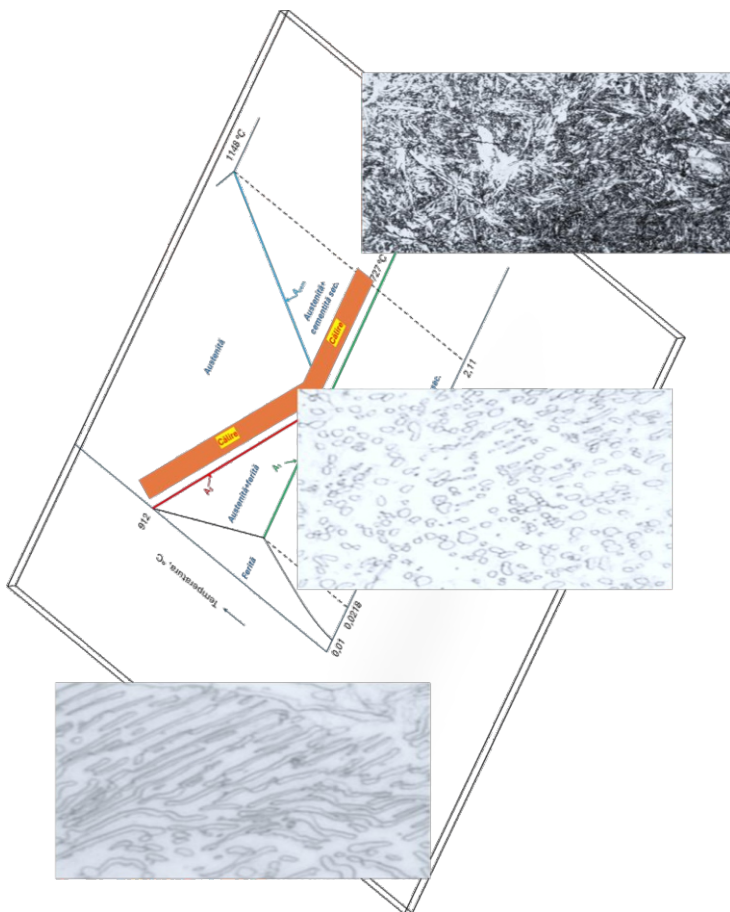


Călin Virgiliu PRICĂ

Tratamente termice

Noțiuni de bază



U.T.PRESS
Cluj-Napoca, 2026
ISBN 978-606-737-833-7

Călin Virgiliu PRICĂ

TRATAMENTE TERMICE

Noțiuni de bază



U.T. PRESS

Cluj-Napoca, 2026

ISBN 978-606-737-833-7



Editura U.T.PRESS
Str. Observatorului nr. 34
400775 Cluj-Napoca
Tel.: 0264-401.999
e-mail: utpress@biblio.utcluj.ro
www.utcluj.ro/editura

Recenzia: Conf.dr.ing. Neamțu Bogdan Viorel
Conf.dr.fiz. Marinca Traian Florin

Pregătire format electronic on-line: Gabriela Groza

Copyright © 2026 Editura U.T.PRESS
Reproducerea integrală sau parțială a textului sau ilustrațiilor din această
carte este posibilă numai cu acordul prealabil scris al editurii U.T.PRESS.

ISBN 978-606-737-8337

Prefață

Tratamentele termice ocupă un loc deosebit de important în domeniul științei și ingineriei materialelor, fiind procese esențiale pentru îmbunătățirea și optimizarea proprietăților mecanice, fizice și chimice ale metalelor și aliajelor. Prin controlul atent al temperaturii, duratei de menținere și vitezei de răcire, se produce modificări ale microstructurii materialelor astfel încât acestea să răspundă cerințelor specifice de rezistență, duritate, tenacitate sau prelucrabilitate.

Acest curs urmărește să ofere o înțelegere clară și coerentă a principiilor fundamentale care stau la baza tratamentelor termice, precum și a aplicațiilor lor practice. Sunt prezentate transformările structurale în stare solidă, construirea și interpretarea diagramelor TTT și TRC, alături de procesele tehnologice specifice tratamentelor termice cum ar fi recoacerea, călirea și revenirea. De asemenea, sunt abordate tratamentele termochimice și durificarea prin precipitare.

Lucrarea se adresează în primul rând studenților din domeniul tehnic, dar și practicienilor care doresc să își consolideze cunoștințele sau să își actualizeze competențele profesionale. Conținutul este organizat progresiv, facilitând trecerea de la conceptele teoretice fundamentale la aplicații industriale și exemple concrete.

În contextul actual, marcat de cerințe tot mai stricte privind performanța materialelor și eficiența proceselor tehnologice, stăpânirea tratamentelor termice devine o competență indispensabilă. Prin studiul acestui curs, cititorul va dobândi instrumentele necesare pentru a înțelege și a aplica în mod corect și eficient aceste procese în practica inginerească.

Scopul acestei lucrări este de a deveni un sprijin real în procesul de formare și perfecționare a studenților și nu numai, contribuind la dezvoltarea de competențe în domeniul tratamentelor termice.

Autorul

Cuprins

Introducere	5
1. Difuzia	7
1.1. Noțiuni generale	7
1.2. Mecanismele de difuzie	8
1.2.1. Difuzia prin vacanțe	8
1.2.2. Difuzia prin interstiții	9
2. Tratamentele termice	13
2.1. Generalități	13
2.2. Punctele critice ale oțelurilor	15
2.3. Transformarea perlită - austenită	17
2.3.1. Defecte la încălzirea oțelurilor	20
2.3.2. Mărimea grăuntelui de austenită	22
2.4. Transformarea austenitei la răcire	24
2.4.1. Transformările la răcire izotermă	24
2.4.2. Transformarea austenitei în perlită	28
2.4.3. Transformarea austenitei în bainită	32
2.4.4. Transformarea austenitei în martensită	34
2.5. Transformările la răcire continuă	41
2.5.1. Diagrame TRC	41
2.6. Efectul elementelor de aliere asupra diagramelor TTT și TRC ...	44
2.7. Medii de răcire	46
3. Recoacerea	48
3.1. Recoacerea de normalizare	48
3.2. Recoacerea de echilibru	49
3.3. Recoacerea de recristalizare	50
3.4. Recoacerea de detensionare	52
3.5. Recoacerea de omogenizare	52
3.6. Recoacerea de globulizare a perlitei	52
4. Călirea	54
4.1. Călirea clasică	54
4.2. Călirea cu flacără	56
4.3. Călirea CIF	56
4.4. Călirea cu laser	57
4.5. Călirea criogenică	59
4.6. Determinarea călibilității oțelurilor	60
4.6.1. Determinarea călibilității prin metoda Jominy	60
5. Tratatamentul termic de revenire	62
5.1. Revenirea joasă	62
5.2. Revenirea medie	63
5.3. Revenirea înaltă	63
5.4. Fragilizarea la revenire	65
6. Tratamente termochimice	68

6.1. Carburarea	68
6.1.1. Carburarea în mediu solid	69
6.1.2. Carburarea în mediu lichid	69
6.1.3. Carburarea în mediu gazos	70
6.1.4. Carburarea în vid	71
6.1.5. Tratamente termice aplicate după carburare	72
6.2. Nitruarea	73
6.2.1. Nitruarea în mediu gazos	73
6.2.2. Nitruarea ionică	75
6.3. Carbonitrurarea	76
7. Durificarea prin precipitare	77
7.1. Călire de punere în soluție	77
7.2. Îmbătrânirea	80
Bibliografie	83

Introducere

Tratamentele termice sunt procese tehnologice care constau în încălziri, mențineri și răciri cu viteze controlate a pieselor metalice cu scopul modificării anumitor proprietăți mecanice, fizice sau chimice, fără a modifica forma produsului. În urma tratamentelor termice se produc modificări structurale și ca urmare modificări ale proprietăților pieselor (semifabricatelor) metalice. Dintre materialele metalice, oțelurile, fontele de turnătorie și aliajele cu baza aluminiu sunt printre cele mai susceptibile la tratamente termice. Din acest motiv, tratamentele termice sunt foarte mult utilizate ca mijloc de îmbunătățire a unor proprietăți, în special mecanice (duritate, rezistență mecanică, plasticitate, tenacitate etc.).

Tratamentele termice sunt cunoscute din cele mai vechi timpuri, călirea fiind menționată în Eliada de către Homer cu 800 de ani î.e.n. Iată textul în care se face referire nu doar la călire, ci și la efectele pe care le produce asupra proprietăților mecanice ale pieselor din oțel: *“Așa precum atunci când un fierar, meșter al focului, cufundă în apa rece o secure uriașă ori o bardă, iar fierul sfârâie tare când se răcește, căci astfel oțelul se face tare, tot astfel sfârâia ochiul ciclopului înfipt în țărșul de măslin”*.

Din relatările lui Herodot și Strabon, primii care au început să prelucereze fierul au fost hitiții, pe teritoriul Anatoliei (Turcia) în perioada 1400 – 1200 î.e.n. În primul mileniu, în Europa au fost realizate foarte puține progrese tehnologice în ceea ce privește prelucrarea și tratamentele termice aplicate oțelurilor. În unele saga islandeze (expunere în proză a faptelor unui personaj) se povestește despre căutări prin numeroase regate pentru a găsi apa potrivită cu care să fie călită sabia *Ekkisax* și despre arme călite în sânge. Progresele în domeniul metalurgiei au fost mult mai vizibile în lumea arabă, India, China și Japonia. De-a lungul timpului au fost menționări referitoare la faptul că perșii căleau oțelul în ulei de cânepă preîncălzit, uneori în mediul de călire fiind adăugate grăsimi și măduvă osoasă.

În secolele al V-lea – al VI-lea e.n., atât în Europa cât și în Asia (Japonia) tășul săbiilor a fost realizat din oțel cu conținut ridicat de carbon, pentru a rămâne ascuțit, iar interiorul lamei era alcătuit din oțel cu un conținut mai scăzut de carbon, pentru a asigura tenacitatea. Totuși, tehnica de călire diferea esențial: europenii scufundau întreaga sabie în apă, astfel încât întreaga suprafață a acesteia era călită rapid. În metoda japoneză, călirea este controlată, fiind realizată cu viteze specifice în diferite zone ale lamei.

De-a lungul timpului, tehnologiile de tratament termic au evoluat rapid și s-au diversificat foarte mult, în zilele noastre fiind esențiale în obținerea de noi materiale. Acest lucru este reflectat în piața globală a tratamentelor termice în care sunt implicate sute de miliarde de dolari.

În figura 1 este prezentată schematic piața actuală precum și tendințele pieței tratamentelor termice până în anul 2032.

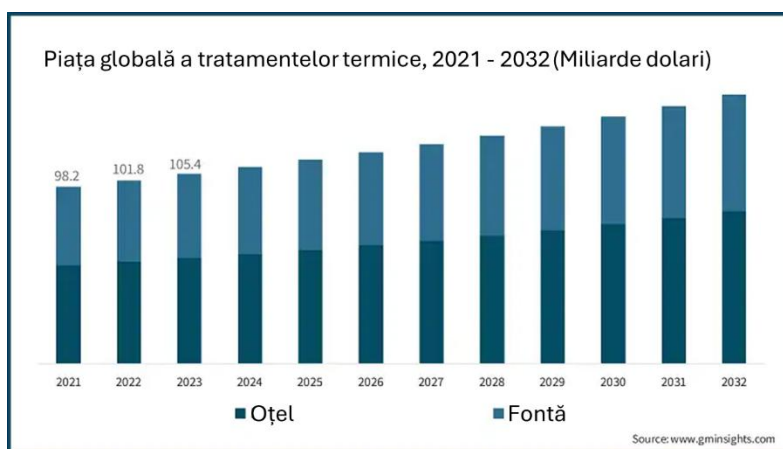


Figura 1. Evoluția industriei tratamentelor termice până în anul 2032.

Din grafic reiese faptul că la momentul actual (2026), sumele implicate industriei tratamentelor termice sunt de peste 110 miliarde dolari (aproximativ 20 % din PIB-ul României) și trendul este unul crescător.

1. Difuzia

1.1. Noțiuni generale

La baza tratamentelor termice și termochimice stau procesele de difuzie. Difuzia reprezintă fenomenul de deplasare aleatorie a unui ansamblu (grup) de atomi datorită gradientului de concentrație (din zonele cu concentrație mai mare spre zone cu concentrație mai mică). Astfel, difuzia este un proces de deplasare masică realizat prin deplasarea atomilor. În figura 2 este prezentat schematic procesul de difuzie.

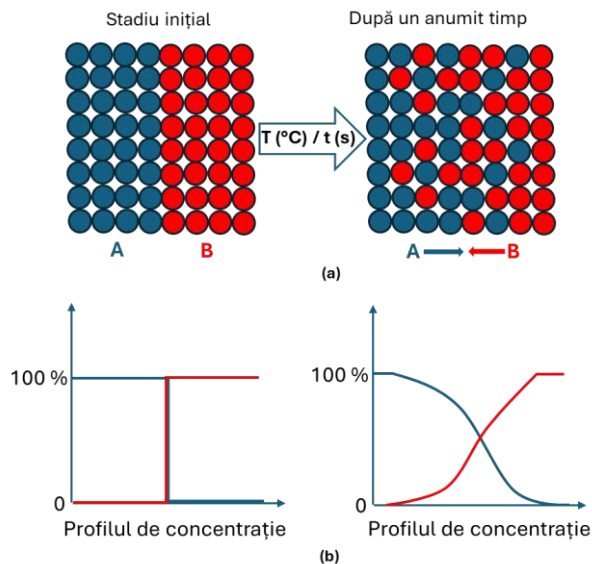


Figura 2. Reprezentarea schematică a procesului de difuzie la nivel atomic (a) și profilul concentrațiilor în zona de difuzie (b).

Practic, atomii de A vor difuza în rețeaua lui B și invers, atâta timp cât se va menține gradientul (diferența) de concentrație (figura 2.a). Astfel, la interfață, în zona de difuzie se vor modifica și concentrațiile celor două tipuri de atomi (figura 2.b). Pentru ca fenomenul de difuzie să se producă este nevoie de timp. Totodată, difuzia se va intensifica cu creșterea temperaturii.

1.2. Mecanismele de difuzie

În cristalul ideal, difuzia este practic imposibilă deoarece energia necesară deplasării atomilor este extrem de mare. Defectele de rețea sunt cele care facilitează difuzia. În cristalele reale, mecanismele de difuzie se bazează pe existența defectelor (vacanțe, atomi interstițiali).

1.2.1. Difuzia prin vacanțe

Acest mecanism de difuzie are la bază deplasarea unui atom din poziția sa în locul unei vacanțe, iar în locul atomului se va deplasa vacanța. În figura 3.a este prezentat schematic mecanismul de difuzie prin vacanțe. Zona din centru, unde se produce difuzia și unde coexistă atomi atât de A cât și de B reprezintă zona în care s-a format o soluție solidă. Fluxul de deplasare al atomilor este invers fluxului de deplasare al vacanțelor. Viteza de difuzie depinde de numărul de vacanțe din rețeaua cristalină (crește cu creșterea numărului de vacanțe) și de energia de activare (scade cu creșterea energiei de activare).

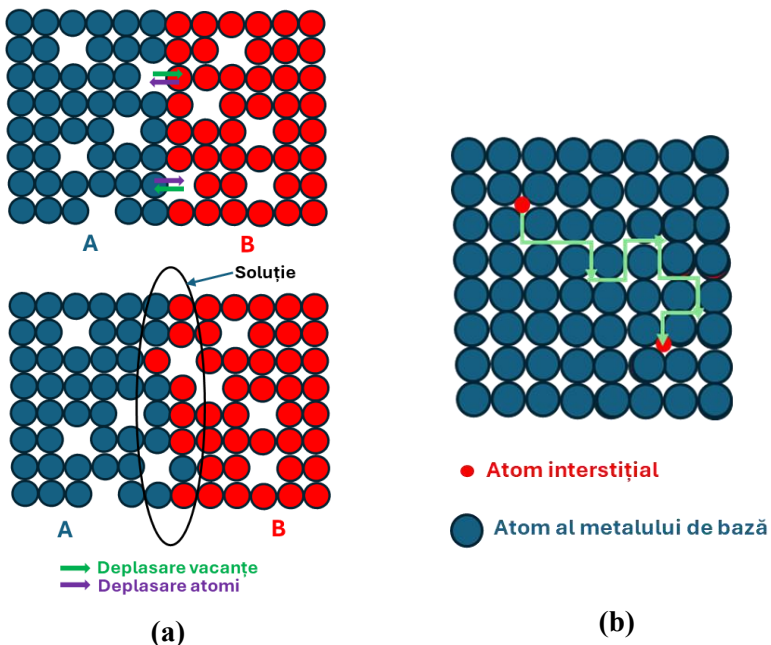


Figura 3. Mecanismul difuziei prin vacanțe – (a) și prin interstiții – (b).

1.2.2. Difuzia prin interstiții

Acest mecanism de difuzie constă în deplasarea atomilor interstițiali (volum mic, aproximativ egal cu volumul interstițiilor) prin intermediul interstițiilor. Practic, atomii vor efectua salturi dintr-un interstițiu în altul. Schematic, mecanismul de difuzie prin interstiții este prezentat în figura 3.b. Difuzia este un proces dependent de timp - adică, la nivel macroscopic, cantitatea dintr-un element (A) care este transportată în rețeaua altuia (B) este o funcție de timp. În cazul procesului de difuzie este foarte important să se cunoască viteza de difuzie ce reprezintă de fapt viteza de transfer de masă (atomi). Aceasta se exprimă cu ajutorul fluxului de difuzie (J).

Fluxul de difuzie este dat de masa (numărul de atomi) care se deplasează prin unitatea de suprafață transversală a materialului în unitatea de timp (figura 4). Se exprimă prin relația (1.1)

$$J = \frac{M}{A \times t} \quad (1.1)$$

sau

$$J = \frac{1}{A} \times \frac{dM}{dt} \quad (1.2)$$

unde: A – aria suprafeței de difuzie, M – cantitatea de atomi, t – timpul.

Fluxul de difuzie se exprimă în $\text{kg/m}^2 \cdot \text{s}$ sau $\text{atomi/m}^2 \cdot \text{s}$.

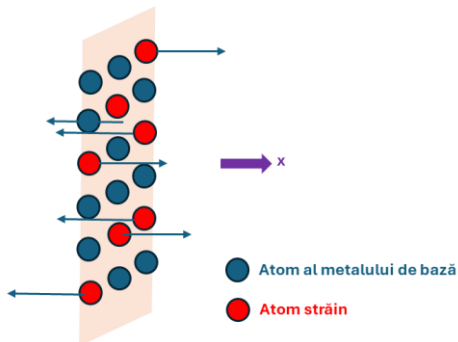


Figura 4. Reprezentarea schematică fluxului de difuzie.

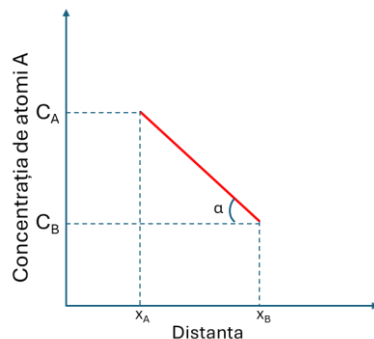


Figura 5. Variația concentrației de atomi A cu distanța.

Dacă fluxul de difuzie este constant în timp, starea de difuzie este una staționară (de echilibru). Variația concentrației atomilor A cu distanța, pe direcția x este reprezentată grafic în figura 5. Panta dreptei (tangenta unghiului α) reprezintă gradientul de concentrație, definit prin raportul dC/dx . Variația concentrației cu distanța din figura 5 este una liniară, rezultând:

$$\text{Gradientul de concentrație} = \frac{\Delta C}{\Delta x} = \frac{C_A - C_B}{x_B - x_A} \quad (1.3)$$

În acest caz, fluxul de difuzie J devine:

$$J = -D \frac{dC}{dx} \quad (1.4)$$

unde D este coeficientul de difuzie (m^2/s). Semnul negativ indică faptul că direcția difuziei este de la o concentrație mare la una mică. Relația (1.4) reprezintă *prima lege a lui Fick*.

Factorii care influențează difuzia sunt:

1. temperatura – este un factor care influențează atât coeficientul de difuzie cât și viteza de difuzie. Cu creșterea temperaturii cresc semnificativ atât coeficientul de difuzie cât și viteza de difuzie.
2. specia atomilor implicați în procesul de difuzie – influențează coeficientul de difuzie prin tipul mecanismului de difuzie (prin vacanțe sau prin interstiții).

Dependența coeficientului de difuzie de temperatură este dată de relația:

$$D = D_0 \cdot e^{\left(-\frac{Q_d}{RT}\right)} \quad (1.5)$$

unde: D_0 – coeficientul de difuzie standard (considerat la temperatură infinită), Q_d – energia de activare a difuziei, R – constanta gazelor, T – temperatura în grade Kelvin.

Prin logaritizarea relației (1.5) rezultă:

$$\log D = \log D_0 - \frac{Q_d}{2,3R} \left(\frac{1}{T}\right) \quad (1.6)$$

unde: D_0 , Q_d și R sunt constante. În aceste condiții relația (1.6) reprezintă ecuația unei drepte: $y = ax + b$, unde $y = \log D$ și $x = 1/T$. Panta dreptei este dată de coeficientul $a = -Q_d/2,3R$, iar intersecția cu axa y de valoarea lui $b = \log D_0$.

În tabelul 1 sunt prezentați coeficienții de difuzie, respectiv energia de activare pentru diferite sisteme de difuzie.

Tabelul 1. Coeficienții de difuzie și energia de activare pentru diferite sisteme de difuzie.

Solvat	Solvent	D_0 , cm^2s	E_a , kJ/mol
Carbon	Fe_γ (cfc)	0,2100	142
Carbon	Fe_α (cvc)	0,0079	76
Fier	Fe_γ (cfc)	0,5800	285
Fier	Fe_α (cvc)	5,8000	251
Nichel	Fe_γ (cfc)	0,5000	276
Mangan	Fe_α (cvc)	0,3500	283
Zinc	Cupru	0,0330	159
Cupru	Aluminiu	2,0000	142
Cupru	Cupru	11,000	240
Argint	Argint	0,7200	188

Astfel, din valorile prezentate în tabel, rezultă că C (carbonul) va difuza mai ușor în rețeaua Fe_γ (CFC) decât în a Fe_α (CVC), deoarece valoarea energiei de activare a difuziei a C în Fe_γ este jumătate față de cea necesară activării difuziei în Fe_α .

Mecanismul de difuzie în acest caz este unul interstițial și este cunoscut faptul că interstițiile rețelei CFC sunt mai mari decât a celor din rețeaua CVC.

În figura 6 este reprezentată variația coeficientului de difuzie în funcție de inversul temperaturii pentru diferite sisteme de difuzie. Practic, în cazul tuturor sistemelor de difuzie prezentate în figura 6 se observă că odată cu creșterea temperaturii, crește și valoarea coeficientului de difuzie.

În cazul difuziei C în Fe_α , coeficientul de difuzie crește cu 4 ordine de mărime, de la 10^{-14} la 10^{-10} (m^2/s) dacă temperatura crește de la 350°C la 800°C .

