

CUPRINS

- 1 Clasificarea proprietăților materialelor metalice
- 2 Proprietățile fizice ale materialelor metalice
 - 2.1. Densitatea materialelor metalice
 - 2.2. Proprietățile termice ale materialelor metalice
 - 2.2.1. Căldurile specifice ale materialelor metalice
 - 2.2.2 Teoria clasică a căldurii specifice
 - 2.2.3 Conductibilitatea termică
 - 2.2.3.1 Conductibilitatea termică determinată de vibrațiile rețelei cristaline (conductibilitatea fononică)
 - 2.2.3.2 Conductibilitatea termică determinată de gazul electronic
 - 2.2.4 Dilatarea corpurilor
 - 2.2.5 Căldura latentă de topire
 - 2.2.6 Temperatura de topire și temperatura de fierbere
 - 2.3 Proprietăți electrice
 - 2.3.1 Noțiuni generale
 - 2.3.2 Teoria electronică a conductibilității electrice
 - 2.3.3 Conductibilitatea electrică și temperatura
 - 2.3.4 Influența alierii asupra rezistenței electrice
 - 2.3.5 Influența deformării plastice asupra rezistenței electrice
 - 2.3.6 Materiale metalice utilizate în industria electrotehnică
 - 2.3.6.1 Materiale metalice pentru conductori electrici
 - 2.3.6.2 Materiale metalice utilizate pentru rezistențe electrice
 - 2.3.7 Efecte termoelectrice, galvanomagnetice și termomagnetice în materiale metalice
 - 2.3.7.1 Efecte termoelectrice în metale
 - 2.3.7.1.1 Teoria efectelor termoelectrice
 - 2.3.7.1.2 Efectul Seebeck
 - 2.3.7.1.3 Efectul Thomson
 - 2.3.7.1.4 Efectul Peltier
 - 2.3.7.2 Efecte galvanomagnetice și efecte termomagnetice metale

- 2.3.7.2. 1 Efecte galvanomagnetice
 - 2.3.7.2.1.1 Efectul Hall în metale
 - 2.3.7.2.1.2 Efectul Ettingshausen
 - 2.3.7.2.2 Teoria efectelor galvanomagnetice
 - 2.3.7.2.3 Variația rezistenței în câmp magnetic (magnetorezistența)
 - 2.3.7.2.4 Efecte termomagnetice
- 2.3.8 Semiconductori
 - 2.3.8.1 Semiconductori intrinseci
 - 2.3.8.2 Semiconductori extrinseci
 - 2.3.8.3 Efectul Hall în semiconductori
 - 2.3.8.4 Variația de rezistență în câmp magnetic în semiconductori
 - 2.3.8.5 Fotoconductibilitatea
- 2.3.9 Supraconductibilitatea
 - 2.3.9.1. Aspecte ale conductibilității infinite
 - 2.3.9.2. Efectul Meissner-Ochsenfeld
 - 2.3.9.3 Efectul izotopic
 - 2.3.9.4 Efecte de pătrundere
 - 2.3.9.5 Comportarea în câmp electric de înaltă frecvență
 - 2.3.9.6 Starea intermediară
 - 2.3.9.7 Materiale supraconductoare
 - 2.3.9.8 Aplicații ale supraconductibilității
- 2.4 Proprietățile magnetice ale materialelor metalice
 - 2.4.1 Noțiuni generale
 - 2.4.2 Originea magnetismului
 - 2.4.3 Diamagnetismul
 - 2.4.4 Paramagnetismul
 - 2.4.4.1 Teoria lui Langevin a paramagnetismului
 - 2.4.5 Feromagnetismul
 - 2.4.5.1 Teoria lui Weiss
 - 2.4.5.2 Teoria curbei tehnice de magnetizare
 - 2.4.5.2.1 Energia magnetostatică
 - 2.4.5.2.2 Energia de schimb
 - 2.4.5.2.3 Energia de anizotropie
 - 2.4.5.2.4 Energia de magnetostricțiune
 - 2.4.5.2.5 Explicarea curbei tehnice de magnetizare
 - 2.4.6 Materiale metalice magnetice
 - 2.4.6.1 Materiale magnetic moi

- 2.4.6.1.1 Fierul moale
- 2.4.6.1.2 Aliaje FeSi
- 2.4.6.1.3 Aliaje FeNi
- 2.4.6.1.4 Materiale magnetic moi cu proprietăți speciale
- 2.4.6.1.5 Materiale magnetic moi utilizate în domeniul frecvențelor înalte
- 2.4.6.2 Materiale magnetic dure
- 2.4.7 Antiferomagnetismul
- 2.4.8 Ferimagnetismul
- 3 Proprietăți chimice
 - 3.1 Noțiuni introductive
 - 3.2 Starea de oxidare
 - 3.3 Potențial de electrod
 - 3.4 Coroziunea metalelor
 - 3.4.1 Coroziunea chimică
 - 3.4.2 Coroziunea electrochimică
 - 3.4.2.1 Teoria formării elementelor galvanice
 - 3.4.2.2 Teoria pilelor locale (micropile)
 - 3.4.3 Tipuri specifice de coroziune
 - 3.5 Pasivitatea materialelor metalice
 - 3.6 Prevenirea și combaterea coroziunii
- 4 Proprietățile mecanice ale materialelor metalice
 - 4.1 Proprietățile elastice și plastice ale materialelor metalice.
Noțiuni generale.
 - 4.1.1 Tensiuni și deformații
 - 4.1.1.1 Tensiuni
 - 4.1.1.2 Deformații liniare și unghiulare
 - 4.1.1.3 Starea de tensiuni într-un punct. Componentele tensiunii
 - 4.1.1.4 Componentele deformațiilor
 - 4.1.1.5 Relații între tensiuni și deformații
 - 4.1.2 Proprietățile elastice ale materialelor metalice
 - 4.2 Comportarea materialelor metalice la deformare plastică.
Noțiuni generale
 - 4.2.1 Mecanismele deformării plastice
 - 4.2.2 Limita de curgere a cristalelor perfecte
 - 4.2.3 Alunecarea în cristale reale
 - 4.2.4 Limita de curgere a materialelor metalice reale
 - 4.2.5 Ecrusarea materialelor metalice

4.2.6 Influența limitelor de grăunți asupra deformării plastice

4.2.7 Curbele tensiune – deformație

4.2.8 Influența atomilor străini asupra deformării plastice.

Durificarea soluțiilor solide

4.2.9 Influența precipitatelor asupra deformării plastice.

Durificarea prin dispersie

4.2.10 Fenomenul punctului de curgere, îmbătrânirea mecanică și fragilitatea la albastru

4.3 Fluajul

4.3.1 Noțiuni introductive

4.3.2. Mecanismele fluajului. Natura fluajul tranzitoriu și a fluajului vâscos

4.3.3 Influența factorilor metalurgici asupra rezistenței la fluaj

4.3.4. Determinarea comportării la fluaj a materialelor metalice

4.4. Duritatea materialelor metalice

4. 4. 1 Metode statice de determinare a durtății

4.4.1.1 Metode de determinare a durtății prin zgâriere.

Metoda Mohs. Metoda Martens

4.4.1.2 Metode de determinare a durtății prin apăsare

4.4.1.2.1 Metoda Brinell

4.4.1.2.2 Metoda Vickers

4.4.1.2.3 Metoda Rockwell

4.4.1.2.4 Metode de determinare a durtății cu condiții modificate

4.4.2 Metode dinamice de determinare a durtății

4.4.2.1. Metode dinamico – plastice de determinarea a durtății

4.4.2.2. Metode dinamico – elastice de determinarea a durtății. Metoda Shore. Duroscopul

4.4.3 Metode combinate de determinare a durtății

4.4.3.1 Determinarea durtății prin rulare

4.4.3.2 Determinarea durtății prin pendulare

4.4.3.3 Determinarea durtății prin metode magnetice

4.5 Caracteristici dinamice ale materialelor metalice

4.5.1 Noțiuni generale

4.5.2 Metode de determinare a caracteristicilor dinamice ale materialelor metalice

4.5.3 Încercări de încovoiere prin șoc

4.5.3.1 Tipuri de epruvete

- 4.5.3.2 Exprimarea rezultatelor încercărilor
- 4.5.3.3 Aprecierea tenacității materialelor metalice
- 4.5.4 Încercarea la tracțiune prin șoc
 - 4.5.4.1 Tipul de epruvetă
 - 4.5.4.2 Trasarea diagramei pentru încercarea la tracțiune prin șoc
- 4.5.5 Încercarea de răsucire prin șoc
 - 4.5.5.1 Tipul de epruvetă
 - 4.5.5.2 Caracteristici mecanice specifice încercării de răsucire prin șoc
- 5. Proprietățile tehnologice ale materialelor metalice
 - 5.1 Așchiabilitatea materialelor metalice
 - 5.1.1 Clasificarea metodelor de determinare a prelucrabilității prin așchiere
 - 5.1.2 Metode bazate pe studiul uzurii sculei așchietoare
 - 5.1.3 Metode bazate pe cunoașterea forțelor de așchiere
 - 5.1.4 Metode de apreciere a prelucrabilității prin așchiere pentru diferite procedee de prelucrare
 - 5.1.5 Metode indirecte de determinare a prelucrabilității prin așchiere
 - 5.2 Călibilitatea materialelor metalice
 - 5.2.1 Încercări pentru determinarea călibilității oțelurilor
 - 5.3 Sudabilitatea
 - 5.3.1 Încercări pentru determinarea sudabilității oțelurilor
 - 5.3.1.1 Determinarea sudabilității pe baza compoziției chimice
 - 5.3.1.2 Determinarea sudabilității pe baza sensibilității la fisurare
 - 5.3.1.2.1 Metoda Schnadt
 - 5.3.1.2.2 Încercarea pe proba tip Jackson
 - 5.3.1.2.3 Încercări pe proba tip Tekken (modificată)
 - 5.3.1.2.4 Încercări cu metoda ICPTSC
 - 5.3.1.2.5 Încercarea la șoc pentru determinarea temperaturii de tranziție
 - 5.3.1.2.5 Încercarea la șoc pentru determinarea temperaturii de tranziție
 - 5.4 Încercări pentru determinarea deformabilității materialelor metalice
 - 5.4.1 Încercări de deformabilitate la cald a materialelor metalice
 - 5.4.1.1 Încercarea de tracțiune la cald

PROPRIETĂȚILE MATERIALELOR METALICE

5.4.1.2 Încercarea de torsiune la cald

5.4.1.3 Încercarea de refulare la cald

5.4.1.4 Încercări de deformabilitate la forjare

5.4.2 Încercări de deformabilitate la rece a materialelor metalice

5.4.2.1 Încercări de deformabilitate la rece a produselor plate și profilate

5.4.2.1.1 Încercarea la îndoire

5.4.2.1.2 Încercarea de refulare la rece

5.4.2.1.3 Încercarea de răsucire

5.4.2.2. Încercări de deformabilitate la rece a produselor tubulare

5.4.2.3 Încercări de deformabilitate la ambutisare a tablelor subțiri

5.4.2.3.1 Încercările convenționale de recepție

5.4.2.3.2 Încercări pentru detrmnarea coeficienților de ecruisare și anizotropie

5.4.2.3.3 Încercări pentru determinarea curbelor de ambutisare limită

GHEORGHE BĂDĂRĂU

PROPRIETĂȚILE MATERIALELOR METALICE

Note de curs

2007-2008

INTRODUCERE

Conform concepțiilor științifice moderne, pentru caracterizarea unui material este necesară luarea în considerare a unui ansamblu de proprietăți comune, reprezentative precum și a criteriilor structurale.

Din acest punct de vedere materialele metalice se deosebesc de cele nemetalice printr-o tendință accentuată de a forma rețele cristaline compacte, prin opacitate, luciul metalic, insolubilitate în solvenți obișnuiți, conductibilitate termică și electrică deosebit de mari, prin proprietăți mecanice și de prelucrabilitate speciale.

Metalele manifestă și alte proprietăți care le diferențiază de nemetale, proprietăți fizice cum ar fi: densitate ridicată, temperatură de topire și de fierbere mai ridicată decât în cazul nemetalelor, duritate mare. Toate acestea atestă existența în rețelele cristaline specifice metalelor a unor legături foarte puternice între atomi, respectiv legături metalice.

Ca elemente chimice, peste 80% din totalul celor cunoscute, cuprinse în Tabelul periodic al elementelor sunt metale, aplicațiile lor regăsindu-se practic în toate domeniile științei, tehnicii și vieții cotidiene, de la construcții de mașini la tehnică medicală și biologie, de la minerit la energie nucleară și tehnologie spațială, de la electronică și microelectronică sau agricultură la mobilier și artă, de la aplicațiile din domeniile de vârf ale cercetării până la cele mai banale obiecte personale.

Fierul, aluminiul, calciul, sodiul, potasiul, magneziul sunt cele mai utilizate metale, în compuși metalici sau ca materiale metalice sub formă de aliaje. Lor li se adaugă metalele greu fuzibile (Ti, Zr, V, Nb, Ta, Mo, W) și cele rare (Ge, Ga, In, Tl) acestea toate deschizând posibilitatea obținerii unor aliaje cu cele mai variate proprietăți și cele mai spectaculoase utilizări.

Cunoașterea exactă a proprietățile materialelor metalice: fizice, chimice, magnetice, mecanice și de prelucrabilitate este necesară inginerilor proiectanți în procesul de alegere a materialului optim pentru o anumită aplicație practică știut fiind faptul că dimensionarea rațională a elementelor ce alcătuiesc construcțiile ingineresti duce la economii de material și de energie pe tot parcursul duratei de existență a unui produs, prin urmare, la eficiență și competitivitate.

În această curs sunt abordate proprietățile materialelor metalice aflate în stare solidă, starea de topitură metalică și proprietățile ei făcând obiectul altor lucrări din literatura de specialitate.

Scopul acestei lucrări este de a pune la dispoziția studenților Facultății de Știința și Ingineria Materialelor, specializarea Știința materialelor, un material care să acopere programa cursului de "Proprietățile materialelor metalice". Cartea poate fi utilă și inginerilor metalurgi, constructori de mașini sau mecanici precum și tuturor celor care doresc să cunoască acest subiect generos și complex.

1. CLASIFICAREA PROPRIETĂȚILOR MATERIALELOR METALICE

Materialele metalice sunt de obicei corpuri cristaline. La nivel de monocristal ele prezintă anizotropie (valorile măsurilor proprietăților sunt diferite în funcție de direcția de măsurare) dar, în mod obișnuit, aceste materiale fiind policristaline, caracterul proprietăților lor este cvasi-izotrop.

Cunoașterea proprietăților materialelor metalice este necesară pentru a putea alege în cunoștință de cauză materialul potrivit pentru o necesitate tehnică dată.

Odată cu creșterea numărului de proprietăți cunoscute ale metalelor a apărut nevoia clasificării acestora; astfel, principalele proprietăți ale materialelor metalice pot fi clasificate după următoarele criterii.

Proprietățile materialelor metalice pot fi: proprietăți fizice, proprietăți chimice, proprietăți mecanice și proprietăți tehnologice.

Proprietățile fizice sunt la rândul lor proprietăți termice, proprietăți electrice și proprietăți magnetice.

Proprietățile chimice ale materialelor metalice pot fi discutate separat drept proprietăți ale metalelor și proprietăți ale aliajelor.

În ceea ce privește proprietățile chimice ale metalelor pure literatura de specialitate din domeniul acestei științe fundamentale este mai mult decât generoasă.

Pentru aliajele utilizate frecvent în tehnică, principalele fenomene chimice care prezintă interes sunt cele legate de coroziune.

Proprietățile mecanice se referă la comportarea materialelor metalice atunci când asupra lor se acționează din exterior cu forțe. Se pot studia proprietățile elastice, relațiile între tensiuni și deformații, rezistența la rupere, rezistența la deformare plastică, fluajul și așa mai departe.

Proprietățile tehnologice și de utilizare se referă la capacitatea materialelor metalice de a fi prelucrate prin anumite procedee tehnologice (călibilitate, sudabilitate, așchiabilitate, și altele) și de a fi exploatare cu rezultate previzibile în anumite condiții de mediu și solicitare.

După alt criteriu proprietățile materialelor metalice se mai pot clasifica după natură, în proprietăți intrinseci (proprietăți fizice, chimice, mecanice) și în proprietăți de utilizare (proprietăți tehnologice și de exploatare).

După sensibilitatea față de structură proprietățile materialelor metalice pot fi clasificate drept: insensibile la defecte reticulare și sensibile structural.

Ceea ce trebuie menționat aici cu claritate este faptul că prin modificarea structurii cristaline se poate produce modificarea tuturor proprietăților materialelor metalice atât a celor sensibile cât și a celor insensibile la defecte reticulare; structura materialelor metalice determină proprietățile lor. De altfel, în utilizările industriale curente, proprietățile materialelor metalice din construcția pieselor componente ale mașinilor utilajelor, construcțiilor etc. sunt imprimate de natura materialului, de compoziția chimică, de structură și de modul de prelucrare.

2. PROPRIETĂȚILE FIZICE ALE MATERIALELOR METALICE

Proprietățile fizice sunt cele care definesc comportamentul unui material dat sub acțiunea fenomenelor fizice (câmp gravitațional, câmp termic, câmp electric, câmp magnetic, câmp luminos, etc.).

2.1. Densitatea materialelor metalice

În ceea ce privește câmpul gravitațional, se cunoaște din fizică faptul că el este specific fiecărui corp indiferent de materia care îl formează. Câmpul gravitațional al Pământului este luat ca referință în aplicațiile tehnice obișnuite, împreună cu caracteristica sa de bază, accelerația gravitațională.

Definită ca măsură a interacțiunii lor cu câmpul gravitațional creat de Pământ, masa corpurilor este una dintre mărimile de bază ale sistemului internațional de măsuri și greutate, tocmai datorită importanței ei în tehnică.

Masa însăși, prin modul ei de definire nu permite comparația între comportamentul demonstrat în câmp gravitațional de către mai multe materiale metalice date. Mult mai utilă în acest scop este o altă mărime fizică și anume densitatea.

Densitatea materialelor cunoscută și sub denumirea de masă specifică este definită drept masă a unității de volum și se măsoară în $[\text{kg}/\text{m}^3]$.

$$\rho = \frac{m}{V} \quad (2.1.1)$$

În situația materialelor metalice interesează greutatea specifică (densitatea) în cazul tuturor aplicațiilor. Spre exemplu, materialele grele pot fi utilizate pentru realizarea de volanți, batiuri, contragreutăți, etc. În extrema cealaltă, materialele ușoare sau ultraușoare se utilizează pentru aplicații legate de aeronautică, tehnică spațială, metrologie, etc.

Între cele două limite alegerea materialelor pentru această proprietate ține cont de echilibrarea statică și dinamică a mașinii, utilajului sau piesei în cauză, de caracteristicile cinematice și de rigiditatea optimă a sistemului proiectat și exploatat.

Supradimensionarea din punct de vedere al densității duce inevitabil la creșterea greutății proprii a părților în mișcare și implicit la consum de energie suplimentar inutil în timpul funcționării și prin urmare la reducerea randamentului.

Subdimensionarea din punct de vedere a densității poate duce la instabilitate dinamică sau statică, sensibilitate la vibrații, etc.

Densitatea este o proprietate intrinsecă care scade cu creșterea temperaturii în limite reduse și poate fi mărită prin deformare plastică dar tot în limite foarte strânse.

Datorită unor modificări de volum, survenite odată cu modificarea structurii fazice la unele materiale metalice, pot apărea modificări ale densității și în urma unor tratamente termice.

Pentru aplicațiile ingineresti clasice aceste variații ale densității sunt rareori considerate a fi semnificative.

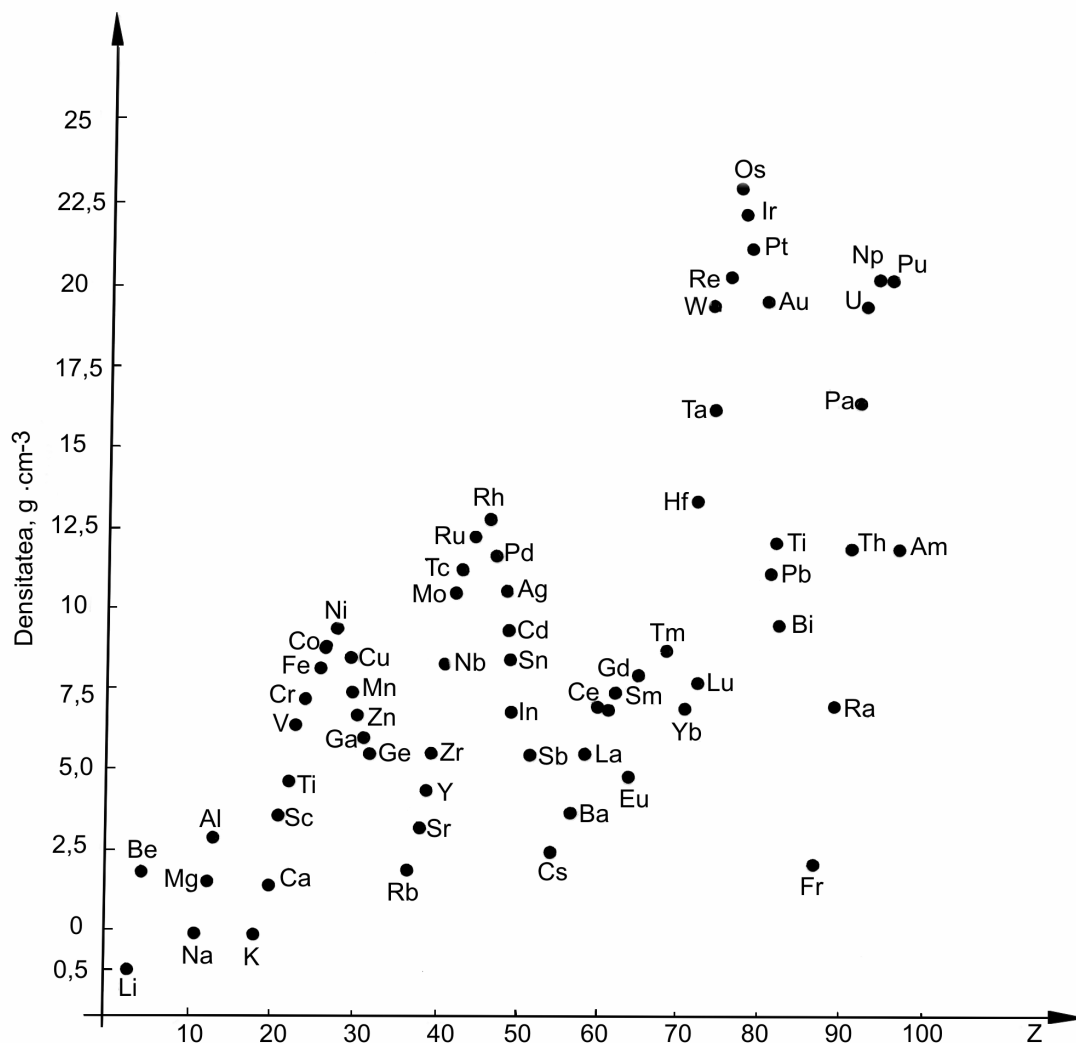


Fig. 2.2.1 Variația densității metalelor în funcție de numărul atomic

Densitate materialelor metalice se măsoară cu ușurință iar valorile medii pentru metale și principalele aliaje metalice tehnice sunt date sub formă de tabele sau grafice în literatura de specialitate, figura 2.1.1.

2.2. Proprietățile termice ale materialelor metalice

Putem defini proprietățile termice ale materialelor metalice drept mărimi care precizează comportamentul materialelor în prezența câmpului termic.

În 1772 fizicianul german J.C. Wilcke introduce noțiunea de căldură specifică a substanțelor.

