ\text{C}$, pentru creșterea durității stratului, iar a doua treaptă la $t_i = 550...600^\circ\text{C}$, pentru mărirea grosimii stratului). Durata totală de menținere τ_m depinde de grosimea stratului și este, de obicei, $\tau_m = 15 \dots 40$ ore.

Realizarea nitrurării în modul descris mai înainte asigură formarea în stratul superficial al pieselor supuse tratamentului a unor structuri având ca fază principală nitrura γ' (nitrură de tipul Fe_4N , cu concentrația masică de azot de 5,7 %), caracterizată prin duritate ridicată și fragilitate scăzută.

După nitrurare nu se mai aplică nici un tratament termic, deoarece reîncălzirea pieselor nitrurate conduce la descompunerea nitrurilor din stratul superficial, eliminarea azotului și anularea efectului nitrurării. Se recomandă însă a se aplica înainte de nitrurare un tratament termic de îmbunătățire (călire martensitică + revenire înaltă), pentru a se obține în miezul pieselor o structură cu sorbită de revenire, caracterizată printr-o foarte bună combinație a proprietăților de rezistență mecanică și tenacitate.

B.2. Nitrurarea în scopul creșterii rezistenței la oboseală se aplică pieselor folosite în construcția de mașini, confecționate din oțeluri carbon sau din oțeluri aliate obișnuite (fără Al). Tratamentul se conduce în același mod ca în varianta prezentată anterior; se folosește același regim și rezultă aceeași structură a stratului superficial ca și la nitrurarea pentru creșterea rezistenței la uzare, dar duritatea stratului superficial este mai scăzută (600...800 HV), deoarece din structura stratului lipsesc nitrurile de Al. Piese din oțel supuse acestui tratament înregistrează creșteri cu 30...90 % ale rezistenței și durabilității la oboseală, datorită efectelor de întârziere substanțială a fenomenelor de amorsare a fisurilor sub acțiunea solicitărilor variabile, produse de:

- * creșterea durității stratului superficial (creșterea rezistenței mecanice a materialului din stratul superficial);

- * generarea prin nitrurare a unor tensiuni reziduale de compresiune în stratul superficial (datorită saturării în azot a acestui strat).

B.3. Nitrurarea în scopul creșterii rezistenței la coroziune se poate aplica pieselor confecționate din orice fel de oțel și pieselor din fonte cenușii sau cu grafit nodular. Tratamentul se realizează la $t_i = 600...700^\circ\text{C}$, cu o durată de menținere $\tau_m = 1 \dots 6$ ore, la suprafața pieselor formându-se un strat compact și rezistent de nitruri fragile ε (nitruri de tipul Fe_2N , cu concentrația masică de azot de 11,3 %), care prezintă o bună rezistență la acțiunea unor medii active, cum sunt atmosferele saline, apele reziduale, apa de mare etc.

4. OȚELURILE ȘI FONTELE COMERCIALE

4.1. Introducere

Oțelurile și fontele utilizate în tehnică sunt produse industriale de mare importanță, care se elaborează, se transformă în semifabricate și se utilizează în diverse aplicații conform unor reglementări stricte, a căror cunoaștere și respectare a impus, ca și în cazul altor produse, standardizarea acestora (cuprinderea lor în standarde).

Diversitatea extrem de mare a oțelurilor și fontelor și complexitatea activităților de obținere a produselor din aceste materiale, a impus reglementarea producerii lor prin standarde naționale (care pot fi și de tipul SR ISO sau SR EN).

Criteriul de identificare a unui oțel sau a unei fonte este **marca**, prin standardizarea căreia se realizează o uniformizare planificată a compoziției chimice și/sau a caracteristicilor principale, ceea ce înlătură barierele tehnice din calea comercializării produselor din aceste materiale și face posibilă cooperarea tehnologică națională și internațională. Simbolurile cu ajutorul cărora se notează mărcile și clasele de calitate din cadrul unei mărci de oțel sau de fontă sunt șiruri de litere și cifre (**simbolizare alfanumerică**) sau numai cifre (**simbolizare numerică**), care conțin informații privind: caracteristicile mecanice principale, compoziția chimică, destinația, metodele de obținere a semifabricatelor, gradul de dezoxidare la elaborare etc., sau pot fi convenționale, servind la identificarea mărcii, fără a da însă vreo informație despre caracteristicile de calitate ale materialului.

4.2. Clasificarea și simbolizarea oțelurilor comerciale

Definirea și clasificarea mărcilor de oțel este făcută conform SR EN 10020, în funcție de compoziția chimică determinată pe oțelul lichid, considerând împărțirea oțelurilor în: oțeluri nealiat și oțeluri aliate.

Conform standardului SR EN 100020, **oțelurile nealiat** sunt cele la care concentrațiile masice ale elementelor determinate pe oțelul lichid sau pe produsele realizate din acesta nu depășesc anumite valori limită, iar **oțelurile aliate** sunt cele la care concentrația masică (determinată pe oțelul lichid sau pe produsele realizate din acesta) a cel puțin unui element atinge sau depășește valoarea limită precizată pentru oțelurile nealiat.

Atât oțelurile nealiat cât și oțelurile aliate se împart în **clase principale de calitate**, în funcție de gradul de puritate, de tehnologia de elaborare și de nivelul prescripțiilor pentru anumite caracteristici, așa cum se arată în schema din figura 4.1; în cadrul fiecărei clase principale există **subclase** constituite în special după caracteristicile principale de utilizare ale oțelurilor.

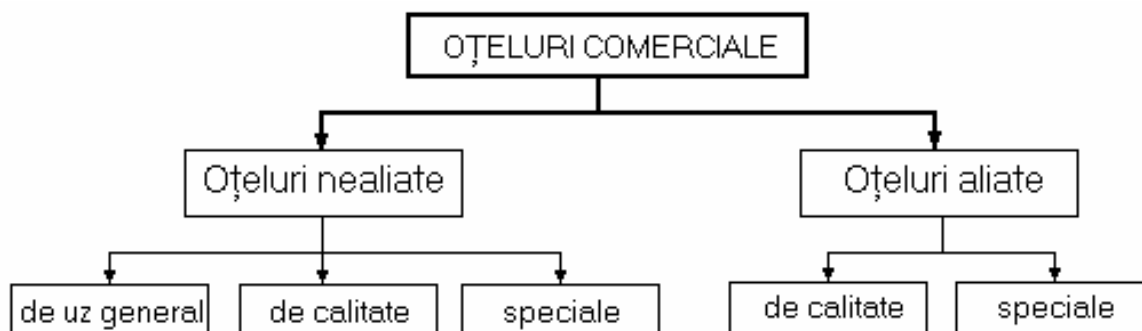


Fig. 4.1. Schema de clasificare a oțelurilor comerciale

4.3. Oțelurile carbon cu destinație generală

4.3.1. Oțelurile carbon de uz general reprezintă o categorie care include oțelurile (hipoeutectoide) livrate sub formă de semifabricate prelucrate prin deformare plastică la cald (laminare, forjare), destinate realizării structurilor metalice (construcții civile, poduri, instalații de

ridicat și transportat, construcții metalice pentru utilajul petrolier, petrochimic și de rafinării, stâlpi, piloni etc.) sau mecanice (piese pentru construcția de mașini) cu solicitări mici sau moderate în exploatare.

Produsele laminate din astfel de oțeluri se livrează de regulă netratate termic sau în starea obținută după normalizare, iar produsele obținute prin forjare se livrează în starea obținută după TT de normalizare sau de recoacere completă.

Aceste oțeluri nu sunt destinate aplicării tratamentelor termice sau termochimice, astfel că produsele realizate din astfel de materiale au caracteristicile mecanice ale semifabricatelor în stare de livrare. Caracteristicile impuse de o anumită aplicație se pot asigura alegând corespunzător concentrația de carbon și tehnologia de elaborare, în special, gradul de dezoxidare, din acest punct de vedere existând două tipuri de oțeluri: **oțeluri calmate** (dezoxidate complet la elaborare cu siliciu, mangan și aluminiu) și **oțeluri necalmate** (nedeoxidate complet la elaborare); oțelurile calmate au o structură omogenă, prezintă rezistență mecanică bună (datorită efectului de durificare pe care îl au incluziunile nemetalice uniform distribuite în structura oțelului), dar prelucrabilitatea lor prin deformare plastică la rece este relativ redusă, în timp ce oțelurile necalmate sunt mai ieftine, se prelucrează mai bine prin deformare plastică la rece, dar prezintă pericolul fragilizării prin îmbătrânire și de aceea nu se recomandă a fi utilizate pentru realizarea de construcții sudate.