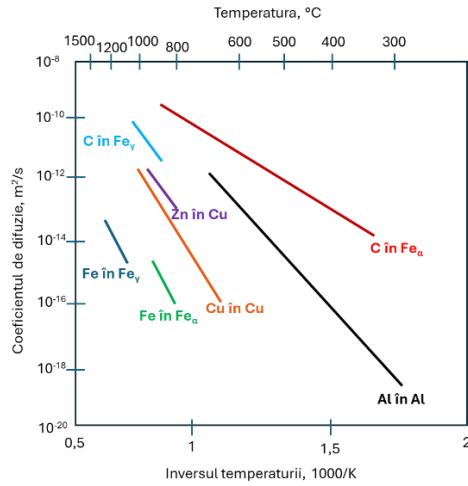


Figura 6. Variația coeficientului de difuzie în funcție de inversul temperaturii pentru diferite sisteme de difuzie.

Aceasta creștere poate fi atribuită dilatării rețelei cristaline a Fe_{α} și în consecință a creșterii volumului interstițiilor din rețea.

2. Tratamentele termice

2.1. Generalități

În general, tratamentele termice implică următoarele trei etape:

- încălzirea piesei metalice la temperatura la care structura aliajului este monofazică și omogenă;
- menținerea la această temperatură un anumit timp, specific fiecărui aliaj;
- răcirea cu viteză controlată până la temperatura camerei sau în domeniul de temperaturi negative.

Aceste etape sunt prezentate cu ajutorul unei ciclograme caracteristice de tratament termic reprezentată în coordonate temperatură – timp (figura 7). Viteza de încălzire, la fel ca și viteza de răcire sunt parametri foarte importanți care trebuie luați în considerare în cazul realizării unui anumit tratament termic.

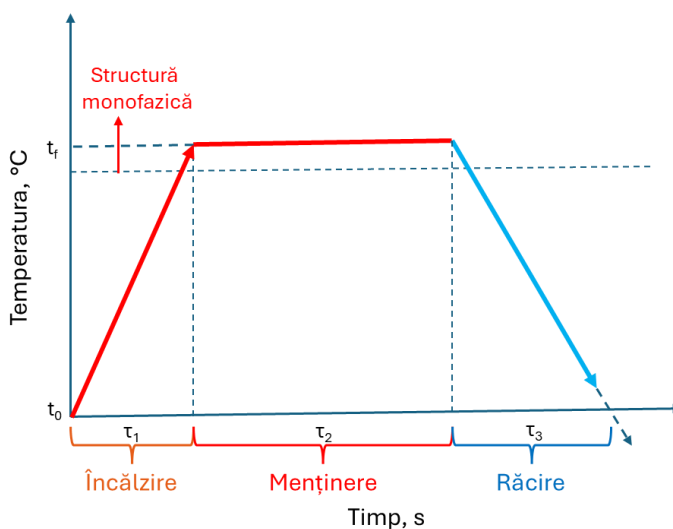


Figura 7. Ciclograma generală a unui tratament termic.

Astfel, viteza de încălzire (v_i) se exprimă prin relația:

$$v_i = \frac{t_f - t_0}{\tau_1}, \text{ } ^\circ\text{C/s} \quad (2.1)$$

unde: ΔT - reprezintă diferența dintre temperatura ambiantă și temperatura la care se face încălzirea pentru tratamentul termic, Δt – timpul necesar încălzirii cu ΔT .

Viteza de răcire se determină cu relația:

$$v_r = \frac{t_f - t_0}{\tau_3}, \text{ } ^\circ\text{C/s} \quad (2.2)$$

Durata de menținere (τ_2) la temperatura de încălzire în vederea efectuării unui tratament termic are drept scop obținerea structurii omogene dorite. Factorii care influențează durata de menținere sunt:

- compoziția chimică a aliajului tratat termic,
- istoricul tratamentelor termice,
- microstructura inițială,
- secțiunea maximă a reperului și
- masa reperului metalic.

Dacă urmează a se trata termic repere cu secțiuni transversale diferite, durata de menținere este decisă de secțiunea cea mai mare. Trebuie ținut cont de faptul că între suprafața reperului și interiorul acestuia va exista un decalaj în ceea ce privește temperatura ($T_{\text{ext}} > T_{\text{int}}$). Din acest motiv, centrul (miezul) reperului va atinge temperatura suprafeței după un anumit timp de menținere.

În plus, va fi necesară o durată de menținere pentru omogenizarea structurii. În practică, uzual sunt suficiente 15 minute pentru a se omogeniza temperatura în întreaga secțiune a reperului. Pentru a se obține omogenitatea structurală, de obicei se alocă 1 oră pentru fiecare 25 mm din grosimea reperului. Pe lângă aceste reguli trebuie să se țină seama și de profilul temperaturii cuptorului în care se realizează tratamentul termic.

Ca și regulă generală, durata de menținere a reperului ce urmează a fi tratat termic la temperatura de tratament trebuie să fie cât mai mică, pentru a preveni creșterea excesivă a grăunților, decarburarea stratului superficial, oxidarea superficială sau arderea (oxidarea limitelor de grăunți).

2.2. Punctele critice ale oțelurilor

Punctele critice sunt foarte importante în practica tratamentelor termice deoarece acestea reprezintă temperaturile de transformare la încălzire, respectiv răcire a perlitei în austenită și invers. În figura 8 sunt indicate punctele critice ale oțelurilor în diagrama de echilibru metastabil Fe-Fe₃C (cementită).

- Punctul critic A₁ (linia PK din diagrama de echilibru Fe-Fe₃C) reprezintă *temperatura critică inferioară* până la care austenita (soluție solidă a Fe_γ cu C) este prezentă în structura oțelurilor.
- Punctul critic A₃ (linia GS) reprezintă temperatura la care, la încălzire, ferita (soluție solidă a Fe_α cu C) se transformă în austenită.
- Punctul critic A_{cem} (linia SE) reprezintă temperatura la care, la încălzire, cementita secundară (compusul chimic Fe₃C) se dizolvă în austenită.
- Punctul critic A₂ – temperatura Curie (770 °C) la care, la încălzire, ferita devine paramagnetică. Austenita nu prezintă transformări magnetice, fiind paramagnetică (nu se magnetizează în camp magnetic).
- Linia GSE (A₃+A_{cem}) reprezintă *temperatura critică superioară*, deasupra căreia structura oțelurilor este integral austenitică.

Datorită histerezisului termic, temperaturile la care au loc transformările la răcire și respectiv la încălzire nu sunt identice. Din acest motiv, când se face referire la temperatura de transformare eutectoidă a oțelurilor la încălzire, punctul critic corespunzător se notează cu A_{c1} (de la chauffage în franceză) și reprezintă temperatura de transformare a perlitei în austenită, iar la răcire cu A_{r1} (de la refroidissement în franceză) reprezentând temperatura la care se produce transformarea austenitei în perlită.

Cu cât viteza de răcire este mai mare, cu atât diferențele între punctul critic A_{c1} și A_{r1} sunt mai mari (diferă gradul de subrăcire). Similar și în cazul punctului critic A₃, datorită histerezisului termic, la încălzire, punctul critic A_{c3} reprezintă temperatura la care se finalizează

transformarea feritei în austenită, iar la răcire, punctul critic A_{r3} este temperatura la care începe transformarea austenitei în ferită.

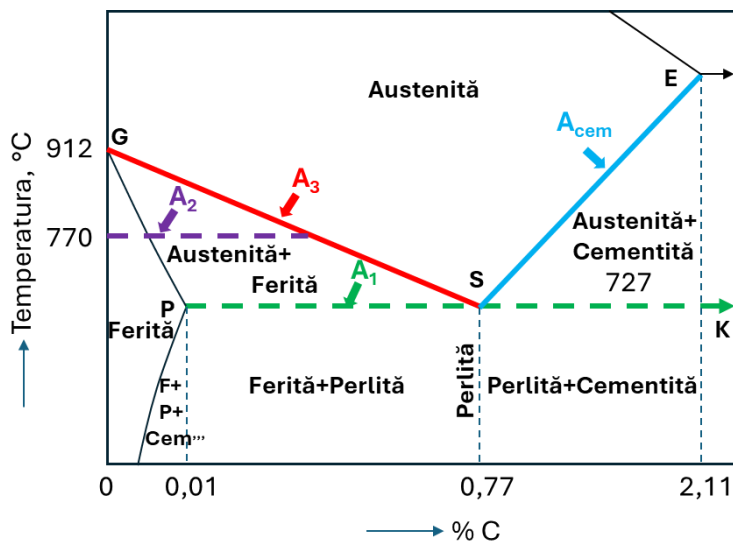


Figura 8. Punctele critice ale oțelurilor carbon.

La fel, temperatura notată cu A_{ccem} reprezintă temperatura la care are loc dizolvarea completă a cementitei în austenită la încălzire, iar A_{rcem} reprezintă temperatura la care începe separarea cementitei din austenită la răcire.

Temperaturile critice pot fi modificate și de introducerea elementelor de aliere. Astfel, elementele de aliere alifagene (stabilizează ferita în oțelurile aliate) cresc temperaturile (punctele) critice A_1 și A_3 , iar cele gamagene (stabilizează austenita în oțelurile aliate) scad valorile punctelor critice A_1 și A_3 .

Diagrama de echilibru metastabil Fe-Fe₃C are o utilizare limitată în cazul tratamentelor termice exceptând recoacerile în urma cărora structurile rezultate sunt structuri de echilibru. În cazul călirilor, datorită vitezelor mari de răcire, structurile rezultate sunt structuri în afară de echilibru (metastabile) care nu se regasesc în diagrama Fe-Fe₃C.

2.3. Transformarea perlită – austenită la încălzire

În cazul majorității tratamentelor termice (normalizare, recoacere de echilibru, călire), încălzirea în vederea realizării tratamentului termic are loc în domeniul austenitic. Scopul este de a obține o structură austenitică omogenă în toată masa piesei supuse tratamentului termic. Ca urmare, structurile bifazice de tip perlitic (ferită+cementită) care au conținutul de C neuniform distribuit la nivel atomic (0,01 % în ferită și 6.67 % în cementită) trebuie să fie încălzite în domeniul austenitic (peste punctele critice), astfel rezultând o structură monofazică, în care C este distribuit omogen în structură (figura 9).

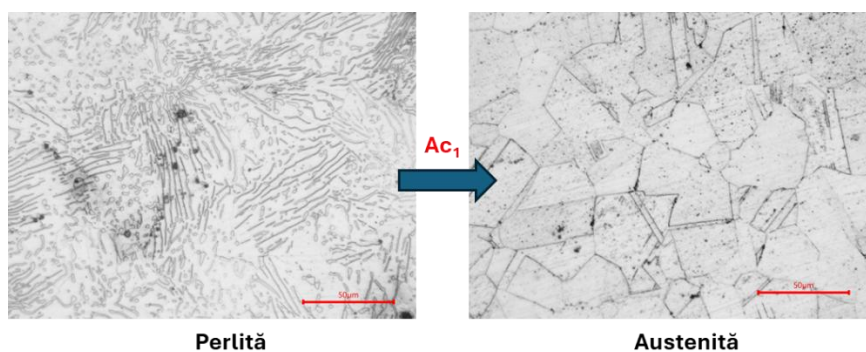


Figura 9. Modificarea microstructurii la încălzirea în domeniul austenitic pentru un oțel eutectoid.

Aceste transformări au la bază fenomene de difuzie. Transformarea perliticului în austenită la încălzire implică două etape:

1. transformarea feritei (rețea CVC) în austenită (rețea CFC) – transformare polimorfă și apoi,
2. dizolvarea cementitei în austenită.

Astfel, când în procesul de încălzire a perliticului se atinge temperatura corespunzătoare punctului critic A_1 , la interfața lamelarelor de cementită are loc germinarea primilor grăunți de austenită, forța motrice fiind în acest caz energia liberă mare de la aceste interfețe.

Grăunții de austenită cresc apoi prin difuzie. Schematic, procesul de transformare a perlitei lamelare în austenită este prezentat în figura 10.

Durata în care are loc transformarea perlitei în austenită, în funcție de temperatura de încălzire peste punctul critic A_1 este prezentată în graficul din figura 11.

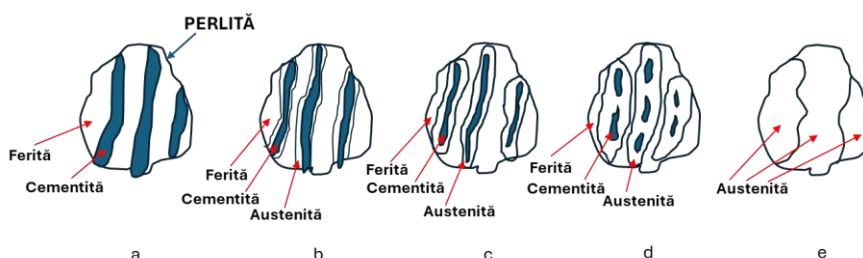


Figura 10. Reprezentarea schematică a procesului de transformare a perlitei lamelare în austenită.

Cu cât temperatura este mai mare, cu atât mai rapid se produce transformarea (difuzia are loc cu viteză mare). În figură sunt indicate și două viteze de încălzire, v_1 și v_2 ($v_1 < v_2$). Cu creșterea vitezei de încălzire, temperatura la care are loc transformarea perlită-austenită crește și ea. Punctele a_1 și b_1 , respectiv a_2 și b_2 reprezintă punctele de început și respectiv sfârșit de transformare perlită – austenită și corespund vitezelor de încălzire v_1 și v_2 . Astfel, se observă că intervalul de transformare perlită-austenită corespunzător vitezei de încălzire v_1 este a_1b_1 , iar cel corespunzător vitezei v_2 este a_2b_2 . În concluzie, transformarea se produce într-un timp mai îndelungat la viteze mici de încălzire și invers.

Totodată, din graficul din figura 11 se poate observa că și după finalizarea formării austenitei, aceasta nu devine imediat omogenă. Acest lucru se datorează faptului că zonele în care a avut loc dizolvarea cementitei vor avea o concentrație de carbon mai mare decât restul zonelor. Formarea unei austenite omogene (prin fenomene de difuzie) necesită menținerea pentru o perioadă suplimentară la temperaturi peste A_1 .

În oțelurile hipoeutectoide, procesul de austenitizare are loc mai rapid pe măsură ce conținutul de carbon al oțelului crește, datorită cantității tot mai mari de perlită prezentă în structură.

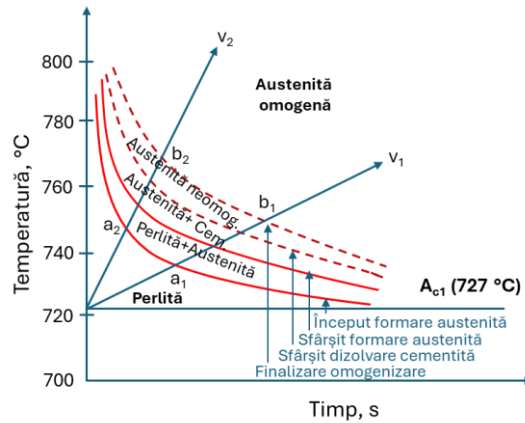


Figura 11. Durata transformării perlită în austenită în funcție de temperatura de încălzire peste punctul critic.

Acest lucru conduce la o interfață din ce în ce mai mare între ferită și Fe_3C . De aceea, temperatura corespunzătoare punctului critic A_{c3} a acestor oțeluri scade continuu odată cu creșterea conținutului de carbon.

În oțelurile hipereutectoide, dizolvarea cementitei libere în austenită necesită temperaturi mult mai ridicate, deoarece este necesară o difuzie mult mai mare a carbonului pentru formarea unei austenite omogene. Cu creșterea conținutului de C, cantitate de cementită liberă din structura oțelurilor hipereutectoide crește, fapt ce necesită temperaturi mai ridicate pentru ca austenita să devină omogenă. De aceea, panta liniei A_{cem} este mare.

În cazul oțelurilor aliate, elementele de aliere carburigene se regăsesc în microstructura acestor oțeluri sub formă de cementită aliată de tipul $(Fe,Mn)_3C$ sau sub formă de carburi ale elementelor de aliere. Carburile elementelor de aliere se dizolvă în austenită mult mai lent decât cementita aliată.

2.3.1. Defecte la încălzirea oțelurilor

Cum s-a menționat anterior, stabilirea temperaturii și respectiv a duratei de menținere în domeniul austenitic (peste A_3 sau A_{cem}) este foarte importantă în practică. Temperaturile ridicate asigură omogenizarea mai rapidă a austenitei cu efecte benefice asupra costurilor tratamentelor termice (mai puțină energie consumată și timp mai scurt). Însă, vor apărea efecte negative asupra structurii materialului (microstructuri grosolane). Din acest motiv, în practică se recomandă ca încălzirea în domeniul austenitic să se încadreze într-un interval de temperaturi cuprins între 30 și 50 °C peste punctele critice.

Alte defecte care pot să apară la încălzire sunt:

- oxidarea superficială – oxidarea începe să devină semnificativă la temperaturi mai mari de 500 °C (figura 12.a);
- decarburarea stratului superficial – foarte vizibilă în cazul pieselor încălzite la temperaturi mai mari de 800 °C în domeniul austenitic, mai ales în cuptoarele a căror atmosferă conține oxigen (aer) – figura 12.b. Oxigenul va reacționa cu C din suprafața pieselor din oțel și va forma CO. În urma acestei reacții se va produce sărăcirea stratului superficial în C, astfel la suprafață, microstructura va fi de tip feritic, iar spre miez are loc o trecere lentă spre structuri ferito-perlitice și apoi chiar perlitice (în funcție de conținutul în C a oțelului tratat termic);
- supraîncălzirea – apare atunci când încălzirea pieselor din oțel ce urmează a fi tratate termic se efectuează la temperaturi mari sau la durate de menținere lungi în domeniul austenitic. Efectul supraîncălzirii se manifestă asupra dimensiunii grăunților cristalini care cresc mult (structura grosolană) cu creșterea temperaturii sau a duratei de menținere și care afectează proprietățile de rezistență. Astfel, în cazul unui oțel hipereutectoid, la răcirea austenitei grosolane cu viteză mare, aceasta se transformă într-o structură tipică, numită structură Widmanstätten în care cementita va avea formă aciculară (figura 12.c)

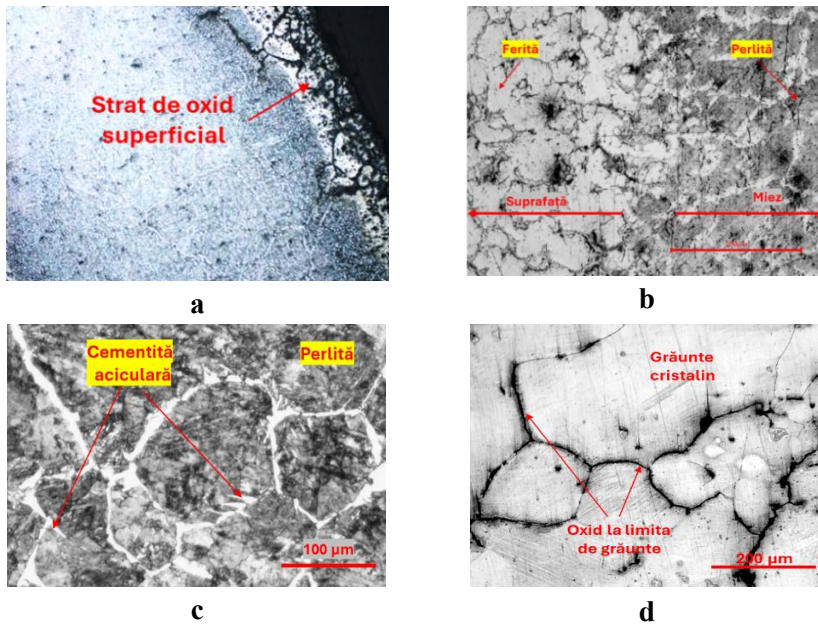


Figura 12. Oxidare superficială – a, decarburare – b, structura de supraîncălzire (Widmanstätten) – c și oțel ars – d.

- arderea - se produce când piesa ce urmează a fi tratată termic se încălzește la temperaturi foarte mari în domeniul austenitic, imediat sub linia solidus. La aceste temperaturi, oxidarea nu se limitează doar la suprafață ci are loc în interiorul piesei, de-a lungul limitelor de grăunți (figura 12.d). Piesele arse sunt considerate rebuturi.

În figura 13 este prezentată evoluția unei structuri austenitice cu creșterea temperaturii. Astfel, dacă încălzirea are loc la temperaturi din imediata apropiere a punctelor critice A_3 și A_{cem} , grăunți sunt mici. Dimensiunea acestora crește foarte mult la temperaturi mari în domeniul austenitic.

Pentru a diminua sau evita apariția acestor defecte, în practică se procedează la protejarea pieselor ce urmează a fi tratate termic sau încălzirea se realizează în cuptoare cu atmosferă controlată sau cu vid.

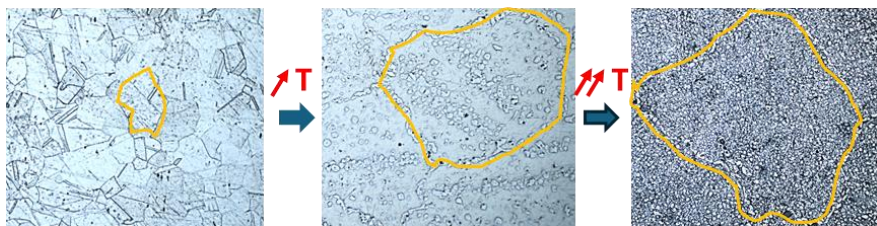


Figura 13. Evoluția dimensiunii grăunților de austenită cu creșterea temperaturii în domeniul austenitic.

2.3.2. Mărimea grăuntelui de austenită

Mărimea grăuntelui de austenită are o importanță practică deosebită, aceasta influențând microstructura finală (fină sau grosolană) a piesei tratate termic cu efecte asupra proprietăților mecanice. Astfel, la temperatura ambiantă, proprietățile mecanice ca duritatea, limita de curgere, rezistența la tracțiune, rezistența la oboseală și reziliența cresc cu scăderea dimensiunii grăunților.

Din punct de vedere termodinamic, este favorizată formarea structurii grosolane (grăunți mari). Aceasta poate fi explicată prin faptul că suprafața specifică a limitelor de grăunți scade cu creșterea dimensiunii acestora, efectul fiind cel de scădere a energiei libere și deci, obținerea unei stări de echilibru mai stabil.

În tratamentele termice sunt acceptați și definiți trei tipuri de grăunți de austenită și anume: grăunte inițial, grăunte real și grăunte ereditar.

Grăuntele inițial este grăuntele cristalin care se obține la finalizarea transformării perlitei în austenită, adică la temperaturi din imediata apropiere a punctului critic A_{c1} . Acesta reprezintă cel mai mic grăunte de austenită pentru toate tipurile de oțeluri carbon.

Grăuntele real de austenită este grăuntele care se obține în condiții practice, ca urmare a încălzirii la o temperatură prestabilită în domeniul austenitic dată de tipul de tratament termic ce urmează a fi efectuat.