În 1819 fizicienii francezi Pierre Louis Dulong (1785-1838) și Alexis Therese Petit (1791 - 1820) după un număr de experimentări constată că pentru 13 elemente chimice produsul dintre căldura specifică și greutatea atomică este constant și emit legea căldurilor atomice (legea Dulong - Petit). Potrivit acestei legi produsul dintre masa atomică a unui element și căldura sa specifică este un număr constant egal cu aproximativ 6 cal/mol grd.

Mai târziu, în 1831 Neuman și în 1863 Koop au stabilit că un compus are căldura molară egală cu suma căldurilor atomice ale elementelor componente exprimată prin:

$$C = m \cdot C_1 + n \cdot C_2 \quad [\text{cal/grd mol}] \quad (2.2.1)$$

unde: m , n sunt numerele de atomi din molecula compusului considerat iar C_1 și C_2 sunt căldurile atomice ale componenților.

Pentru compuși căldura specifică se determină cu o relație similară

$$C = p \cdot c_1 + q \cdot c_2 \quad [\text{cal/grd mol}] \quad (2.2.2)$$

unde: p și q sunt proporțiile masice ale celor doi componenți iar c_1 și c_2 sunt căldurile specifice ale componenților.

Regula se aplică pentru compuși chimici, soluții solide, faze intermediare și aliaje eterogene.

Toate aceste reguli au fost determinate empiric și au putut fi explicate mai târziu utilizând teoria cinetică.

Reprezentând grafic variația căldurii atomice cu temperatura ar trebui să se obțină o paralelă cu axa temperaturii absolute T , situată la 6 cal/grd atom g .

Realitatea experimentală infirmă acest lucru. Astfel, se poate observa justetea acestei concluzii numai peste o anumită valoare a temperaturii θ .

La temperaturi mai mici decât această temperatură caracteristică valoarea căldurii atomice (molare) a materialului metalic scade cu puterea a treia a temperaturii absolute tinzând la 0 în apropierea lui 0 K.

Pentru majoritatea materialelor metalice temperatura caracteristică θ este situată între 150...400 K.

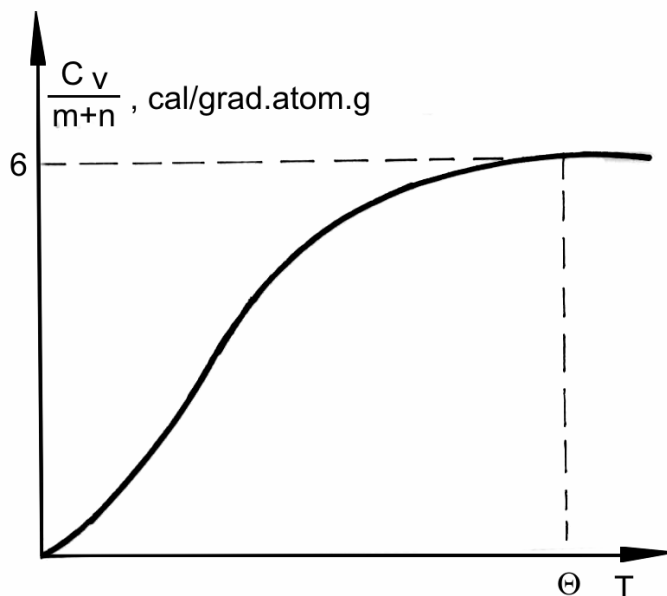


Fig. 2.2.1 Variația căldurii atomice cu temperatura pentru materialele metalice

Mai mult, în cazul metalelor se observă abateri de la curba din figura 2.2.1 și la creșterea temperaturii peste o anumită valoare.

În cazul punctelor critice de transformare apar de asemeni anumite discontinuități (salt pentru transformările de ordinul întâi) și creșteri accentuate urmate de reveniri în cazul transformărilor de ordinul al doilea.

2.2.1 Căldurile specifice ale materialelor metalice

Termodinamica definește căldura specifică la volum constant drept variație a energiei interne U cu temperatura T , iar căldura specifică la presiune constantă drept variație a entalpiei H cu temperatura T :

$$c_v = \frac{dU}{dT} \quad (2.2.1.1)$$

$$c_p = \frac{dH}{dT} \quad (2.2.1.1')$$

Căldura specifică la presiune constantă c_p este mai comod de determinat experimental dar acest lucru nu deranjează prea mult deoarece între cele două mărimi în termodinamică este valabilă relația:

$$c_p - c_v = -T \left(\frac{\partial^2 V}{\partial T^2} \right)_p \left(\frac{\partial p}{\partial V} \right)_T \quad (2.2.1.2)$$

Introducând coeficientul de dilatare liniară α și coeficientul de compresibilitate K definiți prin:

$$\alpha = \frac{1}{V} \left(\frac{\partial V}{\partial T} \right)_p \quad (2.2.1.3)$$

$$K = -\frac{1}{V} \left(\frac{\partial V}{\partial P} \right)_T$$

relația (2.2.1.2) se mai poate scrie:

$$c_p - c_v = \alpha^2 \frac{T \cdot V}{K} \quad (2.2.1.4)$$

sau, când nu există informații precise despre compresibilitate se poate utiliza relația:

$$c_p = c_v (1 + \gamma \alpha T) \quad (2.2.1.5)$$

$$\gamma = \alpha \cdot V / K \cdot c_v$$

în care: γ este constanta lui Grüneisen, și este practic independentă de temperatură.

Experiența arată că diferența dintre cele două călduri specifice $c_p - c_v$ este foarte mică, datorită faptului că, metalele și în general solidele sunt puțin compresibile. Practic, începând de la temperaturi vecine cu zero absolut și până la 300 K graficele celor două mărimi coincid. Din acest motiv deseori se consideră în calcule $c_p = c_v$.

2.2.2 Teoria clasică a căldurii specifice

Este general acceptat că principalul mecanism care conduce la o variație semnificativă a conținutului de energie cu variația temperaturii în cazul solidelor aflate la temperaturi apropiate de temperatura camerei este mărirea amplitudinii vibrației și respectiv energiei fiecărui atom.

Astfel, în cazul materialelor metalice, energia absorbită la încălzirea unui corp este consumată în cea mai mare măsură pentru a mări amplitudinea de vibrație a ionilor din rețeaua cristalină.

Considerând metalul solid format din N particule care constituie fiecare câte un oscilator armonic tridimensional care poate vibra pe direcțiile axelor de coordonate, expresia energiei sale în funcție de frecvența ω este dată de relația:

$$E = \frac{p^2}{2m} + \frac{m\omega^2 q^2}{2} \quad (2.2.2.1)$$

în care: p este momentul; m este masa oscilatorului; q este o coordonată care caracterizează abaterea din poziția de echilibru.

Relația pentru energia medie, dată de mecanica statistică clasică este:

$$\bar{E} = \frac{\int_0^\infty E \cdot e^{-\frac{E}{kT}} dv}{\int_0^\infty e^{-\frac{E}{kT}} dv} = kT \quad (2.2.2.2)$$

unde: T este temperatura absolută și k constanta lui Boltzmann.

Deoarece fiecare dintre cele N particule vibrând după trei direcții, poate fi considerată în parte drept 3 oscilatori liniari armonici suprapuși și independenți, expresia clasică a energiei de vibrație a cristalului va fi egală cu:

$$U = 3NkT \quad (2.2.2.3)$$

De aici, prin derivare în funcție de T se obține căldura specifică a cristalului metalic considerat:

$$c_v = \frac{dU}{dT} = 3Nk \quad (2.2.2.4)$$

Dacă temperatura este suficient de mare se observă experimental că valoarea este suficient de apropiată de realitate.

Calculând pentru un mol de substanță, ce conține N_A particule, căldura specifică va fi egală cu aproximativ $3R=6$ cal/mol K (confirmând legea Dulong - Petit), unde: N_A este numărul lui Avogadro; R - constanta generală a gazelor.

La temperaturi tinzând spre zero absolut rezultatul de mai sus nu mai confirmă experimentul și vine chiar în contradicție cu principiul III al termodinamicii conform căruia la 0 K căldurile specifice tind către 0 .

Această problemă a fost depășită teoretic într-o oarecare măsură de Teoria lui Einstein a căldurilor specifice care pentru temperaturi joase dă o scădere exponențială a lor. Experimental se arată că descreșterea exponențială este prea rapidă.

Prin teoria lui Debye a căldurilor specifice se obține o descreștere mult mai lentă, anume cu puterea a treia a temperaturii absolute, deci mai aproape de realitatea experimentală.

2.2.3 Conductibilitatea termică

Energia termică găsește în materialele metalice un mediu de propagare privilegiat. Altfel spus, materialele metalice au proprietatea de a transporta energia termică.

Într-un material aflat în afară de echilibru din punct de vedere termic, apare un flux de energie îndreptat de la partea mai caldă spre cea mai rece.

Cantitatea de căldură care trece în unitatea de timp printr-o secțiune unitară, perpendiculară pe direcția fluxului termic în materiale omogene și izotrope este dată de legea lui Fourier:

$$q = -\lambda \cdot \frac{\partial t}{\partial x} \quad (2.2.3.1)$$

în care: t este temperatura iar λ este coeficientul de conductibilitate termică sau conductivitatea termică.

Această mărime caracterizează capacitatea unui material de a transporta căldura.

Scriind relația pentru cantitatea de căldură elementară dQ care trece prin suprafața elementară dS în timpul dt obținem:

$$dQ = -\lambda \frac{\partial t}{\partial x} dS dt \quad (2.2.3.2)$$

de unde se poate scoate valoarea conductivității:

$$\lambda = -dQ \frac{\partial x}{\partial t} \cdot \frac{1}{dS} \cdot \frac{1}{dt} \quad (2.2.3.3)$$

Unitatea de măsură a conductivității termice în sistemul internațional este [W/m grad], iar ca unități tolerate se utilizează [cal/cm grad s] și [Kcal/m h grad].

În cazul monodimensional ecuația conductibilității termice are forma:

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = a \frac{\partial^2 t}{\partial x^2} \quad (2.2.3.4)$$

unde:

$$a = \frac{\lambda}{C \cdot \gamma} \quad (2.2.3.5)$$

este difuzivitatea termică, λ conductivitatea termică, C căldura specifică și γ greutatea specifică.

2.2.3.1 Conductibilitatea termică determinată de vibrațiile rețelei cristaline (conductibilitatea fononică)

Mecanismele prin care se consideră că se realizează transportul energiei termice în materialele metalice solide sunt două: I - prin vibrațiile termice ale atomilor și moleculelor și II – prin gazul de electroni.

Prin analogie cu transportul energiei electrice se poate vorbi de rezistență termică și de rezistivitate termică, ca invers al conductivității.

Diferența deosebit de mare dintre valorile conductibilității termice a metalelor și a nemetalelor se poate explica prin funcționarea ambelor mecanisme de transport. În cazul metalelor rolul principal în transportul energiei termice îl au electronii liberi, iar în cazul nemetalelor vibrațiile rețelei cristaline.

În rețelele cristaline metalice, transportul de energie termică se produce prin vibrațiile ansamblului de ioni componenți. Odată cu încălzirea suprafeței unui corp, amplitudinea vibrațiilor crește începând cu atomii de la suprafață. Din aproape în aproape, aceste vibrații sunt transmise în tot corpul prin unde elastice. Mișcările nu sunt armonice și pot fi considerate drept unde termice, care interferând, împrăștie căldura în întregul cristal

O soluție de explicare simplă a conductibilității termice a rețelei este utilizarea noțiunii de gaz fononic, gaz căruia i se aplică teoria elementară a conductibilității termice a unui gaz obișnuit.

Gazul fononic este format din fononi, particule fictive asociate undelor termice și având energia $h\nu$ și impulsul h/λ .

În teoria cinetică se arată că pentru gaze conductivitatea termică se exprimă prin relația:

$$\lambda = \frac{1}{3} \cdot c \cdot v \cdot l \quad (2.2.3.1.1)$$

unde: c este căldura specifică; v este viteza medie a mișcării dezordonate a particulelor; l este drumul liber mijlociu.

În cazul gazului fononic în relația de determinare a conductivității termice c este căldura specifică a unui fonon, v viteza fononului egală cu cea a sunetului și l drumul liber mijlociu al fononului.

Deoarece peste temperatura caracteristică atât viteza sunetului cât și căldura specifică sunt constante, singura variabilă rămâne drumul liber mijlociu. Acesta variază invers proporțional cu temperatura și de aceea, la materialele în care transportul de energie termică se realizează prin mecanismul vibrațiilor termice conductivitatea scade cu creșterea temperaturii.

Trebuie avut în vedere însă că asupra conductivității termice mai au influență și alți factori mai ales prin influențarea drumului liber mijlociu anume, factorii geometrici cum ar fi: imperfecțiuni statistice ale rețelei, impurități chimice, suprafețele cristalului, prezența a mai multor faze. Toți acești factori limitează mărimea drumului liber mijlociu l .

Prezența unor structuri amorfe face excepție, ea duce la creșterea drumului liber mijlociu. Corpurile amorfe prezintă o creștere a conductibilității cu creșterea temperaturii, explicată prin aceea că la încălzire are loc o ordonare a structurii, existând tendința naturală de trecere din structură amorfă în structură cristalină, tendință amplificată și favorizată de creșterea temperaturii.

Un fapt interesant cu aplicații practice este cazul monocristalelor: datorită anizotropiei, conductivitatea lor termică depinde de direcția cristalină.

2.2.3.2 Conductibilitatea termică determinată de gazul electronic

Al doilea mecanism de transport al căldurii în materialele metalice este prin gazul de electroni.

Electronii puși în comun în legătura metalică formează un gaz electronic aflat într-o continuă mișcare dezordonată determinată de energia lor termică.

Dacă un corp metalic este încălzit neuniform, electronii aflați la suprafața mai caldă au energie mai mare în comparație cu cei aflați pe suprafețele mai reci. Ca urmare, apare o scurgere de electroni direcționată de la suprafața mai caldă către cea mai rece. Prin interacțiunea electronilor, în deplasarea lor prin rețea, cu ionii rețelei sau cu alți electroni se transmite energia termică. Astfel se explică crearea fluxului termic de la suprafața caldă la cea rece.

Valoarea vitezei de mișcare a electronilor de la suprafața caldă la cea rece este mult mai mare (aproximativ 100 de ori) decât viteza de mișcare a undelor elastice, deci conductivitatea termică determinată de gazul electronic este mult mai mare decât cea determinată de rețeaua cristalină.

Calculul conductivității termice determinate de gazul electronic se poate face utilizând din nou relația (2.2.3.1.1), în care se ține seama de relația drumului liber mijlociu pentru electronii liberi $l = v \cdot \tau$:

$$\lambda = \frac{1}{3} \cdot C_v \cdot v^2 \cdot \tau \quad (2.2.3.2.1)$$

Utilizând teoria clasică putem calcula căldura specifică a electronului:

$$\frac{1}{2} m_0 \cdot v^2 = \frac{3}{2} k \cdot T \quad (2.2.3.2.2)$$

$$v^2 = \frac{3 \cdot k \cdot T}{m_0}$$

Pe de altă parte:

$$U = \frac{3}{2} \cdot k \cdot T \quad (2.2.3.2.3)$$

ceea ce înseamnă o căldură specifică de $3/2 k$ pentru fiecare electron.

Considerând gazul electronic format din n electroni și înlocuind în relația (2.2.3.2.2) căldura specifică a colectivului de electroni și utilizând relația (2.2.3.2.3) obținem:

$$\lambda = \frac{1}{3} \cdot v^2 \cdot \tau \cdot \frac{3}{2} \cdot n \cdot k = \frac{3}{2} \cdot \frac{k^2 \cdot \tau \cdot n \cdot T}{m_0} \quad (2.2.3.2.4)$$

Raportând la conductivitatea electrică σ se obține raportul Widemann și Franz, aproximativ același pentru toate metalele:

$$\frac{\lambda}{\sigma} = 3 \cdot \frac{k^2}{e^2} \cdot T \quad (2.2.3.2.5)$$

Valoarea raportului obținută pe baza teoriei cuantice este:

$$\frac{\lambda}{\sigma} = \frac{\pi^2}{3} \cdot \frac{k^2}{e^2} \cdot T \quad (2.2.3.2.6)$$

Conductivitatea termică determinată de gazul electronic nu depinde de temperatură.

La creșterea temperaturii, drumul liber mijlociu se micșorează și conductivitatea termică scade, în același timp însă, crește energia electronilor și deci căldura transportată de ei va fi mai mare, ducând la o creștere a conductivității termice.

Cele două efecte contrare sunt aproximativ egale în metale și atunci conductivitatea termică nu va fi influențată mult de modificarea valorii temperaturii.

2.2.4 Dilatarea corpurilor

Fenomenul de creștere a dimensiunilor corpurilor la încălzire este numit dilatare termică. Dacă se consideră creșterea unei singure dimensiuni a corpului se vorbește despre dilatare liniară caracterizată prin coeficientul de dilatare liniară.

Se definește coeficientul de dilatare liniară medie $\bar{\alpha}$, pentru dilatări corespunzătoare unei variații de temperatură finite $\Delta T = T_1 - T_0$ și coeficientul de dilatare liniară reală α când variația de temperatură este infinit mică.

$$l_1 = l_0 [1 + \bar{\alpha}(T_1 - T_0)] \quad (2.2.4.1)$$

unde: l_1 și l_0 sunt lungimile corpului la temperatura T_1 respectiv T_0 .

$$\bar{\alpha} = \frac{l_1 - l_0}{T_1 - T_0} \cdot \frac{1}{l_0} = \frac{\Delta l}{\Delta T} \cdot \frac{1}{l_0} \quad (2.2.4.2)$$

iar

$$\alpha = \frac{dl}{dT} \cdot \frac{1}{l} \quad (2.2.4.3).$$

Coeficienții de dilatare termică se măsoară în $[^{\circ}\text{C}^{-1}]$.

Dacă notăm deformarea reală a unui corp cu ε :

$$\varepsilon = \int \frac{dl}{l} \quad (2.2.4.4)$$

$$d\varepsilon = \frac{dl}{l}$$

Prin urmare, coeficientul de dilatare va fi dat de:

$$\alpha = \frac{d\varepsilon}{dT} \quad (2.2.4.5)$$

Considerând acum creșterea tuturor dimensiunilor corpului datorită creșterii temperaturii, putem defini dilatarea în volum sau dilatarea volumetrică. Aceasta se caracterizează prin coeficientul de dilatare volumetrică β care este aproximativ egal cu 3α .

Explicarea dilatării poate fi făcută știind că dimensiunile corpurilor sunt determinate de distanțele medii, r , dintre atomii care le compun. Dilatarea este așadar, rezultatul creșterii acestor distanțe în timpul încălzirii.

În rețeaua cristalină atomii vibrează în jurul pozițiilor de echilibru și se găsesc în rețea la distanțe ce depind de energia potențială dintre ei. Energia potențială a unei perechi de atomi este dată de relația:

$$U_p = -\frac{a}{r^m} + \frac{b}{r^n} \quad (2.2.4.6)$$

unde: a , b , m , n sunt constante care depind de tipul de legătură, iar r este distanța dintre cei doi atomi.

Curba de variație a acestei energii este dată în figura 2.2.4.1.

Fig. 2.2.4.1 Curba de variație a energiei medii dintre atomi cu temperatura

La temperatura de 0 K energia atomilor este U_0 , amplitudinea vibrațiilor este aproape de zero și în acest caz distanța dintre atomi r_0 poate fi considerată la limită, ca distanță de echilibru pentru atomii perfect staționari.

Prin încălzire la temperatura T_1 , energia perechii de atomi crește la valoarea U_1 și odată cu ea crește și amplitudinea vibrațiilor atomilor. Pe figură se observă valorile distanțelor dintre atomi: distanța minimă r_q și distanța maximă r_p .

Media aritmetică a celor două distanțe este:

$$r_1 = \frac{r_p + r_q}{2} \quad (2.2.4.7)$$

Datorită faptului că oscilațiile în jurul poziției de echilibru în cazul celor doi atomi nu sunt armonice, curba care arată variația energiei de interacțiune nu are axă de simetrie verticală și r_1 este diferit de r_0 (r_1 este mai mare decât r_0).

Creșterea temperaturii mai mult, la T_2 duce la creșterea energiei la U_2 și la creșterea distanței medii dintre atomi la r_2 mai mare decât r_1 .

Variația cu temperatura a coeficientului de dilatare termică α este asemănătoare cu variația cu temperatura a căldurii atomice C_v . Legătura dintre ele este dată de relația:

$$\alpha = \frac{1}{3} \cdot \frac{C_v}{K \cdot V} \cdot \frac{m+n+3}{6} \quad (2.2.4.8)$$

unde:

K este coeficientul de elasticitate volumetrică, V este volumul atomic, m și n sunt constante ce intră în relația (2.2.4.6).

Valoarea constantă $(m+n+3)/6$ poartă denumirea de constanta lui Grüneisen și poate fi determinată experimental prin măsurarea coeficientului de dilatare termică, a căldurii atomice și a modulusului de elasticitate volumetrică.

La temperaturi mai mari decât temperatura caracteristică θ , α este proporțional cu C_v și este deci aproximativ constant. Pentru aceste temperaturi se pot considera valabile relațiile:

$$\alpha = \frac{\Delta \varepsilon}{\Delta T} \quad (2.2.4.10)$$

$$\Delta \varepsilon = \alpha \Delta T$$

Aceste relații sunt utilizate în practică la analiza deformațiilor termice care apar în solide odată cu încălzirea lor.

2.2.5 Căldura latentă de topire

Noțiunea de căldură latentă a fost introdusă în 1760 de către chimistul și fizicianul scoțian Joseph Black.

Astăzi se definește prin termenul de căldură latentă de topire / solidificare mărimea fizică egală cu energia absorbită/cedată de un mol de substanță pentru a se topi/solidifica în condiții normale de temperatură și presiune.

Experimental se constată că odată cu încălzirea unui corp se produce o modificare a evoluției normale a temperaturii în sensul creșterii acesteia în momentul în care este afectată structura internă a corpului. Astfel, la anumite valori proprii ale temperaturii, din cauza unor modificări ale naturii fazelor sau chiar a stării de agregare, energia absorbită nu mai duce imediat la creșterea temperaturii cum ar fi de așteptat.

Introducerea continuă a căldurii duce la creșterea temperaturii doar odată cu încheierea transformărilor de fază sau cu schimbarea completă a stării de agregare în întreaga masă a corpului.

Cantitatea de căldură absorbită de corp între timp, la temperatură constantă se numește căldură latentă a corpului respectiv. Valorile concrete pentru diferite materiale se găsesc tabelate în literatura de specialitate sau se pot măsura pe cale experimentală.

Această proprietate fizică a materialelor metalice este utilă în multe cazuri practice, anume la dimensionarea instalațiilor de încălzire pentru tratamente termice sau pentru topirea aliajelor. la estimarea consumurilor energetice aferente unor astfel de procese tehnologice etc.

2.2.6 Temperatura de topire și temperatura de fierbere

Temperaturile de topire ale metalelor sunt mai ridicate decât ale nemetalelor. Mai mult se observă că, metalele din blocul s (grupa I A și II A din sistemul periodic al elementelor) și p (grupele III B, IV B, V B, VI B, VII B) sunt mult mai ușor fuzibile decât metalele tranziționale, excepție face mercurul ($T_{\text{Hg}} = -38,48^{\circ}\text{C}$).

În figura 2.2.6.1 sunt reprezentate grafic temperaturile de topire ale metalelor în funcție de numărul atomic.

Punctele de topire cresc cu Z de-a lungul perioadelor până la elementele din grupa a VI B, după care scad. Punctele de topire cresc în grupă cu n la metalele tranziționale d (grupele III A...VIII A, I B și II B). La metalele din blocurile s și p variația este inversă. Aceste comportări sunt atribuite numărului de electroni diferit ce participă în rețea la formarea legăturilor metalice.

Cel mai ușor fuzibile metale sunt: Hg ($-38,48^{\circ}\text{C}$), Cs ($28,5^{\circ}\text{C}$), Ga ($29,8^{\circ}\text{C}$), Rb ($38,7^{\circ}\text{C}$) iar cele mai refractare metale sunt W (3410°C), Re (3150°C), Os (3000°C) etc.