Oțelurile carbon de uz general se produceau conform STAS 500, care prevedea împărțirea acestor oțeluri după garanțiile date la livrare în patru clase de calitate: clasa 1 – cu garanții privind compoziția chimică și caracteristicile mecanice la tracțiune și îndoire la rece, clasa 2 – cu garanții suplimentare (față de clasa 1) privind energia de rupere la 20 °C, clasa 3 – cu garanții suplimentare privind energia de rupere la 0 °C și clasa 4 – cu garanții suplimentare privind energia de rupere la -20 °C.

Oțelurile din această categorie se simbolizează în funcție de caracteristicile mecanice asigurate (garantate) la livrare, simbolurile folosite având structura următoare:

➤ **Simbolizarea nouă, conform SR EN 10027-1:** litera S, urmată de un grup de cifre care indică limita de curgere minimă a oțelului, în N/mm² și unul sau două grupuri de litere și cifre care indică anumite caracteristici de calitate, așa cum se precizează în tabelul 4.1.

➤ **Simbolizarea veche, conform STAS 500:** grupul de litere OL, urmat de un grup de cifre care indică rezistența la rupere minimă a oțelului, în N/mm², o cifră care arată clasa de calitate a oțelului și o literă care indică gradul de dezoxidare al oțelului (*n* – oțel necalmat, *k* – oțel calmat).

De exemplu, simbolul (conform SR EN 10027-1) **S235J2G3** corespunde unei mărci de oțel având limita de curgere minimă $R_e = 235$ N/mm², cu garanții privind tenacitate la -20 °C (energia de rupere la -20 °C, $KV \geq 27$ J), dezoxidat complet (cu Si, Mn și Al) la elaborare; această marcă de oțel corespunde, în varianta veche de simbolizare (conform STAS 500), mărcii **OL370. 4k**, care reprezintă un oțel cu rezistența la rupere minimă $R_m = 370$ N/mm², realizat în clasa de calitate 4 (cu garanții privind energia de rupere la -20 °C, $KV \geq 27$ J), calmat (dezoxidat complet la elaborare).

4.3.2. Oțelurile carbon de calitate sunt utilizate sub formă de semifabricate realizate prin deformare plastică, au tehnologiile de elaborare mai complexe decât cele folosite la oțelurile de uz general și sunt destinate fabricării pieselor care se tratează termic și/sau termochimic pentru obținerea caracteristicilor mecanice impuse de condițiile lor de utilizare.

Oțelurile din această categorie sunt hipoeutectoide (cu structura de echilibru la t_a alcătuită din ferită și perlită) și se pot clasifica, în funcție de TT final care asigură cele mai bune caracteristici de utilizare produselor, în: **oțeluri pentru carburare (cementare)**, care au $\%C_m \leq 0,25$ % și **oțeluri pentru îmbunătățire** (călire martensitică + revenire înaltă – v. scap. 6.5), care au concentrația masică de carbon $0,25\% < \%C_m \leq 0,6\%$.

Conform STAS 880, care reglementează la noi în țară producerea oțelurilor carbon de calitate, acestea pot fi elaborate și ca **oțeluri superioare** (marcate cu litera X după simbolul recomandat de STAS 880), pentru care se prevăd condiții suplimentare privind puritatea și caracteristicile tehnologice sau ca **oțeluri cu conținut controlat de sulf** (marcate cu litera S după simbolul recomandat de STAS 880), la care $\%S_m = 0,020 \dots 0,040$ %.

Tabelul 4.1. Simboluri pentru diverse caracteristici de calitate ale oțelurilor carbon de uz general

Caracteristici de tenacitate			Alte caracteristici		
Valoarea minimă a energiei de rupere KV, J			Temperatura, °C	Simbolul	Semnificația
27	40	60			
Simbolul					
JR	KR	LR	$t_a = +20$	C	formare la rece
J0	K0	L0	0	E	emailare
J2	K2	L2	-20	F	forjare
J3	K3	L3	-30	N	normalizat
J4	K4	L4	-40	Q	călit și revenit
J5	K5	L5	-50	W	rezistent la coroziune atmosferică
J6	K6	L6	-60	G	alte caracteristici (grad de dezoxidare...)

Oțelurile carbon de calitate se utilizează sub formă de produse plate și profile laminate la cald, semifabricate pentru forjare, sârme laminate și trase, produse tubulare, destinate fabricării pieselor cu solicitări mici și moderate în exploatare; oțelurile pentru cementare se utilizează la confecționarea pieselor supuse la uzare, oboseală și/sau solicitări cu șoc, deoarece după tratamentul complet de cementare se obțin piese cu stratul superficial îmbogățit în carbon (cu structură martensitică) dur și rezistent la uzare și la fisurare prin oboseală și cu miezul rezistent și tenace (datorită conținutului scăzut de carbon al oțelului), iar oțelurile pentru îmbunătățire se folosesc pentru fabricarea pieselor supuse în exploatare la solicitări mecanice medii sau chiar ridicate. La alegerea oțelurilor din această categorie trebuie să se țină seama că au calibrabilitatea redusă, ceea ce permite utilizarea lor în special la piesele cu secțiuni mici.

Deoarece alegerea TT ce trebuie aplicat pieselor fabricate din aceste oțeluri este dependentă de conținutul lor de carbon, oțelurile din această categorie se simbolizează după compoziția chimică, simbolurile având următoarea structură:

➤ **Simbolizarea nouă, conform SR EN 10027-1:** litera C, urmată de un grup de cifre care indică concentrația masică medie a carbonului, exprimată în sutimi de procent.

➤ **Simbolizarea veche, conform STAS 500:** grupul de litere OLC, urmat de un grup de cifre care indică concentrația masică medie a carbonului, exprimată în sutimi de procent și, eventual, litera X, dacă oțelul este elaborat ca oțel superior și/sau litera S, dacă oțelul este elaborat cu conținut controlat de sulf.

De exemplu, simbolul (conform SR EN 10027-1) **C15** corespunde unei mărci de oțel având concentrația masică medie a carbonului de 0,15 % (oțel pentru cementare), iar simbolul (conform SR EN 10027-1) **C45** corespunde unei mărci de oțel având concentrația masică medie a carbonului de 0,45 % (oțel pentru îmbunătățire); aceste mărci corespund, în varianta veche de simbolizare (conform STAS 880), mărcilor **OLC 15**, respectiv **OLC 45**.

4.4. Oțelurile aliate pentru construcția de mașini

Oțelurile din această categorie sunt oțeluri slab și mediu aliate, care fac parte (conform SR EN 10020) din categoria oțelurilor aliate speciale și se utilizează pentru realizarea elementelor (pieselor) puternic solicitate în exploatare ale construcțiilor mecanice (mașini și utilaje). Combinația optimă a caracteristicilor de utilizare (care asigură valori ridicate pentru rezistența la tracțiune, limita de curgere, alungirea procentuală după rupere, energia de rupere, rezistența la oboseală, rezistența la uzare etc., realizând o valorificare maximă a prezenței elementelor de aliere) se obține la produsele confecționate din astfel de oțeluri numai după aplicarea unor tratamente termice sau termochimice finale adecvate; ca urmare, oțelurile aliate pentru construcția de mașini se pot clasifica, în funcție de tratamentul final care trebuie aplicat (obligatoriu) produselor realizate din aceste materiale, în: *oțeluri pentru carburare (cementare) sau carbonitrurare*, care au $\%C_m \leq 0,25$ % și *oțeluri pentru îmbunătățire* (călire martensitică + revenire înaltă), care au concentrația masică de carbon $0,25\% < \%C_m \leq 0,6\%$.

Producerea oțelurilor aliate pentru semifabricatele prelucrate prin deformare plastică destinate realizării pieselor pentru construcția de mașini este reglementată la noi în țară de STAS 791, care prevede elaborarea lor atât ca oțeluri aliate obișnuite, pentru care se impune ca $\%S_{max}$,

$\%P_{max} \leq 0,035 \%$, cât și ca oțeluri aliate superioare, la care se prescrie un nivel mai scăzut al conținuturilor de impurități ($\%S_{max}$, $\%P_{max} \leq 0,025 \%$). Producerea și comercializarea semifabricatelor deformate plastic la cald din oțeluri aliate superioare pentru îmbunătățire este reglementată în prezent și de standardul SR EN 10083-1:1997, care conține reglementări mai stricte (decât STAS 791) privind caracteristicile mecanice și condițiile de livrare.