Grăuntele ereditar (cel cu importanță practică) reprezintă dimensiunea la care poate ajunge grăuntele de austenită (capacitatea sa de creștere) și care se obține în anumite condiții standardizate de

încălzire. Ereditatea oțelurilor este influențată de modul de elaborare, respectiv de elementele introduse voit în anumite procese (dezoxidare/calmare) cum ar fi Mn, Si sau Al. S-a constatat că prezența Mn va duce la structuri cu grăunte ereditare mari, iar a Si sau a Al la ereditate fină. Astfel, dacă dezoxidarea băii metalice se face cu Al, la răcire, în matricea metalică vor fi distribuite nitruri de Al sub forma unor precipitate foarte fine care vor bloca creșterea grăunților cristalini la temperaturi ridicate. Creșterea grăunților se va produce rapid doar după ce nitrurile de Al se vor dizolva complet în austenită. Mn în schimb, favorizează formarea structurilor grosolane deoarece fiind un element de aliere gamagen, în oțeluri acesta va duce la scăderea punctelor critice A_1 și A_3 , stabilizând austenita. Astfel, numărul de germeni de austenită va fi mai mic, consecința fiind grăunți mai puțini și mai mari în structură. În figura 14 este prezentată variația creșterii grăuntelui de austenită cu temperatura în cazul unui oțel cu grăunte ereditare grosolan și respectiv, fin.

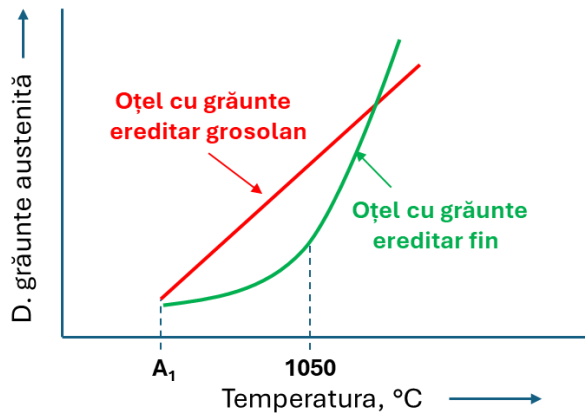


Figura 14. Variația dimensiunii grăuntelui ereditare de austenită cu temperatura.

Influența dimensiunii grăunților asupra proprietăților mecanice ale oțelurilor este exprimată prin relația Hall-Petch (2.3). Structura grosolană va duce la scăderea valorii limitei de curgere a oțelurilor, care este invers proporțională cu dimensiunea de grăunte, conform relației Hall-Petch:

$$\sigma_c = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (2.3)$$

unde: σ_c – limita de curgere, σ_0 – constantă de material (tensiunea inițială necesară deplasării dislocațiilor), k – constantă și d – dimensiunea grăunților.

2.4. Transformarea austenitei la răcire

Structura în care se transformă austenita la răcire este puternic influențată de viteza de răcire. Astfel, răcirea oțelurilor din domeniul austenitic se poate face:

- izoterm - constă într-o răcire bruscă până la o anumită temperatură urmată de o menținere la temperatura respectivă;
- continuu – presupune scăderea continuă a temperaturii până la temperatura ambiantă cu viteza de răcire caracteristică mediului în care se răcește piesa din oțel (apă, ulei, aer, apă cu sare, apă cu gheață etc.).

2.4.1. Transformările la răcire izotermă

Transformările austenitei care se produc la răcire izotermă la diferite temperaturi sunt reprezentate cu ajutorul diagramelor TTT (transformare-temperatură-timp). Acestea se trasează pe baza curbelor cinetice (figura 15) ale variației în timp a cantității de austenită care se transformă izoterm.

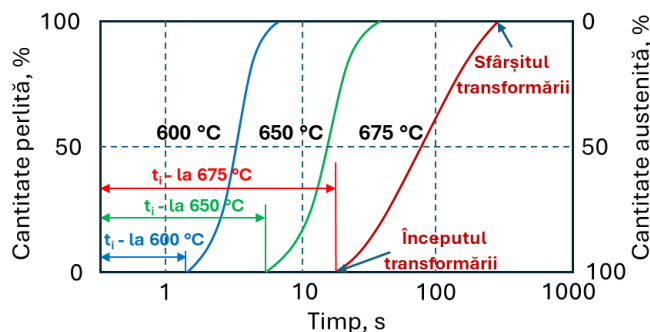


Figura 15. Curbe cinetice de transformare austenită – perlită la diferite temperaturi de menținere izotermă (600 °C – albastru, 650 °C – verde și 675 °C - roșu).

Curbele cinetice se trasează pe baza analizei metalografice a unui set de probe din același oțel, pregatite special în acest scop.

Pentru exemplificare, în cazul unui oțel eutectoid, se realizează un număr de probe de formă paralelipipedică care sunt încălzite până la o temperatură prestabilită de austenitizare (peste A_{c1}) și menținute la această temperatură pentru o perioadă suficient de lungă, astfel încât structura să fie alcătuită integral din austenită omogenă. Aceste probe sunt apoi transferate rapid într-o altă baie de săruri topite, menținută la o temperatură constantă sub punctul critic A_1 (de exemplu $675\text{ }^\circ\text{C}$). Probele sunt scoase din baie pe rând, la intervale de timp prestabilite și răcite rapid în apă cu gheață. Reprezentarea schematică a procesului este prezentată în figura 16. Răcirea rapidă a probelor duce la transformarea austenitei în martensită. După menținerea un anumit timp în baia de săruri topite, în microstructura uneia dintre probele răcite rapid va fi identificată perlita. În probele următoare, după răcirea rapidă, cantitatea de perlită va fi tot mai mare, pentru ca la un moment dat, într-una din probe microstructura rezultată va fi integral perlitică. Timpul scurs de la menținerea probelor izoterm la $675\text{ }^\circ\text{C}$ până când în proba răcită rapid apare perlita în microstructură reprezintă durata la care începe transformarea austenitei în perlită și se definește ca *perioadă de incubație*. Curba cinetică rezultată are o limitare: se aplică doar la *temperatură constantă*.

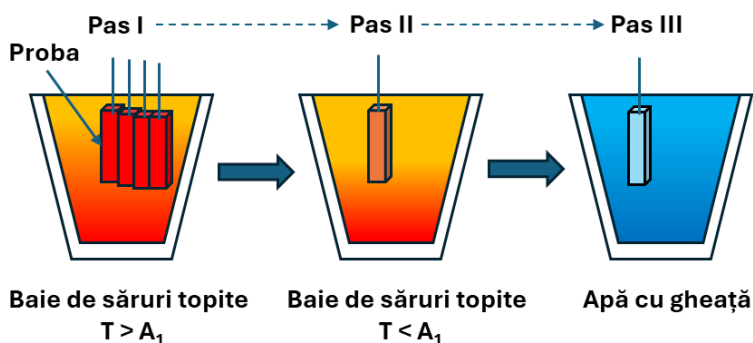


Figura 16. Etapele efectuate pentru trasarea unei curbe cinetice.

Însă, pentru transformarea austenitei, atât temperatura, cât și timpul are un impact semnificativ asupra transformării la răcire. De aceea, pentru construirea diagramei TTT pentru oțelul eutectoid (0,77 %C) se trasează în mod similar curbele cinetice corespunzătoare și altor temperaturi de menținere sub A_{T1} (650, 600, 500, 400, 300, 230 °C) cu scopul identificării punctelor de început și sfârșit de transformare a austenitei în perlită. În funcție de forma curbelor, aceste diagrame se mai numesc și curbe C sau curbe S. În figura 17.a, este trasată diagrama TTT corespunzătoare unui oțel eutectoid. Pentru diferite compoziții a oțelurilor se trasează propriile curbele TTT.

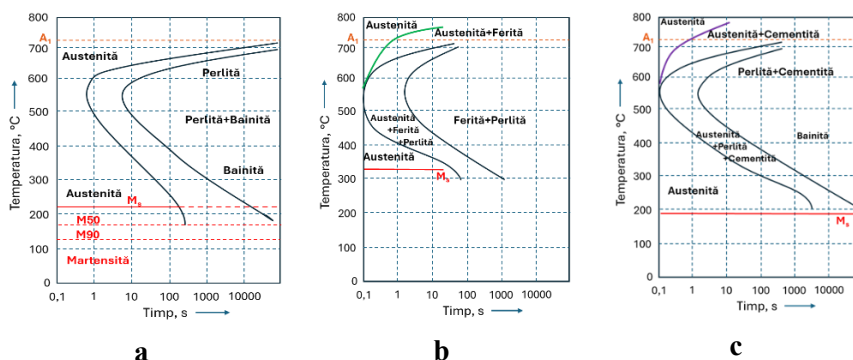


Figura 17. Diagrama TTT trasată pentru un oțel eutectoid – a, hipoeutectoid – b și hipereutectoid – c.

Cu cât perioada de incubație este mai scurtă, cu atât stabilitatea austenitei suprarăcite este mai mică și invers, cu cât perioada de incubație este mai lungă, cu atât stabilitatea austenitei suprarăcite este mai mare.

Perioada de incubație, scade odată cu scăderea temperaturii de transformare, adică odată cu creșterea gradului de subrăcire. Reducerea timpului de incubație continuă până când se atinge o anumită temperatură critică. Sub această temperatură critică, timpul necesar pentru inițierea difuziei (perioada de incubație) începe să crească din nou. Această încetinire a cineticii transformării sub o temperatură critică de transformare reflectă influența dominantă a reducerii vitezei de creștere a fazei nou formate.

Creșterea unui germene cristalin se realizează prin atașarea continuă a atomilor la acesta prin fenomene de difuzie care au loc pe distanțe mari. Mobilitatea atomilor depinde puternic de temperatură. Sub o anumită valoare critică a temperaturii, mobilitatea (difuzia) atomilor devine atât de scăzută încât creșterea grăunților nou formați se oprește, efectul fiind acela că timpul necesar pentru inițierea transformării crește, ceea ce face ca diagrama TTT să aibă forma de C (se mai numește și *cot* perlitic).

Astfel, austenita se transformă în perlită la răcire izotermă până la temperaturi corespunzătoare vârfului cotului perlitic.

Sub aceste temperaturi, austenita se va transforma într-un amestec mecanic de ferită și carburi care nu au ajuns la stadiul de cementită, amestec numit bainită, transformarea fiind cunoscută ca transformare bainitică. Limita dintre cele două transformări este foarte dificil de determinat. Este însă cert că până la aproximativ 550 °C se produce doar transformarea perlitică, iar sub 450 °C are loc transformarea bainitică.

Între aproximativ 550 °C și 450 °C, pot avea loc atât transformări ale austenitei în perlită cât și în ferită Widmanstätten sau bainită. Diagramele TTT corespunzătoare unui oțel hipoeutectoid (figura 17.b), respectiv hipereutectoid (figura 17.c) sunt asemănătoare cu cele ale oțelului eutectoid, în sensul în care în cazul ambelor diagrame este necesar un anumit grad de subrăcire pentru inițierea transformării austenitei (curbele de transformare sunt asimptotice la timp infinit cu punctul critic A_1) și ambele au forma C (caracteristici transformărilor care implică procese de difuzie). În cazul diagramei TTT corespunzătoare unui oțel hipoeutectoid (figura 17.b) apare o linie în plus (culoare verde) în partea stângă, deasupra liniilor de transformare a austenitei în perlită, linie asimptotică la A_3 care reprezintă începutul germinării feritei proeutectoide.

La diagrama TTT asociată unui oțel hipereutectoid (figura 17.c) apare în plus o linie asimptotă punctului critic A_{cem} (culoare mov) care corespunde separării cementitei proeutectoide din austenită.

2.4.2. Transformarea austenitei în perlită

Transformarea perlitică poate fi definită ca procesul de descompunere a austenitei (rețea CFC) într-un amestec mecanic (eutectoid) lamelar alcătuit din două faze și anume ferita (rețea CVC) și cementita (compusul chimic Fe_3C cu rețea ortorombică). Transformarea se produce la răcirea izotermă a austenitei sub punctul critic A_1 , la un grad mic de suprarăcire. Trebuie precizat că austenita, care este o soluție solidă omogenă a Fe_γ cu C se va transforma într-un amestec mecanic neomogen constituit din două faze omogene: ferita – soluție solidă a Fe_α cu C având în compoziție 0,01 % C și cementita cu un conținut în C de 6,67 %. Transformarea se produce datorită scăderii energiei libere a sistemului, sub A_1 austenita devenind instabilă din punct de vedere termodinamic. La baza transformării austenită - perlită stă procesul de difuzie.

Pentru exemplificarea transformării perlitice luăm în considerare un oțel eutectoid cu 0,77 % C.

Pentru acest oțel, după încălzirea în domeniul austenitic, austenita omogenă rezultată are dizolvat în rețea tot C din compoziția oțelului, adică 0,77 %. Pe măsură ce austenita se răcește și se transformă, carbonul trebuie să se redistribuie prin difuzie.

Din diagrama de echilibru Fe- Fe_3C rezultă că solubilitatea C în Fe_α este foarte mică, de 0,02 % la temperatura eutectoidă ($A_1 = 727^\circ\text{C}$) și scade la doar 0,01 % la temperatura ambiantă. Astfel, excesul de C va fi redistribuit și va contribui la formarea cementitei. Tot diagrama Fe- Fe_3C indică cantitatea de C din cementită (6,67 %).

Mecanismul de transformare implică două etape:

- Germinarea
- Creșterea

Germinarea perlitei este una eterogenă. Are loc la răcirea austenitei imediat sub punctul critic A_1 și începe de la limitele grăunților de austenită unde rețeaua este distorsionată (plină de defecte) și unde se găsesc impurități. Aceasta este puternic influențată de gradul de suprarăcire a austenitei. Cu creșterea gradului de suprarăcire crește și viteza de germinare, adică se vor forma mai multi

germeni de cristalizare. În figura 18 este prezentată variația cantității de perlită în funcție de timp la o anumită temperatură de transformare.

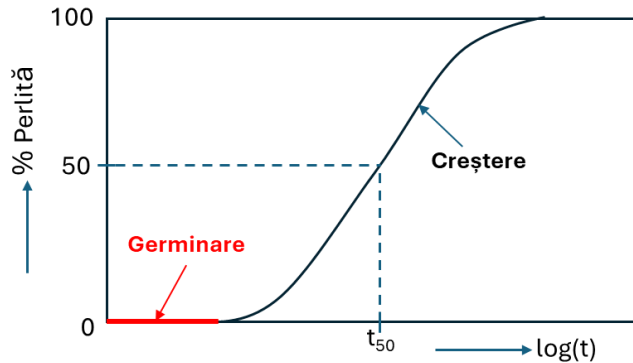


Figura 18. Germinarea și creșterea perlitiei cu durata de menținere izotermă (la 650 °C).

Exista mai multe modele propuse pentru germinarea și creșterea perlitiei.

Unii cercetători susțin că mai întâi se vor forma germeni de cementită și aceștia vor crește complet. Apoi, în zonele din imediata vecinătate a cementitei, austenita sărăcește în C și vor apărea germeni de ferită. După germinarea feritei și aceasta va crește complet. Apoi va germina și va crește altă lamelă de cementită și așa mai departe.

Alți cercetători propun un model în care germinează aproape deodată și cementita și ferita după care cresc în tandem, austenita sărăcită din jurul cementitei transformându-se în ferită. Mecanismul de germinare și de creștere a perlitiei care îmbină ambele modele este ilustrat schematic în figura 19.

În figura 19.a este prezentată etapa de germinare a cementitei la limita grăunțurilor de austenită. Detaliile din figura 19.b și c prezintă cele două modele propuse pentru germinarea coloniilor de perlită, iar în figura 19.d, e și f este prezentată etapa de creștere a perlitiei.

Finețea perlitiei este influențată de temperatura de transformare. Astfel, la temperaturi mai scăzute de transformare (grad mare de suprarăcire a austenitei), se formează perlită fină, cu distanță

interlamelară mică, în timp ce temperaturile mai ridicate de transformare conduc la formarea perlitei grosolane.

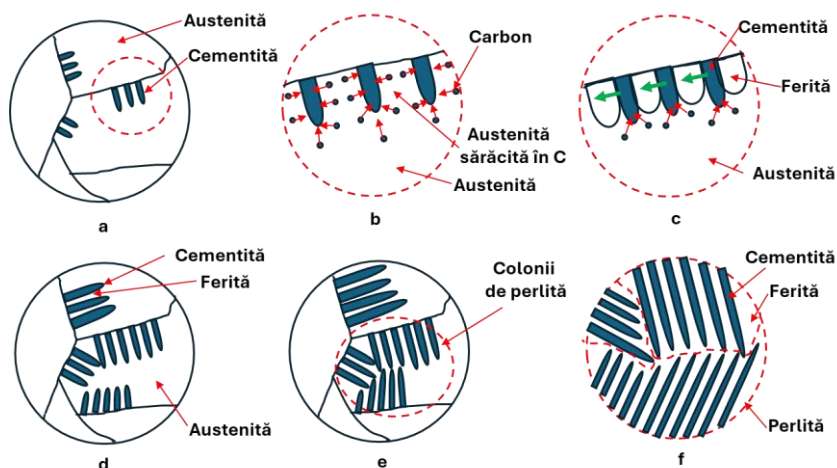


Figura 19. Reprezentarea schematică a transformării perlitice. Germinarea cementitei – a, germinarea feritei – b, c și creșterea perlitei – d, e și f.

Transformarea izotermă a austenitei subrăcite la diferite temperaturi (600, 650 și 675 °C) în perlită în cazul unui oțel eutectoid este prezentată în figura 20. Pe măsură ce distanța interlamelară crește, distanțele necesare pentru difuzia C devin tot mai mari, ceea ce duce la scăderea vitezei de creștere a perlitei.

Astfel, prin răcirea izotermă a austenitei suprarăcite la 675 °C deasupra cotului perlitic, aceasta se transformă în perlită grosolană – săgeata de culoare roșie.

Dacă gradul de subrăcire crește (650 °C) rezultă perlită mai fină - săgeata verde și foarte fină (troostită) – săgeata albastră, dacă austenita este suprarăcită la 600 °C. Aspectul celor trei microstructuri caracteristice sunt prezentate în figura 21.

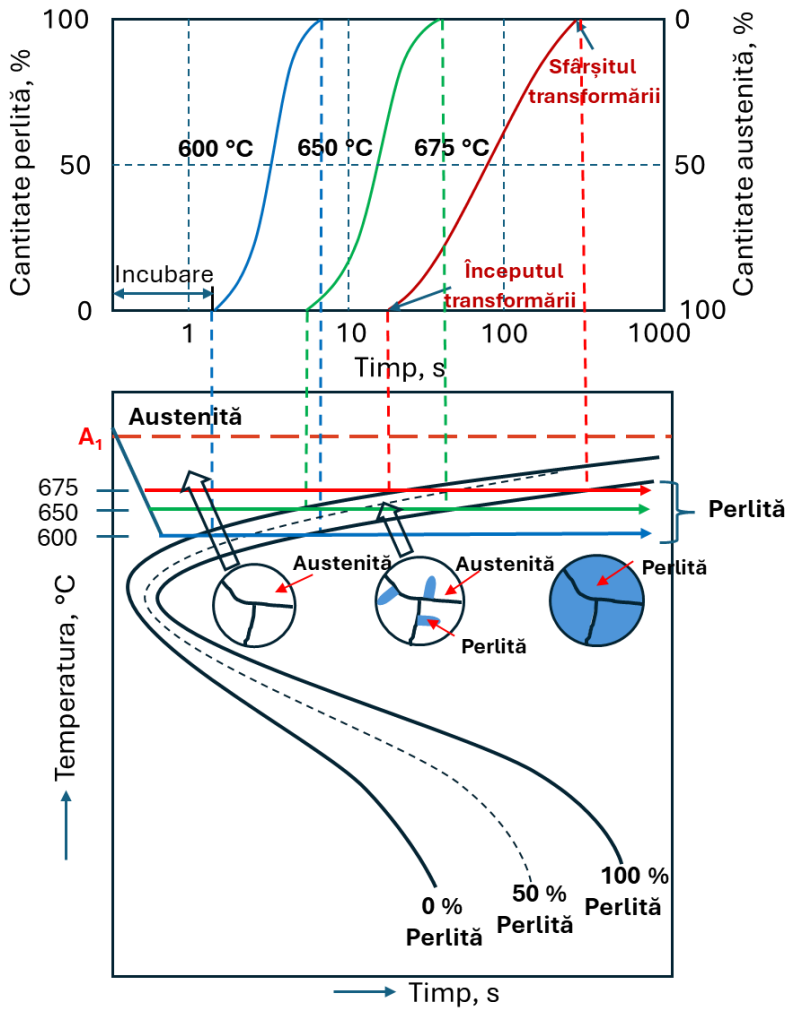


Figura 20. Transformarea izotermă a austenitei în perlită.

Morfologia perlitei (dimensiunea coloniilor și grosimea lamelelor de cementită) influențează semnificativ proprietățile mecanice ale oțelului, precum duritatea și tenacitatea, având un rol esențial în proiectarea și controlul tratamentelor termice.

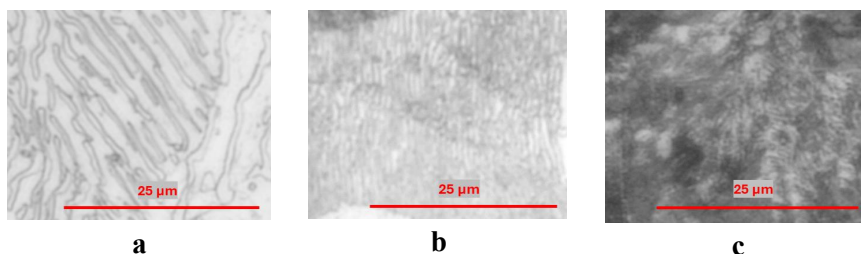


Figura 21. Perlită lamelară: grosolană – a, fină – b și foarte fină – c.

2.4.3. Transformarea austenitei în bainită

Transformarea bainitică se produce în cazul suprarăcirii austenitei sub cotul perlitic și apoi menținută izoterm la această temperatură. Dacă răcirea austenitei are loc în intervalul de temperaturi cuprins între 350–450 °C, microstructura rezultată după menținere izotermă la această temperatură este alcătuită din ace sau lamele de ferită, care germinează la limita grăunților de austenită și cresc apoi în interiorul acestora. Carburile nesaturate (carburi ϵ – $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) care nu au ajuns la stadiul de cementită precipită la limita acelor de ferită (figura 22.a). Acest tip de microstructură rezultat se numește *bainită superioară*.

În cazul în care austenita este suprarăcită la temperaturi suficient de scăzute (300 – 350 °C), microstructura bainitică se transformă într-o structură alcătuită ferită sub formă de plăci și carburi foarte fine dispersate în aceasta. Deoarece difuzia carbonului este foarte redusă la aceste temperatură, carburile precipită în interiorul feritei. Aceste carburi pot fi sub formă de cementită (Fe_3C) sau de carbură ϵ (figura 22.b).

Dacă austenita este suprarăcită la temperaturi mai mari decât temperatura de transformare bainitică, situate imediat sub vârful cotului perlitic, aceasta se transformă în ferită Widmanstätten (figura 22.c). Ferita Widmanstätten este foarte asemănătoare cu bainita superioară și adesea poate fi confundată cu aceasta.