Temperaturile de fierbere prezintă aceleași tendințe ca și punctele de topire: W (5930°C), Re (5500°C), Os (5500°C) fiind metalele cu cele mai înalte temperaturi de fierbere.

Cele mai joase temperaturi de fierbere corespund următoarelor metale: Hg (357°C), Cs (690°C), Rb (713°C), Cd (768°C), K (776°C) etc.

Aliajele au în general temperaturi de topire mai scăzute decât temperaturile de topire ale componentilor metalici care le formează. Trebuie menționat că în general, aliajele metalice au intervale de topire și solidificare și nu temperaturi de topire. Cunoașterea acestor temperaturi este utilă pentru dimensionarea instalațiilor de încălzire cât și pentru alegerea unor materiale metalice cu proprietăți de refractaritate ridicate.

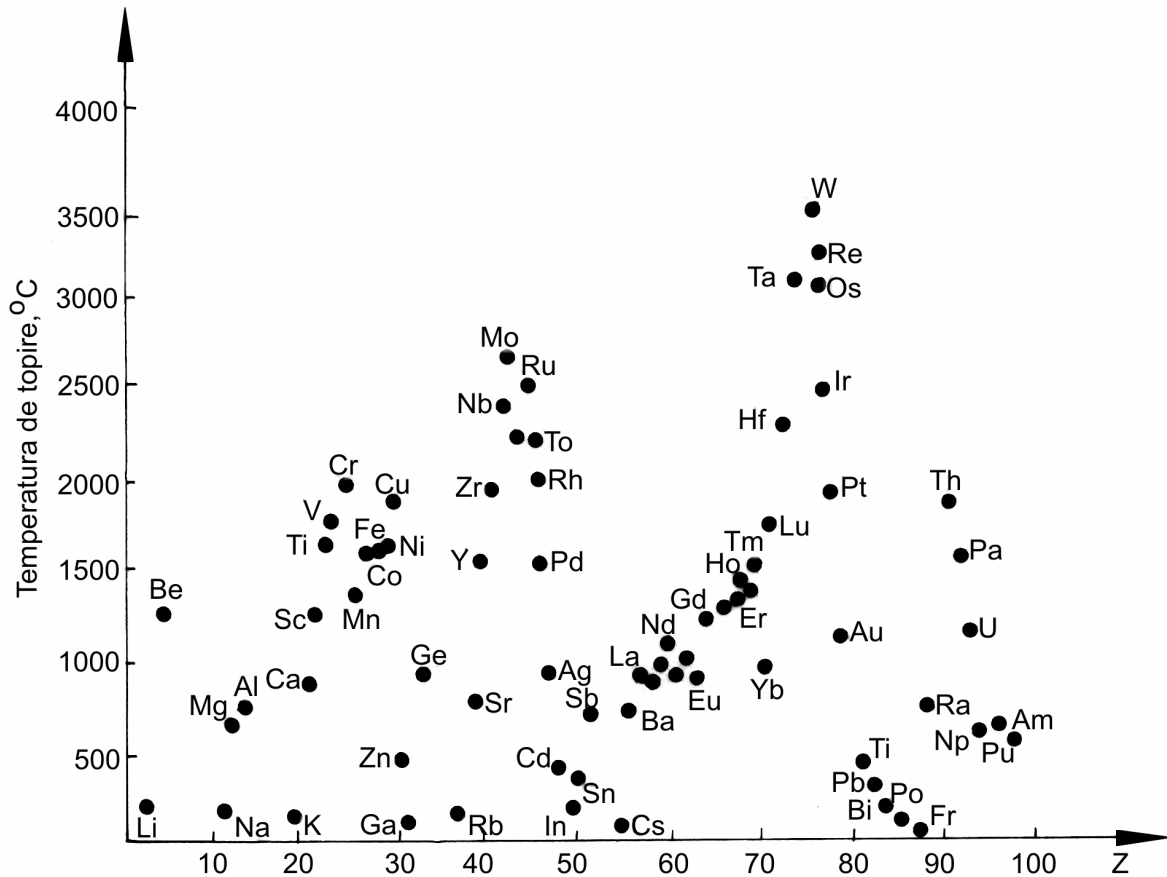


Fig. 2.2.6.1 Temperaturi de topire ale metalelor

În figura 2.2.6.2 sunt reprezentate grafic temperaturile de fierbere ale metalelor.

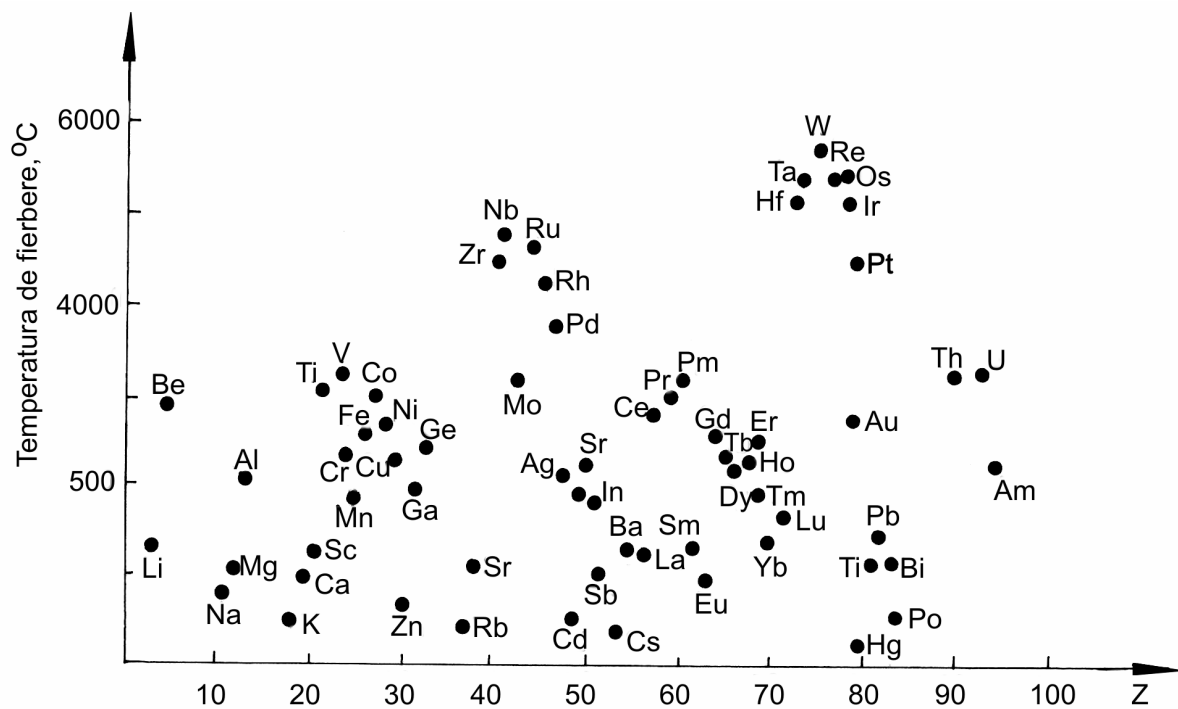


Fig. 2.2.6.2 Temperaturi de fierbere ale metalelor

PROPRIETĂȚILE MATERIALELOR METALICE

Cele mai joase temperaturi de fierbere corespund următoarelor metale: Hg (357 °C), Cs (690 °C), Rb (713 °C), Cd (768 °C), K (776 °C) etc.

Aliajele au în general temperaturi de topire mai scăzute decât temperaturile de topire ale componentelor metalici care le formează. Trebuie menționat că în general, aliajele metalice au intervale de topire și solidificare și nu temperaturi de topire. Cunoașterea acestor temperaturi este utilă pentru dimensionarea instalațiilor de încălzire cât și pentru alegerea unor materiale metalice cu proprietăți de refractaritate ridicate.

2.3 Proprietăți electrice

2.3.1 Noțiuni generale

În 1827 fizicianul german, Georg Simon Ohm a descoperit legea fundamentală a curentului electric care trece printr-un conductor liniar, (legea lui Ohm). Această lege stă la baza studierii proprietăților electrice ale materialelor metalice.

Legea stabilește legătura care există între tensiunea electrică aplicată la extremitățile unui conductor și intensitatea curentului electric ce străbate conductorul respectiv:

$$E = R \cdot I \quad (2.3.1.1)$$

în care: E este tensiunea aplicată, iar I este intensitatea curentului ce străbate conductorul.

R, factorul de proporționalitate care leagă E și I se numește rezistență electrică și este direct proporțional cu lungimea conductorului și invers proporțional cu secțiunea sa transversală:

$$R = \frac{\rho \cdot l}{S} [\Omega] \quad (2.3.1.2)$$

unde: ρ [Ω m] este rezistența specifică numită și rezistivitate.

Mărimea inversă rezistivității electrice poartă numele de conductivitate electrică.

$$\sigma = \frac{1}{\rho} [1/(\Omega \text{ m})] \quad (2.3.1.3)$$

Conductivitatea electrică variază periodic cu numărul atomic Z. Mai mult, metalele monovalente au conductivitatea mai mare decât cele bivalente care la rândul lor conduc mai bine electricitatea decât metalele de tranziție.

2.3.2 Teoria electronică a conductibilității electrice

Teoria electronilor liberi în metale stă la baza celei mai simple explicații date transportului de curent electric prin metale.

La echilibru, în lipsa unui câmp electric extern, electronii puși în comun în rețeaua cristalină a unui metal au o mișcare termică dezordonată caracterizată de viteza v. Deoarece orientarea vitezei v este absolut întâmplătoare, se poate considera că gazul electronic în ansamblu se află în repaus față de rețeaua cristalină. Astfel, densitatea de curent j transportată de electroni este egală cu zero.

Dacă aplicăm un câmp electric de intensitate E, electronii liberi vor fi antrenați în direcția câmpului căpătând o viteză suplimentară u. Astfel se formează un flux de electroni în direcția câmpului, deci un curent electric.

Mișcarea electronilor în câmpul electric este o mișcare accelerată așa că viteza u ar trebui să crească continuu și odată cu ea intensitatea j a curentului de electroni transportați ar trebui să tindă la infinit; acest lucru nu se produce.

În realitate se stabilește un curent constant de regim iar explicația dată fenomenului se bazează pe ciocnirile care au loc între electronii accelerați în câmpul electric și nodurile rețelei cristaline formată din ionii metalului.

Astfel, energia acumulată de electroni sub acțiunea câmpului electric este transmisă ionilor din nodurile rețelei în momentul ciocnirii și este acumulată de aceștia ducând la creșterea energiei mișcării termice proprii, adică se produce încălzirea metalului.

Acest fenomen a fost descoperit în 1841 de către fizicianul englez James Prescott Joule și este cunoscut sub numele de efect termic al curentului electric sau efect Joule.

La fiecare ciocnire cu ionii rețelei viteza electronilor scade foarte mult și ei sunt accelerați din nou în câmpul electric până la viteza u, suferă din nou o ciocnire și așa mai departe. Astfel se poate explica curentul constant, stabilirea regimului staționar de transport al electronilor sub influența câmpului electric.

Determinarea cantitativă a conductivității electrice se poate realiza presupunând că în unitatea de volum de metal se găsesc în medie n electroni liberi având viteza u .

Astfel, prin unitatea de secțiune de conductor, perpendiculară pe direcția câmpului electric, vor trece în unitatea de timp toți electronii care se află la distanță mai mică sau egală cu u față de secțiunea considerată. Electronii care trec se află deci într-un volum prismatic de înălțime u și secțiune unitară.

Cunoscând numărul mediu de electroni liberi din metal deducem că în acest volum sunt $n \cdot u$ electroni iar sarcina transportată de ei este $n \cdot u \cdot e$.

Densitatea de curent este așadar:

$$j = n \cdot u \cdot e \quad (2.3.2.1)$$

Electronul aflat în câmpul electric de intensitate E este deplasat sub acțiunea unei forțe egale cu $E \cdot e$.

Viteza u pe care acesta o va căpăta datorită aceste forțe este:

$$u = \frac{e \cdot E}{m_0} \cdot \tau \quad (2.3.2.2)$$

unde:

$$\frac{e \cdot E}{m_0}$$

este accelerația electronului imprimată sub acțiunea forței $E \cdot e$;

τ este timpul mediu dintre două ciocniri.

Electronul atinge viteza u numai după trecerea timpului τ ; (și are această viteză imediat înaintea unei noi ciocniri). În momentul imediat următor ciocnirii cu ionii rețelei viteza suplimentară a electronului poate fi considerată nulă și atunci viteza medie între două ciocniri se poate calcula:

$$\bar{u} = \frac{e \cdot E}{2 \cdot m_0} \cdot \tau \quad (2.3.2.3)$$

Scriind timpul mediu dintre două ciocniri:

$$\tau = \frac{l}{v} \quad (2.3.2.4)$$

unde:

v este viteza medie a mișcării dezordonate a electronilor în lipsa câmpului electric extern;

l este lungimea drumului liber mijlociu al unui electron, obținem pentru densitatea de curent relația:

$$j = n \cdot \frac{e^2 \cdot E}{2 \cdot m_0} \cdot \frac{1}{v} \quad (2.3.2.5)$$

Utilizând acum legea lui Ohm găsim expresia conductivității electrice:

$$\sigma = \frac{j}{E} = \frac{n \cdot e^2}{2 \cdot m_0} \cdot \frac{1}{v} \quad (2.3.2.6)$$

și expresia rezistivității:

$$\rho = \frac{2 \cdot m_0 \cdot v}{n \cdot e^2 \cdot l} \quad (2.3.2.7)$$

Pentru metalele monovalente această expresie este în foarte bună concordanță cu datele experimentale.

Se observă că bazându-ne pe teoria propusă, relația dintre conductivitatea electrică și numărul de electroni de valență este o relație de proporționalitate. Aceasta ar presupune o creștere a conductivității pentru metalele bivalente sau trivalente.

Realitatea practică însă contrazice acest lucru, cele mai bune conducătoare de electricitate fiind metalele monovalente.

Pentru a explica nepotrivirea putem remarca faptul că nu toți electronii de valență participă la transportul de curent electric și facem apel la cunoștințe din statistica cuantică.

Dacă notăm f probabilitatea ca electronii gazului electronic să ocupe la $0K$ o anumită stare energetică în spațiul K , această probabilitate variază cu numărul de undă K , figura 2.3.2.1. Probabilitatea este maximă, egală cu 1, pentru toate stările până la vectorul de undă $\pm K_m$ care corespunde energiei $\pm E_0$ și nulă pentru stările cu energii mai mari sau mai mici decât energia maximă $\pm E_0$.

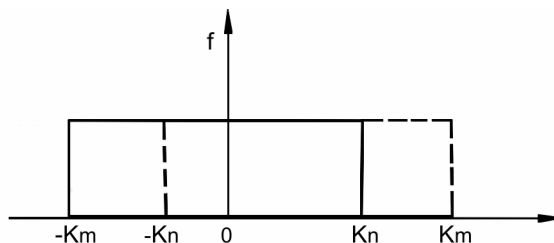


Fig. 2.3.2.1 Probabilitatea f de ocupare a stărilor electronice cu electroni la $0 K$

La zero absolut, în lipsa unui câmp electric extern, stările energetice ocupate de electroni sunt distribuite simetric în jurul originii. Drept urmare nu există un curent electric deoarece fiecărui electron ce se deplasează spre dreapta, caracterizat prin vectorul de undă K_n îi corespunde un alt electron cu vectorul de undă $-K_n$ care se deplasează în direcție opusă cu aceeași viteză.

Aplicând un câmp electric, electronii sunt accelerați în direcția câmpului iar curba de distribuție se deplasează în aceeași direcție ocupând o nouă poziție reprezentată în figură prin linii punctate.

Se observă că o mare parte a electronilor nu participă la acest curent deoarece și în acest caz unui electron care se deplasează spre dreapta îi corespunde unul care se deplasează spre stânga cu aceeași viteză.

La transportul de curent electric participă numai electronii din vecinătatea vectorului de undă K_m , respectiv numai cei din imediata vecinătate a suprafeței Fermi.

Se poate deci vorbi de un număr efectiv de electroni care determină curentul electric iar relația conductivității se poate rescrie:

$$\sigma = \frac{n_{ef} \cdot e^2}{2 \cdot m_0} \cdot \frac{1}{v} \quad (2.3.2.8)$$

Conform teoriei zonelor de energie pentru metalele monovalente acest număr n_{ef} este maxim în timp ce pentru metalele de tranziție el este minim.

2.3.3 Conductibilitatea electrică și temperatura

Odată cu scăderea temperaturii metalelor pure, în vecinătatea lui zero absolut se constată o scădere către zero a rezistivității. Aceasta înseamnă că rețeaua cristalină opune electronilor în mișcare accelerată în câmp electric o rezistență din ce în ce mai mică pe măsură ce scade temperatura.

Se cunoaște că odată cu scăderea temperaturii spre zero absolut scade amplitudinea vibrațiilor atomilor în rețeaua cristalină ceea ce ne duce la concluzia că nu rețeaua propriu-zisă este cauza majoră a frânării electronilor ci vibrațiile ei. Creșterea temperaturii provoacă mărirea amplitudinii de vibrație a ionilor în rețea deci o interacțiune mai accentuată între electronii în mișcare ordonată și aceste vibrații ceea ce determină creșterea rezistenței electrice. Se poate concluziona că apariția rezistenței electrice și creșterea ei cu temperatura este determinată de deformarea rețelei cristaline provocată de oscilațiile termice ale ionilor metalului.

Cele mai multe metale aflate la temperatură mai mare decât temperatura caracteristică θ , manifestă directă proporționalitate între rezistivitate și temperatura absolută T , iar la temperaturi sub θ rezistivitatea este proporțională cu T^5 .

În domeniul temperaturilor mari se poate deduce o relație de dependență între rezistivitate și temperatură. Anume, cu cât amplitudinea de vibrație termică a ionilor în rețeaua cristalină A este mai mare, cu atât timpul mediu τ dintre două ciocniri pe care le suferă un electron este mai mic. Mai mult se poate considera că există relația:

$$\frac{1}{\tau} = \text{proportional } A^{-2} \quad (2.3.3.1)$$

Cunoscând relația pentru energia unui oscilator armonic liniar de masă M ce oscilează cu frecvența ν și amplitudinea A :

$$U = 2 \cdot \pi^2 \cdot \nu^2 \cdot M \cdot A^2 \quad (2.3.3.2)$$

și știind că energia unui ion din rețea asimilat unui astfel de oscilator este $3 kT$, rezultă:

$$A^{-2} = \frac{3 \cdot k \cdot T}{2 \cdot \pi^2 \cdot M \cdot \nu^2} \quad (2.3.3.3)$$

Luând în considerare că temperatura caracteristică este $\theta = \frac{h \cdot \nu}{k}$ rezultă:

$$A^{-2} = \frac{3 \cdot h^2 \cdot T}{2 \cdot \pi^2 \cdot M \cdot \theta^2 \cdot k} \quad (2.3.3.4)$$

de unde se poate vedea că:

$$\frac{1}{\tau} = \text{proportional } \frac{T}{M \cdot \theta^2} \quad (2.3.3.5)$$

Pe de altă parte

$$\rho = \text{proportional } \frac{1}{\tau} \quad (2.3.3.6)$$

și se poate concluziona:

$$\rho = \text{proportional } \frac{T}{M \cdot \theta^2} \quad (2.3.3.7)$$

2.3.4 Influența alierii asupra rezistenței electrice

Prin aliere se produce introducerea unor atomi străini în rețeaua cristalină a unui metal. Acest lucru produce deformări ale rețelei cristaline și deplasări ale atomilor din vechile poziții de echilibru.

Efectul este asemănător cu cel provocat de creșterea agitației termice adică o creștere a rezistenței electrice. Prin aliere crește rezistența electrică datorită deformării rețelei cristaline a metalului de bază. Efectul temperaturii asupra rezistenței electrice a aliajelor este același ca în cazul metalelor pure.

Astfel se poate deduce că rezistența electrică a unui aliaj constă din doi termeni, unul care depinde de temperatură și altul independent de temperatură.

$$\rho = \rho_0 + \rho_T \quad (2.3.4.1)$$

unde: ρ_0 este independentă de temperatură și se numește rezistivitate reziduală;

ρ_T este rezistența datorată oscilației rețelei cristaline în funcție de temperatură. Această regulă poartă numele de legea lui Matthiessen.

În cazul celor mai multe aliaje rezistivitatea variază cu temperatura ca în figura 2.3.4.1.

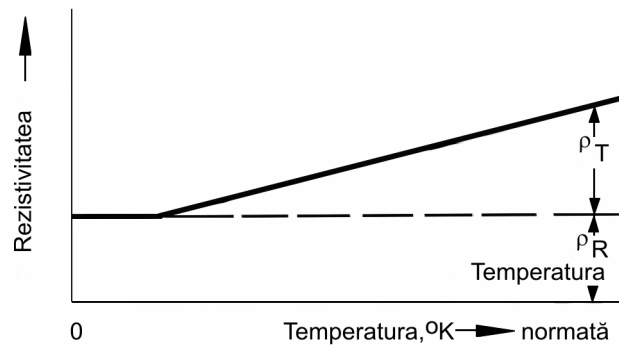


Fig. 2.3.4.1 Variația rezistivității cu temperatura pentru aliaje

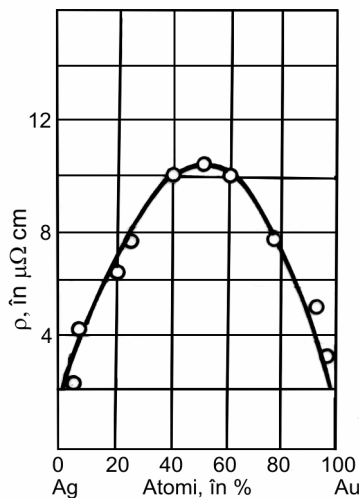


Fig. 2.3.4.2 Variația rezistivității cu concentrația atomică în cazul soluțiilor solide

Există însă aliaje a căror rezistență electrică rămâne constantă cu creșterea temperaturii sau chiar scade. Spre exemplu, aliajele cuprului denumite comercial Constantan (Cu + 45% Ni) și Manganin (Cu + 4% Mo + 12% Mn) nu-și schimbă semnificativ rezistența în intervalul de temperatură 0 – 20 °C. Datorită acestei proprietăți ele sunt utilizate la aparate electrice speciale unde rezistența trebuie să fie independentă de oscilațiile de temperatură.

Prin aliere se pot atinge rezistivități electrice maxime la diferite procente de impurificare. De exemplu în cazul soluțiilor solide izomorfe maximul este atins la 50% procente atomice. Pentru un aliaj Ag – Au reprezentarea grafică este dată în figura 2.3.4.2.