Oțelurile aliate pentru construcția de mașini fac parte din clasa structurală a oțelurilor perlitice (v. cap.7). Datorită influenței elementelor de aliere asupra vitezei de răcire critice v_{rc} , călibilitatea acestor oțeluri este mai mare decât cea corespunzătoare oțelurilor carbon și este posibil (de exemplu) ca, în cazul folosirii oțelurilor pentru cementare, tratamentul de călire să aibă efect și asupra miezului pieselor (determinând obținerea unor structuri de tip martensitic sau bainitic, cu conținuturi reduse de carbon și caracteristici ridicate de rezistență mecanică și tenacitate), ceea ce dă posibilitatea realizării unor produse cu caracteristici mecanice superioare celor asigurate la produsele confecționate din oțeluri carbon; pentru a valorifica corespunzător aceste proprietăți tehnologice ale oțelurilor aliate, atât STAS 791, cât și SR EN 10083 includ și benzile de călibilitate pentru cele mai utilizate oțeluri, fiind prescrisă încadrarea într-o bandă normală (extinsă) a oțelurilor obișnuite și încadrarea într-o bandă îngustă a oțelurilor cu călibilitate garantată.

Deoarece alegerea TT ce trebuie aplicat pieselor fabricate din aceste oțeluri este dependentă de compoziția lor chimică, oțelurile din această categorie se simbolizează după compoziția chimică, simbolurile având următoarea structură:

➤ **Simbolizarea nouă, conform SR EN 10027-1:** un grup de două cifre care reprezintă concentrația masică medie a carbonului, exprimată în sutimi de procent, simbolurile chimice ale elementelor de aliere, scrise în ordinea descrescătoare a importanței (concentrației) lor, grupuri de cifre, despărțite prin cratime, care arată, în ordinea din grupul de simboluri chimice, concentrația masică medie a elementelor de aliere, multiplicată cu un coeficient convențional k_j ($k_j = 4$ pentru Cr, Co, Mn, Ni, Si, W, $k_j = 10$ pentru Al, Be, Cu, Mo, Nb, Pb, Ta, Ti, V, Zr, $k_j = 100$ pentru Ce, N, P, S, $k_j = 1000$ pentru B).

➤ **Simbolizarea veche, conform STAS 791:** un grup de două cifre care reprezintă concentrația masică medie a carbonului, exprimată în sutimi de procent, simbolurile chimice ale elementelor de aliere, scrise în ordinea crescătoare a importanței (concentrației) lor, un grup de cifre care arată concentrația masică medie a elementului de aliere principal, exprimat în zecimi de procent și, eventual, litera C, urmată de un grup de cifre care indică concentrația masică medie a carbonului, exprimată în sutimi de procent.

De exemplu, simbolul (conform SR EN 10027-1) **20CrMnTi4-4-1** corespunde unei mărci de oțel având concentrația masică medie a carbonului de 0,20 % (oțel pentru cementare), aliat cu Cr, Mn și Ti, concentrațiile masice medii ale acestor elemente fiind $4:4 = 1 \%$ Cr, $4:4 = 1\%$ Mn și $1:10 = 0,1 \%$ Ti; acestei mărci îi corespunde, în varianta de simbolizare veche (conform STAS 791), marca 20TiMnCr12, reprezentând un oel cu concentrația masică medie a carbonului de 0,20 % (oțel pentru cementare), aliat cu Ti, Mn și Cr, elementul de aliere principal fiind Cr, cu o concentrație masică medie de 1,2 %.

Oțelurile aliate pentru construcția de mașini pot fi grupate, în funcție de elementul principal de aliere EA_p, în următoarele tipuri.

a) Oțelurile având ca element de aliere principal cromul. Cromul introdus în oțeluri (în concentrațiile corespunzătoare oțelurilor slab și mediu aliate) contribuie la creșterea rezistenței mecanice, fără să afecteze substanțial tenacitatea (creșterea cu un procent a $\%Cr_m$ mărește R_m cu 80...100 N/mm² și determină o scădere a A cu numai 1,5 %) și mărește călibilitatea. Deoarece manganul are aproape aceleași efecte asupra călibilității, dar este mult mai ieftin, în practică se utilizează și oțeluri Cr – Mn, ($\%Cr_m = 0,8...1,3 \%$; $\%Mn_m = 0,8...1,4 \%$); manganul favorizează însă creșterea excesivă a granulației la încălzire, astfel că oțelurile de tipul Cr – Mn se aliază suplimentar cu titan ($\%Ti_m = 0,030...0,090 \%$) sau vanadiu ($\%V_m = 0,10...0,20 \%$).

Cromul și manganul favorizează apariția fenomenului de fragilitate reversibilă la revenire, ce nu se produce dacă oțelurile sunt aliate suplimentar cu molibden ($\%Mo_m = 0,15...0,30 \%$); oțelurile Cr – Mo sau Cr – Mn – Mo sunt preferate în multe aplicații tehnice, datorită proprietăților lor tehnologice (nu prezintă fragilitate la revenire) și efectelor favorabile pe care le are alierea cu Mo

asupra proprietăților de utilizare ale acestora (creșterea rezistenței mecanice, a rezistenței la uzare și a rezistenței la oboseală).

STAS 791 cuprinde mai multe mărci de oțeluri având cromul ca EA_p , din care mărcile 15Cr08, 17MnCr10, 20TiMnCr12, 19MoCr11 (simbolizate conform SR EN 10027-1: 15Cr3, 17CrMn4-4, 20CrMnTi4-4-1, 19CrMo4-2) corespund unor oțeluri pentru cementare, iar mărcile 40Cr10, 34MoCr11, 42MoCr11, 51VMnCr11 (simbolizate conform SR EN 10027-1: 40Cr4, 34CrMo4-2, 42CrMo4-2, 51CrMnV4-4-1) – unor oțeluri pentru îmbunătățire.

b) Oțelurile având ca element de aliere principal nichelul. Nichelul introdus în oțeluri (în concentrațiile corespunzătoare oțelurilor slab și mediu aliate) trece complet în masa lor structurală de bază (are solubilitate bună în Fe), mărinde rezistența mecanică și tenacitatea și îmbunătățind călibilitatea oțelurilor. De asemenea, nichelul micșorează sensibilitatea la supraîncălzire și finisează granulația oțelurilor. Deoarece este un metal scump, pentru piesele destinate construcției de mașini nu se folosesc de obicei oțeluri aliate numai cu nichel, recurgându-se la rețete de aliere complexe, de tipul: Ni – Cr, Ni – Mo, Ni – Cr – Mo, atât în cazul oțelurilor pentru cementare sau carbonitrurare, din care STAS 791 cuprinde mărcile 17CrNi16, 20MoNi35, 17MoCrNi14 (simbolizate conform SR EN 10027-1: 17NiCr6-4, 20NiMo14-2, 17NiCrMo6-4-2), cât și în cazul oțelurilor pentru îmbunătățire, din care STAS 791 cuprinde mărcile 40CrNi12, 30MoCrNi20, 34MoCrNi16 (simbolizate conform SR EN 10027-1: 40NiCr5-4, 30NiCrMo8-8-2, 34CrNiMo6-6-2).

c) Oțelurile având ca element de aliere principal manganul. Manganul introdus în oțeluri (în concentrațiile corespunzătoare oțelurilor slab și mediu aliate) contribuie la creșterea caracteristicilor de rezistență mecanică (R_m și $R_{p0,2}$), micșorând numai puțin caracteristicile de plasticitate (A sau Z). Așa cum s-a arătat anterior, manganul mărește călibilitatea oțelurilor în aceeași măsură ca și cromul și este un element de aliere ieftin. Oțelurile aliate cu mangan sunt sensibile la supraîncălzire (granulația acestora crește mult dacă sunt încălzite la temperaturi ridicate sau sunt menținute timp îndelungat în domeniul austenitic) și prezintă fenomenul de fragilizare la revenire, iar la piesele realizate prin deformare plastică la cald din astfel de oțeluri se obține o structură în benzi (alcătuită din șiruri alternante de ferită și perlită, orientate în direcția de deformare plastică), care conferă acestor piese o anizotropie avansată a proprietăților mecanice (raportul dintre energia de rupere determinată pe epruvete prelevate longitudinal și cea determinată pe epruvete prelevate transversal pe direcția de deformare poate ajunge la 4:1); această din urmă particularitate face ca oțelurile cu mangan să se utilizeze în special pentru realizarea de semifabricate turnate sau pentru obținerea semifabricatelor prelucrate prin deformare plastică la cald destinate pieselor solicate uniaxial în exploatare (bare de tracțiune, tije pentru pompe etc.). Evitarea fragilizării la revenire și reducerea sensibilității la supraîncălzire se realizează la aceste oțeluri prin alierea suplimentară cu Mo, V sau Ti.