Diferența majoră între cele două constă în faptul că în cazul feritei Widmanstätten din austenită nu precipită carburi, nici între acele de ferită și nici în interiorul acesteia.

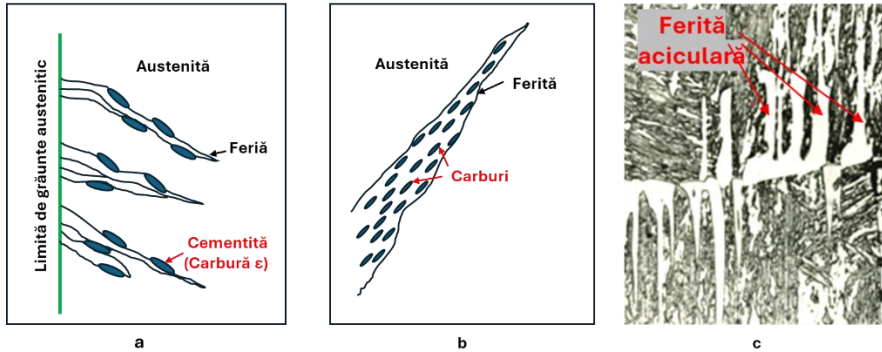


Figura 22. Reprezentarea schematică a transformării austenitei în bainită superioară – a, bainită inferioară – b și ferită Widmanstatten – c.

Practic, diferă aproape total mecanismul de formare. În cazul feritei Widmanstatten, deoarece temperatura de formare este mai mare decât în cazul bainitei superioare, mecanismele de difuzie sunt predominante. Astfel, în timpul germinării feritei de la limita grăunților de austenită, excesul de C difuzează în austenita dintre acele de ferită. Transformarea izotermă a austenitei în bainită și microstructurile rezultate în funcție de gradul de subrăcire a austenitei sunt prezentate în figura 23.

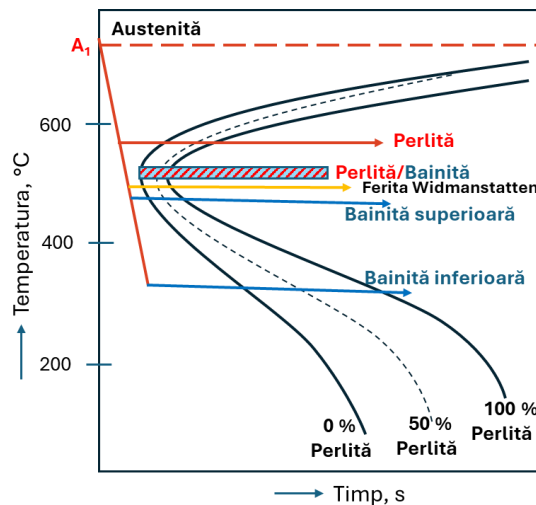


Figura 23. Transformarea izotermă a austenitei în bainită.

În cazul în care durata de menținere izotermă a austenitei subrăcite (la temperaturi situate în imediata apropiere a cotelui perlitic) este mare, aceasta se va transforma în perlită sorbitică.

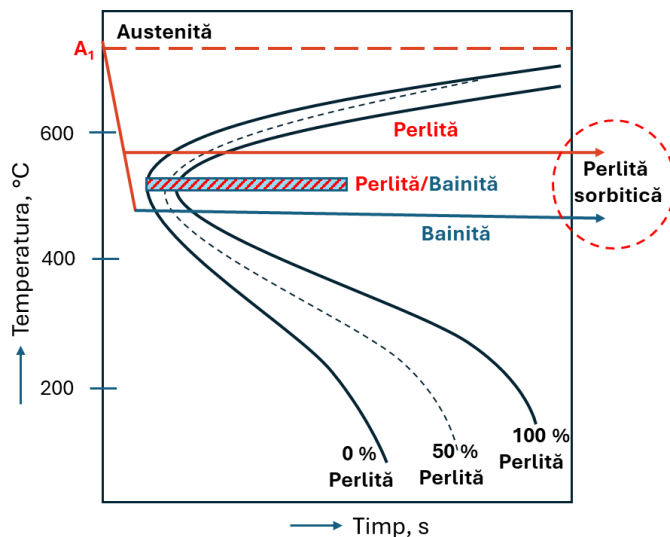


Figura 24. Transformarea austenitei în perlită sorbitică.

În figura 24 este prezentat modul de obținere a structurilor sorbitice. Datorită duratei lungi de menținere izotermă, cementita sau carburile se vor globuliza într-o matricea feritică. Forța motrice a acestei transformări este reducerea interfeței carburi-austenită cu efecte asupra proceselor de difuzie.

În cazul probelor răcite izoterm la 230 °C se constată apariția în microstructură a martensitei.

2.4.4. Transformarea austenitei în martensită

Martensita este un constituent structural omogen, fiind o soluție solidă suprasaturată a Fe_α cu C (rețea tetragonală cu volum centrat) care se formează prin răcirea bruscă a austenitei. Numele este dat în memoria profesorului german Adolf Martens care împreună cu Henry Clifton Sorby (în onoarea căruia a fost denumită sorbita) a fost unul de pionierii studierii transformărilor care au loc la răcirea oțelurilor.

Datorită răcirii cu viteză mare a austenitei, difuzia atomilor nu are timp să se producă (nici a atomilor de Fe, dar nici a celor de C care ocupă interstițiile octaedrice a celulei elementare). În cazul transformării austenitei în martensită au loc doar distorsiuni ale rețelei cristaline a austenitei datorită tensiunilor de forfecare induse prin răcirea bruscă. Aceasta distorsiune a rețelei conferă rezistență și duritate prin împiedicarea deplasării dislocațiilor. Transformarea are loc într-un timp foarte scurt, viteza de transformare a austenitei în martensită fiind extrem de mare (apropiată de viteza sunetului).

Datorită faptului că transformarea martensitică este una fără difuzie și se produce foarte rapid (are loc în condiții de neechilibru), concentrația în carbon a martensitei este identică cu a austenitei din care provine. Transformarea austenitei în martensită la nivelul rețelei cristaline este prezentată schematic în figura 25.

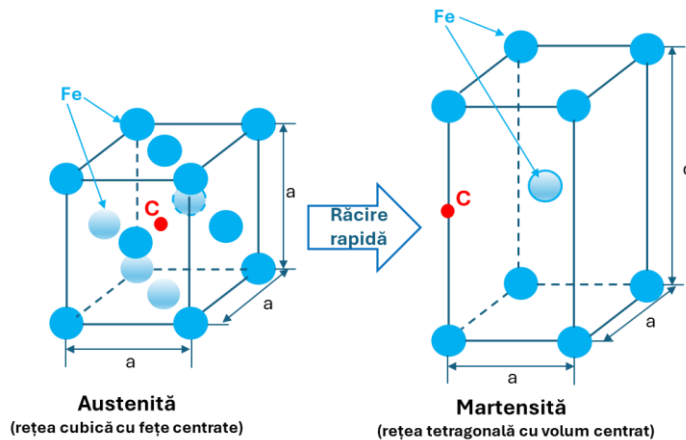


Figura 25. Transformarea austenită - martensită

Transformarea rețelei CFC a austenitei în rețeaua tetragonală cu volum centrat a martensitei este controlată de un mecanism de forfecare, în care un număr mare de atomi se mișcă împreună și aproape simultan, spre deosebire de deplasarea individuală a atomilor pe distanțe lungi care are loc în transformările cu difuzie. Rețeaua tetragonală este caracterizată prin gradul de tetragonalitate dat de raportul dintre parametri cristalografici c/a (indicați în figura 25). Acesta crește cu creșterea conținutului de C conform relației:

$$c/a = 1 + 0,031 \times \%C \quad (2.4)$$

La oțeluri, transformarea martensitică nu este reversibilă.

Martensita începe să se formeze atunci când oțelul este răcit sub temperatura M_s (temperatura de început a transformării martensitice) și se formează complet când ajunge la temperatura M_f (temperatura de sfârșit a transformării martensitice). Deasupra temperaturii M_s , martensita nu se formează, nici chiar la viteze foarte mari de răcire. Transformarea are loc doar în intervalul de temperaturi cuprins între M_s și M_f . Transformarea austenitei în martensită se produce simultan în toată porțiunea piesei din oțel unde s-a atins temperatura M_s .

Temperatura de început de transformare martensitică (M_s) în grade Celsius se poate determina empiric cu următoarea relație:

$$M_s = 539 - 423 \cdot \%C - 30,4 \cdot \%Mn - 17,7 \cdot \%Ni - 12,1 \cdot \%Cr - 7,5 \cdot \%Mo + 10 \cdot \%Co \quad (2.5)$$

unde: % elementelor luate în calcul sunt procente masice.

Temperatura de sfârșit de transformare martensitică (M_f) este cu aproximativ 200 °C mai mică decât M_s .

Este posibil ca o anumită cantitate de austenită să nu se transforme în martensită până la atingerea temperaturii M_f , aceasta austenită netransformată numindu-se și austenită reziduală. Aspectul morfologic al martensitei depinde în special de conținutul de C. Aceasta poate avea aspect acicular (în cazul oțelurilor cu conținut mare de C – peste 0,6 %) sau poate fi sub formă de șipci (lamelle subțiri) în microstructura oțelurilor cu conținut de C mai mic (sub 0,6 %). Forma aciculară a martensitei îi conferă acesteia duritate mai ridicată, dar și fragilitate comparativ cu forma lamelară (șipci) care este mai puțin dură și mai tenace.

În figura 26 sunt prezentate schematic etapele și mecanismele de transformare a austenitei în martensită. Imediat sub temperatura M_s , șipcile sau acele de martensită se formează de-a lungul întregului grăunte de austenită (figura 26.a). Pe măsură ce temperatura scade, tot mai multă austenită se transformă în martensită. Evoluția este prezentată în figura 26.b. În figura 26.c este prezentat schematic

mecanismul de transformare care are loc în interiorul grăunților de austenită la răcirea bruscă, sub acțiunea tensiunilor de forfecare. Figura 26.d prezintă microstructura reală a unui oțel călit și este alcătuită din martensită și austenită reziduală. Corelația între mecanismul de formare a martensitei, reprezentarea schematică și microstructura reală este indicată în figură cu săgeți de culoare verde.

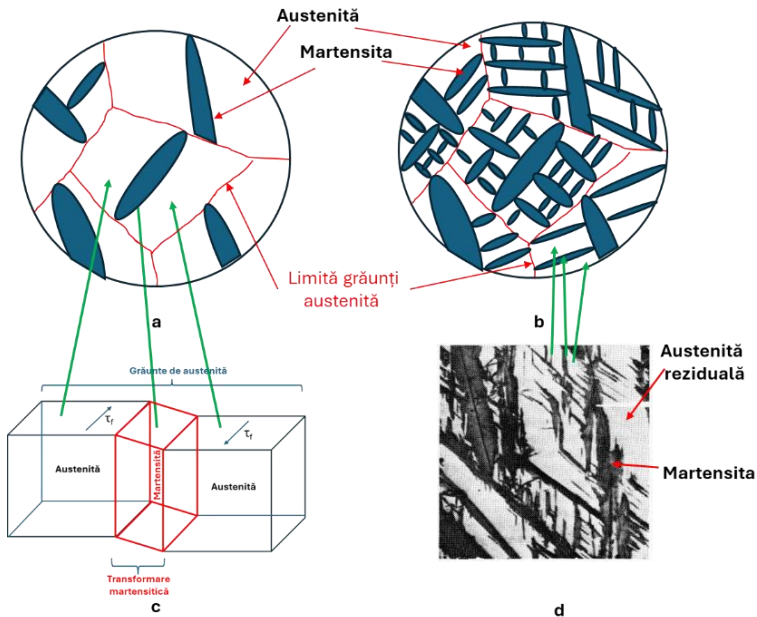


Figura 26. Mecanismul de transformare martensitică. Corelația între reprezentarea schematică a microstructurii – a și b respectiv mecanismul – c și microstructura reală - d.

Duritatea martensitei de călire este determinată de conținutul de carbon. Valoarea maximă a durității (66 HRC) corespunde unui conținut de carbon cuprins între 0,8 – 1,0%.

Microstructurile unui oțel hipereutectoid călit alcătuite din martensită aciculară pe fond de austenită reziduală sunt prezentate în figura 27.

În funcție de viteza de răcire din domeniul austenitic se obțin constituenți structurali diferiți.

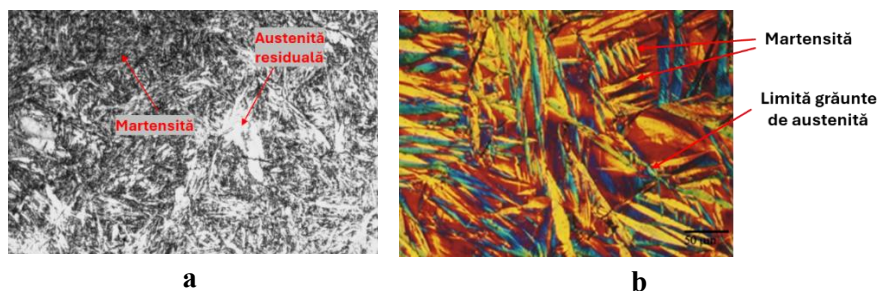


Figura 27. Microstructura unui oțel călit: martensită aciculară și austenită reziduală (atac chimic cu nital) – a și imagine realizată cu interferență de contrast - b.

Pentru a identifica constituenții ce se formează la diferite viteze de răcire se suprapun curbele de răcire peste diagramele TTT ca în figura 28.

Astfel, *curba de răcire 1* specifică unei viteze de răcire foarte lente arată că austenita se va transforma în perlită grosolană. Transformarea începe în punctul a_1 de pe curba TTT și se termină în punctul a_2 . *Curba de răcire 2* este una cu menținere izotermă. În prima fază piesa din oțel se răcește sub A_1 , apoi are loc o menținere la acea temperatură până când austenita se transformă complet în perlită. Transformarea are loc în intervalul b_1 - b_2 . Lamellele de perlită sunt mai fine ca și în cazul anterior. Dacă viteza de răcire crește și răcirea are loc conform *curbei 3*, structura este alcătuită din troostită (cea mai fină perlită). Începutul transformării corespunde punctului c_1 de pe diagrama TTT și se termină în punctul c_2 . La viteză mai mare de răcire (*curba 4*) crește finețea perlitei din structură (troostită). Transformarea are loc în intervalul d_1 - d_2 de pe diagrama TTT. *Curba de răcire 5*, tipică pentru o viteză medie de răcire, indică faptul că austenita va începe să se transforme în perlită fină din punctul e_1 . La intersecția cu linia M_s , austenita rămasă se va transforma în martensită. Microstructura finală la temperatura camerei va consta din martensită (50 %) și perlită fină (50 %). *Curbă de răcire 6* corespunde unei viteze mari de răcire (suficient de mari pentru a evita transformarea austenitei în perlită).

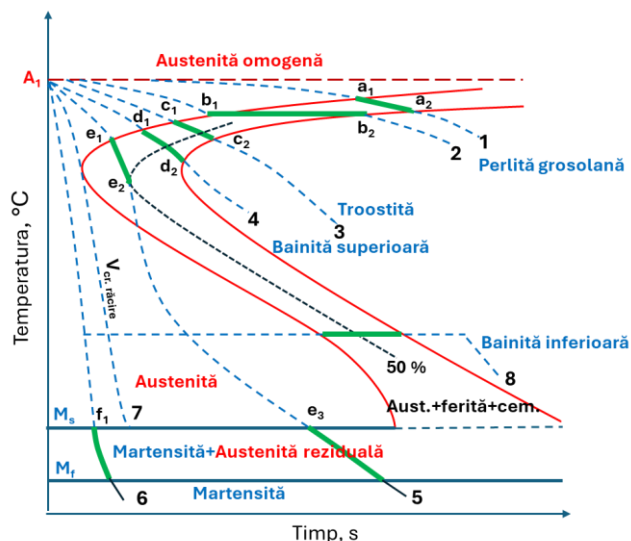


Figura 28. Constituențiile rezultați la răcirea austenitei cu viteze de răcire diferite.

Structura rămâne austenitică până la intersecția cu linia M_s , în punctul f_1 . Transformarea în martensită va avea loc în intervalul de temperaturi cuprins între M_s și M_f . Microstructura finală va fi alcătuită în întregime din martensită. *Curba de răcire 7* este tangență cotului perlitic și corespunde vitezei critice de răcire (v_{cr}). Orice viteză de răcire mai mică decât v_{cr} . va duce la transformarea austenitei în perlită. Vitezele de răcire mai mari decât v_{cr} . vor evita transformarea perlitică, structura rezultată fiind alcătuită din martensită. Curba de răcire 8 prezintă două regiuni și anume: prima regiune caracteristică unei viteze de răcire mari până sub cotul perlitic are scopul de a evita transformarea austenitei în perlită și de a menține structura austenitică la temperaturi mai scăzute și a doua zonă, una de menținere izotermă la o temperatură superioară M_s astfel încât austenita să se transforme izoterm în bainită (figura 29.a și b) inferioară sau superioară (în funcție de temperatura de menținere izotermă).

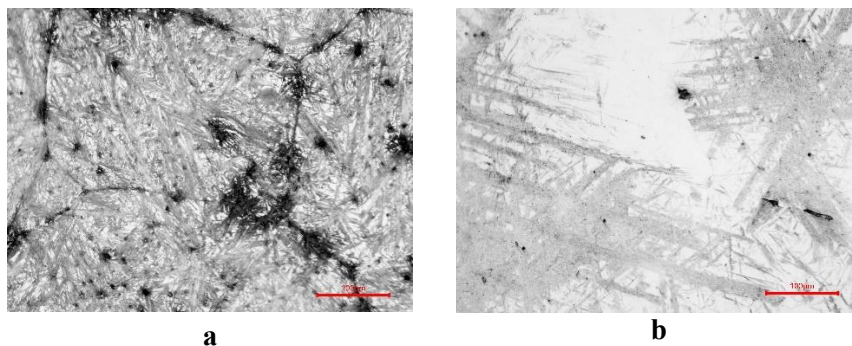


Figura 29. Microstructura caracteristică bainitei superioare (atac nital 4%) – a și inferioare – b.

Bainita nu se formează decât la răcire izotermă. În tabelul 2 sunt prezentate proprietățile mecanice ale constituenților structurali ai unui oțel eutectoid care se obțin prin răcirea izotermă a austenitei.

Tabelul 2. Proprietățile mecanice ale constituenților structurali obținuți la răcirea izotermă a austenitei.

Proprietățile constituenților structurali ai unui oțel eutectoid		
Constituent	Duritate, HRC	R _m , MPa
Perlită grosolană	16	710
Troostită	30	990
Bainită	45	1470
Martensită	65	3100
Martensită de revenire	55	1990

Viteza critică de răcire este definită ca cea mai mică viteză de răcire a austenitei astfel încât aceasta să se transforme integral în martensită. Aceasta este tangenta la cotul perlitic din diagrama TTT.

Schematic, modificările structurale care au loc la viteze de răcire mai mari decât viteza critică de răcire sunt prezentate în figura 30.

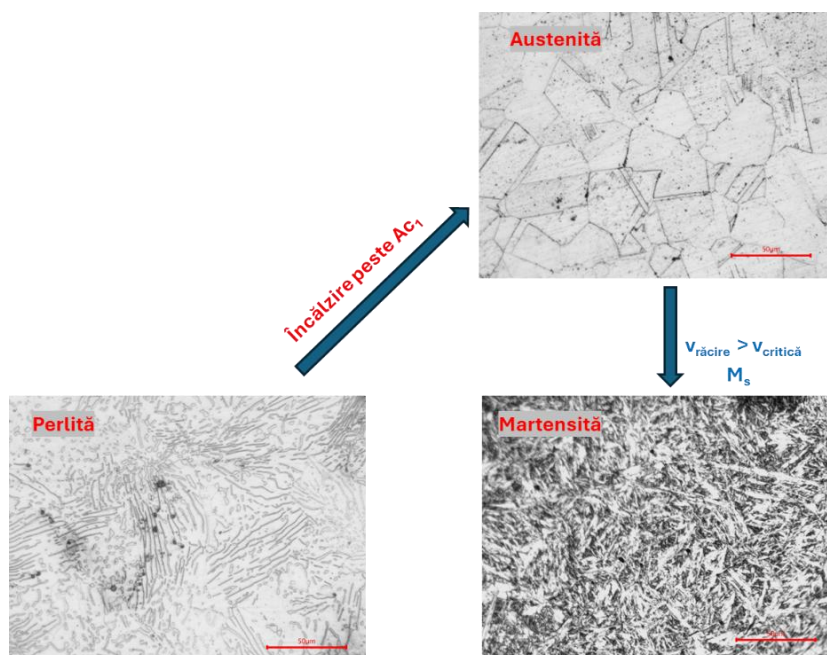


Figura 30. Reprezentarea schematică modificărilor structurale la austenitizare și răcire a austenitei cu viteze superioare vitezei critice de răcire.

2.5. Transformarea austenitei la răcire continuă

2.5.1. Diagrame TRC

Diagramele TRC (transformări la răcirea continuă) se obțin similar cu obținerea diagramelor TTT cu excepția faptului că, în cazul diagramelor TRC, punctele de început și de sfârșit ale transformării austenitei sunt înregistrate în timpul răcirii continue, nu izoterme. Diagramele TRC reprezintă relația dintre transformare, temperatură și timp la răcirea continuă din domeniul austenitic.

Pentru trasarea diagramei TRC caracteristică unui oțel eutectoid, se încălzesc peste temperatura critică (A_1) un număr mare de probe de formă paralelipipedică, cu scopul obținerii unei structuri austenitice omogene. De la această temperatură, probele sunt răcite cu o viteză constantă de răcire, iar prin repetarea aceluiași proces la diferite viteze de răcire se obțin punctele de început și de sfârșit a transformării perlitice. Prin unirea punctelor de început și de sfârșit se

obțin două curbe, similare cu cele din diagrama TTT, corespunzătoare începutului și sfârșitului transformării. Figura 31 prezintă diagrama TRC corespunzătoare oțelului eutectoid (0,77 %C). Cu linii de culoare roșie sunt reprezentate curbele de început și de sfârșit de transformare austenită-perlită la răcire continuă. Se observă că la răcire continua nu se formează bainita.

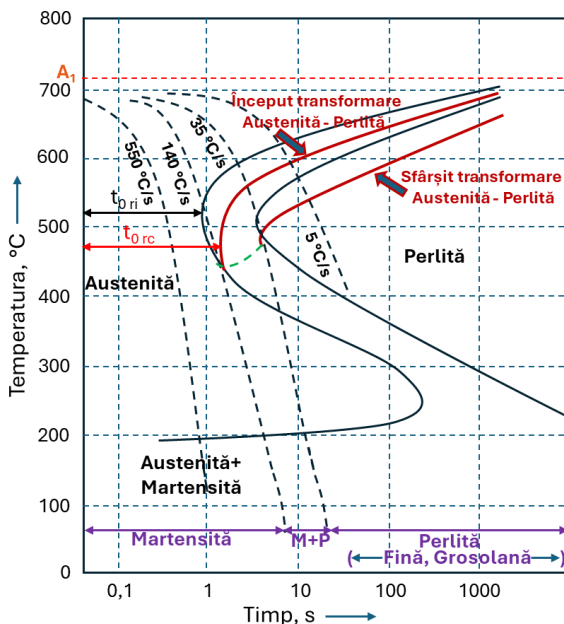


Figura 31. Diagrama TRC corespunzătoare unui oțel eutectoid.