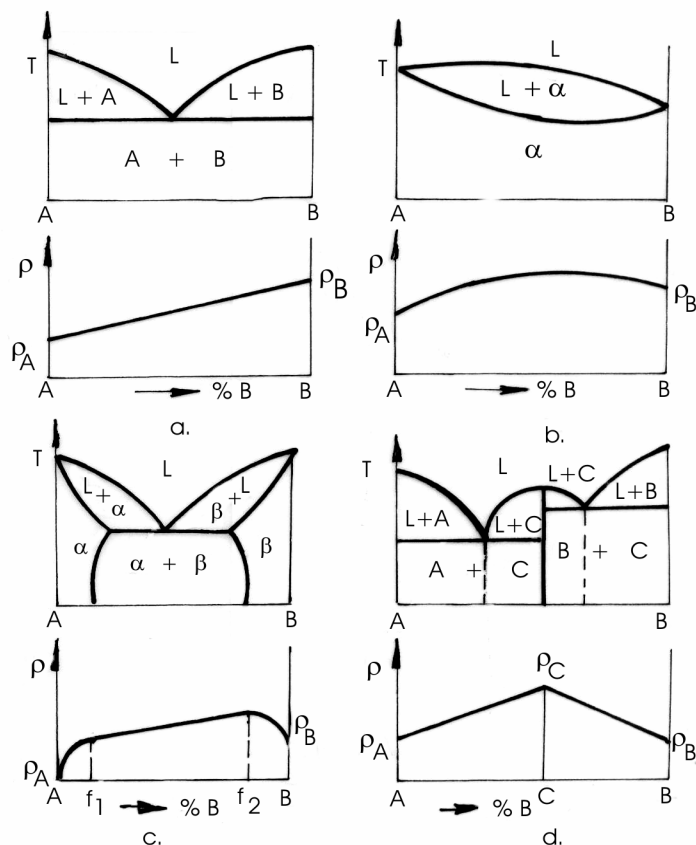


Fig. 2.3.4.3. Variația rezistivității electrice cu concentrația în cazul aliajelor binare: a – amestecuri mecanice; b – soluții solide serii izomorfe; c – soluții solide marginale și amestec de soluții solide; d – sistem de aliaje cu compus

În general, pentru aliaje binare rezistivitatea reziduală variază cu concentrația potrivit regulilor lui Kurnakov, reprezentate grafic în figura 2.3.4.3.

Se poate observa că alierea este o metodă eficientă de obținere a materialelor metalice cu rezistență electrică ridicată.

Dependența rezistivității electrice cu temperatura se poate exprima prin relația:

$$\rho = \rho_{20} \cdot [1 + \alpha \cdot (T - 20)] \quad (2.3.4.2)$$

unde:

ρ este rezistivitatea la temperatura T ;

ρ_0 este rezistivitatea la 20°C ;

α este coeficientul de temperatură al rezistivității.

Această relație este luată în considerare în proiectare în cazul materialelor metalice care lucrează în câmp electric la temperaturi ridicate.

2.3.5 Influența deformării plastice asupra rezistenței electrice

Se cunoaște că deformarea plastică la rece mărește concentrația deranjamentelor în rețeaua cristalină. În mod obișnuit ρ_0 crește liniar în funcție de concentrația defectelor reticulare.

Valoarea până la care se modifică rezistivitatea electrică prin ecrusare este de obicei până la 6% în cazul metalelor pure Al, Cu, Fe, Ag etc. Excepție face wolframul care prezintă o creștere cu mult mai mare a rezistivității la deformare plastică la rece.

Prin recoacerea materialelor ecrusate se poate micșora rezistența electrică până la valori egale cu cele dinainte de deformarea plastică. Din experimente s-a observat că micșorarea rezistivității are loc chiar și la temperaturi sub cea de recristalizare (în stadiul de restaurare). Spre exemplificare, în cazul conductorilor din fier, în timp ce temperatura de recristalizare este 520°C , o recoacere la 100°C este eficientă producând o reducere foarte importantă a rezistivității.

2.3.6 Materiale metalice utilizate în industria electrotehnică

Deoarece proprietățile electrice deosebesc metalele cel mai mult de celelalte materiale considerăm necesară prezentarea unor exemple de utilizări.

Materialele care se utilizează în industria electrotehnică pentru aplicații legate de transportul, distribuția și transformarea energiei electrice pot fi împărțite în materiale pentru: izolatori, semiconductori, conductori și rezistențe electrice și nu în ultimul rând materiale pentru contacte electrice.

Fiecare dintre aceste materiale trebuie să satisfacă maximal o serie de proprietăți electrice, chimice și mecanice.

Ne vom opri mai puțin asupra izolatoarelor care nu sunt realizați prin excelență din materiale metalice, și de asemeni mai puțin asupra materialelor pentru contacte electrice.

2.3.6.1 Materiale metalice pentru conductori electrici

Pentru a fi selectat drept material apt pentru construcția conductorilor un material metalic trebuie să aibă rezistivitate electrică foarte mică, trebuie să poată fi ușor prelucrate prin deformare sub formă de fire, trebuie să aibă rezistență mecanică mare și rezistență la coroziune ridicată, în plus să interacționeze cât mai puțin în câmpuri magnetice. Mai mult decât atât este de dorit ca un astfel de material să manifeste o stabilitate a acestor proprietăți față de temperatură.

Rezistivitatea scăzută este necesară pentru a limita la minim posibil rezistența electrică și astfel micșorarea căderilor de tensiune pe circuite și pierderile prin efect Joule.

Prelucrabilitatea ușoară este necesară pentru a putea obține semifabricate ieftine în condiții tehnologice medii, cu productivitate foarte mare, necesarul de astfel de materiale fiind mare.

Rezistența mecanică trebuie să aibă valori care să permită suportarea eforturilor mecanice din timpul funcționării.

Rezistența la coroziune se impune pentru a rezista atacului agenților chimici din diferite medii corosive naturale sau artificiale și a-și păstra secțiunea în anumite limite pe o durată de timp bine determinată.

Conductivitatea electrică cea mai mare o au metalele pure ($\sigma = 40...60 \text{ m}/\Omega \text{ mm}^2$), de asemeni ele au și o plasticitate bună.

În ceea ce privește rezistența mecanică și rezistența la coroziune ele sunt în mod clar inferioare aliajelor. Chiar și așa metalele pure sunt cele mai răspândite materiale pentru conductori electrici.

În ordinea conductivității pot fi enumerate Ag, cel mai bun conducător de electricitate, Cu, Au, Al, etc. Valorile conductivității electrice pentru câteva metale pure sunt date în tabelul 2.3.6.1.

Tabel 2.3.6.1 Conductivitatea electrică a unor metale σ [$\text{m}/\Omega \text{ mm}^2$]

Metalul	Ag	Cu	Al	Mg	Ca	Na
σ [$\text{m}/\Omega \text{ mm}^2$]	62	59	38	22	21-22	21-22

continuare

Metalul	Zn	Cd	Ni	Co	Fe
σ [$\text{m}/\Omega \text{ mm}^2$]	17	14	13,8	10,3	10,2

Alte metale cum ar fi Na, Ca se oxidează puternic în aer și din acest motiv nu se pot utiliza drept conductori.

Prețul ridicat al argintului îl face pe acesta și fie mai puțin utilizat la conductori și în industrie se utilizează pentru conductori electrici cuprul, aluminiul și fierul, în mod curent ca metale.

Cuprul electrolitic (puritate 99,99%) este utilizat după retopire, turnare și deformare plastică pentru fabricarea conductorilor electrici. Influența impurităților apărute în urma retopirii este

determinată de cantitatea dar și de natura impurităților precum și de forma în care se regăsesc în metal.

Soluțiile solide formate cu impurități au de regulă cel mai mare impact în scăderea conductivității electrice. Pentru cupru, cele mai dăunătoare pentru conductivitatea electrică sunt impurificările cu P, Si, As, Al, iar cele mai puțin periculoase sunt cele cu Ag, Cd și Zn. Prezentată grafic această sensibilitate la impurități poate fi observată în figura 2.3.6.1, în care conductivitatea cuprului este luată drept etalon.

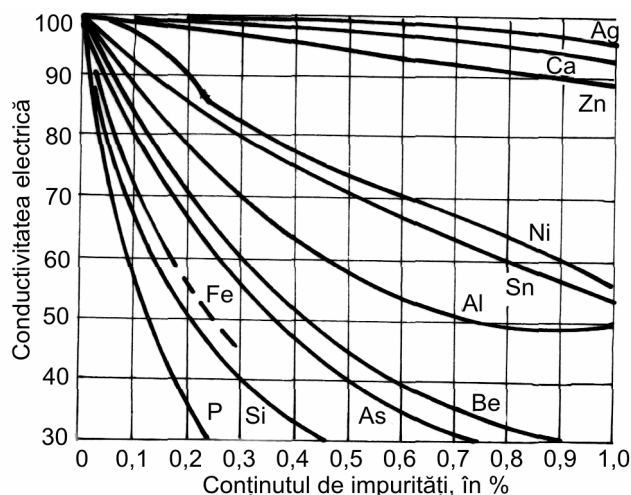


Fig. 2.3.6.1 Influența impurităților asupra conductibilității electrice a cuprului.

Conductorii din cupru se utilizează în stare recoaptă sau ecruisată, atunci când sunt solicitări mecanice moderate.

În cazul nevoii de rezistențe mecanice mai mari se utilizează aliaje de cupru cu diferite elemente: Cd, Sn, Al, P, Cr, Be, As, Zn etc. Desigur îmbunătățirea proprietăților mecanice prin ecruisare duce la pierderi de până la 6% din conductivitatea electrică în timp ce alierea duce la pierderi și mai însemnate.

Cel mai utilizat aliaj de cupru pentru conductori este cel care conține (Cu + 0,9% Cd) și care are în stare ecruisată 90% din conductivitatea cuprului pur și o rezistență mecanică la rupere de 2,5 ori mai mare ca a cuprului.

Alte aliaje de cupru utilizate pentru conductori sunt: bronzul cu Sn, Cd și Zn (Cu + 0,75% Sn + 0,8% Cd + 0,6% Zn), cu o conductibilitate de 50%...60% din cea a Cu recopt, dar având o rezistență la rupere în stare ecruisată de până la 1,5 ori mai mare decât a cuprului ecruisat; bronzul cu Sn și As (Cu + 2,5% As + 2% Sn), cu o conductibilitate de 15%...18% din cea a Cu recopt, dar având o rezistență la rupere în stare ecruisată de până la 2 ori mai mare decât a cuprului ecruisat; și bronzul fosforos (Cu + 7% Sn + 0,1% P), cu o conductibilitate de 10%...15% din cea a Cu recopt, dar având o rezistență la rupere în stare ecruisată de până la 2,19 ori mai mare decât a cuprului ecruisat.

Aluminiul este utilizat de asemeni pentru conductori mai ales datorită prețului de cost mai mic, rezistenței la coroziune și nu în ultimul rând densității reduse $2,7 \text{ kg/dm}^3$.

În stare recoaptă aluminiul are 60 % din conductivitatea cuprului dar la aceeași greutate secțiunea unui conductor de aluminiu este cu 60% mai mare, implicând în fapt o conductivitate raportată la greutate dublă față de cea a cuprului.

Datorită rezistenței mecanice insuficiente a aluminiului pur se utilizează pentru conductori sistemul de aliaje de Al cu Mg și Si.

Un reprezentant tipic este aliajul denumit comercial aldrey, având în afară de Al: 0,5...0,7% Mg; aproximativ 0,6% Si, și uneori poate conține și 0,6% Mn.

În telefonie, telegrafie și chiar în electrificarea zonelor izolate în care încărcările electrice sunt reduse și unde conductorii de Cu sau Al ar fi supradimensionați din punct de vedere electric, se utilizează conductori din oțel cu foarte puțin carbon.

Acest material are proprietăți mecanice și preț de cost mult mai avantajoase decât aliajele de cupru sau aluminiu. Acoperiți prin galvanizare cu Zn acestor conductori li se asigură și o rezistență la coroziune acceptabilă.

Proprietățile lor magnetice trebuie bine controlate deoarece impedanța poate produce pierderi mai însemnate decât rezistivitatea. Pentru a avea impedanță cât mai mică se utilizează o compoziție chimică de tipul C = 0,01...0,15%, Mn = max. 0,4%, P = max. 0,04%, S = max. 0,05% și Si = max. 0,08% care corespunde unui oțel moale. O puternică deformare plastică duce la micșorarea și mai mult a impedanței.

2.3.6.2 Materiale metalice utilizate pentru rezistențe electrice

Materialele pentru rezistențe electrice se clasifică în funcție de temperatura la care lucrează în:

- materiale pentru reostate (reostate de pornire, reostate de reglaj, rezistențe de precizie etc.) care lucrează la temperaturi ordinare;
- materiale rezistive pentru temperaturi înalte (elemente de încălzire pentru cuptoare electrice, aparate de uz casnic etc.)

Coeficientul de temperatură al rezistivității electrice $\alpha = \frac{d\rho_T}{dT} \cdot \frac{1}{\rho_T}$ foarte mic, rezistivitate

foarte mare și forță termoelectrică de contact cu cuprul cât mai mică sunt cerințele de bază ale materialelor pentru reostate.

Rezistivitatea ridicată duce la obținerea de valori mari ale rezistenței electrice utilizând lungimi și mase mici de conductor.

Coeficientul de temperatură al rezistivității electrice foarte redus face ca variația rezistenței electrice la oscilațiile de temperatură să fie aproape zero, fapt ce simplifică esențial construcția aparatelor de măsură, de asemeni, forță termoelectrică de contact cu cuprul cât mai mică este o cerință care este impusă de necesitatea evitării apariției curenților termoelectrice în circuitele de măsurare, curenți care ar denatura rezultatele măsurătorilor.

Datorită rezistenței mari, cele mai indicate materiale pentru reostate sunt soluțiile solide. Dintre acestea foarte cunoscute sunt cele care fac parte din sistemul Cu - Mn - Ni numite comercial manganin.

Compoziția obișnuită a acestui aliaj este 86% Cu, 12% Mn și 2% Ni, iar rezistivitatea electrică are valoarea $\rho = 0,43 \Omega \text{ mm}^2/\text{m}$. Coeficientul de temperatură al rezistivității este foarte mic, $\alpha = (5 \dots 8 \times 10^{-6})$.

Utilizând în locul nichelului Fe se obține un alt aliaj denumit feromanganin care are forță termoelectrică de contact cu cuprul zero.

Alte aliaje de Cu cu Mn dar conținând și Al sunt de asemeni recomandate pentru realizarea de reostate. Denumirile lor comerciale sunt izabellin, novoconstantan și aliaj A (Terlo).

Un alt aliaj deosebit de cunoscut și utilizat în acest domeniu este cel numit constantan. El face parte din sistemul Cu - Ni și compozițiile variază între (40...45%) Ni și (55...60%) Cu. Coeficientul de temperatură al rezistivității, α este foarte aproape de valoarea zero, iar rezistivitatea la temperatura camerei este circa $\rho = 0,5 \Omega \text{ mm}^2/\text{m}$.

Aceste aliaje nu se folosesc în mod curent pentru realizarea de rezistențe electrice de precizie din cauza forței termoelectrice mari față de cupru ($39 \mu\text{V}/^\circ\text{C}$).

Un aliaj din același sistem Cu - Ni, conținând (25...35%) Ni este nichelina utilizată tradițional în aplicații casnice.

Materialele din care se construiesc elementele de încălzire din cuptoarele electrice trebuie să îndeplinească anumite condiții și anume: să reziste la temperaturi înalte timp îndelungat la acțiunea oxidantă a atmosferei sau a altor gaze; să reziste mecanic bine la temperaturi ridicate; să aibă rezistență electrică mare și coeficientul de temperatură al rezistivității electrice mic.

În plus aceste materiale trebuie să aibă sudabilitate bună, deformabilitate bună și ductilitate pentru a facilita realizarea de sârme și benzi și înfășurarea acestora în spirală, repararea și montarea fără dificultate.

Deși metalele pure cum ar fi W, Mo, Pt, Ni, Fe și Al îndeplinesc o parte importantă dintre proprietățile cerute, faptul că au un coeficient mare de temperatură al rezistivității electrice limitează mult aplicațiile datorită complicațiilor ce apar la reglarea tensiunii de alimentare.

Altă clasă de materiale sunt soluțiile solide rezistente la temperaturi înalte. Constantanul se poate utiliza până la temperaturi moderate 400⁰C...500⁰C.

La temperaturi mai înalte se utilizează soluții solide pe bază de nichel sau fier, de exemplu Ni - Cr - Fe (aliaje crom-nichel numite și cromel), Fe-Cr-Al-Co cunoscut sub numele de cantal sau Fe - Cr - Al aliaj cromal. Aceste aliaje se realizează în diferite game de compoziții chimice.

2.3.7 Efecte termoelectrice, galvanomagnetice și termomagnetice în materiale metalice

Pentru explicarea fenomenelor combinate care apar la acțiunea simultană asupra materialelor metalice a unor câmpuri de natură fizică este necesar să se facă apel la cunoștințe complexe din domeniul fizicii cuantice.

2.3.7.1 Efecte termoelectrice în metale

Într-un sistem de conductoare metalice omogene există o interdependență între curentul electric și curentul caloric care străbat sistemul. Această interdependență se manifestă prin apariția efectelor termoelectrice.

Efectele termoelectrice sunt următoarele: efectul Seebeck, efectul Thomson, efectul Peltier. Toate aceste efecte au o caracteristică deosebită: inversarea cauzei primare de natură electrică atrage după sine inversarea semnului fenomenului secundar, de natură termică. Pentru explicarea acestor fenomene este necesar să facem apel la teoria efectelor termoelectrice.

2.3.7.1.1 Teoria efectelor termoelectrice

Pentru a explica aceste fenomene se poate apela la rezultate obținute luând în considerare teoria Lorentz – Sommerfeld.

Expresiile curentului electric și a curentului caloric în prezența unui câmp electric și a unui gradient de temperatură pot fi scrise:

$$I_x = -\frac{8 \cdot \pi \cdot m^3 \cdot e}{3 \cdot h^3} \cdot \int_0^\infty v^3 \cdot l \cdot \left[\left(-\frac{E}{T} + \frac{\zeta}{T} - \frac{\partial \zeta}{\partial T} \right) \cdot \frac{\partial f_0}{\partial E} \cdot \frac{\partial T}{\partial x} + e \cdot E_x \cdot \frac{\partial f_0}{\partial E} \right] \cdot dv$$

(2.3.7.1.1.1)

$$Q_x = -\frac{8 \cdot \pi \cdot m^4}{6 \cdot h^3} \cdot \int_0^\infty v^5 \cdot l \cdot \left[\left(-\frac{E}{T} + \frac{\zeta}{T} - \frac{\partial \zeta}{\partial T} \right) \cdot \frac{\partial f_0}{\partial E} \cdot \frac{\partial T}{\partial x} + e \cdot E_x \cdot \frac{\partial f_0}{\partial E} \right] \cdot dv$$

(2.3.7.1.1.2)

Semnificația mărimilor care apar în relațiile de mai sus este: I_x - intensitatea curentului electric pe direcția x; m - masa electronului; e - sarcina electrică elementară; h - constanta lui Planck; v - viteza electronilor în metal; l - drumul liber mijlociu; $E = \frac{1}{2} mv^2$ - energia; T temperatura absolută; $\zeta = \frac{1}{2} mv^2$ (ζ) - energia Fermi (energia electronilor la 0 K); f_0 - funcția de distribuție a electronilor în absența câmpului electric; E_x - componenta câmpului electric pe direcția x; Q_x - componenta curentului caloric pe direcția x.

Pentru a obține forme mai simple pentru expresiile de mai sus se practică o substituție:

$$K_{2n-1} = \frac{8 \cdot \pi \cdot m^3}{h^3} \cdot \int_0^{\infty} v^{2n+1} \cdot 1 \cdot \frac{\partial f_0}{\partial E} \cdot dv \quad (2.3.7.1.1.3)$$

Relațiile intensității electrice și curentului caloric devin:

$$I_x = -\frac{e^2}{3} \cdot E_x \cdot K_1 = \frac{e}{3} \cdot \left(\frac{\zeta}{T} - \frac{\partial \zeta}{\partial T} \right) \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \cdot K_1 + \frac{m \cdot e}{6} \cdot \frac{1}{T} \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \cdot K_3 \quad (2.3.7.1.1.4)$$

$$Q_x = \frac{m^2}{12} \cdot \frac{1}{T} \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \cdot K_5 - \frac{m}{6} \cdot \left(\frac{\zeta}{T} - \frac{\partial \zeta}{\partial T} \right) \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \cdot K_3 - \frac{m \cdot e}{6} \cdot E_x \cdot K_3 \quad (2.3.7.1.1.5)$$

Se consideră cazul cel mai general, $\frac{\partial T}{\partial x} \neq 0$ și se presupune un conductor metalic străbătut simultan de un curent electric I_x și de un curent caloric Q_x . Ne interesează să aflăm cantitatea de căldură W eliberată în unitatea de volum în unitatea de timp, $1s$.

Datorită prezenței câmpului electric apare în primul rând o cantitate de căldură egală cu $E_x \cdot I_x$.

În al doilea rând, căldura eliberată mai poate fi generată de un alt proces.

Dacă se presupune că prin elementul de suprafață delimitat de planul $x=x_0$ intră curentul caloric $Q(x_0)$, iar prin elementul de suprafață $x_0 + \Delta x$ iese curentul caloric $Q(x_0 + \Delta x)$, cantitatea de căldură rămasă într-o secundă în volumul unitar delimitat de aceste plane este egală cu:

$$\lim_{\Delta x \rightarrow 0} \frac{Q(x_0) - Q(x_0 + \Delta x)}{\Delta x} = -\frac{\partial Q}{\partial x} \quad (2.3.7.1.1.6)$$

Sumând căldura eliberată în unitatea de timp și în unitatea de volum în cele două procese obținem:

$$W = I_x \cdot E_x - \frac{\partial Q}{\partial x} \quad (2.3.7.1.1.7)$$

Dacă se ține cont de relațiile 2.3.7.1.1.4 și 2.3.7.1.1.5 relația pentru determinarea căldurii devine (2.3.7.1.1.8):

$$W = \frac{1}{\sigma} \cdot I_x^2 + I_x \cdot \left[\frac{m}{2 \cdot e} \cdot \frac{1}{T} \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \cdot \frac{K_3}{K_1} - \frac{1}{e} \cdot \left(\frac{\zeta}{T} \cdot \frac{\partial T}{\partial x} - \frac{\partial \zeta}{\partial x} \right) - \frac{m}{2 \cdot e} \cdot \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{K_3}{K_1} \right) \right] + \frac{\partial}{\partial x} \left(\gamma \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \right)$$

În această ecuație sunt puse în evidență trei procese importante care au loc într-un circuit metalic. O parte din căldura degajată este proporțională cu pătratul intensității curentului electric ce parcurge circuitul; ea este independentă de sensul curentului electric, și poartă denumirea de efect Joule. Termenul proporțional cu intensitatea curentului își schimbă semnul în funcție de sensul curentului; el corespunde căldurii Peltier sau Thomson. Termenul independent de curentul electric corespunde degajării de căldură datorită conductibilității pure.

2.3.7.1.2 Efectul Seebeck

Efectul Seebeck este efectul termoelectric cel mai cunoscut și studiat. El se manifestă într-un sistem de conductoare metalice diferite, la temperatură diferită și constă în apariția unei tensiune electromotoare continue a cărei valoare depinde numai de temperatura sudurilor și de natura materialelor.

Să presupunem că avem două metale A și B, două joncțiuni la temperaturi diferite, T_1 și T_2 , și un voltmetru la o temperatură medie T_c , figura 2.3.7.1.2.1.a.

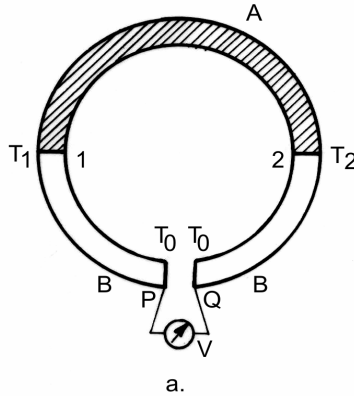


Fig. 2.3.7.1.2.1 a. Efectul Seebeck

Presupunem de asemenea că prin acest circuit nu trece nici un curent electric ($I_x = 0$) și vom arăta că în circuit ia naștere o forță termoelectrică.