STAS 791 cuprinde următoarele mărci de oțeluri din această categorie: 31VMn12, 35Mn14, 43MoMn16, 35VMoMn14 (simbolizate conform SR EN 10027-1: 35Mn6, 43MnMo6-2, 35MnMoV6-2-1).

d) Oțelurile având ca element de aliere principal aluminiul. Aceste oțeluri sunt destinate pieselor la care se aplică tratamentul termochimic de nitrurare în vederea obținerii unei rezistențe ridicate la uzare. Compoziția chimică de bază a unui astfel de oțel este cea corespunzătoare oțelurilor de îmbunătățire Cr – Mo, la care se adaugă $\%Al_m = 0,6...1,1 \%$; de exemplu, marca de oțel 38MoAlCr15 cuprinsă în STAS 791 (simbolizată conform SR EN 10027-1 38AlCrMo10-6-1) are compoziția caracterizată de $\%C_m = 0,36...0,40 \%$, $\%Cr_m = 1,35...1,65 \%$; $\%Al_m = 0,70...1,1 \%$ și $\%Mo_m = 0,15...0,25 \%$.

e) Oțelurile având ca element de aliere principal siliciul. Siliciul introdus în oțeluri (în concentrațiile corespunzătoare oțelurilor slab și mediu aliate) contribuie la creșterea limitei de elasticitate, a rezistenței la uzare, a rezistivității electrice și a permeabilității magnetice și micșorează sensibilitatea acestora la supraîncălzire. Pentru a conferi pieselor pentru construcția de mașini caracteristicile de tenacitate necesare, se practică alierea suplimentară a oțelurilor din această categorie cu mangan și crom; STAS 791 cuprinde ca mărci de oțeluri având Si ca EA_p : 20MnCrSi11 și 36MnCrSi13 (simbolizate conform SR EN 10027-1 20SiCrMn4-4-4 și 36SiCrMn5-4-4), folosite în aplicațiile tehnice ca înlocuitoare (ieftine) ale oțelurilor Cr – Mo.

4.5. Oțelurile rezistente la coroziune

Oțelurile capătă proprietatea de a fi inoxidabile (de a prezenta o rezistență ridicată la acțiunea mediilor agresive cu care vin în contact), *dacă sunt înalt aliate cu crom*, concentrația masică minimă a cromului în astfel de oțeluri fiind $\%Cr_m = 10,5...12,0 \%$; această prescripție este cuprinsă și în SR EN 10020, care precizează că oțelurile inoxidabile trebuie să aibă $\%C_m < 1,20 \%$ și $\%Cr_m > 10,5 \%$. Trebuie precizat că, deoarece cromul este un element carburigen, la calificarea unui oțel ca oțel inoxidabil sau refractar se ia în considerare numai concentrația cromului dizolvat în soluțiile solide pe bază de fier (ferită, austenită, martensită) existente în structura acestuia.

În funcție de rețeta de aliere utilizată la elaborare, oțelurile inoxidabile pot fi clasificate în: **oțeluri aliate cu crom și oțeluri aliate cu crom și nichel**. Oțelurile inoxidabile comerciale, livrate sub formă de semifabricate prelucrate prin deformare plastică (table, benzi, bare, sârme, profile pentru utilizări generale etc.), au caracteristicile de calitate reglementate prin standardele SR EN 10088 și STAS 3583 (care este încă în vigoare); conform acestor standarde oțelurile inoxidabile sunt împărțite în clasele structurale prezentate în continuare, iar simbolizarea lor se face astfel:

➤ **Simbolizarea nouă, conform SR EN 10088:** litera X, un grup de două cifre care reprezintă concentrația masică medie a carbonului, exprimată în sutimi de procent, simbolurile chimice ale elementelor de aliere, scrise în ordinea descrescătoare a importanței (concentrației) lor, grupuri de cifre, despărțite prin cratime, care arată, în ordinea din grupul de simboluri chimice, concentrația masică medie a elementelor de aliere, dacă aceasta depășește 1 %.

➤ **Simbolizarea veche, conform STAS 3583:** un grup de două cifre care reprezintă concentrația masică medie a carbonului, exprimată în sutimi de procent, simbolurile chimice ale elementelor de aliere, scrise în ordinea crescătoare a importanței (concentrației) lor, un grup de cifre care arată concentrația masică medie a elementului de aliere principal (cromul), exprimat în zecimi de procent.

4.5.1. Oțelurile inoxidabile feritice fac parte din categoria oțelurilor aliate cu crom și au compoziția caracterizată prin $\%C_m \leq 0,08 \%$, conținuturi foarte scăzute de impurități ($\%S_m \leq 0,015 \%$; $\%P_m \leq 0,04 \%$) și concentrația masică de crom încadrată în una din următoarele rețete: $\%Cr_m = 11...13\%$; $\%Cr_m = 17...18 \%$ sau $\%Cr_m = 25...30 \%$, rețetele cu concentrații mari de crom prezentând și bune proprietăți de refractaritate; în compoziția acestor oțeluri se pot adăuga în diverse concentrații și alte elemente: siliciu ($\%Si_m \leq 1\%$), aluminiu ($\%Al_m \leq 2\%$), molibden ($\%Mo_m = 0,8...4,5 \%$), nichel ($\%Ni_m = 0,3...1,6 \%$), niobiu ($\%Nb_m = 0,3...1 \%$), titan ($\%Ti_m = 0,3...0,8 \%$) și/sau zirconiu ($\%Zr_m = 0,3...0,5 \%$), pentru creșterea refractarității și comportării la fluaj (Al, Si, Mo), pentru îmbunătățirea tenacității și prelucrabilității prin deformare plastică (Ni), pentru finisarea granulației, stabilizarea feritei și mărirea rezistenței la coroziune intercristalină (Nb, Ti, Zr). Mărcile de oțeluri comerciale din această clasă structurală corespund integral acestor prescripții, așa cum rezultă din următoarele exemple (simbolizare nouă): X6Cr13; X2CrTi12; X2CrNi12; X6CrAl3; X6Cr17; X3CrTi17; X6CrMo17-1; X2CrMoTi17-1; X6CrNi17-1; X2CrNbZr17; X6CrMoNb17-1; X2CrAlTi18-2; X2CrMoTi29-4.

Aceste oțeluri prezintă, la orice temperatură în stare solidă, o structură monofazică feritică (eventual, cu foarte mici cantități de carburi globulare uniform distribuite în matricea feritică) și, ca urmare, caracteristicile de utilizare ale acestor oțeluri nu pot fi modificate prin aplicarea de TT cu schimbare de fază; singura modalitate tehnologică de a le influența caracteristicile de rezistență mecanică și plasticitate constă în ecruisarea lor prin deformare plastică la rece, urmată de aplicarea unui TT de recoacere de recristalizare fără schimbare de fază (cu regimul adecvat obținerii caracteristicilor dorite).