În aceeași diagramă, cu linii continue de culoare neagră sunt reprezentate curbele de transformare la răcirea izotermă a austenitei pentru oțelul cu 0,77 %C (diagrama TTT). Curbele de transformare a austenitei în perlită la răcire continuă sunt deplasate spre dreapta față de curbele de transformare la răcire izotermă.

În cazul răcirii continue a austenitei, histerezisul termic între suprafața reperului și interiorul acestuia va fi mult mai pronunțat comparativ cu cazul răcirii izoterme. Astfel, de la suprafață spre interiorul reperului tratat termic, structura va varia de la martensită în exterior, până la perlită grosolană în interior.

La viteze mari de răcire (peste viteza critică) structura va fi martensitică. La viteze de răcire mai mici, structura va fi alcătuită din martensită și perlită fină (troostită). Cu scăderea vitezei de răcire structura va deveni perlitică, de la fină la grosolană.

Curbele TRC sunt influențate de mai mulți factori între care:

- dimensiunea grăunților cristalini;
- conținutul în C al oțelului și
- elementele de aliere.

Astfel, în oțelurile cu structură fină va fi favorizată transformarea austenitei în ferită și perlită, deci curbele de transformare vor fi deplasate spre stânga. De asemenea, viteza critică de răcire va crește cu scăderea dimensiunii grăunților.

Creșterea conținutului de carbon deplasează curbele TRC și TTT spre dreapta, fapt ce favorizează formarea martensitei. Totodată, creșterea conținutului de carbon scade temperatura M_s (temperatura de început de transformare martensitică). Același efect îl are și asupra punctului M_f (sfârșitul transformării martensitice).

În figura 32 este prezentat efectul conținutului de C asupra punctelor de transformare M_s și M_f . Din figură se poate observa că, la un conținut de 0,6 %C punctul M_f este deja situat în zona temperaturilor negative.

Dacă mediul de răcire nu este ales corespunzător, pe lângă martensită, în structura sa va rămâne și o cantitate destul de însemnată de austenită reziduală care va influența negativ duritatea. Punctul de sfârșit de transformare martensitică scade la sub $-100\text{ }^\circ\text{C}$ la oțelurile cu un conținut de C mai mare de 1 %.

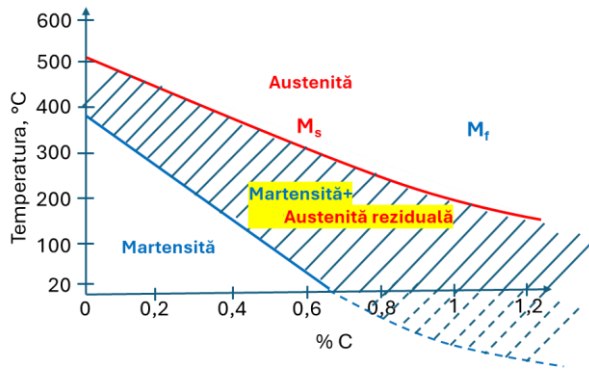


Figura 32. Variația punctelor M_s și M_f cu conținutul de carbon.

2.6. Efectul elementelor de aliere asupra curbelor TTT și TRC

Creșterea conținutului de elemente de aliere deplasează curbele TTT și TRC spre dreapta. Elementele de aliere modifică de asemenea forma diagramei TTT și separă regiunea ferită + perlită de regiunea bainitică. Astfel, temperatura de transformare izotermă a austenitei în bainită poate fi determinată mai exact. Efectul elementelor de aliere din oțeluri asupra diagramei TTT este prezentat în figura 33.

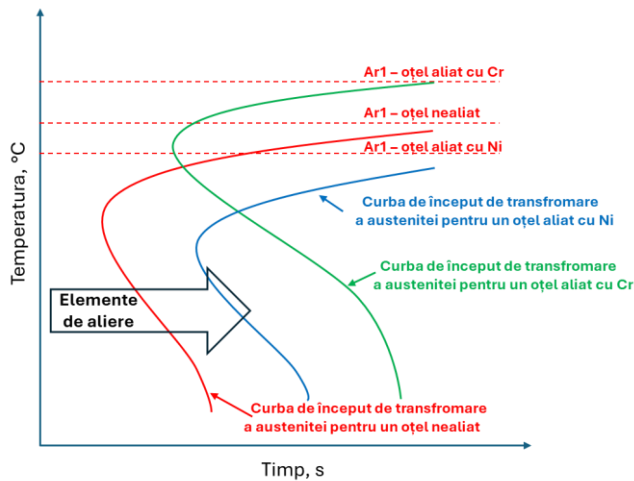


Figura 33. Efectul elementelor de aliere asupra diagramei TTT.

Elementele de aliere gamagene (ex. Ni) deplasează cotul perlitic în jos (temperaturi mai mici), în timp ce elementele alfa-gene (ex. Cr) mută cotul perlitic înspre temperaturi mai mari (în sus).

Putem concluziona că tipurile de structuri care se obțin la răcirea izotermă a austenitei sunt: martensita, bainita (inferioară și superioară), troostita și perlita (sorbitică sau lamelară). În funcție de temperatura de menținere izotermă a austenitei, structurile rezultate sunt prezentate schematic cu linii de culoare albastră în figura 34. În aceeași figură, dar cu linii de culoare verde sunt indicați constituenții structurali obținuți la răcirea continuă (cu diferite viteze) a austenitei.

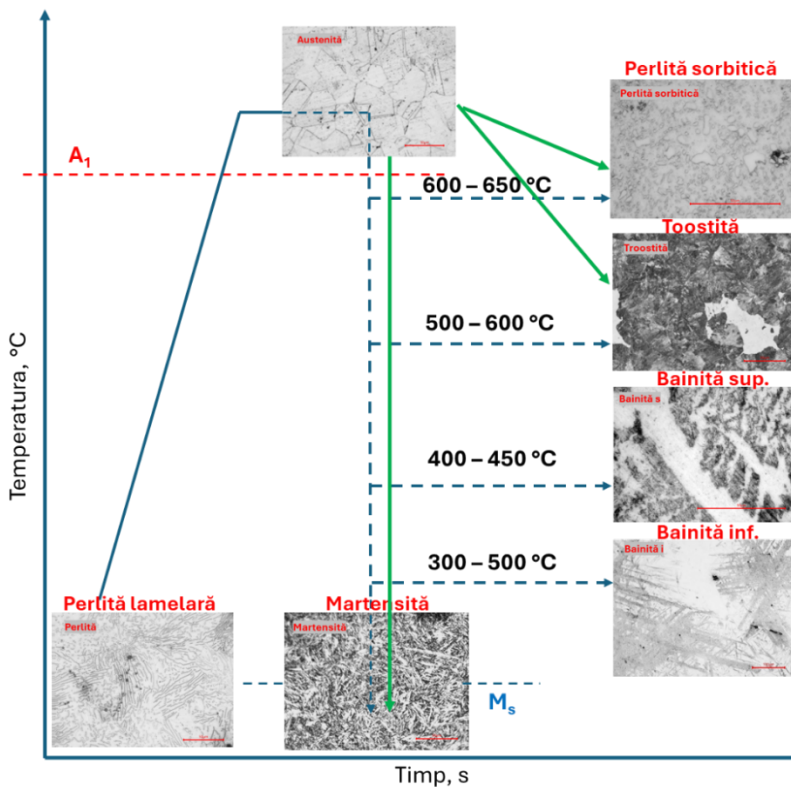


Figura 34. Reprezentarea schematică a constituenților rezultați la răcirea izotermă (culoare albastră) și continuă (culoare verde).

Astfel, la răcirea continuă se obțin în ordinea scăderii vitezei de răcire: martensita, troostita și perlita sorbitică sau lamelară.

2.7. Medii de răcire

Mediile de răcire sunt foarte importante în practica tratamentelor termice, deoarece acestea sunt cele care dau viteza de răcire și respectiv, tipul de structură rezultat în urma unui tratament termic. Astfel, controlul structurii dorite a fi obținute este realizat prin alegerea corectă a mediului de răcire. Mediul de răcire trebuie ales adecvat pentru ca în piesele tratate termic, pe lângă obținerea structurii dorite să se evite pe cât posibil apariția fisurilor, deformarea pieselor și inducerea de tensiuni interne. Indicatorul utilizat în tratamentele termice pentru capacitatea de răcire a unui mediu este dat de indicele H care reprezintă intensitatea de răcire și care se determină cu relația:


$$H = \frac{\alpha}{\lambda}, \text{ m}^{-1} \quad (2.6)$$

unde: α – coeficientul de transfer termic la interfața metal/mediu de răcire și λ – conductivitatea termică a materialului din care este realizat reperul supus răcirii.

Un mediu de răcire ideal (răcire instantanee) ar trebui să aibă valoarea ∞ pentru H deoarece în acest caz, coeficientul de transfer termic α în cazul ideal are valoarea ∞ . În practica tratamentelor termice se utilizează intensitatea de răcire relativă ($H_{\text{rel.}}$) care reprezintă valoarea lui H raportată la intensitatea de răcire a apei. În tabelul 3 sunt prezentate valorile intensității de răcire relative pentru diferite medii. Cele mai utilizate medii de răcire sunt: apa, apa cu sare, apa cu gheață, băile de săruri topite, uleiul, aerul, nisipul, azotul lichid (pentru călirea criogenică).

Tabelul 3. Intensitatea de răcire relativă caracteristică diferitelor medii de răcire.

Mediul de răcire	Valoarea coeficientului H
Aer	0,02
Ulei	0,2 – 0,7
Apă	1 - 1,5
Apă cu sare (sol. saturată)	2 - 5



Este foarte important de luat în considerare faptul că la contactul reperului metalic fierbinte (aflat la temperaturi peste ale punctului critic A_1) cu mediul de răcire va avea loc și transfer de căldură dinspre reper spre mediul de răcire, ca urmare la suprafața metalului se va forma un strat de vapori cu rol izolator. După formarea acestui strat, viteza de răcire va scădea considerabil. Pentru a diminua acest neajus se practică agitatea băii de răcire, astfel încât reperul metalic să fie în contact direct cu mediul de răcire cât mai mult timp și astfel să se asigure un transfer termic cât mai eficient.

Capacitatea de răcire a unui mediu este influențată de mediul de răcire, de gradul de agitare, de temperatura acestuia, de puritate și de procesele fizico-chimice de la interfața mediu/metal.

3. Recoacerile

Recoacerile reprezintă grupul de tratamente termice care constau în încălzirea piesei metalice până la o anumită temperatură, menținerea la acea temperatură și răcirea cu viteze lente (cea mai mare viteză de răcire în cazul recoacerilor fiind răcirea în aer).

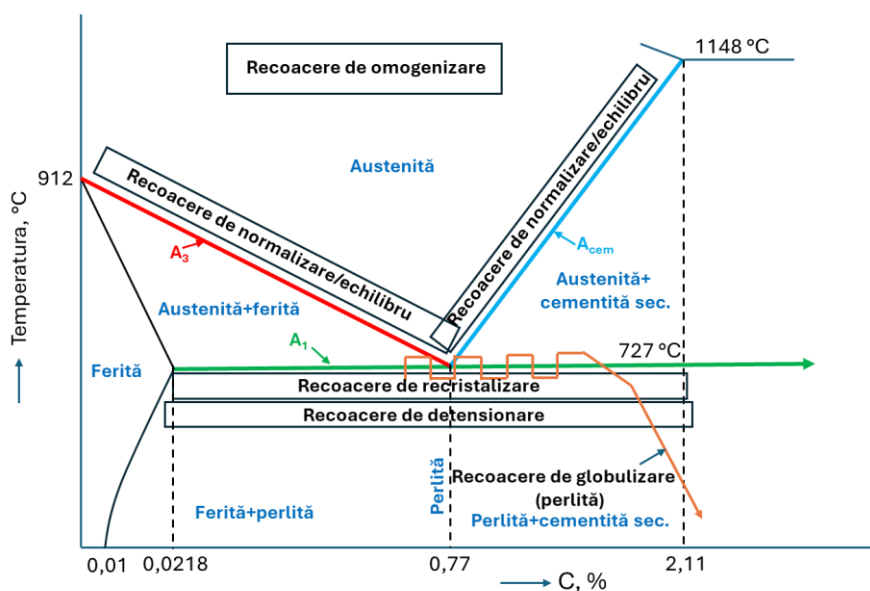


Figura 35. Intervalele de temperatură pentru încălzire în vederea recoacerilor.

Scopul tratamentelor termice de recoacere este de a reduce sau elimina defectele provocate de prelucrări anterioare (structuri de turnare dendritice, neomogenități chimice, ecrusare, tensiuni interne etc.) și de a obține structuri de echilibru care să confere prelucrabilitate bună (așcheabilitate, deformabilitate) precum și pentru pregătirea aplicării corecte a tratamentelor termice ulterioare.

Schematic, intervalele de încălzire pentru realizarea recoacerilor sunt prezentate în figura 35.

3.1. Recoacerea de normalizare

Normalizarea este tratamentul termic, care constă în încălzirea piesei la temperatura de austenizare (30 – 50 °C peste punctul critic A_3

în cazul oțelurilor hipoeutectoide și respectiv, peste A_{cem} în cazul oțelurilor hipereutectoide), menținerea la această temperatură cu rolul omogenizării austenitei, urmată de răcire lentă (în aer). Are ca și scop eliminarea structurilor de supraîncălzire, grosolane, din reperete deformate la cald sau sudate (figura 36.a). În urma normalizării rezultă o structură fină (grăunți cristalini de dimensiuni mici) cu tenacitate ridicată (figura 36.b). De obicei, recoacerea de normalizare este un tratament termic final.

Deoarece, viteza de răcire în cazul normalizării este relativ mare (aer), transformarea austenitei, la răcire, se produce la temperaturi mai mici, transformarea având loc în condiții de neechilibru. Astfel, microstructura rezultată va conține o cantitate de ferită proeutectoidă mai mică. În cazul perlită, temperatura mai scăzută de transformare a austenitei presupune o densitate mai mare de germeni activi pentru transformarea perlitică. Acest fapt conduce la micșorarea dimensiunii coloniilor de perlită din structura unui oțel normalizat. Totodată, datorită cantității mai mici de ferită proeutectoidă din structură, perlită va fi mai multă, deci punctul de transformare eutectoidă se va deplasa spre stânga. Toate acestea (perlită fină și în cantități mai mari, grăunți mici) vor avea un efect pozitiv asupra proprietăților mecanice.

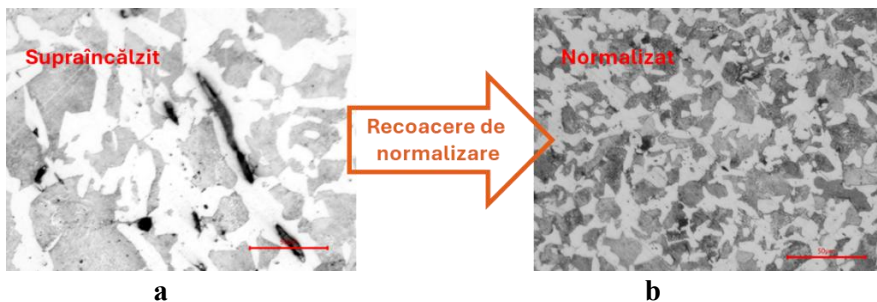


Figura 36. Modificarea structurii prin normalizare. Structură inițială (grosolană) – a și după normalizare (fină) – b.

3.2. Recoacerea de echilibru

Este un proces de înmuiere, în care aliajele feroase sunt încălzite peste punctul critic A_3 (oțeluri hipoeutectoide), respectiv A_{cem}

(oțeluri hipereutectoide), menținute la această temperatură un anumit timp, apoi răcite lent (cu o viteză de răcire cuprinsă între 30 și 150 °C/oră), răcire care de obicei se realizează odată cu răcirea cuptorului. Încălzirea se realizează cu 30-50 °C peste punctele critice corespunzătoare fiecărui tip de oțel (hipo sau hipereutectoid). Timpul de menținere a piesei în cuptor este cuprins între 30 minute și o oră. Scopul răcirii cu viteză mică este ca austenita să se transforme la un grad mic de subrăcire (imediat sub temperatura critică de transformare) în constituenții specifici din diagrama de echilibru metastabil Fe-Fe₃C.

Dimensiunea grăunților de ferită rezultați va fi mare, astfel proprietățile de plasticitate (alungire/găturire) vor crește, în dauna celor de rezistență și duritate.

3.3. Recoacerea de recristalizare

Scopul recoacerii de recristalizare este eliminarea structurii ecruisate (grăunți alungiți fără plane de alunecare în poziție favorabilă deformării) rezultate în urma proceselor de deformare plastică la rece. Se realizează prin încălzirea piesei din oțel la temperaturi superioare temperaturii de recristalizare ($T_r = 0,4 \cdot T_t$, K), între 600 și 700 °C pentru oțeluri, menținere timp de 1 – 3 ore, urmată de o răcire lentă. În mod uzual, recoacerea de recristalizare este un tratament termic intermediar, cu rolul de a facilita deformările ulterioare prin deformare plastică la rece. Prin deformarea plastică la rece, în structura oțelurilor se induc tensiuni interne sub formă de defecte în rețeaua cristalină. Un procent însemnat (aproximativ 10 %) din energia consumată pentru deformarea la rece a oțelurilor se va regăsi sub forma tensiunilor interne, adică va contribui la inducerea de defecte sub formă de vacanțe și dislocații în rețeaua cristalină. Numărul de defecte induse (energia indusă în material) va crește cu creșterea gradului de deformare, atingând o valoare de saturație în grăunții puternic ecruisați (alungiți). Astfel, în prima fază a procesului de recristalizare această energie stocată în metalul deformat plastic la rece va contribui la *restaurarea rețelei critsaline* care este un process complex și include:

- anularea dislocațiilor (când în timpul deplasării acestora prin alunecare sau cățărare se întâlnesc alte dislocații de semn opus),
- cățărarea dislocațiilor până la limitele de grăunți sau reorganizarea acestora,
- deplasarea vacanțelor la limitele de grăunți etc.

În urma restaurării, în grăunții cristalini se vor crea zone lipsite de defecte și deci netensionate. Aceste zone vor fi germeni de cristalizare pentru noii grăunți cristalini. Astfel, în a doua fază a procesului de recrystalizare se va produce *germinarea noilor grăunți* lipsiți de defecte. În a treia fază are loc *creșterea germenilor cristalini* nou formați.

Gradul de ecruisare și implicit valoarea energiei acumulate în materialul deformat la rece va determina valoarea temperaturii de recrystalizare. Temperatura de recrystalizare scade cu creșterea gradului de ecruisare (deformare) al metalului. La o anumită temperatură de recrystalizare, dimensiunea grăunților recrystalizați va fi cu atât mai mică cu cât ecruisarea este mai puternică. În cazul recrystalizării este foarte important ca după finalizarea procesului, răcirea să fie suficient de mare (aer) pentru a rezulta o structură fină (evitarea creșterii grăunților cristalini). Figura 37 reprezintă modificarea microstructurii ca urmare a recoacerii de recrystalizare. Grăunții alungiți prin deformare plastic la rece (figura 37.a) sunt înlocuiți cu grăunți echiacși (figura 37.b).



Figura 37. Modificarea structurii prin recrystalizare. Structură inițială (grăunți ecruisați) – a și după recrystalizare (grăunți echiacși) – b.

3.4. Recoacerea de detensionare

Recoacerea de detensionare se aplică pieselor din oțel prelucrate la cald (deformate, sudate) cu scopul eliminării tensiunilor de ordin termic. Dacă valoarea tensiunilor de natură termică induse în timpul prelucrărilor la cald va fi mai mare decât rezistența de rupere a materialului, în piesă pot apărea modificări dimensionale și de formă, sau în cel mai rău caz pot fi inițiate fisuri. Pentru realizarea tratamentului de recoacere de detensionare, piesele din oțel se încălzesc la temperaturi cuprinse în intervalul 550 – 600 °C, menținute timp de 2 până la 6 ore la această temperatură și apoi răcite lent (odată cu cuptorul sau în nisip). Viteza mică de răcire este necesară pentru a nu induce alte tensiuni în material.

3.5. Recoacerea de omogenizare

Omogenizarea are ca scop eliminarea segregățiilor din piesele turnate. Se aplică de obicei pieselor turnate de dimensiuni mari și cu forme complicate, turnate în special din oțeluri aliate. În mod obișnuit astfel de piese se toarnă în forme de nisip (temporare), răcirea piesei turnate în aceste condiții fiind una moderată. Din acest motiv, în piese vor apărea segregății interdendritice. Pentru a se elimina segregățiile, recoacerea de omogenizare se realizează la temperaturi ridicate, de aproximativ 1150 °C, astfel încât să fie accelerate procesele de difuzie și în microstructură să se formeze austenită omogenă din punct de vedere compozițional. Datorită temperaturii ridicate și a duratelor mari de menținere necesare proceselor de difuzie, în urma recoacerii de omogenizare, de obicei se obțin structuri de supraîncălzire (grosolane). Din acest motiv, după omogenizare este necesar să se aplice un tratament termic suplimentar, cum ar fi recoacerea de normalizare.

3.6. Recoacerea de globulizare a perlitei

Scopul recoacerii de globulizare este de a crește tenacitatea și așchiabilitatea perlitei. Astfel, prin recoacerea de globulizare are loc transformarea perlitei lamelare (fragile) în perlită globulară (tenace și așchiabilă). Uzual, tratamentul de globulizare se aplică oțelurilor cu

conținut mare de perlită ($> 0,6\% \text{ C}$). Se realizează prin încălziri și răciri repetate cu $10 - 20 \text{ }^\circ\text{C}$, în jurul punctului critic A_1 , urmate de o răcire lentă, în cuptor până la $600 \text{ }^\circ\text{C}$, apoi răcirea se efectuează în aer. La încălzire, carburile tind să se dizolve în austenită, dar reapar la răcire, însă datorită faptului că forma sferică este una caracterizată prin suprafață specifică minimă, carburile vor avea tendința de sferoidizare și se vor dispersa în matricea feritică a perlitei. Efectul recoacerii de globulizare asupra microstructurii este prezentat în figura 38.

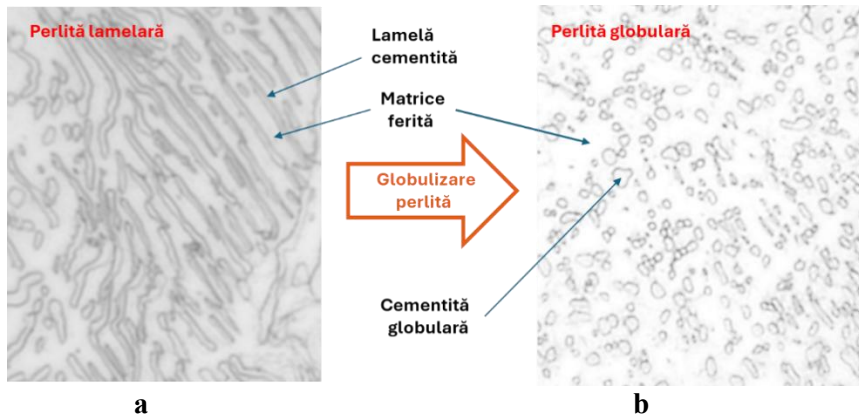


Figura 38. Globulizarea perlitei. Perlita lamelară – a se transformă în perlită globulară – b.