Conform relației (2.3.7.1.1.4), chiar dacă $I_x = 0$, câmpul electric E_x este diferit de zero și poate fi scrisă relația:

$$E_x = \left[\frac{m}{2 \cdot e} \cdot \frac{1}{T} \cdot \frac{K_3}{K_1} - \left(\frac{1}{e} \cdot \frac{\zeta}{T} - \frac{\partial \zeta}{\partial T} \right) \right] \cdot \frac{\partial T}{\partial x} = S \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \quad (2.3.7.1.2.1)$$

în care am notat cu S coeficientul Seebeck sau forța termoelectrică absolută; relația lui S este:

$$S = \frac{m}{2 \cdot e} \cdot \frac{1}{T} \cdot \frac{K_3}{K_1} - \left(\frac{1}{e} \cdot \frac{\zeta}{T} - \frac{\partial \zeta}{\partial T} \right) \quad (2.3.7.1.2.2)$$

Să calculăm acum forța termoelectrică în circuitul din figura 2.3.7.1.2.1. Prin definiție, forța termoelectrică este egală cu integrala câmpului electric în lungul conturului format din cele două metale, anume:

$$V_s = \int_P^1 E_x^B \cdot dx + \int_1^Q E_x^A \cdot dx + \int_Q^2 E_x^B \cdot dx \quad (2.3.7.1.2.3)$$

în care E_x^A și E_x^B sunt valorile câmpului electric corespunzătoare metalelor A și B.

Calculând obținem:

$$V_s = \int_1^2 S_A \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \cdot dx + \int_2^1 S_B \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \cdot dx = \int_{T_1}^{T_2} (S_A - S_B) \cdot dT \quad (2.3.7.1.2.4)$$

Se observă deci că forța termoelectrică depinde de diferențele de temperatură dintre joncțiuni și de diferența forței termoelectrice absolute a celor două metale.

Efectul Seebeck este un efect de ordinul al doilea. Într-adevăr, în aproximație nulă

$$\frac{K_3}{K_1} = \frac{2}{m} \cdot \zeta \text{ și obținem:}$$

$$V_s = \int_P^Q \frac{\partial \zeta}{\partial x} \cdot dx = \zeta_Q - \zeta_P = 0 \quad (2.3.7.1.2.5)$$

deoarece la capetele circuitului avem același material.

În aproximația de ordinul al doilea se poate arăta folosind teoria Lorentz – Sommerfeld că:

$$\frac{K_3}{K_1} = \frac{2}{m} \cdot \zeta \cdot \left[1 + \frac{\pi^2}{3} \cdot \Delta \left(\frac{k \cdot T^2}{\zeta} \right) \right] \quad (2.3.7.1.2.6)$$

în care:

$$\Delta = 1 + \frac{1}{2} \cdot \frac{d \ln \bar{l}}{d \ln v} \quad (2.3.7.1.2.7)$$

Putem găsi acum coeficientul Seebeck:

$$S = -\frac{\pi^3}{3} \cdot \frac{k^2}{e} \cdot \left(\frac{\Delta}{\zeta}\right) \cdot T. \quad (2.3.7.1.2.8)$$

Astfel expresia forței termoelectrice poate fi scrisă mai explicit în forma:

$$V_s = \frac{\pi^2}{3} \cdot \frac{k^2}{e} \cdot \int_{T_1}^{T_2} \left[\left(\frac{\Delta}{\zeta}\right)_B - \left(\frac{\Delta}{\zeta}\right)_A \right] T \cdot dT. \quad (2.3.7.1.2.9)$$

Metalele și aliajele lor prezintă la temperatura camerei valori ale coeficienților Seebeck cuprinse între + 10 μV/°C și - 10 μV/°C în timp ce semiconductorii prezintă valori mai mari.

Efectul Seebeck are o aplicabilitate practică importantă. Astfel, el este folosit ca principiu de bază în tehnica măsurării temperaturilor cu ajutorul termocuplelor.

2.3.7.1.3 Efectul Thomson

Efectul Thomson este reprezentat de degajarea sau absorbția unei cantități de căldură într-un conductor omogen străbătut de un curent electric în care există un gradient de temperatură; absorbția căldurii se realizează pentru un anumit sens al curentului electric iar degajarea căldurii pentru sensul invers al curentului prin conductor.

Există convenția că efectul Thomson este pozitiv dacă se degajă căldură când curentul electric are sensul de la $T_1 > T_2$ și negativ când se absoarbe căldură în aceleași condiții de trecere a curentului.

Mai mult decât atât, căldura degajată este proporțională cu gradientul termic și cu intensitatea curentului electric ce străbate conductorul:

$$Q_T = -\mu \cdot I \cdot |\text{grad}T|. \quad (2.3.7.1.3.1)$$

Pentru a calcula cantitatea de căldură care apare în circuit considerăm un conductor metalic în care există un gradient de temperatură și care este străbătut de un curent electric. Căldura care apare în circuit este proporțională cu curentul electric. Ea se poate calcula cu relația:

$$Q_T = -\frac{k \cdot T}{e} \cdot \left[\frac{m}{2} \cdot \frac{d}{dT} \left(\frac{1}{k \cdot T} \cdot \frac{K_3}{K_1} \right) - \frac{d}{dT} \left(\frac{\zeta}{k \cdot T} \right) \right] \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \cdot I_x. \quad (2.3.7.1.3.2)$$

Conform definiției efectul Thomson este dat de relația:

$$\mu = \frac{k \cdot T}{e} \cdot \left[\frac{m}{2} \cdot \frac{d}{dT} \left(\frac{1}{k \cdot T} \cdot \frac{K_3}{K_1} \right) - \frac{d}{dT} \left(\frac{\zeta}{k \cdot T} \right) \right] \quad (2.3.7.1.3.3)$$

Se poate observa dependența acestui coeficient de coeficientul Seebeck:

$$\mu = \frac{T}{e} \cdot \frac{dS}{dT}. \quad (2.3.7.1.3.4)$$

Efectul Thomson este un efect de ordinul al doilea și se poate arăta că:

$$\mu = \frac{\pi^3}{3} \cdot \frac{k \cdot T}{e} \cdot \frac{d}{dT} \left(\frac{\Delta}{\zeta} \right) \cdot k \cdot T \quad (2.3.7.1.3.5)$$

presupunând că Δ și ζ sunt independenți de T se obține:

$$\mu = \frac{\pi^2}{3} \cdot \frac{k}{e} \cdot \frac{\Delta k \cdot T}{\zeta}. \quad (2.3.7.1.3.6)$$

În comparație cu rezultatul clasic, $\mu_{cl} = \frac{3}{2} \cdot \frac{k}{e}$, rezultatul obținut de Sommerfeld este mai corect întrucât satisface principiul lui Nerst.

Aceste rezultate teoretice sunt confirmate în practică doar pentru metalele alcaline pentru care se obține $\mu < 0$. În cazul altor metale, cum sunt Zn și Cd teoria nu dă rezultate bune nici măcar în privința semnului lui μ; experimental la aceste metale se obține $\mu > 0$.

Acest efect de încălzire sau răcire este ignorat în calculele referitoare la încălzirea materialelor în aplicațiile industriale. Faptul este relativ ușor de motivat: căldura obținută prin efectul Joule are valori mult mai importante, ea depinzând de puterea a doua a intensității curentului electric.

2.3.7.1.4 Efectul Peltier

Efectul Peltier este efectul termoelectric care se manifestă în suprafața de separare (sudura) proprie unui sistem de două conductoare metalice diferite. Astfel, la trecerea curentului electric prin circuit se constată o modificare a temperaturii sudurii; creșterea sau scăderea temperaturii depinde de sensul curentului electric.

Căldura Peltier Q_P este proporțională cu intensitatea curentului electric I iar coeficientul de proporționalitate π_{AB} poartă denumirea de coeficient Peltier:

$$Q_P = \pi_{AB} \cdot I \quad (2.3.7.1.4.1)$$

Să considerăm că avem un circuit format din două metale A și B menținute la aceeași temperatură, figura 2.3.7.1.4.1.

Să presupunem că acest circuit este străbătut de curentul electric I . Conform definiției, coeficientul Peltier se poate obține integrând cu semn schimbat termenul proporțional cu intensitatea curentului electric din ecuația (2.3.7.1.1.8). pe tot circuitul care conține cele două metale:

$$\pi_{AB} = \frac{k \cdot T}{e} \cdot \int_p^Q \left[\frac{m}{2} \cdot \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{1}{k \cdot T} \cdot \frac{K_3}{K_1} \right) - \frac{\partial}{\partial x} \cdot \left(\frac{\zeta}{k \cdot T} \right) \right] \cdot dx . \quad (2.3.7.1.4.2)$$

Efectul Peltier este un efect de ordinul al doilea, la fel ca și efectul Seebeck.

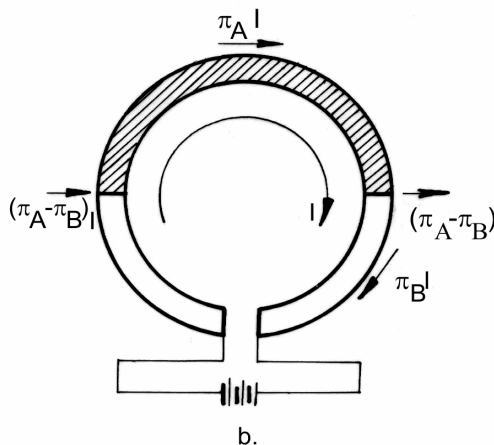


Fig. 2.3.7.1.4.1 b. Efectul Peltier

Dacă utilizăm relațiile 2.3.7.1.2.6 și 2.3.7.12.7 putem obține o expresie mai explicită a coeficientului Peltier:

$$\pi_{AB} = \frac{1}{e} \cdot \frac{\pi^3}{3} \cdot \left[\Delta_B \cdot \left(\frac{k \cdot T}{\zeta} \right)_B^2 - \Delta_A \cdot \left(\frac{k \cdot T}{\zeta} \right)_A^2 \right]. \quad (2.3.7.1.4.3)$$

Se poate observa că valoarea coeficientului Peltier depinde de coeficienții Thomson ai celor două metale și se poate verifica relația:

$$\pi_{AB} = T \cdot (\mu_B - \mu_A). \quad (2.3.7.1.4.4)$$

2.3.7.2 Efecte galvanomagnetice și efecte termomagnetice în metale

Efectele galvanomagnetice și termomagnetice sunt fenomene care apar în materialele metalice odată cu suprapunerea peste acțiunea câmpului magnetic a unor câmpuri de natură fizică, câmpuri electrice sau termice.

Ele constau în apariția unei diferențe de potențial sau a unei diferențe de temperatură în conductori electrici când aceștia sunt străbătuți de un curent electric sau de un gradient de temperatură, în prezența unui câmp magnetic.

Arbitrar, se alege direcția vectorului intensitate a câmpului magnetic perpendiculară pe direcția curentului electric sau a gradientului de temperatură.

Fenomenele observate pot fi astfel clasificate în efecte transversale și efecte longitudinale față de perturbația primară electrică sau calorică.

Efectele transversale sau perpendiculare constau în apariția unei diferențe de potențial sau în apariția unei diferențe de temperatură pe direcție perpendiculară față de perturbația primară în timp ce efectele longitudinale sau paralele se manifestă asemănător dar având direcție paralelă cu direcția perturbației primare.

Esența efectelor galvanomagnetice sau termomagnetice constă în rotirea suprafețelor echipotențiale sau a suprafețelor izoterme în câmp magnetic. Dacă rotația se efectuează în sens orar în jurul câmpului magnetic, efectele se numesc pozitive; în caz contrar ele se numesc negative.

În afara efectelor galvanomagnetice și termomagnetice transversale există și efecte longitudinale. În cazul acesta diferența de potențial sau diferența de temperatură are aceeași direcție cu cea a curentului electric sau caloric care constituie perturbația primară. Câmpul magnetic este dirijat în acest caz fie perpendicular, fie paralel cu direcția curentului electric sau caloric. O clasificare a acestor efecte este dată în tabelul 2.3.7.2.1.

Aceste efecte sunt caracterizate din punct de vedere cantitativ prin constante care se determină experimental și care se definesc ca diferențe de potențial sau diferențe de temperatură măsurate atunci când conductorul în care apar efectele respective se găsește într-un câmp magnetic unitar și este străbătut de un curent electric sau caloric unitar.

Tabel 2.3.7.2.1 Efecte galvanomagnetice și termomagnetice

Efecte galvanomagnetice			
Efecte transversale (B perpendicular pe I)		Efecte longitudinale (B parale sau perpendicular pe I)	
Denumirea	Efectul produs	Denumirea	Efectul produs
Efect Hall	Diferență de potențial transversală $E_H = R_H \cdot \frac{B \cdot I}{d}$	Variație de rezistență în câmp magnetic (efect Thomson)	Variație de rezistență $\Delta\rho = A \cdot \rho \cdot B^2$
Efect Ettingshausen	Diferență de temperatură transversală $\Delta T = P \cdot \frac{B \cdot Q}{d}$	Efect Nerst	Diferență de temperatură longitudinală $\Delta T = L \cdot \frac{Q \cdot B}{d}$

Efecte termomagnetice			
Efect Nerst – Etingshausen	Diferență de potențial transversală	Efect Etingshausen - Nerst	Diferență de potențial longitudinală
Efect Righi – Leduc	Diferență de temperatură transversală	Efect Maggi – Righi - Leduc	Variația conductibilității termice

2.3.7.2. 1 Efecte galvanomagnetice

2.3.7.2.1.1 Efectul Hall

Spre exemplu, pentru a studia efectele galvanomagnetice transversale vom presupune un conductor sub formă de bară cu secțiunea bd, figura 2.3.7.2.1.1.1 care este străbătut de un curent electric I în prezența unui câmp magnetic perpendicular pe direcția curentului electric. În aceste condiții, perpendicular pe direcția curentului apare o diferență de potențial.

Efectul poartă denumirea de efect Hall. Dacă diferența de potențial apare în sensul arătat pe figură, prin convenție, efectul Hall se numește pozitiv; dacă are sens contrar, efectul se numește negativ.

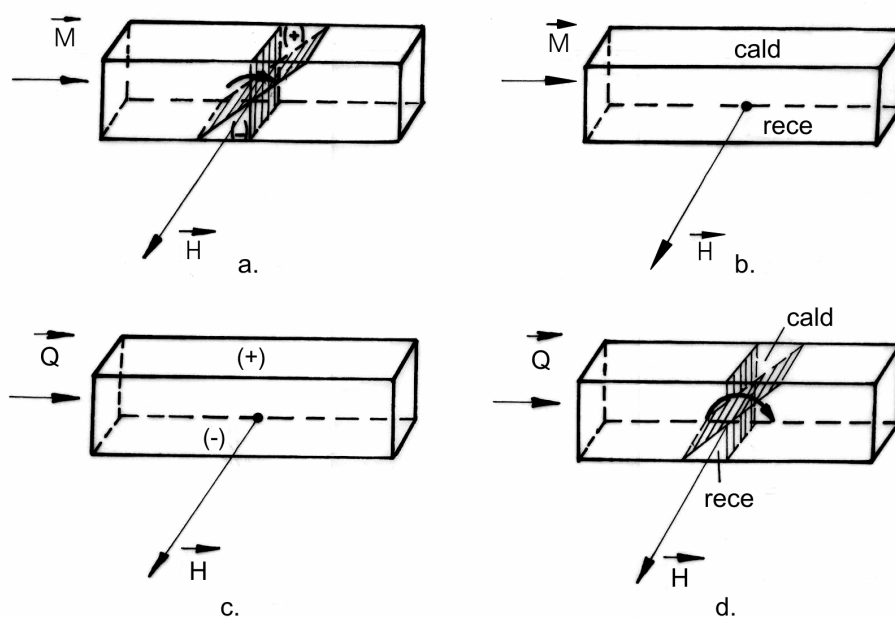


Figura 2.3.7.2.1.1.1 a. Efectul Hall; b Efectul Ettingshausen; c. Efectul Nerste Ettinghausen; d. Efectul Righi-Leduc

Notând cu B inducția magnetică, cu I intensitatea curentului electric și cu d grosimea plăcii, diferența de potențial (tensiunea Hall) este dată de relația:

$$E_H = R_H \cdot \frac{B \cdot I}{d} \quad (2.3.7.2.1.1.1)$$

în care R_H este constanta lui Hall.

Această constantă este definită ca diferența de potențial transversală măsurată în V într-o placă metalică cu grosimea egală cu 1 m, când conductorul este străbătut de un curent de 1 A, în prezența unui câmp magnetic de inducție egală cu unitatea ($1 \text{ T} = 1 \text{ Wb/m}^2$).

În sistemul internațional R_H se măsoară în m^3/C .

Dacă facem apel la densitatea de curent, $J = I/bd$ obținem relația:

$$E = R \cdot b \cdot B \cdot J. \quad (2.3.7.2.1.1.2)$$

2.3.7.2.1.2 Efectul Ettingshausen

În condițiile descrise, simultan cu diferența de potențial transversală poate apărea și o diferență de temperatură transversală, figura 2.3.7.2.1.1.1. b.

Acest efect poartă denumirea de efect Ettingshausen și prin definiție el se numește pozitiv când diferența de temperatură are sensul indicat în figură și negativ în caz contrar.

Diferența de temperatură transversală ΔT este proporțională cu inducția magnetică B , cu curentul caloric Q și invers proporțională cu grosimea plăcii. Coeficientul de proporționalitate P se numește coeficient Ettingshausen:

$$\Delta T = P \cdot \frac{B \cdot Q}{d}. \quad (2.3.7.2.1.2.1.)$$

2.3.7.2.2 Teoria efectelor galvanomagnetice

Explicarea teoretică a apariției efectelor galvanomagnetice poate fi dată utilizând teoria Lorentz – Sommerfeld, dacă se pornește de la ecuația lui Boltzmann scrisă în forma generală.

În prezența unui câmp electric de intensitate $\vec{E}(E_x, E_y, 0)$ și a unui câmp magnetic de inducție $\vec{B}(0, 0, B_z)$ funcția de distribuție a electronilor are forma dată de relația:

$$f = f_0 + v_x \cdot \chi_1(v) + v_y \cdot \chi_2(v) \quad (2.3.7.2.2.1)$$

în care $\chi_1(v)$ și $\chi_2(v)$ sunt două funcții de viteza electronului care se pot determina prin procedeul lui Lorentz din teoria conductibilității electrice a metalelor și care au relațiile:

$$\chi_1(v) = -\frac{1}{v} \cdot \frac{f_1 + q \cdot f_2}{1 + q^2}; \quad (2.3.7.2.2.2)$$

$$\chi_2(v) = -\frac{1}{v} \cdot \frac{f_2 - q \cdot f_1}{1 + q^2}$$

în care f_1 , f_2 , și q sunt date de relațiile:

$$f_1 = e \cdot E_x \cdot \frac{\partial f_0}{\partial E} + \frac{\partial f_0}{\partial x};$$

$$f_2 = e \cdot E_y \cdot \frac{\partial f_0}{\partial E} + \frac{\partial f_0}{\partial y}; \quad (2.3.7.2.2.3)$$

$$q = \frac{e}{m} \cdot \frac{1}{v} \cdot B_z = \frac{l}{r}$$

unde l este drumul liber mijlociu al electronului și r este raza cercului descris de un electron cu viteza v într-un câmp magnetic B_z .

Având determinată funcția de distribuție a electronilor se pot calcula prin integrare componentele curentului electric și cele ale curentului caloric.

Expresia coeficientului Hall poate fi dedusă din teoria lui Sommerfeld dar și cu ajutorul unei teorii elementare.

Presupunem de exemplu că direcția curentului electric coincide cu axa Ox iar direcția câmpului magnetic cu direcția Oz a unui sistem de coordonate cartezian. Deoarece în câmp magnetic asupra sarcinilor electrice în mișcare (electronilor în cazul dat) se exercită forța Lorentz, electronii vor fi deviați în direcția Oy . Transportul de sarcină în direcția Oy durează un timp foarte

scurt deoarece se stabilește tensiunea Hall în direcția Ox care contrabalansează forța Lorentz. Atunci se poate scrie egalitatea:

$$e \cdot E_y = e \cdot \overline{v_x} \cdot B_z \quad (2.3.7.2.2.4)$$

Viteza medie de transport poate fi scrisă în forma:

$$\overline{v_x} = \frac{e}{m} \cdot \tau \cdot E_x \quad (2.3.7.2.2.5)$$

ceea ce face ca egalitatea din (2.3.7.2.2.4) să devină:

$$e \cdot E_y = \frac{B_z \cdot e^2 \cdot \tau}{m} \cdot E_x = \frac{j_x \cdot B_z}{n} \quad (2.3.7.2.2.6)$$

Coeficientul Hall poate fi deci calculat:

$$R_H = \frac{E_y}{j_x \cdot B_z} = \pm \frac{1}{n \cdot |e|} \quad (2.3.7.2.2.7)$$

Utilizând teoria lui Sommerfeld coeficientul Hall corespunzător efectului izoterm se poate obține făcând o serie de ipoteze și anume: nu există gradient de temperatură în direcțiile Ox și Oy; nu există un curent net de electroni în direcția Oy.

Utilizând relația de definiție a coeficientului Hall se obține dacă se folosește statistica clasică valoarea $R_H = \frac{3 \cdot \pi}{8 \cdot n \cdot e}$ iar dacă se utilizează statistica cuantică rezultatul este identic cu cel

obținut prin metoda elementară $R_H = \frac{1}{n \cdot |e|}$.

Efectul Hall este normal (coeficientul are valoare negativă) atunci când semnul diferenței de potențial corespunde sensului devierii curentului de electroni conform legii lui Lorentz. Acest efect este specific metalelor bune conducătoare de electricitate cum sunt: Cu, Ag, Au, Pd, Mg. La aceste materiale teoria semiclassicală Lorentz – Sommerfeld dă rezultate satisfăcătoare atât în ce privește semnul coeficientului cât și valoarea numerică.

Efectul Hall este anormal (coeficientul are valoare pozitivă) atunci când semnul diferenței de potențial corespunde sensului devierii unui curent de sarcini pozitive și nu negative în câmp magnetic.

Acest efect se întâlnește la materiale metalice slab conducătoare de electricitate cum sunt: Cd, Ir, Be și poate fi explicat numai prin teoria cuantică exactă a efectelor galvanomagnetice. În această teorie se arată că semnul efectului Hall depinde de modul în care benzile energetice sunt complet sau parțial ocupate. Când benzile energetice sunt puțin populate cu electroni, cazul conductorilor efectul Hall este normal. Se poate arăta că, în acest caz masa efectivă a electronilor are un semn care corespunde unor sarcini negative.

În cazul benzilor complet ocupate, efectul Hall este anormal. În acest caz, la marginea superioară a benzii electronii au o masă efectivă al cărui semn este contrar masei efective a electronilor liberi, de aceea particulele deviate în câmp magnetic se comportă ca și cum ar fi pozitive.

2.3.7.2.3 Variația rezistenței în câmp magnetic (magnetorezistența)

Magnetorezistența este un efect galvanomagnetic longitudinal și constă în creșterea rezistenței unui conductor străbătut de un curent electric în prezența unui câmp magnetic.

Magnetorezistența este un efect de ordinul al doilea și se poate aprecia cu ajutorul teoriei Lorentz – Sommerfeld.

Conform legii lui Ohm, rezistența ρ a unui conductor electric parcurs de un curent electric I_x este egală cu:

$$\rho = \frac{E_x}{I_x} \quad (2.3.7.2.3.1)$$

În prezența unui câmp magnetic, valoarea rezistenței se modifică și deoarece diferența este mică este mai util de lucrat cu variația relativă a rezistenței:

$$\frac{\Delta\rho}{\rho} = \frac{\rho_0 - \rho_H}{\rho_0} \quad (2.3.7.2.3.2)$$

în care ρ_H este rezistența măsurată sub acțiunea câmpului magnetic.

Dacă utilizăm teoria Lorentz – Sommerfeld a efectelor galvanomagnetice se obține valoarea:

$$\frac{\Delta\rho}{\rho} = \frac{\alpha \cdot B^2}{1 + \gamma \cdot B^2} \quad (2.3.7.2.3.3)$$

în care α și γ sunt două constante care depind de caracteristicile metalului (drumul liber mijlociu, viteza electronilor etc.).