4.5.2. Oțelurile inoxidabile martensitice și ferito-martensitice fac parte din categoria oțelurilor aliate cu crom și au compoziția caracterizată prin $\%C_m = 0,08...1,0 \%$, conținuturi foarte scăzute de impurități ($\%S_m \leq 0,015 \%$; $\%P_m \leq 0,04 \%$) și concentrația masică de crom încadrată în una din următoarele rețete: $\%Cr_m = 11...13 \%$; $\%Cr_m = 17...18 \%$; în compoziția acestor oțeluri se pot adăuga în diverse concentrații și alte elemente: siliciu ($\%Si_m \leq 1 \%$), aluminiu ($\%Al_m \leq 1,5 \%$), molibden ($\%Mo_m = 0,6...3,0 \%$), nichel ($\%Ni_m = 1...8 \%$), cupru ($\%Cu_m = 1...5 \%$), niobiu ($\%Nb_m =$

0,3...0,6 %) și/sau vanadiu ($\%V_m = 0,1...0,2$ %) pentru creșterea refractarității și comportării la fluaj (Al, Si, Mo), pentru îmbunătățirea tenacității și prelucrabilității prin deformare plastică (Ni), pentru îmbunătățirea rezistenței la coroziune în anumite medii (Al, Cu), pentru finisarea granulației, mărirea călibilității și durificarea prin precipitare a acestor oțeluri (Ni, Cu, Nb, V) sau pentru evitarea apariției fenomenelor de fragilitate la revenire (Mo). Mărcile de oțeluri comerciale din aceste clase structurale corespund integral prescripțiilor prezentate mai înainte, așa cum rezultă din următoarele exemple: X12Cr13; X20Cr13; X46Cr13; X50CrMoV15; X70CrMo15; X90CrMoV18; X105CrMo17; X5CrNiMo13-4; X4CrNiMo16-5-1; X5CrNiCuNb16-4; X7CrNiAl17-7; X8CrNiMoAl15-7-2.

Aceste oțeluri au concentrația de crom suficient de scăzută în corelație cu concentrația de carbon, încât transformarea alotropică $Fe_\gamma \Leftrightarrow Fe_\alpha$ nu este suprimată și aceste oțeluri prezintă transformări de fază în stare solidă (în condiții de echilibru termodinamic sunt posibile transformările de tipul austenită \Leftrightarrow ferită) și se călesc în aer (sunt oțeluri autocălibile), căpătând o structură martensitică sau ferito – martensitică; la oțelurile cu concentrații mari de carbon ($\%C_m > 0,2$ %) aceste condiții sunt ușor de întrunit, în timp ce la oțelurile cu conținut scăzut de carbon ($\%C_m < 0,1$ %) pentru asigurarea structurilor martensitice la răcirea în aer se impune alierea lor suplimentară cu nichel și, uneori, cu cupru. În majoritatea cazurilor oțelurile din aceste clase structurale se utilizează în starea metalurgică conferită prin aplicarea unui TT de călire + revenire.

Oțelurile inoxidabile martensitice cu $\%C_m > 0,4$ % sunt destinate confecționării sculelor (cuțite, instrumente chirurgicale etc.) și instrumentelor de măsurare și nu se utilizează la realizarea construcțiilor sudate.

4.5.3 Oțelurile inoxidabile austenitice fac parte din categoria oțelurilor aliate cu crom și nichel și reprezintă o clasă structurală de oțeluri cu proprietăți deosebite: rezistență mare la coroziune în aer, în apă și în foarte mulți agenți chimici, tenacitate și rezistență mecanică ridicate la temperaturi scăzute (până la -270 °C), plasticitate mare, comportare paramagnetică și o bună sudabilitate; structura austenitică se ecrusează puternic prin deformare plastică la rece și, ca urmare, aceste oțeluri ridică probleme tehnologice la prelucrarea prin așchiere sau prin deformare plastică.

Compoziția chimică a acestor oțeluri poate fi caracterizată astfel:

- concentrația masică de carbon este scăzută; în mod obișnuit, $\%C_m \leq 0,15$ %, dar oțelurile moderne au $\%C_m \leq 0,02...0,04$ %;

- rețeta de aliere de bază a acestor oțeluri prevede concentrații de crom $\%Cr_m = 18...20$ % (corespunzătoare oțelurilor inoxidabile) și concentrații masice de nichel $\%Ni_m = 8...10$ %, motiv pentru care oțelurile sunt denumite și **oțeluri austenitice tip 18-8**; cromul este elementul de aliere care conferă acestor oțeluri rezistență la coroziune și la oxidare, $\%Cr_m = 12...15$ % asigurându-le o bună rezistență la oxidare în medii uscate, la temperaturi înalte, iar $\%Cr_m > 15$ % conferind oțelurilor rezistență la coroziunea (de tip electrochimic) produsă de mediile active apoase; efectele favorabile ale cromului se diminuează odată cu creșterea conținutului de carbon al oțelurilor (care favorizează apariția carburilor în structura acestora); nichelul acționează favorabil asupra rezistenței la coroziune și îmbunătățește caracteristicile mecanice la temperaturi înalte ale oțelurilor, fiind elementul de aliere care le conferă structura austenitică și asigură (în cazul când $\%Ni_m > 8$ %) menținerea unei astfel de structuri până la temperatura ambiantă (prin modificarea substanțială a poziției punctelor critice de transformare în stare solidă A_1 și A_3);

- majoritatea oțelurilor austenitice crom-nichel au în compoziție și alte elemente de aliere decât carbonul, cromul și nichelul (elementele rețetei de aliere de bază): siliciul ($\%Si_m \leq 1...3$ %), manganul ($\%Mn_m = 2...10$ %), azotul ($\%N_m = 0,1...0,25$ %), molibdenul ($\%Mo_m = 2...7$ %), cuprul ($\%Cu_m = 0,5...4$ %), niobiul ($\%Nb_m = 0,8...1$ %) sau titanul ($\%Ti_m = 0,4...0,7$ %), pentru creșterea refractarității și comportării la fluaj (Si, Mo), pentru îmbunătățirea rezistenței la coroziune (Mo, Cu, Nb, Ti) sau pentru stabilizarea structurii austenitice și înlocuirea parțială a nichelului (Mn, N).

Mărcile de oțeluri comerciale din această clasă structurală corespund integral prescripțiilor prezentate mai înainte, așa cum rezultă din următoarele exemple: X10CrNi18-8; X2CrNi18-9; X2CrNiMo17-12-2; X3CrNiCu18-9-4; X12CrMnNi18-9-5; X6CrNiTi18-10; X6CrNiMoNb17-12-2.

Deoarece nu prezintă transformări în stare solidă, caracteristicile de utilizare ale acestor oțeluri nu pot fi modificate prin aplicarea de TT cu schimbare de fază; singura modalitate tehnologică de a le influența caracteristicile de rezistență mecanică și plasticitate constă în ecrisarea lor prin deformare plastică la rece, urmată de aplicarea unui TT de recoacere de recristalizare fără schimbare de fază (cu regimul adecvat obținerii caracteristicilor dorite).

Oțelurile cu conținuturi reduse de carbon ($\%C_m \leq 0,04 \%$) au structura de echilibru la t_a complet austenitică, solubilitatea carbonului în austenită la această temperatură fiind mai mare decât concentrația carbonului existent în aceste oțeluri și, ca urmare, prezintă cea mai bună comportare în prezența mediilor agresive de lucru, deoarece probabilitatea declanșării proceselor de corodare electrochimică a structurii monofazice austenitice (cu $\%Cr_m = 10,5...12,0 \%$) în astfel de medii este aproape nulă.

Oțelurile cu conținuturi de carbon mai mari ($\%C_m = 0,04...0,15 \%$) au structura de echilibru la t_a alcătuită din austenită și carburi de crom, această structură bifazică putând favoriza declanșarea proceselor de corodare a oțelurilor în prezența mediilor agresive. Pentru a le conferi o structură monofazică austenitică rezistentă la coroziune, se aplică TT de călire de punere în soluție (a carburilor), constând în încălzirea oțelurilor la $t_i = 1000...1100 \text{ }^\circ\text{C}$, pentru dizolvarea carburilor în austenită și răcirea lor rapidă (în apă), pentru menținerea structurii monofazice austenitice (până la t_a); structura monofazică astfel obținută este alcătuită din austenită suprasaturată în carbon, instabilă termodinamic și, ca urmare, dacă semifabricatele sau piesele confecționate dintr-un oțel cu această structură sunt supuse încălzirii (în procesul de prelucrare sau în cursul utilizării), se produce separarea din austenită a carbonului în exces sub formă de carburi de crom, proces care prezintă următoarele particularități:

- separarea carburilor apare numai în cazul încălzirii într-un interval critic de temperaturi ($450 \text{ }^\circ\text{C}$; $850 \text{ }^\circ\text{C}$), sub $450 \text{ }^\circ\text{C}$ difuzia elementelor care formează carburile nefiind posibilă, iar peste $850 \text{ }^\circ\text{C}$ austenita are capacitate ridicată de a dizolva carbon și separarea carburilor nu mai este justificată termodinamic;

- viteza de difuzie a carbonului în austenită este mai mare decât cea corespunzătoare cromului și, ca urmare, carbonul ajunge mai repede la marginile cristalelor de austenită și formează carburile cu cromul din austenita situată în zonele adiacente acestor margini; separarea intercristalină a carburilor de crom și scăderea concentrației de crom de la marginile cristalelor de austenită diminuează rezistența la coroziune a oțelului, astfel că, atunci când piesele realizate dintr-un astfel de oțel vin în contact cu un mediu agresiv de lucru, marginile (sărăcite în crom) ale cristalelor de austenită sunt atacate, fenomen numit **coroziune intercristalină**;

- pentru fiecare temperatură situată în intervalul critic de temperaturi există un interval critic al duratei de menținere, pentru care intensitatea sensibilizării la coroziune intercristalină a oțelului este maximă; dacă durata menținerii este sub limita inferioară a intervalului critic, cantitatea de carburi precipitate este redusă, marginile cristalelor de austenită își diminuează puțin concentrația de crom și diminuarea rezistenței la coroziune a oțelului este mică, iar dacă durata menținerii este mai mare decât limita superioară a intervalului critic, după precipitarea intercristalină a carburilor de crom, se produce uniformizarea prin difuzie a concentrației cromului în cristalele de austenită, crește concentrația în crom a marginilor acestor cristale, sărăcirea în crom a acestor margini este parțial compensată și rezistența la coroziune a oțelului este puțin afectată.