4. Călirea

Scopul călirii este de a crește duritatea în stratul superficial al pieselor din oțel. Aceasta este un tratament termic care constă în încălzirea oțelurilor în domeniul austenitic (peste A_3 în cazul oțelurilor hipoeutectoide și peste A_1 pentru oțelurile hipereutectoide), menținere la temperatura respectivă, urmată de răcire bruscă (apă, ulei). În urma răcirii bruște, austenita se va transforma în martensită (constituentul tipic de călire).

4.1. Călirea clasică

Pentru realizarea călirii clasice (în cuptor), piesele din oțel sunt încălzite în domeniul austenitic, (30 – 50) °C peste punctul critic A_3 în cazul oțelurilor hipoeutectoide și peste A_1 în cazul oțelurilor hipereutectoide, menținute la această temperatură cu scopul omogenizării austenitei și apoi răcite continuu cu viteză mai mare decât viteza critică de călire (v_{cr}), într-un singur mediu de răcire până la temperatura ambiantă. Intervalul de temperatură pentru realizarea unei căliri corecte este prezentat în figura 39.

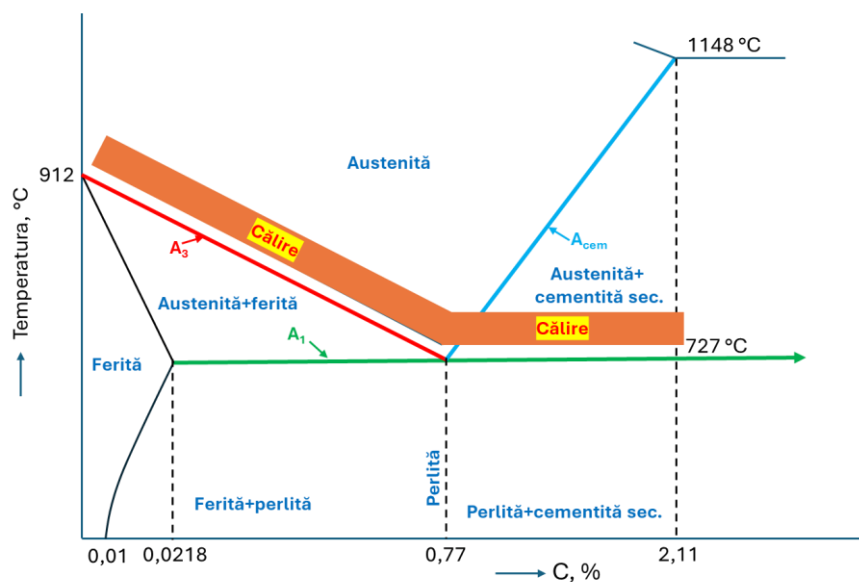


Figura 39. Intervalul de încălzire pentru realizarea călirii.

În cazul oțelurilor hipereutectoide, încălzirea se face peste punctul critic A_1 și nu peste A_{cem} deoarece cementita care va rămâne în structură după călire este dură, nemaî fiind nevoie de transformarea acesteia în martensită.

Oțelurile aliate au o viteză critică de răcire mai mică, deci în cazul anumitor oțeluri aliate călirea se poate realiza și prin simpla răcire în aer. În cazul oțelurilor cu conținut mediu de carbon, vitezele critice de răcire sunt mari și prin urmare, este necesară călirea în apă sau în apă cu sare. Oțelurile cu conținut ridicat de carbon au o viteză critică de răcire ușor mai mică decât în cazul oțelurilor cu carbon mai puțin, ca urmare se recomandă ca aceste oțeluri să fie călite prin răcire în ulei.

Datorită conținutului mai mare de C crește duritatea și fragilitatea martensitei de călire. Prin răcirea în ulei se evită astfel tensionarea excesivă și apariția fisurilor.

Călirea clasică prezintă unele dezavantaje cum ar fi: inducerea unor tensiuni termice în piesele cu tronsoane cu secțiuni diferite și a unor tensiuni de ordin structural, deoarece martensita este un constituent cu volum mare comparativ cu alți constituenți structurali. În cazuri extreme, aceste tensiuni induse pot duce la deformarea și fisurarea pieselor călite. Aceste dezavantaje pot fi eliminate aplicând procedee speciale de călire cum ar fi: călirea întreruptă, călirea în trepte, călirea izotermă, călirea criogenică sau călirea superficială (figura 40).

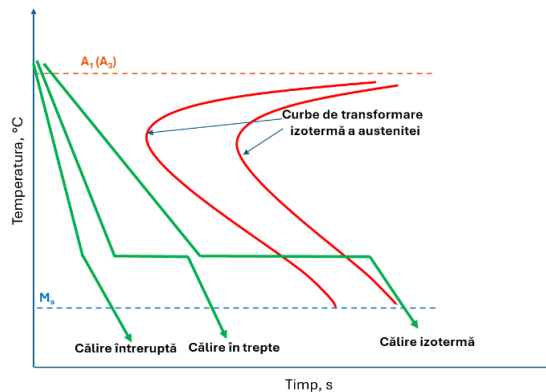


Figura 40. Vitezele de răcire și intervalele de menținere izotermă pentru realizarea călirii întrerupte, în trepte și izoterme.

4.2. Călirea cu flacără

Prin această metodă, încălzirea piesei în domeniul austenitic se realizează cu ajutorul unei torțe mobile, temperatura fiind asigurată prin arderea oxiacetilenei. De obicei, sursa de încălzire are încorporat și sistemul de răcire. Răcirea se realizează cu jet de apă. Principiul călirii cu flacără este ilustrat în figura 41. Astfel, călirea are loc atunci când suprafața piesei, care prin încălzirea cu flacără ajunge la temperaturi superioare punctului critic A_3 este răcită de jetul de apă pulverizată. Deoarece între sursa de încălzire și cea de răcire distanța este mică și durata de menținere în domeniul austenitic este scurt. Acest procedeu se aplică în general pieselor mari din oțel carbon cu conținutul de C cuprins între 0,4 și 1 %. Avantaje ale procesului: economic din punct de vedere al energiei consumate pentru încălzirea pieselor mari comparativ cu încălzirea clasică în cuptor, suprafața fără oxizi a pieselor tratate datorită vitezei mari cu care se face încălzirea. Dezavantaje: tronsoanele din piesă cu secțiuni subțiri se pot deforma și în stratul superficial se pot forma structuri de supraîncălzire.

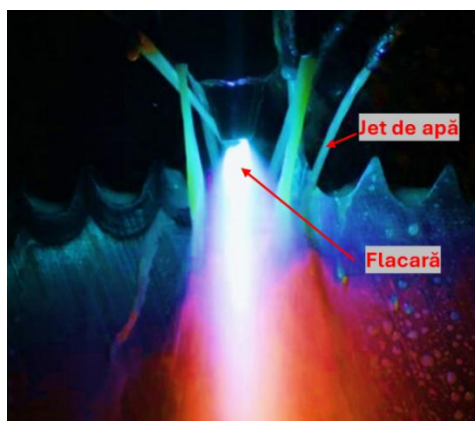


Figura 41. Principiul călirii cu flacără.

4.3. Călirea CIF (curenți de înaltă frecvență)

Prin acest procedeu, încălzirea în domeniul austenitic al stratului superficial al pieselor se realizează cu ajutorul curenților de înaltă frecvență. Bobina (inductorul) cu care se realizează încălzirea

este făcută din cupru. Aceasta este alimentată la o sursă de curent alternativ de înaltă frecvență. Astfel, acești curenți de înaltă frecvență vor genera un câmp magnetic alternativ care la rândul său va induce în piesă curenți turbionali de aceeași frecvență, efectul fiind încălzirea stratului superficial al piesei (figura 42). Acest procedeu este foarte eficient deoarece încălzirea suprafeței piesei la temperaturi superioare punctului critic A_3 se va realiza rapid (2 – 5 min.). Răcirea este făcută cu un jet de apă dintr-o sursă care urmează inductorul de Cu. Unul din avantajele acestui procedeu constă în obținerea unei martensite fine în stratul superficial al piesei călite, deoarece viteza de încălzire pentru austenitizare este mare, iar durata de menținere scurtă. Totodată, prin această metodă se asigură un control precis al stratului călit prin modificarea frecvenței și intensității curentului din inductorul de Cu.

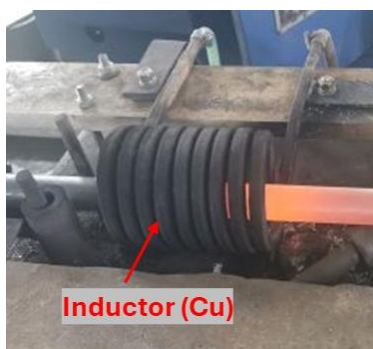


Figura 42. Principiul călirii CIF.

Ca și dezavantaje ale metodei pot fi amintite: costul mare al echipamentului și limitarea geometriei pieselor ce pot fi călite prin acest procedeu. Metoda se aplică de obicei oțelurilor cu conținut de C cuprins între 0,3 și 0,5 %.

4.4. Călirea cu laser

Încălzirea pieselor în vederea călirii utilizând această metodă se realizează cu ajutorul unui fascicul laser (figura 43). Acest procedeu de călire implică viteze de încălzire, respectiv de răcire mari, cuprinse între 10^8 și 10^{10} °C/s.

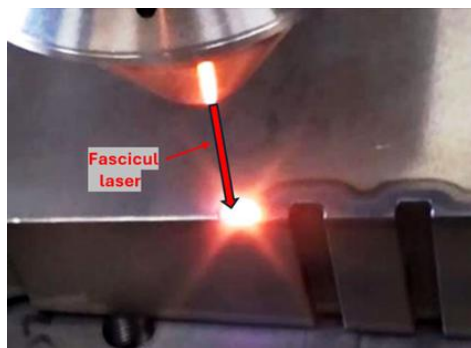


Figura 43. Principiul călirii cu fascicul laser.

Intensitatea fascicului laser utilizat la călire este de aproximativ 10^2 W/cm^2 , iar durata de menținere în jurul a 10^{-4} secunde (figura 44). Acești parametri se impun cu scopul evitării topirii suprafeței metalului și a modificărilor structurale ale miezului piesei.

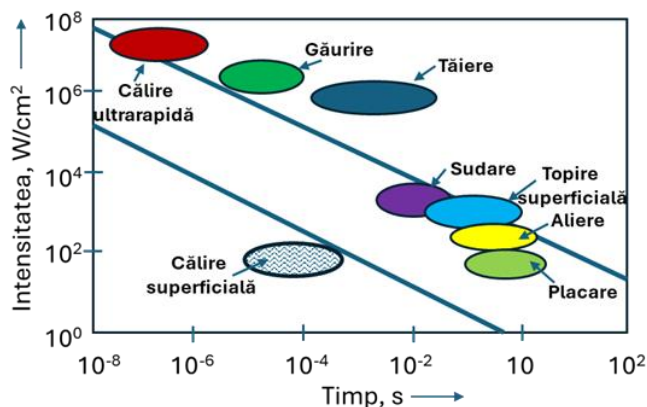


Figura 44. Intervalul intensităților fascicului laser și durata de încălzire utilizate în procesul de călire.

Transformarea martensitică are loc datorită vitezei mari de răcire a suprafeței, răcire care se realizează datorită gradientului mare de temperatură dintre suprafață și miez.

Prin acest procedeu, în stratul superficial, microstructura este alcătuită din martensită fină ceea ce duce la o creștere semnificativă a durității și a rezistenței la uzură. De asemenea, tensiunile induse în piesă sunt minime. Acest procedeu se utilizează pentru călirea roților dințate, arborilor cu came etc.

4.5. Călirea criogenică

Se aplică de obicei pieselor din oțeluri înalt aliate (oțeluri rapide de scule sau oțelurilor aliate de carburare) și are ca scop diminuarea cantității de austenită reziduală din microstructură, precum și asigurarea stabilității dimensionale și a unei durități ridicate. Se face ca și călirea clasică, dar temperatura până la care se răcește piesa trebuie să fie sub 0 °C (~ -70 °C). De obicei, în cazul acestor oțeluri punctul M_f este în domeniul de temperaturi negative. În practică se evită răcirea mult sub temperatura M_f , deoarece nu aduce niciun beneficiu (doar costuri suplimentare), pentru că nu se obține o creștere suplimentară a cantității de martensită și deci nici creșterea durității (transformarea martensitică se finalizează la temperatura M_f). Răcirea în domeniul criogenic trebuie efectuată imediat după operația de călire. Creșterea duratei între călire și răcirea criogenică duce la stabilizarea austenitei, ulterior transformările austenitei reziduale în martensită producându-se mult mai greu. De obicei, intervalul de temperatură utilizat pentru călirea criogenică este cuprins între -30 °C și -150 °C, iar timpul de menținere la acea temperatură este cuprins între 30 minute și 1 oră. Duritatea crește cu 2–4 unități HRC. Deoarece martensita nou formată poate induce tensiuni interne suplimentare provocând deformarea sau fisurarea pieselor cu forme complicate, se recomandă ca acestea să fie supuse mai întâi unei reveniri joase imediat după călire și apoi supuse tratamentului criogenic. Mediile de răcire criogenică sunt prezentate în tabelul 4.

Tabelul 4. Medii de răcire utilizate pentru călirea criogenică.

Mediul de răcire	Temperatura de răcire, °C
Gheață carbonică (CO ₂)+acetona	-78
Gheață+NaCl	-23
Gheață+CaCl ₂	-55
Aer lichefiat	-183
Azot lichefiat	-196
Pentan lichefiat	-129
Freon	-111

Cantitatea de austenită reziduală în funcție de conținutul în C al oțelurilor și influența elementelor de aliere sunt prezentate în figura 45.a și b.

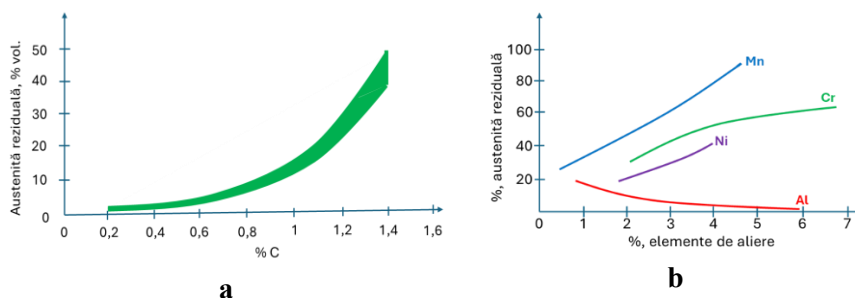


Figura 45. Variația cantității de austenită reziduală în funcție de conținutul de C – a și influența elementelor de aliere asupra acesteia - b .

Astfel, creșterea conținutului de C va favoriza creșterea cantității de austenită netransformată (figura 45.a). La fel, în cazul tuturor elementelor de aliere cu excepția Al, cu creșterea conținutului acestora în oțeluri se va mări și cantitatea de austenită reziduală din microstructură (figura 45.b).

4.6. Determinarea călibilității oțelurilor

Călibilitatea este definită prin capacitatea unui oțel de a se căli în profunzime. Există mai multe metode de determinare a călibilității oțelurilor. Cele mai utilizate în industrie sunt următoarele: metoda Jominy, metoda Grossman, metoda calculului dimensiunii grăunților de austenită etc.

4.6.1. Determinarea călibilității prin metoda Jominy

Metoda Jominy (metoda răcirii frontale) de determinare a călibilității unui oțel este descrisă în standardul ISO 642:2024. Prin această metodă se măsoară călibilitatea oțelului care este asociată cu capacitatea acestuia de a forma în structură, la o anumită adâncime de la suprafață, martensită (parțial sau total) ca urmare a răcirii în anumite condiții specifice a austenitei. Standardul prevede utilizarea unei epruvete cilindrice lungă de 100 mm și având diametrul de 25 mm (figura 46). Proba este încălzită peste punctul critic A_3 (A_1) pentru a se

obține în structură austenită omogenă. Imediat după menținerea de omogenizare a austenitei, proba este transferată rapid într-un suport și răcită frontal cu jet de apă (la 24 °C), la capătul liber. Prin acest mod de răcire, viteza de răcire variază de-a lungul probei de la foarte mare (capătul la care se face răcirea) spre lentă capătul fixat în suport. După răcire, proba cilindrică este rectificată plan pe lungimea sa, pe laturi opuse pentru a îndepărta stratul decarburat, la o adâncime de cel puțin 0,38 mm față de suprafață. Este obligatoriu ca procesul de prelucrare să nu încălzească proba, pentru a evita revenirea (structura grosolană).

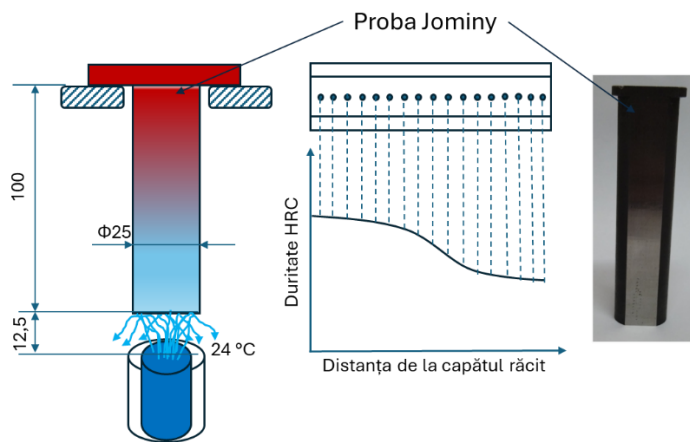


Figura 46. Principiul metodei Jominy.

Duritatea se măsoară prin metoda Rockwell C sau Vickers la intervale de 1,5 mm pentru oțelurile aliate și 0,75 mm pentru oțelurile carbon, începând cât mai aproape posibil de capătul călit. Rezultatele vor arăta o scădere a durității odată cu distanța față de capătul călit, având valori mari în zonele din probă unde se dezvoltă structura martensitică. Valorile mici ale durității indică transformarea austenitei în microstructuri de tip bainită sau ferită/perlită. Rezultatele obținute în urma testelor de duritate sunt reprezentate grafic prin trasarea curbei de variație a durității în funcție de distanța de la capătul călit. Capacitatea de călire a oțelului este dată de duritatea maximă care se poate obține în urma călirii. Din grafic se mai determină adâncimea de pătrundere a călirii (distanța măsurată de la stratul exterior al piesei până la stratul cu un conținut de 50% martensită).

5. Tratatamentul termic de revenire

Călirea prezintă unele dezavantaje din cauza cărora piesele călite nu pot fi utilizate în aplicațiile ingineresti. Aceste dezavantaje sunt prezentate în continuare:

- martensita de călire este foarte fragilă și ca urmare susceptibilă la fisurare;
- tensiuni interne mari induse prin răcirea bruscă a austenitei;
- atât martensita de călire cât și austenita reziduală sunt faze metastabile care în timp se vor transforma în faze stabile, transformare care va conduce la modificări ale dimensiunilor și proprietăților oțelului călit.

Prin aplicarea unui tratament termic de revenire, efectul dezavantajelor prezentate mai sus va fi parțial diminuat sau eliminat.

Revenirea este tratamentul termic care constă în încălzirea oțelului călit la o temperatură sub temperatura critică inferioară (A_1), menținerea la această temperatură, urmată de răcire, de obicei foarte lentă. Astfel, în funcție de temperatura la care se face încălzirea, revenirile pot fi de trei tipuri și anume:

- revenire joasă;
- revenire medie;
- revenire înaltă.

5.1. Revenirea joasă

Pentru revenire joasă, piesele călite se încălzesc într-un interval de temperaturi cuprins între 150 și 200 °C. Prin încălzire la aceste temperaturi, în martensita de călire din structură care este instabilă din cauza suprasaturării cu C, rețeaua tetragonală a acesteia se va transforma în una aproape cubică (gradul de tetragonalitate, $c/a = 1,014$). Această transformare are loc datorită difuziei C. La limita grăunților, atomii de C împreună cu Fe vor forma carbura ϵ ($Fe_{2,4}C$).

Rețeaua cristalină a carburii ϵ este HC (hexagonal compactă). La microscop apare sub formă de ace fine (0,015–0,02 μm) de culoare neagră. Astfel, după revenirea joasă structura oțelurilor este formată

din martensită de revenire (structură bifazică alcătuită din martensită cubică și carburi ϵ). Ca urmare a revenirii joase volumul pieselor călite va scădea, deoarece scade volumul specific al martensitei datorită eliminării carbonului aflat în exces (suprasaturație) din rețeaua cristalină.

5.2. Revenirea medie

Pentru realizarea revenirii medii, piesele călite sunt încălzite la temperaturi cuprinse în intervalul 300 - 450 °C, menținere la această temperatură și apoi răcite cu viteză mică. Structura tipică revenirii medii este troostita de revenire. Aceasta este alcătuită din lamele fine de cementită într-o matrice feritică. La microscop apare sub forma unor formațiuni nodulare de culoare neagră pe fond de austenită reziduală. Troostita de revenire este constituenții cu cel mai mic modul de elasticitate dintre toți constituenții de revenire. Din acest motiv, revenirea medie este tratamentul termic specific arcurilor. Structura troostitică este mai puțin dură și mai puțin fragilă decât martensita de revenire.

5.3. Revenirea înaltă

În vederea realizării revenirii înalte, piesele călite se încălzesc la temperaturi cuprinse între 500 și 650 °C. În acest interval de temperaturi are loc descompunerea martensitei de călire într-un amestec ferito-cementitic, cementită sferoidală în matrice feritică (sorbită). Proprietățile sale sunt intermediare între cele ale perlitei lamelare și troostitei. Datorită formei sferoidale a cementitei dispersate în matricea feritică, sorbita are tenacitate ridicată și plasticitate bună. Sorbita diferă ca aspect de perlita globulară prin faptul că cementita din perlita globulară are orientarea fostelor lamele de cementită din care provine.

În figura 47 sunt prezentate schematic microstructurile care se obțin în urma călirii (martensită) și revenirii (martensită de revenire, troostită și sorbită) unui oțel.