Dacă introducem variabilele: $y = \frac{\Delta\rho}{\rho} \cdot \frac{\gamma}{\alpha}$ și $x = \sqrt{\gamma} \cdot B$, dependența magnetorezistenței față de inducție poate fi reprezentată prin intermediul acestor variabile prin relația:

$$y = \frac{x^2}{1 + x^2} \quad (2.3.7.2.3.4)$$

Această este o semiparabolă care are asimptotă pentru x tinzând la infinit dreapta $y=1$, figura 2.3.7.2.3.1.

Aceasta înseamnă că variația de rezistență în câmp magnetic are o valoare de saturație la câmpuri magnetice intense; practic însă, la câmpuri mari, magnetorezistența variază liniar cu câmpul. Teoria cuantică exactă explică corect aceste aspecte.

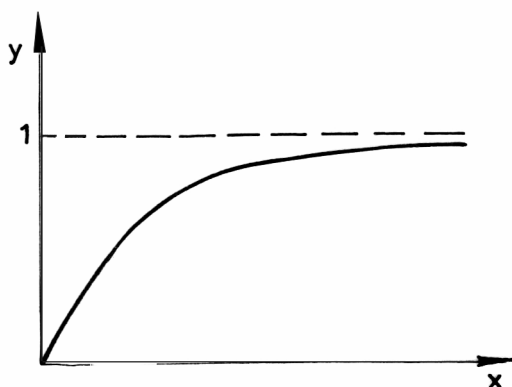


Fig. 2.3.7.2.3.1 Variația de rezistență în câmp magnetic după teoria Lorentz – Sommerfeld.

2.3.7.2.4 Efecte termomagnetice

Să presupunem un conductor străbătut de un curent caloric în prezența unui câmp magnetic perpendicular pe direcția gradientului termic. Fenomenele care apar poartă denumirea de efecte termomagnetice și constau în apariția unei diferențe de potențial transversală sau o diferență de temperatură transversală.

Apariția unei diferențe de potențial transversale poartă denumirea de efect Nerst – Ettingshausen, figura 2.3.7.2.1.1.1.c iar apariția unei diferențe de temperatură transversală se numește efect Righi – Leduc, figura 2.3.7.2.1.1.1.d.

Efecte termomagnetice longitudinale sunt apariția unei diferențe de potențial, efect cunoscut în literatură sub numele de efect Ettingshausen – Nerst și, variația conductibilității termice, efect numit Maggi – Righi – Leduc.

2.3.8 Semiconductori

Semiconductorii sunt substanțe solide cristaline cu o conductibilitate electrică intermediară între a metalelor și a dielectricilor, caracterizați printr-o lărgime a zonei interzise în jur de 3eV. Conductibilitatea electrică a semiconductorilor variază într-un domeniu extins de la 10^3 [$\Omega^{-1}\text{cm}^{-1}$] și până la 10^{-6} [$\Omega^{-1}\text{cm}^{-1}$].

Trebuie remarcat însă că nu conductibilitatea electrică este cea care face deosebirea atunci când ne referim la semiconductori. Spre exemplu: există unele aliaje ale metalelor care se încadrează în aceeași plajă de valori ale conductibilității; soluțiile electroliților sau cristalele ionice aflate la temperaturi înalte, prezintă de asemeni valori comparabile ale conductivității electrice; nici unele și nici celelalte nu sunt semiconductori.

Unora dintre semiconductori (Ge, Si) le este caracteristică legătura covalentă. Din acest motiv ei posedă anumite proprietăți specifice cristalelor de valență: duritate mare, absorbție în infraroșu, energie de legătură mare. Alți semiconductori, cum ar fi carbura de siliciu sau semiconductorii oxidici prezintă caracteristici intermediare între cristalele de valență și cristalele ionice.

Numărul de electroni aflați în banda de energie este o altă deosebire majoră care se poate constata între semiconductori și conductorii metalici; numărul electronilor și cel al golurilor fiind mult mai mic și dependent de temperatură.

Printre particularitățile caracteristice semiconductorilor se află și mobilitatea purtătorilor de sarcini electrice (electroni) care atinge valori mari: 80000 [$\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$] la InSb și 4000 [$\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$] la germaniu; în cazul metalelor această mărime fiind cu un ordin de mărime mai mică, nedepășind câteva sute de [$\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$].

O altă proprietate specifică semiconductorilor este sensibilitatea față de gradul de impurificare al materialului. Astfel, la semiconductorii oxidici, un surplus de un procent de oxigen de la compoziția stoichiometrică produce o modificare a rezistenței electrice cu un factor de 10^4 .

Alura dependenței de temperatură a rezistenței electrice este o altă caracteristică a semiconductorilor. Rezistența electrică a semiconductorilor scade în general cu temperatura iar coeficientul de temperatură al rezistenței este mare în comparație cu cel corespunzător conductorilor metalici.

Pentru un domeniu larg de variație, coeficientul de temperatură al rezistenței electrice poate fi în unele domenii pozitiv și în altele negativ; dar aspectul general al dependenței cu temperatura indică o scădere a rezistenței cu temperatura. Pe de altă parte, și în concordanță cu cele deja arătate, la temperaturi suficient de joase, semiconductorii pot fi considerați izolatori.

Prin această variație cu temperatura a rezistenței electrice semiconductorii diferă net de metale.

Proprietățile semiconductorilor pot fi explicate dacă se cunoaște structura zonelor energetice.

Teoria funcționării semiconductorilor s-a dezvoltat ca o consecință directă a teoriei electronice a metalelor, teorie cu care se completează reciproc.

Conductibilitatea electrică în semiconductori are un mecanism care se deosebește principal și calitativ de mecanismul apariției conductibilității electrice în metale.

Astfel, spre deosebire de metale, în care există electroni de conducție liberi puși în comun într-o bandă de conducție, la semiconductori purtătorii de sarcină electrică se obțin într-un anumit proces fizic.

De pildă, o dată cu creșterea temperaturii, energia termică a electronilor se mărește astfel încât numărul electronilor care reușesc să treacă din zona de valență în zona de conducție crește.

Alt fenomen prin care electronii pot fi trecuți în zona de conducție este adsorbția unei radiații luminoase a cărei fotoni au o energie mai mare decât lățimea zonei interzise. În asemenea situații se spune că semiconductorii sunt fotoconductori. Iradierea prin bombardare cu particule încărcate electric este alt fenomen din aceeași grupă.

Semiconductorii sunt de două tipuri: semiconductori intrinseci și semiconductori extrinseci.

2.3.8.1 Semiconductori intrinseci

Poartă denumirea de semiconductori intrinseci semiconductorii puri la care conductibilitatea electrică se realizează prin purtători de sarcină proprii, nedatorați unor impurități. Conductibilitatea acestor semiconductori, numită conductibilitate intrinsecă este determinată de electronii proprii ai substanței respective, astfel încât ea corespunde unor materiale de înaltă puritate.

Conductibilitatea intrinsecă se realizează atât prin electronii care au trecut în zona de conducție cât și prin goluri. Prin tranziția unui electron din zona de valență în zona de conducție rămâne neocupată o stare în zona de valență, stare echivalentă cu o sarcină pozitivă și care este numită gol.

Este clar că în cazul semiconductorilor intrinseci, numărul de goluri din zona de valență este egal cu numărul de electroni din zona de conducție.

Conductibilitatea prin electroni se mai numește conductibilitate de tip n iar conductibilitatea prin goluri se numește conductibilitate de tip p.

Pe baza distribuției statistice Fermi – Dirac se poate arăta că există o relație de egalitate între, concentrația electronilor (n_e) și concentrația golurilor (n_g) dată de expresia:

$$n_e = n_g = \frac{2 \cdot (2 \cdot \pi \cdot k \cdot T)^{3/2}}{h^3} \cdot (m_e^* \cdot m_g^*)^{3/4} \cdot e^{-\frac{\Delta W_a}{k \cdot T}} \quad (2.3.8.1.1)$$

unde: ΔW_a este lățimea zonei interzise, denumită și energia de activare iar m_e^* și m_g^* sunt masele efective ale electronului și respectiv a golului. Se poate arăta că masa efectivă a golului este mai mare decât masa efectivă a electronului.

Sub acțiunea unui câmp electric de intensitate E , în zona de valență a semiconductorului intrinsec apare o deplasare a golurilor în același sens cu câmpul și deci un curent electric de același sens cu cel determinat de deplasarea electronilor în zona de conducție. Trebuie remarcat aici că electronii se comportă ca particule cvasilibere în zona de conducție pe când golurile se comportă ca particule cvasilegate în zona de valență.

Pentru a caracteriza posibilitățile de mișcare a celor două tipuri de purtători de sarcină introducem noțiunea de mobilitate (μ) a acestora.

Prin definiție, mobilitatea reprezintă raportul dintre viteza de drift și mărimea intensității câmpului electric. Viteza de drift v_d este viteza specifică mișcării de drift, definită ca mișcare dirijată a electronilor opusă sensului vectorului intensitate câmp electric.

Expresia matematică a mobilității este:

$$\mu = \frac{v_d}{E} = \frac{\frac{E \cdot e}{m^*} \cdot \tau}{E} = \frac{e}{m^*} \cdot \tau \quad (2.3.8.1.2)$$

în care τ este timpul de relaxare, definit ca timp mediu în care electronii revin la echilibru termic (din punct de vedere statistic) după îndepărtarea, sau la aplicarea câmpului electric.

În relație, m^* este masa efectivă a purtătorilor de sarcină și deoarece m_g^* este mai mare decât m_e^* , mobilitatea electronilor este mai mare decât a golurilor.

Pentru a calcula densitatea de curent corespunzătoare electronilor într-un conductor intrinsec considerăm concentrația de electronilor de conducție n_e din cristal, care sub acțiunea câmpului capătă viteza de drift v_d și obținem relația:

$$j_e = n_e \cdot e \cdot v_d = \sigma_e \cdot E \quad (2.3.8.1.3)$$

unde e este sarcina electrică a electronului, iar σ_e este conductivitatea electrică datorată electronilor. Conductivitatea electronică în semiconductorii intrinseci se va determina deci cu relația:

$$\sigma_e = n_e \cdot e \cdot \frac{v_d}{E} = n_e \cdot e \cdot \mu_e \quad (2.3.8.1.4)$$

Analog se stabilește pentru conductivitatea electrică datorată golurilor relația:

$$\sigma_g = n_g \cdot e \cdot \mu_g \quad (2.3.8.1.5)$$

Conductivitatea electrică totală σ a semiconductorilor intrinseci va avea deci valoarea:

$$\sigma = \sigma_e + \sigma_g = e \cdot (n_e \cdot \mu_e + n_g \cdot \mu_g) \quad (2.3.8.1.6)$$

și ținând cont că $n_e = n_g$ relația devine:

$$\sigma = n_e \cdot e \cdot (\mu_e + \mu_g). \quad (2.3.8.1.7)$$

Obținerea acestui tip de materiale de puritate înaltă cum sunt semiconductorii intrinseci este foarte dificilă. Mai mult decât atât, relativ puține aplicații în care se utilizează semiconductorii cer imperativ să se facă apel la acest tip de materiale.

2.3.8.2 Semiconductorii extrinseci

S-a observat că prezența unor mici cantități de impurități în semiconductorii intrinseci îi transformă pe aceștia într-un alt tip de materiale.

Astfel, la temperatura camerei, o concentrație foarte mică de impurități de bor în Si (0,001%) determină o creștere a conductibilității de 100 de ori față de cea corespunzătoare stării pure.

Poartă denumirea de semiconductorii extrinseci semiconductorii impurificați la care conductibilitatea electrică se realizează prin purtători de sarcină, datorati unor impurități. Conductibilitatea acestor semiconductorii este numită conductibilitate extrinsecă.

Trebuie spus că nu orice tip de impuritate afectează așa de puternic proprietățile electrice ale semiconductorilor ci numai acelea care dau naștere la nivele energetice situate în zona interzisă dintre zona de valență și cea de conducție.

Impurificarea semiconductorilor se poate face cu impurități de două tipuri, donoare și acceptoare.

Principiul de funcționare al impurificării este simplu: să presupunem că unul sau mai mulți atomi dintr-un semiconductor se înlocuiesc prin atomi ai unei substanțe diferite (impuritatea) și în plus să presupunem că acești atomi au mai mulți electroni de valență decât semiconductorul inițial.

De exemplu, într-un cip de Ge sau Si, elemente din grupa a IV a se adaugă câțiva atomi de As, Sb sau de P, elemente cu cinci electroni de valență. Un atom de impuritate care a substituit un atom de Si sau Ge furnizează 4 electroni pentru legăturile covalente necesare legării în rețea, al cincilea electron rămânând legat doar de atomul de impuritate, figura 2.3.8.2.1 a.

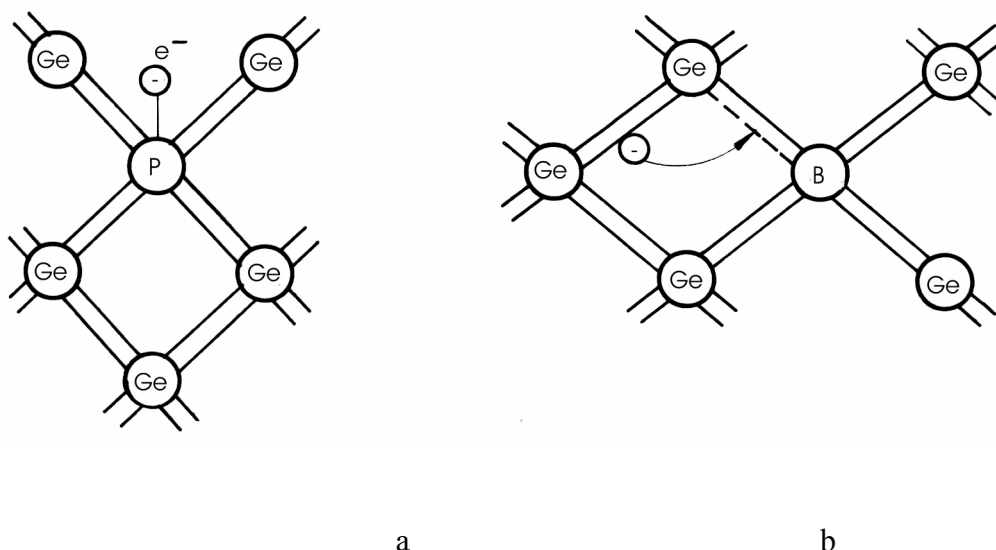


Fig. 2.3.8.2.1

Acești electroni suplimentari, câte unul pentru fiecare atom de impuritate ocupă anumite nivele energetice discrete situate în zona interzisă, imediat sub zona de conducție, la o distanță de ordinul a 0,1 eV. Ca urmare ei pot părăsi mai ușor prin excitare nivelele pe care se găsesc trecând în zona de conducție a semiconductorului. Aceste nivele energetice poartă denumirea de nivele donoare iar impuritățile se numesc donoare.

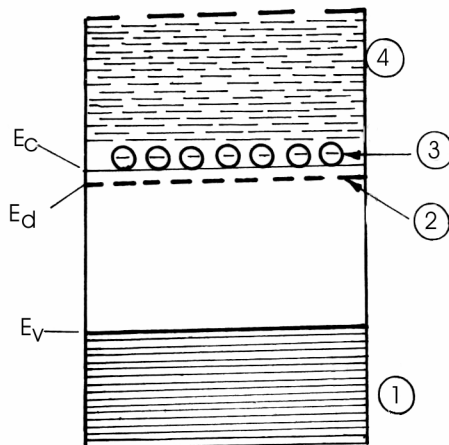


Fig. 2.3.8.2.2 Diagrama de energie a unui semiconductor de tip n:

1 - banda de valență; 2 – nivele de energie ale electronilor suplimentari slab legați de atomii donori;
3 – electroni eliberați de atomii donori; 4 – banda de conducție.

Prin tranzițiile care au loc prin excitare în acest tip de semiconductori apar în zona de valență purtători de sarcină negativă în exces iar semiconductorii respectivi poartă denumirea de semiconductori de tip n. Fenomenul de formare al perechilor electron-gol specific semiconductoarelor intrinseci nu dispare ci coexistă cu acest nou fenomen datorat impurificării.

Diagrama de energie a unui semiconductor de tip p este dată în figura 2.3.8.2.2.

Conductibilitatea se realizează în acești semiconductori prin ambele tipuri de purtători de sarcină electroni și goluri. Evaluările experimentale arată însă, că perechile electron – gol sunt în număr mai mic decât electronii din în zona de conducție. Astfel, în semiconductorii de tip n, electronii sunt numiți purtători de sarcină majoritari, sau purtători majoritari, iar golurile sunt denumite purtători de sarcină minoritari, sau simplu, purtători minoritari.

Un alt tip de impurități îl constituie elementele a căror atomi au mai puțini electroni de valență decât cei din semiconductor. De pildă, pentru Si și Ge impuritățile pot fi B, In, Ga sau Al ai căror atomi au câte trei electroni de valență fiecare, figura 2.3.8.2.1 b.

În această situație impuritatea induce nivele energetice discrete, situate în zona interzisă, imediat deasupra zonei de valență. Ca urmare, unii electroni aflați în zona de valență trec mai ușor prin excitare pe nivelele induse de impurități, contribuind la saturarea legăturii covalente a impurității; nivelele respective poartă denumirea de nivele acceptoare. Impuritățile care provoacă această situație se numesc impurități acceptoare.

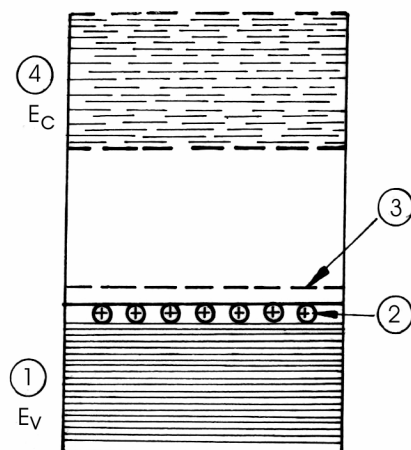


Fig. 2.3.8.2.3 Diagrama de energie a unui semiconductor de tip p: 1 – banda de valență; 2 – goluri create la capătul benzii de valență; 3 – nivele de energie ale electronilor legați de atomii acceptori; 4 – banda de conducție.

În zona de valență apar astfel stări vacante, goluri, care determină o conductibilitate de tip p iar semiconductorii de acest tip se numesc semiconductorii de tip p. Diagrama de energie a unui semiconductor de tip p este dată în figura 2.3.8.2.3.

La fel ca în orice semiconductor, prin excitație apar perechi electron-gol, prin tranziții directe ale electronilor din zona de valență în cea de conducție. Numărul acestor perechi este mai mic decât cel al golurilor din zona de valență. În acest caz golurile sunt purtătorii majoritari iar electronii sunt purtătorii minoritari.

Dependența de temperatură a conductibilității semiconductorilor extrinseci este dată în figura 2.3.8.2.4.

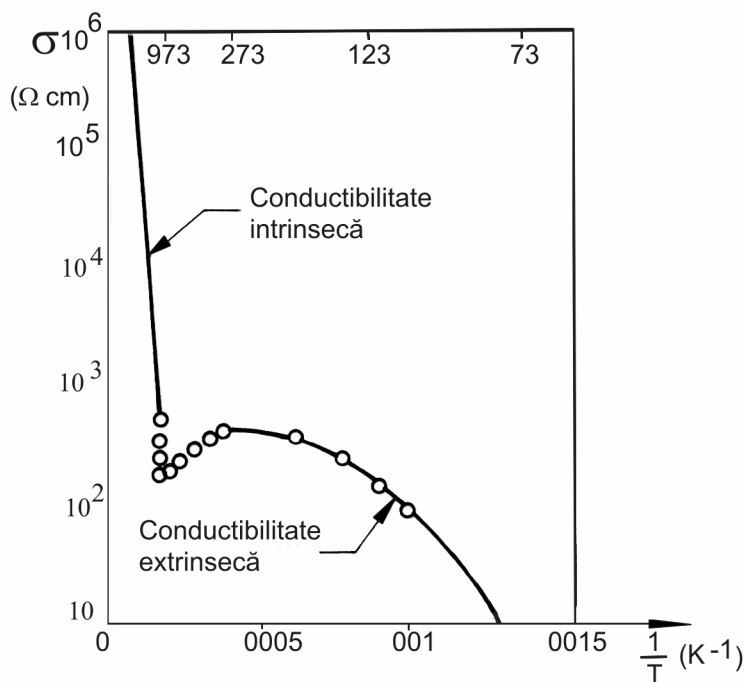


Fig.2.3.8.2.4 Conductibilitatea semiconductorilor extrinseci funcție de temperatură

Astfel, la temperaturi joase excitarea termică este slabă și ca urmare conductibilitatea este determinată în special de efectul impurităților. Odată cu creșterea temperaturii semiconductorul

începe să se comporte ca un semiconductor intrinsec deoarece nivelele energetice ale impurităților au fost satisfăcute prin acceptare sau cedare de electroni.

2.3.8.3 Efectul Hall în semiconductori

Efectul Hall constă în apariția unei diferențe de potențial transversal pe direcția de deplasare a sarcinilor electrice într-un semiconductor aflat într-un circuit electric și sub influența unui câmp magnetic perpendicular pe direcția curentului electric.

Explicarea acestui fenomen este relativ simplă. Într-un câmp magnetic omogen, asupra unei sarcini electrice care se deplasează cu viteza \vec{v} acționează forța Lorentz $\vec{F} = q \cdot \vec{v} \times \vec{B}$, astfel încât mișcarea sarcinii este accelerată.

Această forță tinde să producă acumularea sarcinilor de un anumit semn pe una dintre fețele laterale ale probei iar pe cele de semn contrar pe fața opusă.

Acumularea sarcinilor nu poate continua la nesfârșit deoarece la un moment dat câmpul electric nou creat devine suficient de mare încât anulează forța exercitată de câmpul magnetic. Corespunzător acestui câmp apare o diferență de potențial a cărei mărime și sens pot fi determinate prin măsurare.

Traectoria unui purtător de sarcină va fi deci o elice având ca axă direcția câmpului magnetic; proiecția extremității vectorului vitezei \vec{v} descrie într-un plan perpendicular pe \vec{B} un cerc cu frecvența unghiulară proporțională cu $\omega_c \frac{e \cdot B}{m}$, în care ω_c poartă denumirea de frecvență ciclotronică iar e este sarcina electrică elementară.

Dacă în semiconductor conductibilitatea se realizează prin purtători negativi sensul câmpului este orientat în direcție opusă sensului câmpului ce apare în cazul când golurile sunt purtători majoritari. Acest fenomen, efectul Hall permite deci determinarea experimentală a tipului de conducție predominant într-un semiconductor.

Cantitativ se poate scrie egalitatea dintre forța Lorentz și forța electrostatică:

$$q \cdot E_y = q \cdot v_x \cdot B_z \quad (2.3.8.3.1)$$

unde v_x este componenta pe axa Ox a vitezei de drift.

Dacă ținem cont că valoarea acestei componente a vitezei de drift se calculează cu relația:

$$v_x = \frac{q \cdot E_x \cdot \tau}{m^*} \quad (2.3.8.3.2)$$

obținem:

$$q \cdot E_y = \frac{q^2 \cdot E_x \cdot \tau \cdot B_z}{m^*} \quad (2.3.8.3.3)$$

sau:

$$E_y = \frac{q \cdot \tau}{m^*} \cdot E_x \cdot B_z = R_H \cdot \sigma \cdot E_x \cdot B_z \quad (2.3.8.3.4)$$

unde R_H poartă denumirea de constantă Hall.

Dacă ținem cont de relația lui σ putem determina:

$$R_H = \frac{1}{n_0 \cdot q} \quad (2.3.8.3.5)$$

Pentru situația în care purtători majoritari sunt electronii, sarcina se va considera $q = -e$, iar dacă purtătorii majoritari sunt golurile atunci $q = +e$.

Dacă se cunoaște conductibilitatea probei σ , inducția B_z a câmpului magnetic aplicat, determinând E_x și E_y se poate evalua constanta Hall.