Aspectele prezentate sugerează și principalele căi de acțiune pentru diminuarea susceptibilității oțelurilor inoxidabile austenitice față de coroziunea intercristalină: reducerea concentrației de carbon ($\%C_m \leq 0,04 \%$), pentru evitarea formării carburilor de crom în structura oțelurilor, creșterea concentrației cromului, pentru ca separarea intercristalină a carburilor de crom să afecteze în mică măsură rezistența la coroziune a marginilor cristalelor de austenită și/sau microalierea oțelurilor cu titan, niobiu sau tantal, care, având afinitatea față de carbon mai mare decât cromul, leagă carbonul în exces sub formă de carburi proprii și asigură astfel menținerea nealterată a concentrației cromului în cristalele de austenită (oțelurile inoxidabile austenitice microaliate cu titan, niobiu sau tantal sunt denumite **oțeluri stabilizate**).

4.5.4. Oțelurile inoxidabile austenito – feritice sau ferito – austenitice, denumite și **oțeluri duplex**, fac parte din categoria oțelurilor aliate cu crom și nichel și reprezintă o clasă structurală de

oțeluri utilizată relativ recent (cu toate că primele oțeluri duplex au apărut încă din 1930) la fabricarea aparaturii tehnologice de presiune și a construcțiilor sudate. Aceste oțeluri combină bunele proprietăți ale oțelurilor inoxidabile feritice și austenitice, prezența în structură a feritei asigurându-le niveluri ridicate ale rezistenței mecanice și rezistenței la coroziune, iar prezența austenitei conferindu-le o bună ductilitate și tenacitate; raportul preferat al conținuturilor procentuale de ferită și austenită în structura oțelurilor de acest tip este cel unitar ($\% \alpha \cong 50\%$ și $\% \gamma \cong 50\%$).

Primele oțeluri duplex realizate au avut compoziția: $\%C_m \leq 0,04\%$; $\%Cr_m = 22...24$; $\%Ni_m = 4...5\%$; $\%Mo_m = 1...2\%$ și $\%Cu_m \leq 2\%$; la realizarea construcțiilor sudate din astfel de oțeluri s-a constatat că structurile realizate în CUS și ZIT nu mai prezintă raportul unitar al conținuturilor procentuale de ferită și austenită, iar caracteristicile de rezistență la coroziune ale îmbinărilor sudate sunt nesatisfăcătoare. A doua generație de oțeluri duplex a avut compoziția chimică caracterizată prin $\%C_m \leq 0,04\%$; $\%Cr_m = 24...26\%$; $\%Ni_m = 6...8\%$; $\%Mo_m = 3...4\%$, $\%Cu_m \leq 2,5\%$ și $\%N_m = 0,15...0,30\%$ (unele conținând și $\%W_m = 0,5...1,0\%$); azotul a fost utilizat pentru înlocuirea parțială a nichelului ca element austenitizant, constatându-se că el îmbunătățește rezistența mecanică și rezistența la coroziune și contribuie la formarea austenitei din ferită la temperaturi ridicate, asigurând menținerea raportului unitar al conținuturilor procentuale de ferită și austenită în zonele caracteristice ale îmbinărilor sudate ale echipamentelor tehnologice sau construcțiilor realizate din astfel de materiale. Rezistența la coroziune a oțelurilor duplex din generația a doua este mai bună decât a oțelurilor inoxidabile austenitice, iar rezistența la tracțiune și limita de curgere sunt aproximativ de două ori mai mari decât ale oțelurilor inoxidabile austenitice; tenacitatea oțelurilor duplex are nivelul situat între nivelurile corespunzătoare oțelurilor inoxidabile austenitice și feritice, oțelurile duplex putând fi utilizate pentru confecționarea pieselor, construcțiilor și echipamentelor care funcționează la temperaturi superioare temperaturii de $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ (în condiții de frig climatic sau industrial), dar nefiind recomandate pentru echipamentele și aparatele tehnologice destinate aplicațiilor criogenice.

Mărcile de oțeluri comerciale din această clasă structurală corespund prescripțiilor prezentate mai înainte, așa cum arată următoarele exemple: X2CrNiN23-4; X2CrNiMoN22-5-3; X3CrNiMoN27-5-2; X2CrNiMoCuN25-6-3; X2CrNiMoN25-7-4; X2CrNiMoCuWN25-7-4.

4.5.5. Oțelurile refractare (termorezistente) pot aparține, în funcție de compoziția lor chimică, uneia din clasele structurale anterior prezentate: feritică, martensitică sau austenitică; deoarece, așa cum s-a arătat anterior, rezistența la oxidare este conferită oțelurilor de aliere cu crom și este îmbunătățită de aliere suplimentară cu siliciu și aluminiu (elemente care asigură formarea pe suprafețele pieselor realizate din astfel de oțeluri și exploatate la temperaturi ridicate a unui strat compact și aderent de oxizi, de tipul Cr_2O_3 , Al_2O_3 , SiO_2 , ce protejează materialul împotriva oxidării în profunzime), iar rezistența mecanică la temperaturi ridicate se asigură oțelurilor prin aliere cu crom, molibden, nichel, wolfram, vanadiu (care durifică oțelurile prin formarea de carburi stabile, micșorează tendința de fragilizare la cald a acestora și/sau le măresc temperatura de recristalizare primară, peste care se manifestă cu intensitate mare fenomenul de fluaj), oțelurile inoxidabile prezintă și o bună refractaritate (mai ales, dacă aplicațiile în care sunt utilizate se caracterizează prin temperaturi de lucru nu prea mari, în general sub $550\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Pentru aplicațiile tehnice la care temperaturile de lucru sunt foarte ridicate ($550...1100\text{ }^{\circ}\text{C}$) se utilizează oțelurile refractare (termorezistente) speciale, destinate fabricării produselor prin deformare plastică la cald, semifabricatelor laminate finite (profile pline și fasonate, table, benzi, sârme etc.) și barelor forjate, având calitatea reglementată de STAS 11523; principalele mărci de astfel de oțeluri (simbolizate în același mod ca și oțelurile aliate pentru construcția de mașini cuprinse în STAS 791) sunt: 10AlCr70, 10AlCr180, 10AlCr240 (aparținând clasei structurale a oțelurilor aliate feritice), 20VNiMnCr120, 20VNiWMoCr120 (aparținând clasei structurale a oțelurilor aliate martensitice), 12TiNiCr180, 12NiCr250, 15SiNiCr200, 15SiNiCr250, 40SiNiCr250, 12SiNiCr360 și 10TiAlCrNi320 (aparținând clasei structurale a oțelurilor aliate austenitice).

Pentru aplicațiile în care mediul de lucru este foarte agresiv și/sau temperaturile de lucru sunt ridicate, se utilizează aliaje speciale Ni-Cr ($\%Ni_m = 45...70\%$ și $\%Cr_m = 12...25\%$), care au

în compoziție și mici cantități de carbon ($\%C_m = 0,01...0,05 \%$) și alte elemente de aliere: molibden ($\%Mo_m = 2...25 \%$), wolfram ($\%W_m = 3...5 \%$), fier ($\%Fe_m = 2...12 \%$), niobiu ($\%Nb_m = 3...5 \%$), siliciu ($\%Si_m < 2 \%$), aluminiu, titan, zirconiu etc; datorită numărului mare de componente aceste materiale sunt denumite **superaliaje**; nichelul asigură acestor aliaje o rezistență excepțională la coroziune în medii puternic reducătoare, iar cromul, împreună cu siliciul și aluminiul, le asigură o foarte bună rezistență la oxidare, celelalte componente contribuind la creșterea rezistenței mecanice la cald și asigurarea unei bune comportări la fluaj.