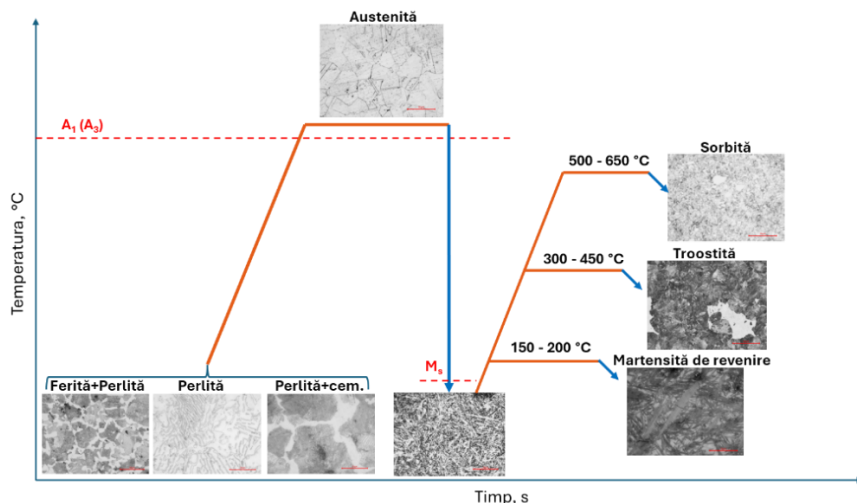


Figura 47. Reprezentarea schematică a revenirilor cu identificarea microstructurilor specifice.

Detaliat, imaginile optice ale microstructurilor de revenire (probe atacate cu nital – 4%) sunt prezentate în figura 48.a-c.

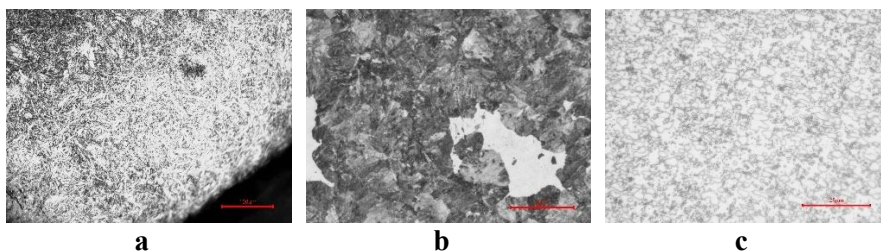


Figura 48. Microstructuri de revenire. Revenire joasă (martensită de revenire) – a, medie (troostită) – b și înaltă (sorbită) – c.

Variația proprietăților cu temperatura la care se realizează revenirea sunt prezentate în figura 49.a și b. Astfel, cu creșterea temperaturii de revenire se reduc tensiunilor interne, scad proprietățile mecanice (duritatea, rezistența minimă de rupere la tracțiune, limita de curgere) și crește cantitatea de austenită reziduală. Ca urmare, tenacitatea crește cu creșterea temperaturii la care se face revenirea după călire.

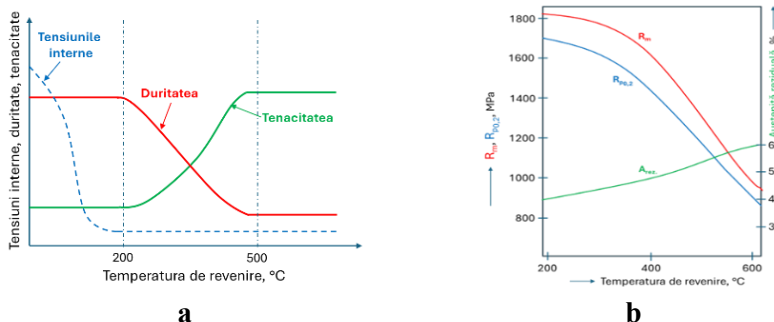


Figura 49. Variația durității, tenacității, tensiunilor interne (a) și a rezistenței min. de rupere la tracțiune, limitei de curgere și cantității de austenită reziduală (b) cu temperatura de revenire.

5.4. Fragilizarea la revenire

Fragilizarea la revenire este un fenomen specific oțelurilor carbon și mai ales celor aliate și care se caracterizează prin scăderea tenacității la impact (încercarea de reziliență realizată pe epruvete cu crestătură în V). Aceasta apare în anumite oțeluri călite și revenite. Fragilizarea de revenire nu afectează rezistența minimă la tracțiune la temperatura camerei, dar provoacă reduceri semnificative ale tenacității la impact și ale rezistenței la oboseală. În cazul oțelurilor aliate, de obicei apar două intervale distincte de temperatură în care se manifestă fragilizarea la revenire și anume:

- între 250–400 °C—fragilizarea martensitei (ireversibilă);
- între 450–650 °C—fragilizarea de revenire (reversibilă).

Variația energiei de rupere în funcție de temperatura de revenire este prezentată în figura 50.

Fragilizarea martensitei revenite la 250 – 400 °C și fragilitatea la revenire reprezintă două forme distincte de fragilizare și sunt caracterizate prin rupere intercristalină. Aceste fenomene sunt în principal asociate cu segregarea impurităților (cum ar fi P, Sn, As, Sb) și cu precipitarea de carburi la limitele foștilor grăunți de austenită sau între acele sau șipcile de martensită.

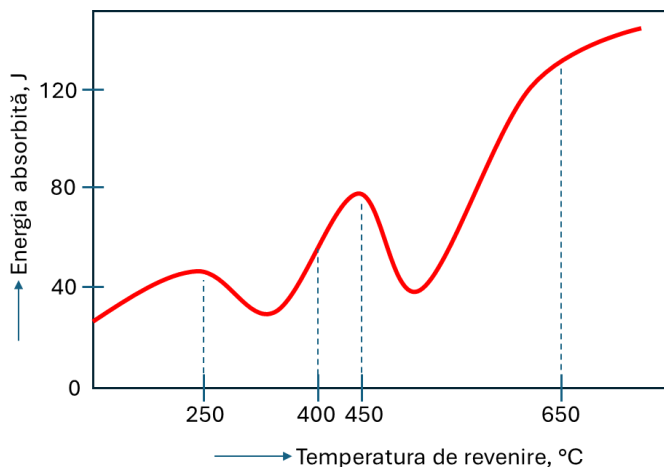


Figura 50. Variația energiei de rupere în funcție de temperatura de revenire.

În cazul fragilizării martensitei revenite, precipitarea cementitei sau a altor carburi la limitele de grăunți este considerată principala cauză, iar aceste carburi se dizolvă la temperaturi mai ridicate de revenire, nu în intervalul 250–400 °C. Aceasta explică caracterul ireversibil al fenomenului.

Fragilizarea la revenire, apare la încălzirea pieselor călite în intervalul 375–575 °C sau la răcirea lentă a acestora în acest interval de temperatură și este de obicei reversibilă, fiind provocată de segregarea impurităților (P, As, Sn, Sb) la limitele de grăunți. Această segregare duce la interfețe lipsite de coeziune între grăunții cristalini, favorizând ruperea intercristalină la energie scăzută, în anumite condiții de solicitare. Ambele tipuri de fragilizare duc la creșterea temperaturii de tranziție ductil–fragil. Unele elemente de aliere cum ar fi Cr, Ni și Mn (peste 0,5 %) au efect negativ asupra fragilității martensitei sau a fragilizării la revenire, acestea favorizând segregarea. Altele, precum Si și Mo (până la 0,3 %) au efect pozitiv deoarece pot preveni fragilizarea ireversibilă prin încetinirea descompunerii martensitei. În figura 51 este prezentată o fisură intercristalină cauzată de fragilizarea la revenire. Aspectul suprafeței specifice de rupere este prezentat în figura 52.

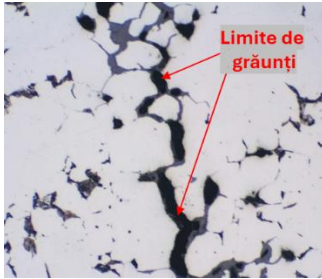


Figura 51. Fisură intercristalină indusă la revenire.

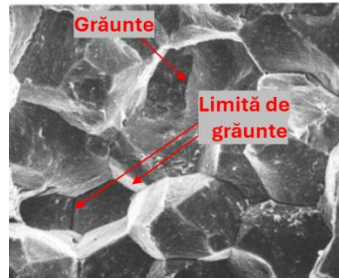


Figura 52. Suprafața specifică de rupere intercristalină.

Pentru a preveni fragilizarea la revenire este indicat controlul strict și minimizarea prezenței impurităților în oțeluri, mai ales în cele aliate, în cazul revenirii oțelurilor călite în intervalul de temperaturi cuprinse între 375 și 575 °C răcirea să se realizeze cu viteză mare (de ex. în ulei) și adăugarea de cantități mici de Mo (0,2 – 0,3 %) în compoziția oțelurilor aliate cu Cr, Ni și Mn.

6. Tratamente termochimice

Tratamentele termochimice sunt tratamente superficiale realizate cu scopul modificării compoziției chimice și a structurii stratului superficial al pieselor din oțel. Tratamentele termochimice includ atât procese termice cât și chimice. În urma tratamentelor termochimice, proprietățile de duritate, rezistență la uzare, oboseală și coroziune a stratului superficial cresc, miezul pieselor păstrându-și tenacitatea și plasticitatea. Astfel, îmbunătățirea acestor proprietăți se realizează prin îmbogățirea stratului superficial al pieselor din oțel cu diferite elemente cum ar fi: carbon, azot, aluminiu, crom, siliciu, sulf etc., prin fenomene de adsorbție și difuzie a acestor elemente în timpul menținerii pieselor metalice la temperaturi ridicate în medii (solide, gazoase, lichide sau plasmă) care conțin aceste elemente. Denumirea tratamentelor termochimice este dată de tipul de atomi care îmbogățesc stratul superficial al pieselor. Astfel, tratamentul termochimic prin care stratul superficial al pieselor se îmbogățește cu C se numește carburare, cu N – nitruare, cu C și N – carbonitrurare, cu Cr – cromizare etc.

6.1. Carburarea

Îmbogățirea stratului superficial al pieselor din oțel cu C este cel mai utilizat tratament termochimic folosit în industrie. Carburarea se aplică oțelurilor cu conținut scăzut de carbon (<0,25%). Prin carburare, conținutul de C al stratului superficial crește până la 0,8–1,0%. Pentru carburare este necesar un mediu cu conținut ridicat de C, mediu ce poate fi solid, lichid sau gazos.

În toate mediile, carburarea se realizează în trei etape și anume:

- generarea de atomi activi de carbon de către mediul utilizat la carburare;
- adsorbția C activ la suprafața piesei;
- difuzia C în interiorul piesei

Carburarea se realizează la temperaturi ridicate, peste punctul critic A_3 , în intervalul de temperaturi cuprins între 920 și 950°C. La această temperatură are loc difuzia C în austenită. Rețeaua CFC a

austenitei are interstiții mai mari și astfel solubilitatea C este mai mare decât în ferită (CVC).

Viteza de difuzie a carbonului în austenită, la o temperatură dată, depinde de coeficientul de difuzie și de gradientul de concentrație.

6.1.1. Carburarea în mediu solid

Pentru carburarea în mediu solid, piesele din oțel sunt împachetate într-un amestec format din 80% mangal (cărbune) și 20% BaCO₃ (carbonat de bariu) care are rol de activator. Piesele astfel pregătite sunt aranjate în cutii metalice rezistente la temperaturi înalte și apoi sunt introduse într-un cuptor la temperatura de 930°C și menținute un anumit timp, ce depinde de adâncimea dorită a stratului carburat. Uzual, durata de menținere este cuprinsă între 6 și 8 de ore.

Carburarea are loc în patru etape și anume:

1. Descompunerea activatorului, generarea monoxidului de C (CO):



2. Monoxidul de carbon se descompune conform reacției:



3. Adsorbția și difuzia carbonului activ în oțel.

4. CO₂ format în etapa a 2-a reacționează cu carbonul (C) din mangal generând în continuare CO și prin urmare C activ prin descompunerea acestuia.

Adâncimea stratului carburat este cuprinsă între 1 și 2 mm.

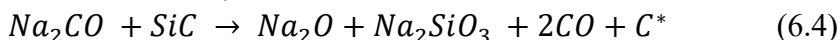
6.1.2. Carburarea în mediu lichid

Pentru realizarea carburării în mediu lichid, piesele din oțel supuse tratamentului termochimic sunt imersate într-o baie de săruri topite încălzită peste punctul critic A₃ (900 – 925 °C) și menținute la

această temperatură între 30 minute și o oră. Uzual, compoziția băii este următoarea:

- carbonat de sodiu (Na_2CO_3)
- clorură de sodiu (NaCl)
- carbură de siliciu (SiC)

Deasupra amestecului de săruri topite se presară grafit pentru a izola termic baia de mediul exterior. În baia metalică vor avea loc următoarele reacții:



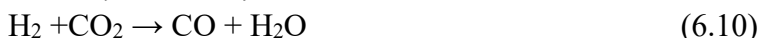
Carbonul activ este adsorbit la suprafața oțelului și apoi difuzează în interior. Această metodă de carburare asigură un strat carburat uniform și omogen. Adâncimea stratului carburat este cuprins între 0,1 și 0,5 mm.

6.1.3. Carburarea în mediu gazos

Aceasta este cea mai utilizată metodă de carburare deoarece asigură un control bun al adâncimii de carburare și costurile sunt mai mici decât în cazul metodelor anterioare. Temperatura la care se face carburarea în mediu gazos este cuprinsă între 870 și 950 °C. Mediul de carburare utilizat este un gaz cu conținut mare de C cum ar fi propanul sau metanul. La temperatura de carburare au loc următoarele reacții pentru generarea C activ:



Cantitatea de C este suplimentată și ca urmare a reacției ce are loc între produșii din reacțiile de mai sus, astfel:



Carbonul activ (C^*) rezultat în urma acestor reacții va fi adsorbit la suprafața pieselor și apoi va difuza în austenită.

6.1.4. Carburarea în vid (presiune mică)

Principalul avantaj al acestui proces constă în economia de energie cu efect direct asupra costului pieselor carburate. Carburarea în vid este procedeul de carburare cu cel mai precis control a cantității de carbon indus în stratul superficial al pieselor. De asemenea, deoarece procesul are loc la o temperatură mai ridicată (925 – 1050 °C) și în vid, difuzia carbonului este foarte rapidă.

În prima fază a procesului, piesele sunt introduse în cuptor, după care interiorul acestuia se videază cu ajutorul unor pompe de vid. Apoi, cuptorul este încălzit până la temperatura de carburare, în domeniul austenitic. Ulterior, în cuptor se introduce metan sau propan. La contactul cu suprafața piesei (catalizator), propanul (C_3H_8) de descompune în carbon activ (C^*) și metan (CH_4) conform reacției (6.6), iar metanul în C^* și H_2 .

Carbonul activ este adsorbit pe suprafața de unde difuzează în austenită până se ajunge la saturația acesteia. Procesul continuă până se ajunge la adâncimea necesară a stratului carburat. După aceea, alimentarea cu gaz este oprită, iar gazul de carburare nedescompus împreună cu produșii de reacție se elimină cu ajutorul pompelor de vid.

În figura 53 sunt prezentate zonele carburate ale unor piese din oțel, necălite (figura 53.a) și după călire și revenire înaltă (figura 53.b).

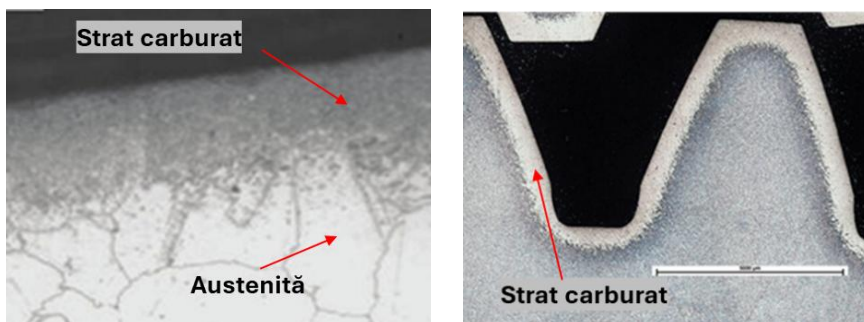


Figura 53. Microstructurile unor piese carburate: oțel austenitic carburat – a și roată dințată carburată, călită și revenită înalt – b.

6.1.5. Tratamente termice aplicate după carburare

Deoarece carburarea se realizează la temperaturi ridicate (în domeniul austenitic) și din cauza duratelor lungi de menținere a pieselor din oțel la această temperatură, de obicei microstructura rezultată va fi perlitică sau perlito-cementitică cu grăunți mari (grosolană). Pentru a obține duritate mare în stratul superficial carburat și pentru rafinarea structurii, după carburare sunt recomandate câteva tratamente termice prezentate schematic în figura 54.

Astfel, după carburare este indicat ca răcirea să se realizeze în ulei (I) sub temperatura de transformare martensitică (M_s). Structura rezultată va fi alcătuită din martensită de călire și austenită reziduală. Pentru a diminua efectul negativ al durității mici a austenitei reziduale, după călire se recomandă realizarea unei reveniri în intervalul de temperaturi cuprins între 350 și 370 °C cu scopul transformării austenitei reziduale în bainită (II). Pentru reducerea dimensiunii grăunților cristalini se recomandă ca în continuare piesele să fie încălzite CIF (curenți de înaltă frecvență) superficial, adică doar stratul carburat, urmată de o menținere scurtă în domeniul austenitic și apoi răcite în ulei (III). Pentru reducerea dimensiunii grăunților cristalini se recomandă ca în continuare piesele să fie încălzite CIF (curenți de înaltă frecvență) superficial, adică doar stratul carburat, urmată de o menținere scurtă în domeniul austenitic și apoi răcite în ulei (III).

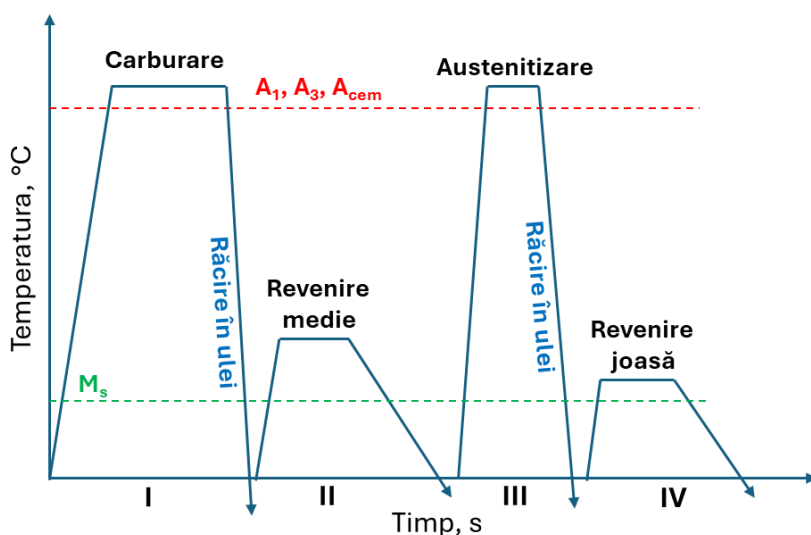


Figura 54. Tratamente termice recomandate pieselor carburate.

Ultimul tratament termic constă într-o revenire joasă (aproximativ 180 °C - IV). În urma acestui ciclu de tratamente termice, stratul superficial va fi foarte dur (900 HV), iar atât miezul piesei cât și stratul carburat vor avea o structură cu grăunți fini.

6.2. Nitrurarea

Nitrurarea este tratamentul termochimic de îmbogățire a stratului superficial al pieselor din oțel cu azot (N). În timpul procesului de nitrurare, azotul difuzează în stratul superficial al piesei și formează compuși extrem de duri cu Fe și cu unele elemente de aliere. Din acest motiv, nitrurarea este mai eficientă dacă se aplică pieselor din oțeluri aliate. Elementele de aliere care formează împreună cu N nitruri foarte dure sunt Al, Cr, Mo și V. Cele mai bune rezultate se obțin în cazul oțelurilor aliate cu Al (0,8 – 1 %) datorită nitrurii de Al (AlN) care se formează în stratul superficial și care foarte dură.

Stratul de nitrură format are duritate mai mare decât duritatea oțelurilor de scule sau a oțelurilor cementate (900 -1000 HV).

În funcție de conținutului de azot, în microstructura oțelurilor nitrurate se pot distinge două zone:

- stratul ce conține compuși chimici de tip Fe_4N (faza γ') și Fe_2N (faza ϵ) de culoare albă și care se formează la suprafață;
- stratul de difuzie - caracterizat printr-o concentrație mai scăzută de azot. Acesta este alcătuit de obicei din ferită aliată cu azot.

Ferita aliată este mai densă decât ferita nealiată și din acest motiv în stratul de difuzie vor fi induse tensiuni care vor exercita compresiune asupra miezului piesei.

Creșterea rezistenței la oboseală a oțelurilor nitrurate este datorată acestor tensiuni de compresiune din stratul de difuzie.

6.2.1. Nitrurarea în mediu gazos

În vederea nitrurării, piesele se încălzesc în intervalul de temperaturi cuprins între 500 și 590 °C, sub punctul critic A_1 . Ca sursă de azot se utilizează amoniacul (NH_3).

La temperatura de nitrurare, amoniacul disociază în azot și hidrogen conform relației:



Azotul activ va fi adsorbit la suprafața oțelului și apoi va difuza în interior. Deoarece difuzia N în ferită este mică, acesta se va combina cu Fe și cu elementele de aliere și va forma nitruri.

Durata de nitrurare este cuprinsă între 20 și 100 de ore. Stratul nitrurat este cuprins între 0,2 și 0,8 mm.

În timpul procesului de nitrurare, la suprafața pieselor din oțel se formează un strat de culoare albă, fiind alcătuit dintr-un amestec de compuși chimici Fe_4N (faza γ) și Fe_2N (faza ϵ) – figura 55.a. Acest strat prezintă fragilitate ridicată și este susceptibil la fisurare. Pentru a evita sau diminua formarea acestor compuși, după nitrurarea propriu zisă se aplică o nitrurare în doi pași cu rol de descompunere a nitrurilor γ și ϵ sau piesele se niturează ionic.

În cazul aplicării nitrurării în doi pași, în primul pas nitrurarea se realizează la temperaturi mai mici (495–525 °C) într-o atmosferă care conține 20 % HN_3 , timp de 15–20 de ore, cu scopul accelerării creșterii stratului nitrurat. În al doilea stadiu, se crește temperatura la 550 – 565 °C și concentrația amoniacului din atmosfera de nitrurare la 80 %.

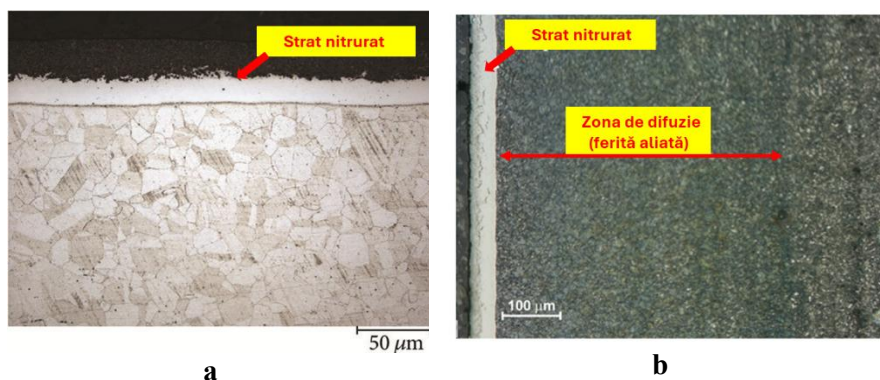


Figura 55. Microstructurile unor oțeluri nitrurate. Strat cu nitruri într-un oțel austenitic – a și stratul nitrurat împreună cu zona de difuzie a azotului într-un oțel normalizat - b.