Efectul Hall permite determinarea concentrației purtătorilor de sarcină n_0 și mobilitatea purtătorilor de sarcină μ .

$$R_H \cdot \sigma = \mu. \quad (2.3.8.3.6)$$

Dacă se consideră ambele tipuri de conducție într-un semiconductor, constanta Hall are expresia:

$$R_H = \frac{p \cdot \mu_p^2 - n \cdot \mu_n^2}{q \cdot (p \cdot \mu_p + n \cdot \mu_n)}. \quad (2.3.8.3.7)$$

Din relație se observă că semnul constantei Hall coincide cu semnul sarcinii purtătorilor majoritari și de asemeni că în modul valoarea constantei este mai mică. Mai mult, aceasta explică de ce, în cazul semiconductorilor extrinseci, când datorită creșterii temperaturii se trece la funcționarea în conducție de tip intrinsec tensiunea Hall trece prin zero și își schimbă sensul.

2.3.8.4 Variația de rezistență în câmp magnetic în semiconductori

Variația rezistenței electrice a unui semiconductor plasat într-un câmp magnetic este un efect galvanomagnetic longitudinal. Fenomenul constă în creșterea rezistenței semiconductorului în prezența unui câmp magnetic perpendicular sau paralel cu direcția curentului electric.

Efectul poate fi explicat luând în considerare cele două cauze care îl provoacă: a) existența unei legi de distribuție a electronilor după viteză; b) anizotropia drumului liber mijlociu (timpului de relaxare), datorată structurii cristaline și faptului că suprafețele de egală energie nu sunt sferice.

Dacă presupunem prin absurd că toți electronii ar avea aceeași viteză, atunci tensiunea Hall care se formează după aplicarea câmpului magnetic ar compensa perfect forța Lorentz și toți electronii s-ar deplasa fără să-și modifice traiectoria; curentul în direcție perpendiculară ar fi nul și nu ar mai putea fi pus în evidență efectul Hall. Deoarece electronii nu au toți aceeași viteză, acest parametru având în realitate o lege de distribuție anume, câmpul Hall compensează numai în medie forța Lorentz și electronii sunt deviați diferit efectuând drumuri diferite. Datorită modificării drumului parcurs și implicit creșterii numărului de ciocniri apare o creștere de rezistență măsurabilă în direcția curentului.

Diferențele dintre rezultatele experimentale și cele obținute prin teoria variației rezistenței în câmp magnetic pentru semiconductori nedegenerați, elaborată de Harding sunt inexplicabile fără a considera efectele anizotropiei.

Mai mulți cercetători printre care Herman și Callaway, sau Shockley au demonstrat că suprafețele izoenergetice legate de electroni nu sunt sfere ci elipsoizi orientați după axe cristalografice. Practic acest lucru a fost arătat și experimental lucrând la temperaturi criogenice, când influența vibrației rețelei cristaline este mai mică și drumul liber mijlociu crește.

2.3.8.5 Fotoconductibilitatea

Radiația luminoasă care cade pe un cristal poate fi în parte absorbită datorită procesului de interacțiune dintre fotoni și rețeaua cristalină.

Dacă considerăm un semiconductor care posedă o zonă interzisă de lărgime ΔE , procesul de absorbție al unui foton este posibil dacă $h\nu > \Delta E$ și în acest caz se formează un electron în banda de conducție și un gol în banda de valență. Cei doi purtători de sarcină se pot deplasa independent unul de altul în rețea.

Formarea purtătorilor de sarcină de ambele semne poartă denumirea de efect fotoelectric intern.

Creșterea numărului de purtători ca urmare a iluminării mărește conductibilitatea semiconductorului adică dă naștere la fotoconductibilitate.

Dacă energia fotonului este mai mică decât $h\nu_0 = \Delta E$, cristalul este transparent pentru frecvențele $n < n_0$. Energia corespunzătoare intervalului ΔE determină așa - numitul prag de absorbție în semiconductor; acesta depinde de natura cristalului și de temperatură.

Fotoconductibilitatea este limitată de următoarele două procese:

- a) la trecerea unui curent electric prin semiconductor, electronii și golurile create pot părăsi semiconductorul fără a fi înlocuiți de purtătorii din circuitul exterior;
 b) b) electronii și golurile create se pot recombină.

Pentru a determina variația concentrației purtătorilor de sarcină datorită iradierii să presupunem un semiconductor iradiat cu o lungime de undă $\lambda = c/v$.

Pe de o parte numărul de electroni și goluri crește proporțional cu numărul de fotoni absorbiți și pe unitatea de volum, în unitatea de timp acest număr este L, iar pe de altă parte acest număr scade datorită proceselor de recombinare.

Viteza de scădere a numărului de purtători din acest motiv o notăm cu R și putem scrie:

$$\frac{dn}{dt} = L - R; \tag{2.3.8.5.1}$$

$$\frac{dp}{dt} = L - R$$

Pentru recombinarea directă, când viteza de recombinare este proporțională cu numărul de electroni (fiecare electron având aceeași probabilitate de a se recombină) și cu numărul de goluri, deci $R = Anp$, în care A este o constantă independentă de p și n.

În condiții de echilibru, numărul de perechi electron – gol create este egal cu cel al perechilor care se recombină:

$$\frac{dn}{dt} = 0; \tag{2.3.8.5.2}$$

$$\frac{dp}{dt} = 0$$

Dacă se consideră semiconductorul intrinsec, adică: $n = p = n_0$, atunci, la echilibru obținem:

$$L = A \cdot n_0^2; \tag{2.3.8.5.3}$$

$$n_0 = \sqrt{\frac{L}{A}}$$

Considerând relația conductibilității semiconductorilor în funcție de numărul de purtători, obținem pentru fotoconductibilitatea expresia:

$$\sigma = n_0 \cdot e \cdot \mu_n = e \cdot \mu_n \cdot \sqrt{\frac{L}{A}} \tag{2.3.8.5.4}$$

Se observă că fotoconductibilitatea variază cu puterea 1/2 a intensității luminoase.

Dacă se întrerupe iluminarea, L devine 0, concentrația electronilor scade în timp după ecuația:

$$\frac{dn}{dt} = -A \cdot n^2 \tag{2.3.8.5.5}$$

care integrată cu condițiile inițiale, pentru $t = 0$, $n = n_0$ dă:

$$n = \frac{n_0}{1 + A \cdot t \cdot n_0}. \tag{2.3.8.5.6}$$

Concentrația electronilor scade la jumătate într-un timp calculabil cu relația: $\tau = n_0/L$. Acest timp se numește timp de viață și cu cât este mai mare cu atât sensibilitatea semiconductorului este mai mare.

Sensibilitatea semiconductorului este definită ca raportul între numărul de purtători care străbat proba și numărul de fotoni absorbiți.

Dacă între doi electrozi de suprafață unitară, situați la o distanță d se aplică o diferență de potențial V, numărul de fotoni absorbiți este Ld și atunci sensibilitatea semiconductorului este dată de:

$$G = \frac{I}{L \cdot d} = \frac{n_0 \cdot \mu_n \cdot \frac{V}{d}}{L \cdot d} = \frac{\mu_n \cdot V}{d^2 \cdot \sqrt{L \cdot A}} \quad (2.3.8.5.7)$$

Dacă introducem noțiunea de timp de tranzit sau timpul necesar ca electronul să parcurgă semiconductorul de la un electrod la altul. Acesta este egal cu:

$$T_d = \frac{V \cdot \mu_n}{d^2} \quad (2.3.8.5.8)$$

iar sensibilitatea se scrie:

$$G = \frac{\tau}{T_d} \quad (2.3.8.5.9)$$

Experimental se obțin timpi de viață mult mai mici decât cei obținuți prin calcul. Spre exemplu, pentru Si, teoretic s-au obținut valori de peste 10 s pentru timpul de viață în timp ce experimental același parametru este de 10^{-6} s. Discordanța se explică prin aceea că procesele prin care se realizează recombinarea nu sunt atât de simple și se realizează indirect prin nivele de captură.

Pentru recombinarea indirectă Shockley și Read au presupus că dislocațiile din rețeaua cristalină sau unele impurități, Cu, Ni, Co, Fe în Si și Ge, situate în poziții interstițiale fac să apară nivele energetice suplimentare în zona interzisă, într-o poziție relativ îndepărtată atât de zona de valență cât și de zona de conducție. Aceste nivele suplimentare poartă denumirea de nivele de captură și ele influențează libertatea de mișcare a purtătorilor de sarcină în semiconductor.

S-a presupus că procesul de recombinare are loc în două etape, prin intermediul acestor nivele de captură. În prima etapă, electronul din banda de conducție este captat de un nivel de captură liber și apoi are loc recombinarea electronului de pe nivelul de captură cu golul din banda de valență.

Dacă luăm în considerare un semiconductor intrinsec cu N nivele de captură probabilitatea ca un electron să se recombine este proporțională cu numărul de goluri adică $p + N = n + N$ (în ipoteza că numărul de electroni din banda de conducție este egal cu numărul de goluri din banda de valență).

Dacă presupunem că A este coeficientul de recombinare, același ca în cazul precedent, variația în timp a concentrației electronilor este dată de:

$$\frac{dn}{dt} = L - A \cdot n \cdot (n + N) \quad (2.3.8.5.10)$$

În condiții de echilibru staționar viteza de variație a numărului de purtători de sarcină este nulă și se poate scrie:

$$L = A \cdot n_0 \cdot (n_0 + N)$$

Prin aproximație se poate considera în condiții de iluminare slabă, când $n_0 \ll N$ că:

$$L = A \cdot n_0 \cdot N \quad (2.3.8.5.11)$$

Fotoconductibilitatea devine în aceste condiții proporțională cu intensitatea luminoasă L:

$$\sigma = e \cdot \mu_n \cdot \frac{L}{A \cdot N} \quad (2.3.8.5.12)$$

La iluminări intense, $n_0 \gg N$, $L = A \cdot n_0^2$ iar fotoconductibilitatea este proporțională cu $L^{1/2}$ ca și în absența nivelelor de captură.

Dacă se întrerupe complet iluminarea variația în timp a concentrației electronilor este dată de:

$$\frac{dn}{dt} = -A \cdot n \cdot (n + N) \quad (2.3.8.5.13)$$

Integrând relația în ipoteza $N \gg n_0$ se obține:

$$n = n_0 \cdot e^{-N \cdot A \cdot t} \quad (2.3.8.5.14)$$

Dacă se calculează timpul de viață al purtătorului ca timp necesar pentru a aduce concentrația la $1/e$, acesta va fi $\tau = \frac{1}{N \cdot A}$. Se observă că timpul de viață în acest caz este mult mai scurt.

2.3.9 Supraconductibilitatea

2.3.9.1 Aspecte ale conductibilității infinite

Fenomenul de supraconductibilitate a fost descoperit experimental în 1911 de fizicianul olandez Heike Kammerlingh-Onnes. În timp ce realiza studii la temperaturi joase, în apropiere de zero absolut, el a constatat că rezistența electrică a Hg la 4,2 K se anulează brusc. Denumirea dată fenomenului nou descoperit este supraconductibilitate.

Rezultate experimentale ulterioare au arătat că supraconductibilitatea este un fenomen cu mult mai complex. Teoretic fenomenul a fost explicat în 1972 de către fizicienii americani John Bardeen, Leon Cooper și John Robert Schrieffer.

Se știe că rezistența electrică a metalelor se compune din rezistența reziduală și din rezistența dependentă de temperatură. Odată cu scăderea temperaturii, rezistența electrică se diminuează și pentru unele metale cum sunt Ta, Hg, Sn, In, Tl ea se anulează la temperaturi de câteva grade Kelvin.

Rezistența zero trebuie înțeleasă într-o anumită manieră și anume: conform experiențelor lui Collins, rezistența unui supraconductor este mai mică decât 10^{-21} ohm cm, practic neglijabilă în comparație cu cea a cuprului pur la temperatură joasă și care este de 10^{-9} ohm cm.

Măsurătorile de rezistență electrică au fost realizate uneori în prezența unui puternic câmp magnetic, câmp utilizat la scăderea temperaturii prin metoda demagnetizării adiabatice.

Prin experiment s-a observat că temperatura la care apare fenomenul de anulare a rezistenței depinde de valoarea câmpului magnetic, respectiv de valoarea curentului electric indus în conductor.

Se numește temperatură de tranziție temperatura la care se anulează rezistența în absența câmpului magnetic exterior. De asemenea, se numește temperatură critică temperatura la care se anulează rezistența electrică în prezența unui câmp magnetic exterior.

Cele de mai sus dovedesc că supraconductibilitatea poate fi anihilată de un câmp magnetic. Câmpul care poate distruge supraconductibilitatea se numește câmp critic. Acest câmp critic depinde de natura materialului și de temperatură:

$$H_c = H_0 \left[1 - \left(\frac{T}{T_c} \right)^2 \right] \quad (2.3.9.1.1)$$

în care: T_c este temperatura de tranziție și H_c este o valoare constantă care depinde de material, corespunzătoare temperaturii $T = 0$ K.

Atunci când $T = T_c$ câmpul devine nul, $H_c = 0$.

În plus, trecerea de la starea supraconductoare la starea normală depinde de direcția câmpului magnetic aplicat. Astfel, pentru probe cilindrice, un câmp paralel cu generatoarea cilindrului produce tranziția bruscă din starea supraconductoare în starea normală pentru o valoare a câmpului egală cu H_c .

Dacă însă câmpul magnetic este aplicat perpendicular pe direcția generatoarei cilindrului tranziția se face mai lent, începând de la o valoare $H \approx \frac{1}{2} H_c$ până la valoarea $H = H_c$ când se atinge starea de rezistență finită, starea normală.

În figura 2.3.9.1.1. sunt arătate dependența câmpului critic de temperatură $H_c = H_c(T)$ pentru mai multe metale. Aceste diagrame sunt diagrame de fază în sens obișnuit termodinamic dar

acest lucru nu poate fi demonstrat decât dacă se cunoaște existența efectului Meissner. Altfel se poate ajunge la o altă concluzie.

Utilizând legile electrodinamicii clasice putem găsi legătura dintre conductibilitate și câmp magnetic:

$$\operatorname{rot} \vec{E} = -\frac{\partial \vec{B}}{\partial t} \quad (2.3.9.1.2)$$

$$\vec{E} = \rho \cdot \vec{j}$$

unde: \vec{E} este intensitatea câmpului electric, \vec{j} este densitatea de curent, \vec{B} este inducția magnetică iar ρ este rezistivitatea.

În starea supraconductoare $\rho = 0$ și deci $\vec{E} = 0$, fapt ce implică $\frac{\partial \vec{B}}{\partial t} = 0$ adică $\vec{B} = \text{constant}$.

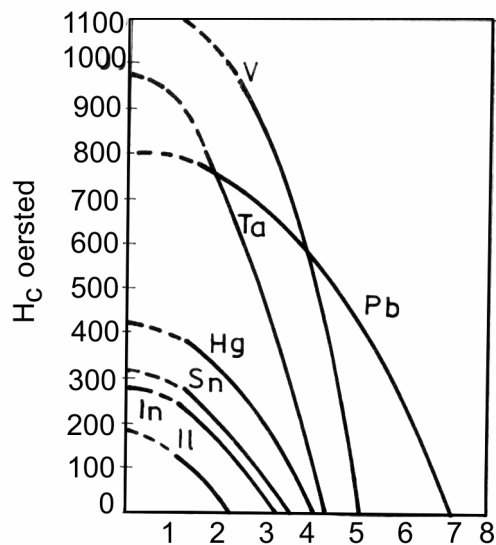


Fig. 2.3.9.1.1 Variația câmpului magnetic critic cu temperatura pentru câteva metale supraconductoare

Aplicând această lege putem ajunge la concluzia că starea finală a substanței supraconductoare depinde de procedul de lucru.

Dacă presupunem că un conductor aflat în câmp magnetic la o temperatură $T > T_c$ este răcit adiabatic la o temperatură $T < T_c$ conform celor arătate mai sus, $B = \text{constant}$ și în starea finală câmpul magnetic din probă este diferit de zero, figura 2.3.9.1.1 a.

Dacă presupunem că răcim conductorul la o temperatură $T < T_c$ și apoi îl introducem în câmp magnetic, cum $B = \text{constant}$, câmpul magnetic din interiorul probei trebuie să fie nul și în starea finală, figura 2.3.9.1.1 b. Așadar prin două procedee diferite am ajuns la stări interne finale diferite. Luând în considerare efectul Meissner putem caracteriza corect starea de supraconductibilitate.

2.3.9.2 Efectul Meissner-Ochsenfeld

În 1933 fizicienii germani Walter Meissner și R Ochsenfeld descoperă comportarea diamagnetică a supraconductorilor, efectul Meissner.

Așadar, de fiecare dată când $H < H_c$ este corect să presupunem că $B=0$ și nu că $B = \text{constant}$. Practic aceasta se realizează numai în cazul ilustrat în figura 2.3.9.2.1 b. Ceea ce este reprezentat în figura 2.3.9.2.1 a trebuie înțeles conform schemei din figura 2.3.9.2.1 c.

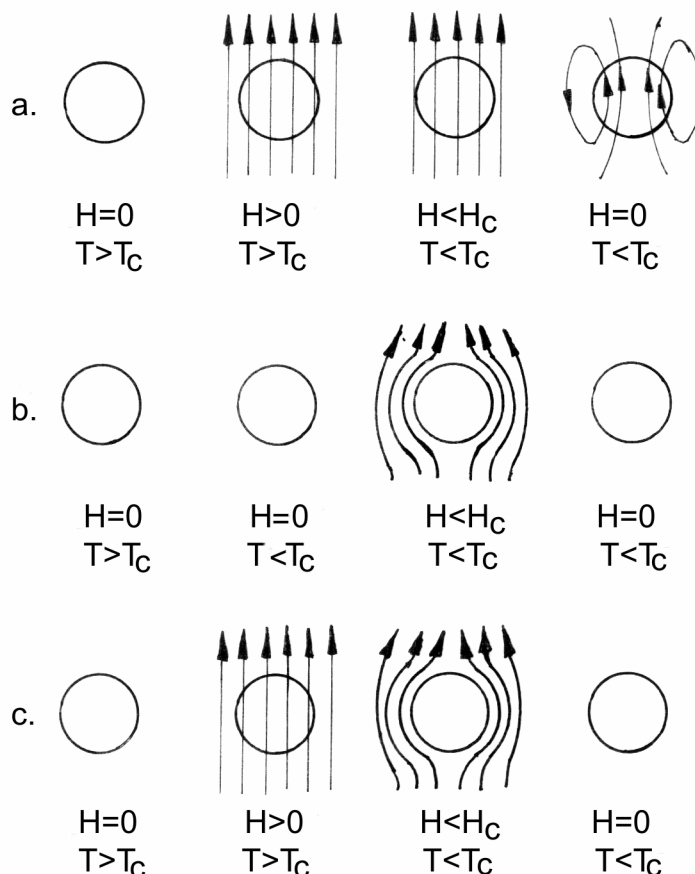


Fig. 2.3.9.2.1 Scheme pentru explicarea efectului Meissner

Dacă supraconductorul este introdus în câmp magnetic la o temperatură mai mare decât cea critică, $T > T_c$ și apoi este răcit la temperatura $T < T_c$, liniile de câmp magnetic sunt respinse, astfel că supraconductorul este și un diamagnetic ideal. Prin aceasta tranziția din starea supraconductoare în starea normală este reversibilă și curbele $H_c = H_c(T)$ sunt diagrame de fază în sens termodinamic obișnuit.

2.3.9.3 Efectul izotopic

Maxwell și Reynolds au găsit că temperatura critică a izotopilor de mercur variază cu masa izotopului M după legea:

$$T_c \cdot M^a = \text{const.} \quad (2.3.9.3.1)$$

în care a este o constantă, aproximativ egală cu 0,5.

Descoperirea efectului izotopic a adus o contribuție importantă la înțelegerea supraconductibilității el arată că masa izotopului și indirect spectrul de vibrație al rețelei influențează temperatura critică. Aceasta arată că supraconductibilitatea este condiționată de interacțiunea reciprocă a electronilor cu rețeaua cristalină și nu este un fenomen pur electronic.

Alte experimente cum ar fi modificarea temperaturii de tranziție a cositorului în strat subțire în comparație cu a metalului masiv de la 4,5 K la 3,7 K, modificarea temperaturii de tranziție la metale supuse unor deformări plastice subliniază rolul rețelei cristaline în fenomenul de supraconductibilitate.

2.3.9.4. Efecte de pătrundere

Diamagnetismul perfect ce însoțește supraconductibilitatea arată că cel puțin la suprafața materialelor aflate în stare supraconductoare iau naștere curenți induși orientați în așa fel încât produc un câmp magnetic ce se opune câmpului magnetic exterior. Acești curenți pătrund într-un strat de grosime finită în interiorul materialului, făcând ca în acest domeniu inducția magnetică să fie diferită de zero.

Fenomenul poate fi explicat dacă se ia în considerare modelul celor două fluide propus de Gorter și Casimir. Modelul presupune că în stare supraconductoare există două feluri de electroni: electroni normali (care alcătuiesc fluidul normal) și supraelectroni (care alcătuiesc fluidul supraconductor).

Odată cu scăderea temperaturii electronii normali se transformă treptat în supraelectroni așa încât la zero absolut transformarea este totală. Explicarea efectului de pătrundere a fost dată de către F. și H. London.

Se pleacă de la ipoteza că densitatea de curent totală se datorează atât electronilor normali cât și supraelectronilor și se face apel la electrodinamica clasică.

Teoria arată că intensitatea câmpului magnetic paralel cu suprafața variază cu distanța x după legea:

$$H = H_{\text{ext}} \cdot \exp\left(-\frac{x}{\lambda}\right) \quad (2.3.9.4.1)$$

în care λ este adâncimea de pătrundere.

Efectele de pătrundere pot fi observate cel mai bine pe probe de dimensiuni mici și pe straturi subțiri.

Astfel, pe asemenea probe s-a stabilit că adâncimea de pătrundere variază cu temperatura după legea

$$\lambda = \lambda_0 \left[1 - \left(\frac{T}{T_c} \right)^4 \right]^{1/2} \quad (2.3.9.4.2)$$

Valoarea determinată experimental pentru λ este de ordinul a 5×10^{-6} cm.

2.3.9.5 Comportarea în câmp electric de înaltă frecvență

Prin experiment s-a descoperit că dacă se măsoară rezistența electrică a unui supraconductor în curent de înaltă frecvență (frecvență în domeniul infraroșului), valoarea obținută corespunde stării normale.

Dacă se măsoară rezistența aceleiași probe dar curent continuu, ea este egală cu zero, fenomenul de supraconductibilitate se manifestă.

Aceste rezultate experimentale au fost explicate pe baza modelului celor două fluide de F. și H. London. Ei arată că raportul densităților celor două fluide este egal cu:

$$\frac{j_n}{j_s} = \left(\frac{\lambda}{d} \right)^2 \quad (2.3.9.5.1)$$

în care $d = (2\pi\omega\sigma)^{-1/2}$ reprezintă grosimea stratului pelicular adică adâncimea la care pătrund curenții Foucault prin efectul de pătrundere.

La rândul ei grosimea d depinde de conductibilitatea electrică σ și de frecvența de oscilație ω a câmpului alternativ. Relația este valabilă până la frecvențe de ordinul a 10 MHz.

Concluzia este că la frecvențe ridicate, câmpul electromagnetic pătrunde în interiorul metalului distrugând supraconductibilitatea.

2.3.9.6 Starea intermediară

Am menționat deja că în cazul probelor cilindrice din material supraconductor supraconductibilitatea poate fi distrusă instantaneu când intensitatea câmpului magnetic atinge o valoare critică H_c și direcția câmpului aplicat este paralelă cu generatoarea cilindrului. În situația aplicării perpendiculare pe generatoare a câmpului magnetic exterior, de la valoarea $\frac{1}{2}H_c$ supraconductibilitatea începe să fie distrusă treptat. În domeniul câmpurilor magnetice, de intensitate $\frac{1}{2}H_c < H < H_c$ supraconductorul se găsește într-o stare intermediară. În figura 2.3.9.6.1 este prezentată structura specifică a supraconductorului în stare intermediară.