4.5.6. Oțelurile patinabile Oțelurile din această categorie prezintă rezistență ridicată la coroziunea atmosferică, rezistență determinată de formarea pe suprafața produselor realizate din astfel de oțeluri, prin interacțiunea lor timp de 1...3 ani cu atmosfera înconjurătoare, a unor pelicule (patine) de oxizi și sulfat complex de fier, compacte, tenace și aderente la suprafața produselor, care se comportă ca niște straturi autoprotectoare, ce pasivează produsele (reduc viteza de coroziune uniformă la valori apropiate de 0 mm/an). Pentru a realiza o astfel de comportare, oțelurile aparținând acestei categorii au concentrațiile de carbon scăzute ($\%C_m \leq 0,12...0,16 \%$), sunt slab aliate cu crom ($\%Cr_m = 0,30...1,25 \%$), cupru ($\%Cu_m = 0,25...0,55 \%$), nichel ($\%Ni_m \leq 0,65 \%$), molibden ($Mo_m \leq 0,30 \%$), zirconiu ($Zr_m \leq 0,15 \%$) și conțin mici cantități de elemente care fixează azotul sub formă de nitruri stabile, cum ar fi aluminiul ($\%Al_m \geq 0,02 \%$), niobiul ($\%Nb_m = 0,015...0,060 \%$), vanadiul ($\%V_m = 0,02...0,12\%$) și titanul ($\%Ti_m = 0,02...0,10 \%$); conținuturile de impurități ale acestor oțeluri sunt limitate la nivelurile $\%S_m, \%P_m \leq 0,035 \%$, dacă oțelurile sunt complet dezoxidate (calmate) la elaborare, respectiv, $\%S_m, \%P_m \leq 0,04 \%$, dacă oțelurile sunt livrate în altă stare decât cea calmată, concentrația fosforului fiind mărită la unele oțeluri (la nivelul $\%P_m = 0,06...0,15 \%$), deoarece acesta poate participa ca element activ la formarea peliculelor de pasivare.

Semifabricatele din astfel de oțeluri se livrează fie în starea obținută prin laminare normalizantă, fie în starea realizată prin laminare obișnuită (cu sau fără TT de normalizare aplicat ulterior laminării), iar produsele realizate din acestea nu se tratează termic.

Caracteristicile fizico – mecanice și tehnologice ale oțelurilor din această categorie sunt similare celor ale oțelurilor de uz general echivalente din punctul de vedere al mărcii și clasei de calitate. Standardul SR EN 10155 prevede mărcile S235W și S355W, iar STAS 500/3 care reglementează același domeniu, nefiind încă abrogat, prevede mărcile RCA 370 și RCB 510; oțelurile SxxxW se pot livra în clasele de calitate J0, J2 și K2, iar S355W se poate livra și în varianta S355WP, cu conținut ridicat de fosfor ($\%P_m = 0,06...0,15 \%$).

Principalele aplicații tehnice în care se utilizează semifabricatele sub formă de table, benzi sau profile laminate din astfel de oțeluri sunt construcțiile metalice și mecanice (supuse în exploatare la coroziune atmosferică la temperatura ambiantă), cum ar fi: stâlpii pentru rețelele electrice de înaltă tensiune, vagoanele de cale ferată, macaralele, structurile portante și de închidere ale halelor industriale și unele recipiente sub presiune.

4.6. Fontele comerciale

Simbolizarea alfanumerică și numerică a fontelor este reglementată de standardul SR EN 1560 conform căruia, simbolizarea alfanumerică se poate utiliza pentru orice categorie de fontă (standardizată sau nu), iar simbolizarea numerică se utilizează numai pentru fontele standardizate.

Ca și în cazul oțelurilor, simbolizarea alfanumerică se poate face fie în **funcție de caracteristici**, fie în **funcție de compoziția chimică**. Structura și conținutul simbolurilor pentru cele două criterii de simbolizare sunt prezentate în tabelul 8.5. Se poate observa că simbolizarea fontelor prezintă următoarele particularități:

- prezența sau absența simbolului EN arată că fonta aparține unui standard european sau nu;
- literele GJ sunt prezente în simbolul oricărei mărci de fontă, litera J indicând că materialul simbolizat este o fontă, iar litera G – că aceasta se utilizează în stare turnată;
- simbolul alfanumeric dă informații despre conformația grafitului și despre structura sau starea de tratament termic a masei metalice de bază a fontei;

- simbolizarea după caracteristici prevede posibilitatea de a indica fie rezistența la rupere R_m , în N/mm^2 (și eventual alungirea procentuală după rupere A , în % sau caracteristica de înovoiere prin șoc KV , în J), fie durezza Brinell (în mod uzual), Vickers sau Rockwell; în cazul în care simbolul cuprinde valoarea KV , se specifică dacă încercarea de încovoiere prin șoc, necesară pentru verificarea acestei caracteristici, se efectuează la temperatură ambiantă (literele RT) sau la temperatură scăzută (literele LT) și se indică în simbol modul de obținere a epruvetelor;

- simbolizarea după compoziția chimică se realizează cu sau fără indicarea conținutului de carbon, aplicând aceleași principii ca în cazul oțelurilor aliate.

Simbolizarea numerică a mărcilor de fonte conform SR EN 1560 este complementară simbolizării alfanumerice, iar simbolurile au structura prezentată în figura 4.2. Prin această simbolizare se atribuie fiecărei mărci de fontă câte un număr de două cifre înscris în pozițiile 7 și 8; cifra din poziția 5 a simbolului este 1 pentru cazul în care simbolul alfanumeric al fontei indică rezistența la tracțiune, 2 când se indică durezza și 3 când simbolizarea se face după compoziția chimică, iar la poziția 9 se înscrie o cifră (0...9), în funcție de condițiile specifice impuse fiecărei mărci, după cum urmează:

0 – pentru fontele fără condiții specifice, 1 – pentru fontele ale căror caracteristici se verifică pe probe turnate separat, 2 – pentru fontele ale căror caracteristici se verifică pe probe atașate la piese, 3 – pentru fontele ale căror caracteristici se verifică pe probe prelevate din piesele turnate, 4 – pentru fontele la care se face încercarea la încovoiere prin șoc la temperatură ambiantă, 5 – pentru fontele la care se face încercarea la încovoiere prin șoc la temperatură scăzută, 6 – pentru fontele cu sudabilitate specificată, 7 – pentru piesele în stare brută de turnare, 8 – pentru piesele tratate termic, 9 – pentru condiții suplimentare specificate în comanda beneficiarului.

Până la înlocuirea tuturor standardelor de fonte aprobate înainte de 1992 (standarde marcate cu sigla STAS) se menține (împreună cu prescripțiile de simbolizare anterior prezentate) și posibilitatea simbolizării fontelor conform acestor standarde.

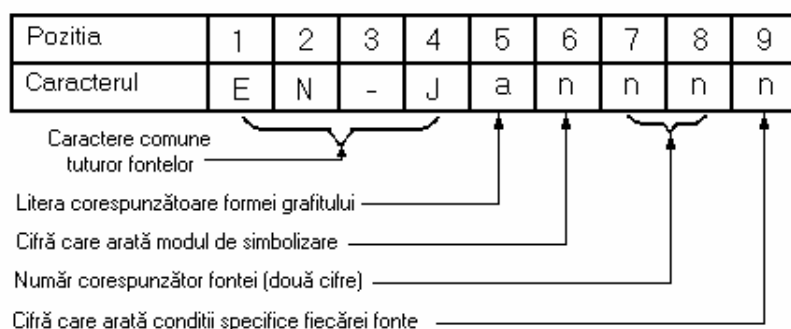


Fig. 4.2. Structura simbolizării numerice a fontelor conform SR EN 1560

4.6.1. Fontele cu destinație generală. Din această categorie fac parte fontele cu grafit lamelar, fontele maleabile și fontele cu grafit nodular.