Stratul de nitruri de tip γ și ϵ format în primul stadiu se va diminua (până la maxim 0,05 mm) datorită descompunerii acestora, azotul rezultat din descompunere difuzând mai adânc în piesă și formând ferita aliată (figura 55.b).

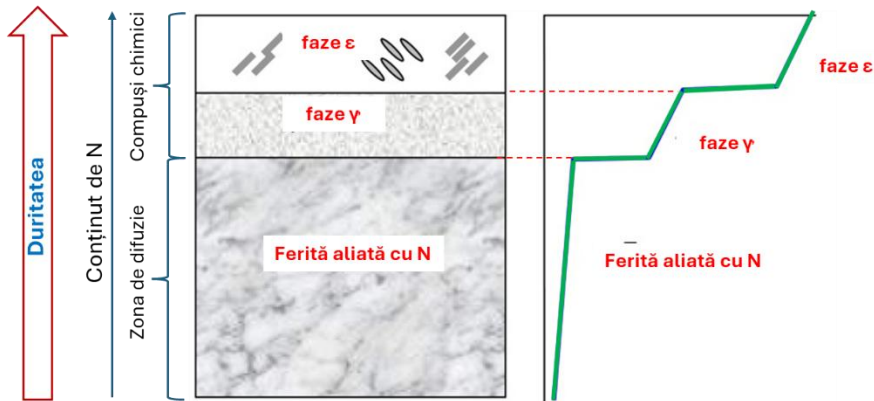


Figura 56. Fazele care se formează în stratul nitrurat în funcție de conținutul de N difuzat în oțel.

Variația durității în funcție de tipul de nitrură format într-un oțel nitrurat precum și zonele de difuzie caracteristice sunt prezentate în figura 56.

6.2.2. Nitrurarea ionică

Este un procedeu foarte eficient de nitrurare care permite un control precis al adâncimii stratului nitrurat. În acest procedeu, piesa ce urmează a fi nitrurată este introdusă într-o incintă și are rol de catod în instalația de nitrurare. După vidarea incintei ($10^{-2} - 10^{-3}$ atmosfere), se introduce azotul și între anod și catod (piesa) se aplică o tensiune mare (500 – 1000 V). Diferența mare de potențial va disocia azotul și îl va ioniza. Astfel, ionii de N^+ vor fi atrași de catod (piesa de nitrurat) și accelerați spre acesta. Datorită energiei cinetice mari a ionilor de azot, la contactul cu catodul aceștia vor încălzi piesa și o vor menține la temperatura de nitrurare (370 – 650 °C), totodată difuzând în aceasta.

În stratul superficial se va forma un strat subțire de compuși de tip γ și ϵ și ferită aliată cu azot. Durata de difuzie este mică, practic

ferita se va satura cu azot în câteva minute. Instalația de nitrurare ionică permite un control precis al parametrilor procesului (temperatura, presiunea, debitul de gaz, intensitatea curentului și tensiunea) care asigură un control mai bun al grosimii și microstructurii stratului nitrurat.

6.3. Carbonitrurarea

Prin carbonitrurare se urmărește îmbogățirea stratului superficial al pieselor din oțel atât cu C cât și cu N. Carbonitrurarea în mediu gazos se realizează în cuptoare în care se introduce un gaz cu rol de carburant (propan sau metan), amestecat cu un gaz cu conținut ridicat de azot (NH_3). Amestecul de gaz uzual pentru carbonitrurare este alcătuit din 15% NH_3 , 5% CH_4 și 80% gaz inert. Temperatura de carbonitrurare este cuprinsă între 800 și 870 °C, adică în domeniul ferito-austenitic (peste punctul critic A_1). Carbonul și azotul difuzează simultan în stratul superficial al oțelului rezultând un strat carbonitrurat cu o grosime cuprinsă în intervalul 0,05–0,75 mm. După carbonitrurare, piesele se călesc în ulei pentru a se evita fisurarea acestora. După călire se aplică o revenire joasă (150–180°C). Prin carbonitrurare, duritatea stratului superficial este de aproximativ 850 HV. Prin carbonitrurare, se obține o rezistență la uzură și la coroziune mai ridicată decât după carburare. Ca și dezavantaj - durata necesară carbonitrurării este mai mare decât cea necesară pentru carburare. Microstructurile caracteristice ale oțelului 21NiCrMo2 înainte și după carbonitrurare sunt prezentate în figura 57.

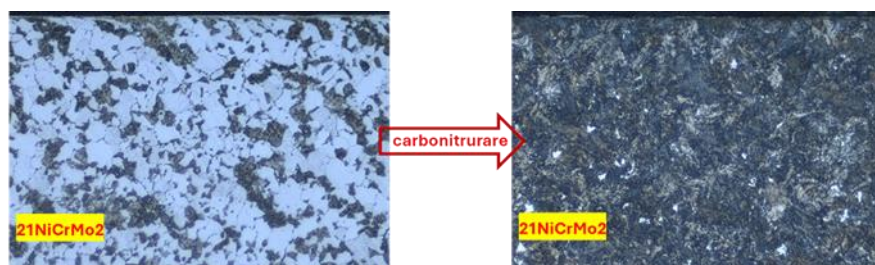


Figura 57. Modificarea microstructurii oțelului 21NiCrMo2 prin carbonitrurare.

7. Durificarea prin precipitare

Durificarea prin precipitare este un proces aplicat unor aliaje metalice cu scopul îmbunătățirii anumitor proprietăți mecanice, în special rezistența și duritatea. Acest proces se bazează pe formarea controlată de precipitate fine și uniform dispersate în rețeaua cristalină a unei soluții solide suprasaturate, efectul fiind creșterea rezistenței și a durității fără a compromite tenacitatea.

Durificarea prin precipitare se aplică sistemelor de aliaje care prezintă diagramă cu solubilitate limitată și variabilă a componentilor în stare solidă (figura 58). Procesul de durificare se realizează în două etape și anume:

- călirea de punere în soluție și
- îmbătrânirea

7.1. Călirea de punere în soluție

În prima fază, un aliaj cu compoziția B_x este încălzit la o temperatură T_1 , situată deasupra curbei de variație a solubilității cu temperatura (curba solvus) și menținut la această temperatură până când tot solvatul (atomii de B) se dizolvă în faza α (soluție solidă pe bază de atomi de A), rezultând o soluție solidă suprasaturată omogenă.

A doua fază a acestei prime etape este călirea. Călirea constă în răcirea rapidă a probei până la temperatura camerei (T_0). De obicei ca și mediu de răcire se folosește apă la 24 °C.

Călirea are rolul de a împiedica difuzia în timpul răcirii, la temperatura ambiantă, microstrucura aliajului fiind alcătuită dintr-o soluție solidă suprasaturată. Practic, structura monofazică la care se ajunge prin încălzirea aliajului la temperatură T_1 este “înghețată” până la temperatura T_0 .

A doua etapă a procesului de durificare prin precipitare este îmbătrânirea. În timpul îmbătrânirii are loc precipitarea fazelor secundare din soluția solidă suprasaturată. Diagrama caracteristică de tratament de durificare prin precipitare este prezentată în figura 59.

Atunci când îmbătrânirea are loc la temperatura camerei, se numește îmbătrânire naturală. Dacă procesul de îmbătrânire se produce la temperaturi peste temperatura camerei se numește îmbătrânire artificială.

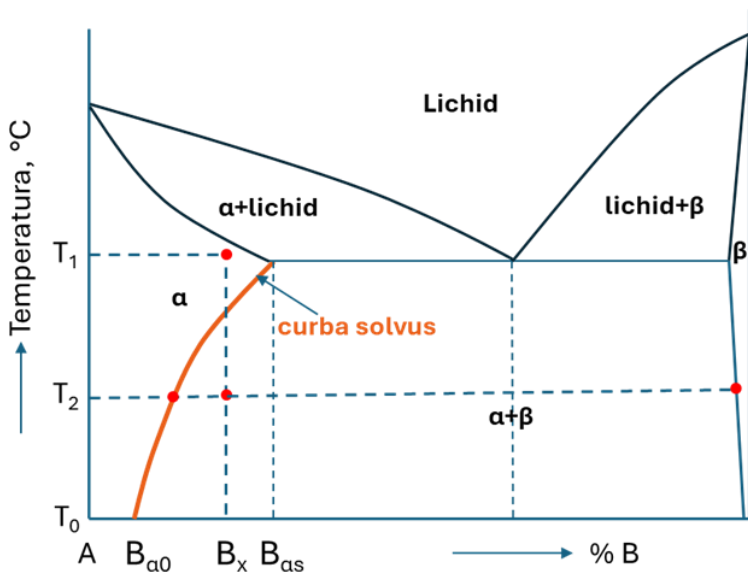


Figura 58. Diagrama binară cu solubilitate limitată și variabilă a componentelor în stare solidă.

Durificarea prin precipitare se poate aplica aliajelor din sistemele: Al-Cu, Cu-Be, Mg-Al, superaliaje, unele oțeluri aliate etc.

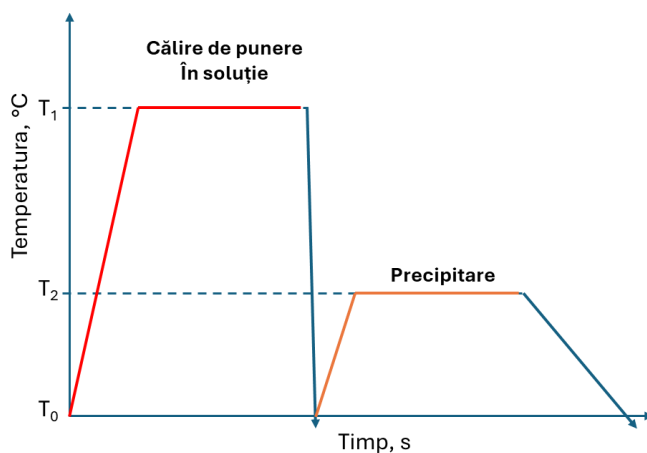


Figura 59. Diagrama caracteristică de tratament de durificare prin precipitare.

Aliajele cu baza Al, în special cele aliate cu Cu (din seria 2000), Mg (seria 5000) sau Zn (seria 7000) sunt printre cele mai cunoscute aliaje care se durifică prin precipitare. Pentru exemplificarea mecanismelor care stau la baza durificării prin precipitare, vor fi detaliate cele două etape pentru aliajele din sistemul Al-Cu a cărei diagrama de echilibru este prezentată în figura 60.

Prima etapă (călirea de punere în soluție) constă în:

- încălzirea aliajelor pretabile la durificare prin precipitare (conținut de Cu până la 5,65 % masice) deasupra curbei de solubilitate, în domeniul monofazic (soluție solidă α) pentru punere în soluție (dizolvarea compusului intermetalic Al_2Cu – faza θ – în matricea de Al);
- menținere pentru omogenizare soluției solide α (Al-Cu);
- răcire rapidă în apă la 24 °C (călire) cu scopul inhibării difuziei Cu, la temperatura ambiantă structura fiind alcătuită dintr-o soluție solidă suprasaturată cu Cu în rețeaua CFC a Al.

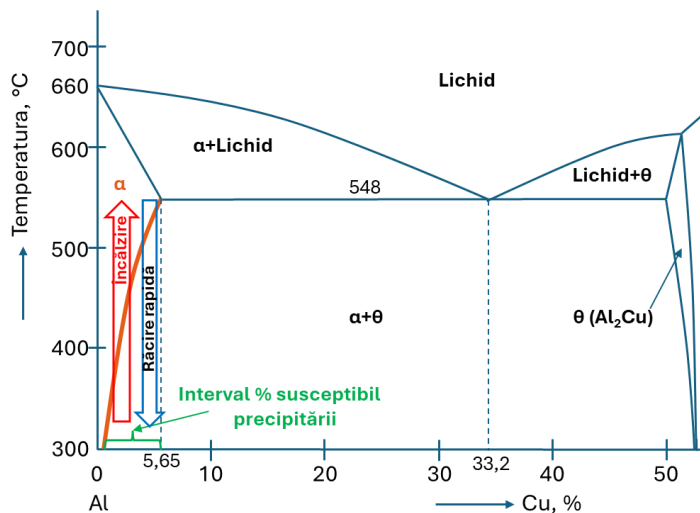


Figura 60. Diagrama de echilibru Al-Cu.

Etapa a doua a durificării (îmbătrânirea) constă în:

- încălzirea soluției solide α suprasaturate la temperatura de aproximativ 150 °C;

- menținere la aceasta temperatură pentru germinarea și precipitarea fazei θ (Al_2Cu) în matricea de soluție solidă α , urmată de o răcire lentă.

7.2. Îmbătrânirea

În prima fază, în soluția solidă se vor forma clustere bogate în cupru numite zone Guinier-Preston (GP). Acestea au dimensiuni de ordinul câtorva straturi atomice. Din aceste zone vor germina precipitate metastabile (faza θ'' – rețea tetragonală) a căror rețea cristalină este coerentă cu matricea soluției solide α . Dimensiunea acestor precipitate este de ordinul nanometrilor. Fazele θ'' cresc cu creșterea temperaturii de îmbătrânire sau cu durata de menținere și se transformă în compusul intermetalic metastabil Al_2Cu (faza θ). Rețeaua cristalină a acestor faze θ devine semicoerentă cu rețeaua soluției solide cu baza Al din care precipită. Cu creșterea duratei de îmbătrânire precipitatele metastabile cresc și se transformă în precipitate stabile (Al_2Cu – faza θ) a căror rețea nu mai este coerentă cu rețeaua soluției solide α . Aceste precipitate sunt mai puțin eficiente în blocarea deplasării dislocațiilor. Ca urmare, duritatea scade cu creșterea dimensiunii precipitatelor din soluția solidă α .

Etapile de formare a acestor precipitate în soluția solidă α în timpul procesului de îmbătrânire sunt prezentate în figura 61.

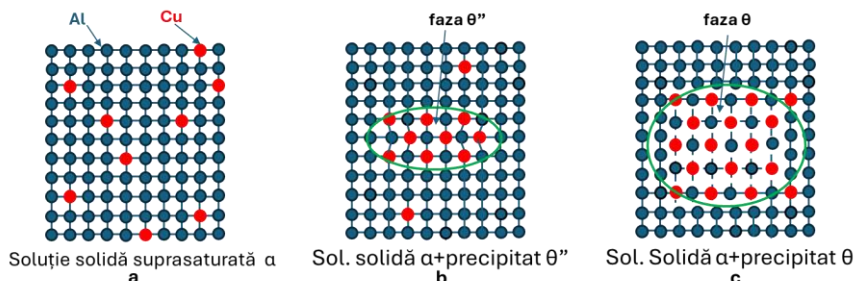


Figura 61. Etapele de formare a acestor precipitate în soluția solidă α în timpul procesului de îmbătrânire. Suprasaturare soluție solidă – a, formarea precipitatelor coerente – b și incoerente – c.

Rolul precipitatelor este de a bloca deplasarea dislocațiilor având drept rezultat creșterea durezzații și a rezistenței mecanice. Pentru ca durificarea prin precipitare să fie cât mai eficientă este nevoie ca numărul de precipitate (densitatea) să fie cât mai mare, iar dimensiunea lor cât mai mică.

Dacă temperatura la care are loc îmbătrânirea este ridicată sau durata de menținere este mare, precipitatele cresc și numărul lor scade (cele mici se vor dizolva). Acest lucru va duce la scăderea proprietăților de duritate și rezistență mecanică. Fenomenul se numește supraîmbătrânire. Variația proprietăților mecanice cu timpul este prezentată în figura 62.

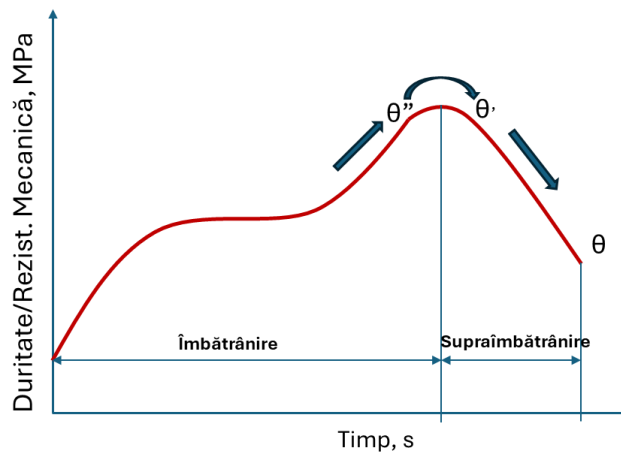


Figura 62. Variația proprietăților mecanice cu durata de îmbătrânire.

Efectul tratamentului de durificare prin îmbătrânire asupra unor aliaje de Al este prezentat în tabelul 5. Pentru comparație sunt prezentate valorile rezistenței minime de rupere la tracțiune (R_m) și ale durezzații (HB) pentru aliajele cu baza Al din seria 2000 (2011 și 2024), 6000 (6082) și 7000 (7075) în stare recoaptă (T0) și după îmbătrânire naturală (T3) sau artificială (T6).

Aliajele din seria 2000 sunt aliaje cu baza Al în care principalul element de aliere este Cu, cele din seria 6000 sunt aliaje cu baza Al în

care elementul principal de aliere este Mg, iar cele din seria 7000 sunt aliaje de Al în care elementul principal de aliere este Zn.

Tabelul 5. Proprietățile mecanice ale aliajelor de Al îmbătrânite.

Aliaj de Al	Tratament termic	R _m , MPa	Duritate Brinell, HB
2011	T0	80	21
	T6	395	110
2024	T0	310	85
	T3	480	120
6082	T0	130	35
	T6	340	95
7075	T0	225	60
	T6	570	150

Se poate concluziona că atât valorile de rezistență mecanică cât și de duritate cresc de două până la trei ori ca urmare a durificării prin precipitare în cazul tuturor aliajelor prezentate.

Bibliografie:

1. ***Future Market Insights, Reports Heat Treating Market, Heat Treating Market Size and Share Forecast Outlook 2025 to 2035
2. ***<https://www.metalspraysupplies.com/metal-spray-thermal-spray-equipment/laser-equipment/what-is-laser-hardening?showall=1>
3. ***<https://www.secowarwick.com/en/news/precise-analysis-of-carburizing-effects/>
4. Ardell, A. Precipitation Hardening. Metallurgical Transactions A. 16,1985, p. 2131-2165.
5. Banerjee M. K., Comprehensive Materials Finishing, Vol. 2: Fundamentals of Heat-Treating Metals and Alloys, Elsevier, 2017.
6. Bhadeshia, H., K., D., H., Bainite in steel-Transformation, microstructure and properties, second edition, IOM Comunication Ltd., 2001.
7. Bouzekova-Penkova A., Miteva A., Some Aerospace Applications of 7075 (B95) Aluminium Alloy. Aerospace Research in Bulgaria, 2022, vol. 34, p. 165-179.
8. Callister W. D. Jr., Rethwisch D. G., Materials Science and Engineering: An Introduction, 8th Edition, Ed. John Wiley and Son, 2009.
9. Dobrescu R.N., Teoria și practica tratamentelor termice și termochimice, Ed. Univ. din Pitești, 2009.
10. Doyon G., Rudnev V., Minnick R., Boussie T., Troubleshooting and prevention of cracking in induction hardening of steels lessons learned — part 2, Thermal Processing, 2019, p. 31-37.
11. Embury D., The formation of pearlite in steels, Editor(s): E. Pereloma, D. V. Edmonds, Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, Phase Transformations in Steels, Woodhead Publishing, Volume 1, 2012.

12. Esteve V., Bellido J.L., Jordán J., State of the Art and Future Trends in Monitoring for Industrial Induction Heating Applications. *Electronics*, 2024, 13, p. 2591.
13. Fine M. E., Meshii M., Wayman C.M., *Martensitic Transformation*, Academic Press, 1978.
14. Fuller A. J. Jr., *Steel Heat Treating Fundamentals and Processes-Introduction to Carburizing and Carbonitriding*, vol. 4A, 2013, p. 505 – 521.
15. Gorockiewicz, R., Adamek, A, Korecki, M., (2007). The benefits of using 3 Gas Mixture Low Pressure Carburizing (LPC) for high alloy steels. *Proc. of the 24th ASM Heat Treating Conf.*
16. Harrison, P. L., Farrar, R. A. (1989). Application of continuous cooling transformation diagrams for welding of steels, *International Materials Reviews*, 34(1), p. 35–51.
17. Horn R. M., Ritchie R. O., *Mechanisms of Tempered Martensite Embrittlement in Low Alloy Steels*, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 9A, 1978, p. 1039-1053.
18. Ibe O. C., Chapter 10-Diffusion Processes, Editor(s): Oliver C. Ibe, *Markov Processes for Stochastic Modeling (Second Edition)*, Elsevier, 2013, p. 295-327.
19. Krauss G., *Steels: Processing, Structure, and Performance*, Chapter 10: Isothermal and Continuous Cooling Transformation Diagrams, Second Edition, ASM International, 2015, p. 197 – 211.
20. Lampman S., *Introduction to Surface Hardening of Steels*, Heat Treating, Vol 4, ASM Handbook, ASM International, 1991, p. 259–267.
21. Liu L.-D., Chen F.-S., The influences of alloy elements on the carburized layer in steels using vacuum carburization in an acetylene atmosphere, *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 82, 2003, p. 288–294.
22. Ma S., Darrell R., Aparna V., Makiko T., Marco F., (2008). *Quenching - Understanding, Controlling and Optimizing the Process - II.*

23. MacKenzie D. S., Quenching: a long and varied history, Thermal Processing, 2022, p. 27-30.
24. Mackenzie D. S., Transformation of bainite from austenite, Thermal Processing, 2025, pag. 30-31
25. Manna R., Time Temperature Transformation (TTT) Diagrams- Presentation, Tata Steel-TRAERF Faculty Fellowship Visiting Scholar Department of Materials Science and Metallurgy University of Cambridge, 2018.
26. Marinca T.F., Elemente de metalurgie fizică, UTPRES, Cluj-Napoca, 2019.
27. Mohammed A. A., Vacancy diffusion-presentation, 2020, Researchgate.
28. Paul, A., Laurila, T., Vuorinen, V., Divinski, S.V. (). Fick's Laws of Diffusion. In: Thermodynamics, Diffusion and the Kirkendall Effect in Solids, 2014, Springer.
29. Reed R. P., Materials at Low Temperatures, Chapter 9- Martensitic Phase Transformations, ASM International, 1983, p. 295 – 341.
30. Ryen Øyvind, Holmedal Bjørn, Marthinsen Knut, Furu, Trond, Precipitation, strength and work hardening of age hardened aluminium alloys, 2015, IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, vol. 89, p. 012013.
31. Somers M. A. J., Christiansen T. L., Nitriding of Steels, Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys, Elsevier, 2022, p. 173-189.
32. Vermeșan H., Mudura P., Vermeșan G., Bera A., Bazele teoretice ale tratamentelor termice, Editura Universitatii din Oradea, 2001.
33. Wu M., Xu B., Ouyang C., Physics of electron and lithium-ion transport in electrode materials for Li-ion batteries, Chinese Physics B, 2016, vol. 25, p. 018206.