Fontele cu grafit lamelar (fontele cenușii) au utilizarea cea mai mare, reprezentând 70 % din totalul materialelor metalice turnate în piese. Aceste aliaje au compoziția chimică de bază caracterizată astfel: $\%C_m = 2,5 \dots 3,5 \%$, $\%Si_m = 1,5 \dots 2,5 \%$, $\%Mn_m = 0,5 \dots 1,0 \%$, $\%P_m = 0,1 \dots 0,65 \%$ și $\%S_m = 0,03 \dots 0,15 \%$. Caracteristica mecanică principală care se garantează la aceste materiale este rezistența la rupere R_m , cuprinsă în mod obișnuit în intervalul $[100 N/mm^2; 350 N/mm^2]$; obținerea unor rezistențe $R_m > 250 N/mm^2$ se realizează prin aliere: $\%Cr_m = 0,15 \dots 0,8 \%$, $\%Ni_m = 0,2 \dots 2 \%$, $\%Cu_m = 0,5 \dots 1,5 \%$, $\%Mo_m = 0,1 \dots 0,5 \%$. Structura acestor fonte este formată dintr-o masă metalică de bază feritică (la fontele cu $R_m < 200 N/mm^2$), ferito-perlitică (la fontele cu $R_m \in [200 N/mm^2; 300 N/mm^2]$) sau perlitică (la fontele cu $R_m > 300 N/mm^2$) și formațiuni de grafit lamelar izolate sau sub formă de aglomerări. Grafitul lamelar întrerupe continuitatea masei metalice și constituie concentratori puternici de tensiuni, ceea ce explică rezistența mecanică scăzută, lipsa de plasticitate și rezistența la oboseală redusă a acestor materiale. Prezența grafitului conferă însă fontelor și unele caracteristici favorabile, cum ar fi capacitatea mare de amortizare a vibrațiilor mecanice și o bună comportare la uzare, datorită efectelor de ungere produse de grafit.

Utilizarea lor deosebit de largă se datorează costului redus, proprietăților foarte bune de turnare (fluiditate ridicată, contracție la solidificare redusă) și de prelucrare prin așchiere (lamellele de grafit fragmentează așchiile). Se pot turna piese cu forme complicate și de orice dimensiune (masa pieselor poate fi 0,1...10000 kg), care nu pot fi realizate prin alte procedee tehnologice.

Caracteristicile fontelor cu grafit lamelar sunt reglementate de standardul SR EN 1561, care caracterizează fontele pe baza rezistenței la tracțiune sau pe baza durității Brinell, astfel că simbolurile utilizate sunt EN-GJL-xxx, xxx reprezentând rezistența minimă la tracțiune în N/mm^2 , sau EN-GJL-HBxxx, xxx fiind duritatea Brinell; de exemplu, EN-GJL-300 este o fontă cenușie cu $R_m \geq 300 \text{ N/mm}^2$, iar EN-GJL-HB235 este o fontă cenușie cu duritatea $HB \geq 235 \text{ HBS}$.

Fontele maleabile se caracterizează prin existența grafitului sub formă de aglomerări sau cuiburi de grafit; produsele din astfel de materiale se obțin aplicând tratamentele termice de recoacere de maleabilizare a semifabricatelor turnate din fonte albe hipoeutectice (cu $\%C_m = 2,2...3,2 \%$, $\%Si_m = 0,8...1,5 \%$, $\%Mn_m = 0,3...0,8 \%$); aceste materiale au rezistența la tracțiune $R_m = 350...800 \text{ N/mm}^2$ și alungirea la rupere $A = 1...12 \%$ și se utilizează în special pentru fabricarea pieselor de legătură pentru instalații (denumite fittinguri), deoarece acestea sunt piese cu pereți subțiri și se pot turna bine din fonte albe, iar dimensiunile lor sunt relativ mici și tratamentul de maleabilizare (a cărui durată depinde de masa pieselor supuse tratării) se poate aplica în condiții economice.

Calitatea fontelor maleabile este reglementată de standardul SR EN 1562 care prevede două tipuri:

- *fontele maleabile cu miez alb*, simbolizate EN-GJMW-xxx-x, numărul xxx reprezentând rezistența la tracțiune R_m , în N/mm^2 , iar numărul x alungirea la rupere $A_{3,4}$ în % (încercarea la tracțiune se realizează utilizând o epruvetă cu $L_0 = 3,4\sqrt{S_0}$, ceea ce pentru o epruvetă circulară corespunde unei lungimi inițiale a porțiunii calibrate $L_0 = 3d_0$); de exemplu, EN-GJMW-400-5 este o fontă maleabilă cu $R_m \geq 400 \text{ N/mm}^2$ și $A_{3,4} \geq 5 \%$;

- *fontele maleabile cu miez negru*, simbolizate EN-GJMB-xxx-x, numerele având aceleași semnificații ca mai înainte; de exemplu, EN-GJMB-650-2 este o fontă maleabilă cu $R_m \geq 650 \text{ N/mm}^2$ și $A_{3,4} \geq 2 \%$.

De menționat că în cazul fontelor maleabile, încercarea la tracțiune se execută utilizând epruvete turnate separat și neprelucrate mecanic, TT aplicat acestor epruvete trebuind să fie același cu al pieselor pe care le reprezintă.

Fontele cu grafit nodular numite și fonte ductile se obțin din fonte cenușii prin procedeele de modificare prezentate în cap. 4. Sferoidizarea grafitului la modificare poate fi împiedicată de prezența unor impurități cum ar fi: As, Sn, Al, Ti, Pb, Bi, ceea ce impune limitarea concentrațiilor acestor componente la niveluri foarte scăzute.

Comportarea la turnare a fontelor cu grafit nodular prezintă câteva particularități generate de compoziția lor chimică apropiată de cea eutectică: fluiditate ridicată, valori mari ale tensiunii superficiale și valori ridicate ale dilatării inițiale (care impun utilizarea formelor de turnare cu maselote).

Caracteristicile mecanice ale acestor fonte depind în mare măsură de structura masei metalice de bază: fontele nodulare feritice au rezistență mecanică scăzută și plasticitate bună, alungirea la rupere fiind comparabilă cu a oțelurilor hipoeutectoide; fontele nodulare perlitice, au rezistență mecanică ridicată $R_m = 500...800 \text{ N/mm}^2$, dar plasticitatea lor este redusă; la aceeași structură a

masei metalice de bază, raportul $\frac{R_{p02}}{R_m}$ este mai mare în cazul fontelor nodulare decât în cazul

oțelurilor. Forma rotunjită a grafitului diminuează efectul de concentrare a tensiunilor, astfel că se pot atinge valori ale rezistenței la oboseală $\sigma_O = 200...280 \text{ N/mm}^2$. Datorită acestor caracteristici, fontele nodulare se utilizează cu precădere în construcția de motoare, tinzând să înlocuiască oțelurile la realizarea arborilor cotiți și în industria metalurgică, la fabricarea pieselor de dimensiuni mari, puternic solicate în exploatare, cum sunt cilindrii de laminor.

Pentru obținerea unor caracteristici mecanice mai bune, fontele nodulare se supun TT de călire izotermă bainitică, în urma căruia se pot obține rezistențe la tracțiune $R_m = 800...1400 \text{ N/mm}^2$.

Caracteristicile fontelor cu grafit nodular netratate termic sunt stabilite prin SR EN 1563, iar caracteristicile celor tratate termic – prin SR EN 1564. Simbolul acestor fonte are structura EN-GJS-xxx-x, numerele având aceeași semnificație ca în cazul fontelor maleabile, cu precizarea că încercarea la tracțiune se efectuează pe epruvete prelucrate la care $L_0 = 5,65\sqrt{S_0}$, ceea ce pentru o epruvetă circulară corespunde la $L_0 = 5d_0$, adică epruvetă normală); de exemplu, EN-GJS-400-15 este o fontă nodulară cu $R_m \geq 400 \text{ N/mm}^2$ și $A \geq 15 \%$.

Compoziția chimică a fontelor cu destinație generală este lăsată la alegerea producătorului, cu condiția obținerii caracteristicilor mecanice impuse.

4.6.2. Fontele cu destinație precizată. În această categorie sunt incluse fonte nealiat sau aliate, elaborate astfel încât au anumite caracteristici specifice aplicațiilor cărora le sunt destinate. Din acest punct de vedere, principalele categorii sunt: **fontele refractare**, **fontele rezistente la temperaturi scăzute**, **fontele rezistente la coroziune** și **fontele rezistente la uzare**.