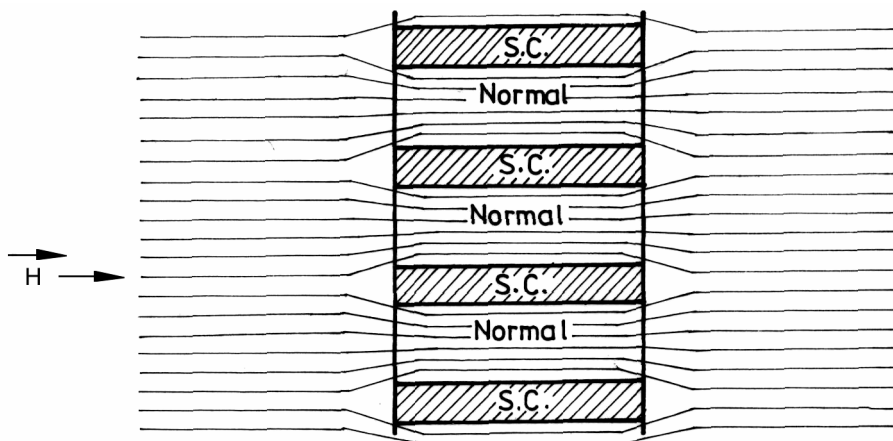


Fig. 2.3.9.6.1 Structura stării intermediare în supraconductori

Se poate observa o structură în care lamele supraconductoare S.C. și lamele normale N sunt dispuse paralel cu câmpul magnetic. În interiorul lamelor supraconductoare rezistența electrică și inducția magnetică sunt nule iar în lamele normale ambele mărimi sunt diferite de zero.

Inducția magnetică are chiar valoarea $\vec{B} = \vec{H}_c$ și liniile de forță ale câmpului magnetic din interiorul supraconductorului sunt paralele cu câmpul exterior, la margine existând distorsiuni. Lamelele sunt dispuse perpendicular pe probă, fapt confirmat de valoarea rezistențe electrice diferită de zero în acest domeniu.

Experimental vizualizarea lamelor poate fi făcută prin metoda Bitter utilizată pentru vizualizarea domeniilor magnetice. Metoda constă în presărarea de pulbere feromagnetică fină, care este atrasă de lamelele normale și respinsă de cele supraconductoare (diamagnetice).

Dacă se utilizează pulbere de material supraconductor (Nb), pulberea va fi atrasă de lamelele supraconductoare și respinsă de cele normale.

Existența lamelor în starea intermediară necesită introducerea prin postulare a unei energii de suprafață care separă regiunile normale de cele supraconductoare. Această energie de suprafață crește energia totală și apare din cauză că stratul de graniță dintre lamele are o grosime finită δ .

Prin calcul și experiment se poate determina că d are valoarea aproximativ 10^{-4} cm, valoare mare comparativ cu dimensiunile atomice sau cu adâncimea de pătrundere λ .

Faptul este important din punct de vedere teoretic. El arată că trecerea de la un tip de lamă la celălalt nu este bruscă ci se face treptat prin variația proprietăților într-un strat relativ gros.

În această regiune numărul de supraelectroni, respectiv cel de electroni normali variază lent. Odată cu creșterea temperaturii sau a intensității câmpului magnetic, dimensiunile lamelor supraconductoare scad pe seama creșterii celor normale așa încât la temperatura critică T_c are loc o tranziție bruscă a materialului din stare normală în stare supraconductoare.

Faptul că această tranziție se realizează într-un domeniu de temperatură foarte îngust arată că la realizarea tranziției participă un număr foarte mare de electroni; prin urmare, între electroni există o interacțiune la distanță mare (coerență), care face ca toți să atingă aceeași stare în același timp.

Altfel, dacă la tranziție ar participa un număr redus de electroni, statistic ar trebui să apară o aplatizare a maximului temperaturii de tranziție deci o creștere a domeniului de temperatură respectiv.

2.3.9.7 Materiale supraconductoare

Metalele la care se manifestă fenomenul de supraconductibilitate au un număr de electroni de valență cuprins între 2 și 8 dar cele mai susceptibile la supraconductibilitate sunt cele cu 5 – 7 electroni în stratul exterior.

Până acum fenomenul a fost dovedit în cazul a 26 de elemente din sistemul periodic al elementelor.

Temperatura critică cea mai mare aparține niobiului 9,46 K, cea mai scăzută temperatură critică fiind specifică iridiului, 0,14 K.

Materialele feromagnetice și cele bune conducătoare de electricitate (Ag, Cu) nu manifestă proprietatea de a deveni supraconductoare. Este posibil ca fenomenul să fie stopat pe cale naturală de câmpul magnetic terestru sau chiar de câmpul produs de momentele magnetice nucleare proprii unor materiale.

În afară de elemente, supraconductibilitatea se manifestă și în cazul aliajelor sau al compușilor. La anumite compoziții stoechiometrice azoturile și carburile grupelor a IV-a, a V-a și a VI-a prezintă proprietăți de supraconductor ideal.

Deși nu sunt neapărat formate din elemente supraconductoare aliajele Au₂Bi, LiBi, PdSb fac parte din același tip de materialele supraconductoare.

Pe lângă acești compuși există și supraconductori neideali, supraconductori la care compoziția variază în limite mai largi: aliaje de ZrRh, ThRu₂, PbIn etc. Câmpul critic are valoare foarte mare (10000 Öe) iar temperatura de tranziție variază mult (în limitele a 1 K).

La aceste materiale efectul Meissner poate lipsi, comportare explicată prin structura specifică a acestor aliaje. Se presupune că materialul este format dintr-o rețea supraconductoare spongioasă umplută cu material în stare normală.

În această situație rețeaua supraconductoare scurcircuitază circuitul de măsură și rezistența electrică este nulă în timp ce câmpul magnetic este nenul, comportare asemănătoare stării intermediare la materialele supraconductoare ideale. Valorile critice ale unor supraconductori sunt date în tabelul 2.3.9.7.1

Tabelul 2.3.9.7.1 Valorile critice ale unor supraconductori

Supraconductor "moale"	Temp. critică la H = 0 Öe, [K]	Câmpul magnetic critic la T = 0K, [Öe]
Al	1,18	104
Sn	3,72	309
Hg	4,15	412
Pb	7,23	803

Tabelul 2.3.9.7.1 Valorile critice ale unor supraconductori (continuare)

Supraconductor “tare”	Temp. critică la $H = 0$ Öe, [K]	Câmpul magnetic critic la $T = 0$ K, [Öe]
Nb	9,17	1900
Nb-Zr	11,0	80000
V_3Ga		400000
Nb_3Sn	18,1	220000

Se deosebesc trei tipuri de supraconductori care pot fi clasificați în funcție de forma curbelor de magnetizare figura 2.3.9.7.1.

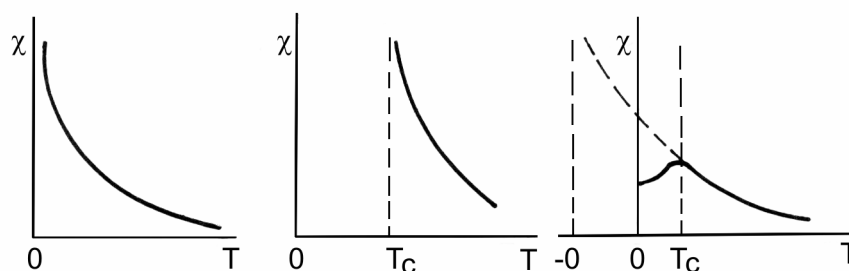


Fig. 2.3.9.7.1 Curbe de magnetizare ale supraconductorilor: a) supraconductor de tip I; b) supraconductor de tip II; c) supraconductor de tip III

Supraconductorii de tip I sunt caracterizați de dispariția bruscă a proprietății la atingerea unui câmp magnetic critic, din această grupă fac parte Al, Pb, In, și Ta.

Supraconductorii de tip II sunt caracterizați de scăderea magnetizării în treaptă la atingerea pragului de către câmpul magnetic și scăderea lentă a acesteia. Conductivitatea normală apare la valori mai mari ale câmpului critic. Din această categorie fac parte Nb, faza intermetalică PbIn.

Supraconductorii de tip III sunt caracterizați de variația neliniară a magnetizării cu câmpul magnetic. Din această grupă fac parte aliajele NbTi, MoZr și fazele intermetalice Nb_3Sn sau V_3Ga .

2.3.9.8 Aplicații ale supraconductibilității

Aplicarea supraconductibilității este limitată încă datorită temperaturilor joase la care apare. Ea se aplică pentru realizarea de câmpuri magnetice intense necesare motoarelor electrice fără frecare, la amplificatoare fără zgomot, la dispozitive de memorie pentru calculatoare etc.

În experiențe de laborator la temperaturi foarte joase este avantajos să se utilizeze materiale supraconductoare în diferite montaje în scopul realizării unor izolații termice sau al măsurării unor diferențe de potențial foarte mici.

Au fost realizați solenoizi supraconductori care suportă densități mari de curent rămânând în stare supraconductoare, puterea disipată în ei fiind nulă. Materialul, cum ar fi Nb_3Sn , cu temperatura de tranziție 18 K rămâne supraconductor la curenți cu densități de până la $10^5 A/cm^2$, în câmp magnetic static de 88000 Öe sau în câmp pulsant de 185000 Öe.

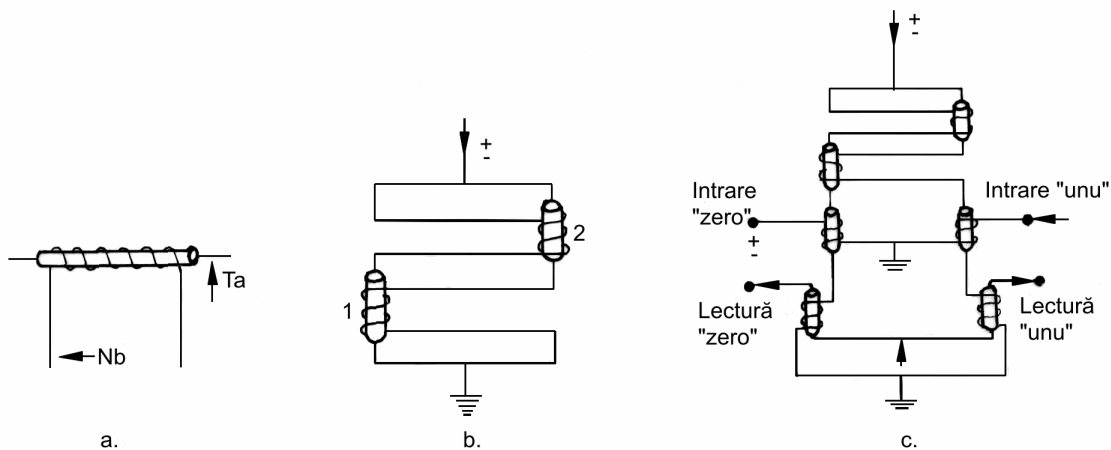


Fig. 2.3.9.8.1 Criotroane și circuite de criotroane:

a) criotron; b) element criotronic bistabil

O altă aplicație constă în utilizarea în circuite electronice de memorie pe post de releu a criotronului. Dispozitivul a fost construit în 1953 de fizicianul american William B Shokley și constă dintr-un fir subțire de tantal ($T_c = 4,48\text{K}$) în jurul căruia se înfășoară o bobină din fir de Nb ($T_c = 9,46\text{ K}$) sau Pb ($T_c = 7,18\text{ K}$), (figura 2.3.9.8.1 a).

Firul central poartă denumirea de “poartă” iar bobina de “ înfășurare de control”. Dispozitivul funcționează în He lichid, având temperatura sub 4,2 K.

La această temperatură materialele din care sunt realizate atât poarta cât și înfășurarea de control sunt supraconductoare. Dacă se trece un curent electric prin bobina de control, câmpul magnetic creat poate distruge starea de supraconductibilitate a tantalului care trece în stare normală (câmpul critic și temperatura de tranziție a Nb și Pb sunt mult mai mari decât ale tantalului). Cu alte cuvinte curentul porții poate fi întrerupt cu ajutorul unui curent relativ mic care străbate înfășurarea de control.

Cu ajutorul acestui dispozitiv simplu s-au realizat dispozitive mai complexe cum ar fi elementul criotronic bistabil (figura 2.3.9.8.1 b). Într-un astfel de element curentul circulă printr-o ramură sau prin cealaltă.

În cazul aplicării unui curent mare prin înfășurarea de control 1 se distruge supraconductibilitatea porții 2 și curentul nu mai circulă decât prin miez.

2.4 Proprietățile magnetice ale materialelor metalice

2.4.1 Noțiuni generale

Toate materialele sunt magnetic active adică interacționează cu câmpurile magnetice exterioare, fiind atrase sau respinse de către acestea. Altfel spus, sub acțiunea unui câmp magnetic orice corp se magnetizează. Relația dintre magnetizare și intensitatea câmpului magnetic este:

$$\vec{M} = \chi \vec{H} \quad (2.4.1.1)$$

în care: M este intensitatea de magnetizare sau simplu magnetizarea, H este intensitatea câmpului magnetic exterior aplicat iar χ poartă denumirea de susceptibilitate magnetică.

Intensitatea de magnetizare se definește ca moment magnetic al unității de volum sau ca moment magnetic al unității de masă (magnetizare specifică σ) ori, ca moment magnetic al unui atom-gram de substanță (magnetizarea gram-atomică σ_A).

Similar, dacă susceptibilitatea se referă la unitatea de masă, sau la un atom gram, ea poartă numele de susceptibilitate magnetică specifică χ_s , respectiv susceptibilitate magnetică gram-atomică χ_A definite prin relațiile:

$$\chi_s = \frac{\sigma}{H} = \frac{\chi}{\rho}; \quad (2.4.1.2)$$

$$\chi_A = \frac{\sigma_A}{H} = \chi_s \cdot A$$

unde: ρ este densitatea materialului și A greutatea atomică a materialului.

O altă cale de a caracteriza un material din punct de vedere magnetic este cu ajutorul permeabilității magnetice definită prin raportul:

$$\mu = \frac{B}{H} \quad (2.4.1.3)$$

unde: B este densitatea de flux magnetic din material numită și inducție magnetică.

Legătura dintre inducția magnetică B și intensitatea de magnetizare M este dată de relația:

$$B = H + 4 \cdot \pi \cdot M \quad (2.4.1.4)$$

Relația arată că în lipsa unei magnetizări densitatea de flux magnetic este egală cu câmpul H.

Relația dintre permeabilitatea magnetică și susceptivitatea magnetică este prin urmare:

$$\mu = 1 + 4 \cdot \pi \cdot \chi \quad (2.4.1.5)$$

Cea mai obișnuită clasificare a materialelor din punct de vedere a proprietăților magnetice se face după susceptibilitatea magnetică pe care acestea o posedă:

- a) materiale diamagnetice, care au susceptivitatea magnetică negativă, de ordinul a 10^{-6} Gs/Öe;
- b) materiale paramagnetice, care au susceptivitatea magnetică pozitivă, de ordinul a $10^{-2} \dots 10^{-6}$ Gs/Öe;

Susceptibilitatea corpurilor diamagnetice și paramagnetice se păstrează constantă până la câmpuri de ordinul a 10^4 Öe.

- c) materiale feromagnetice sunt cele care se magnetizează foarte puternic și în câmpuri slabe și care au susceptivitatea magnetică pozitivă, de ordinul a $10 \dots 10^5$ Gs/Öe.

Din această categorie fac parte Fe, Ni, Co, și Gd, Dy, Tb, Ho, Er, Tm.

Numărul de aliaje și compuși cu proprietăți feromagnetice este foarte mare. Ușurința cu care se magnetizează până la saturație la câmpuri relativ mici este trăsătura caracteristică a acestui tip de materiale metalice.

Legătura dintre magnetizarea M și câmpul H se poate reprezenta grafic cu ajutorul curbelor de magnetizare.

În timp ce pentru materialele para și dia magnetice curbele de magnetizare au un aspect liniar și univoc, figura 2.4.1.1, în cazul materialelor feromagnetice curbele de magnetizare și demagnetizare au un aspect ce denotă o comportare mult mai complexă, figura 2.4.1.2.

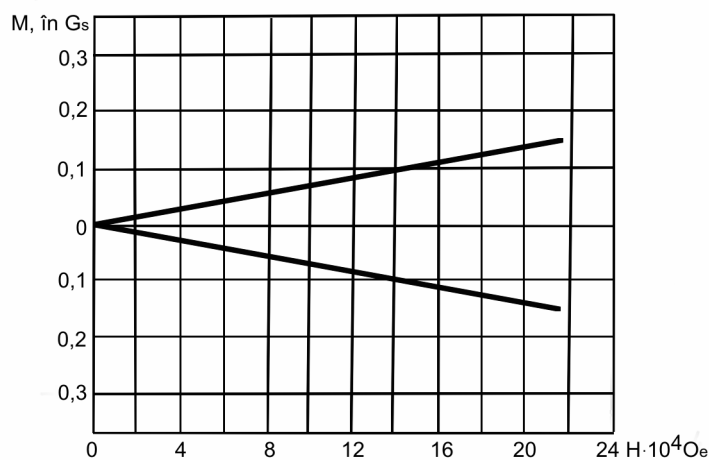


Fig. 2.4.1.1. Curbele de magnetizare ale materialelor diamagnetice și paramagnetice

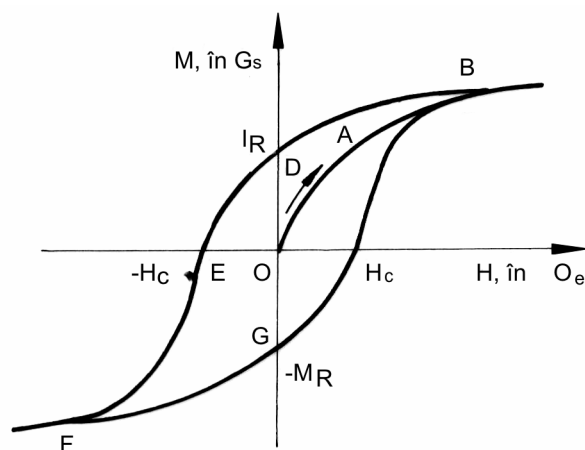


Fig. 2.4.1.2 Curba de magnetizare și de demagnetizare a unui material feromagnetic

Dintr-o astfel de curbă se poate trage concluzia că intensitatea de magnetizare M a unui corp feromagnetic crește cu creșterea intensității H a câmpului magnetic după curba OAB mai întâi rapid până în punctul A , apoi mai lent până la atingerea valorii de saturație M_s în punctul B .

La o creștere și mai mare a intensității câmpului aplicat se observă o ușoară creștere a intensității de magnetizare proporțională cu câmpul aplicat.

La micșorarea câmpului magnetic aplicat H , intensitatea de magnetizare se micșorează după curba BDE , la $H = 0$ având valoarea M_R numită magnetizare remanentă. Pentru a anula magnetizarea remanentă trebuie aplicat un câmp magnetic de semn invers de mărime H_c numit câmp coercitiv.

Dacă mărim în continuare valoarea intensității câmpului magnetic aplicat se obține din nou saturația magnetică în punctul F . Dacă inversăm din nou sensul câmpului vom obține o curbă simetrică care încheie graficul cunoscut sub denumirea de ciclu de histeresis magnetic.

Magnetizarea remanentă a unei substanțe mai poate fi anulată și prin creșterea temperaturii până la o valoare caracteristică cunoscută sub numele de punct Curie, figura 2.4.1.3. La temperaturi mai mari decât punctul Curie materialele feromagnetice devin paramagnetice.

Pentru Fe temperatura Curie este 786 °C, pentru cementită este 213 °C, pentru Ni este 390 °C, pentru Co este 1120 °C etc.

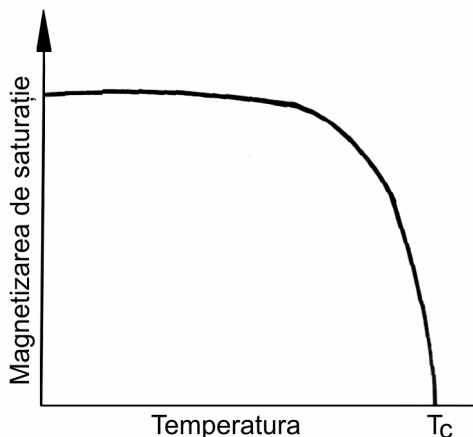


Fig. 2.4.1.3 Variația magnetizării de saturație cu temperatura. Punctul Curie.

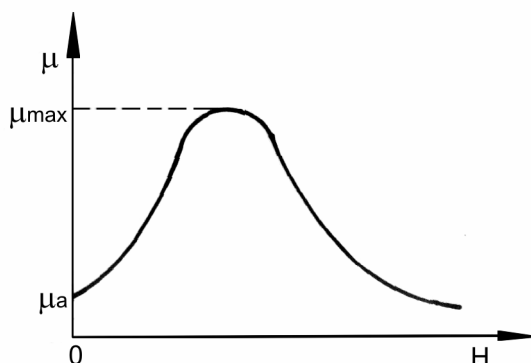


Fig. 2.4.1.4 Variația permeabilității magnetice cu câmpul aplicat pentru materiale feromagnetice

Permeabilitatea magnetică a corpurilor feromagnetice variază cu câmpul H ca în figura 2.4.1.4. μ_a este permeabilitatea inițială prezentă la câmpuri mici iar μ_{max} este permeabilitatea maximă.

Trebuie menționat că în figura 2.4.1.2 cu H este notat câmpul magnetic efectiv H_{ef} care acționează în materialul feromagnetic, câmp diferit de cel exterior aplicat H_e . Diferența provine din faptul că polii magnetici liberi ai corpului creează un câmp opus celui aplicat figura 2.4.1.5.

Acest câmp magnetic poartă numele de câmp de demagnetizare H_d și este proporțional cu magnetizarea M :

$$H_{ef} = H_e + H_d \quad (2.4.1.6)$$

$$H_d = -N \cdot M$$

unde: N este factorul de demagnetizare determinat de geometria probei.

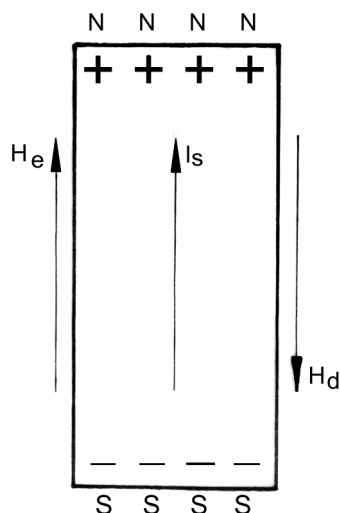


Fig. 2.4.1.5 Câmpul demagnetizant

2.4.2. Originea magnetismului

Faptul că orice substanță este activă față de câmpul magnetic este o dovadă a faptului că magnetismul este legat de structura intrinsecă a materiei.

Într-adevăr, magnetismul se datorează faptului că particulele constitutive ale atomului, electronii și protonii, particule încărcate electric creează datorită mișcării lor câmpuri magnetice adică, capătă un moment magnetic propriu. Astfel, un electron care se mișcă pe orbită este echivalent unui curent electric printr-o spirală închisă și deci i se poate asocia un moment magnetic numit moment magnetic orbital μ_{orb} .

Intensitatea curentului electric echivalent mișcării pe o orbită circulară este:

$$i = \frac{e \cdot v}{2 \cdot \pi \cdot r} \quad (2.4.2.1)$$

în care: v este viteza electronului, e este sarcina electrică a electronului iar r este raza orbitei.

Momentul magnetic al unui curent electric este egal cu produsul dintre suprafața circuitului și intensitatea curentului electric, prin urmare momentul magnetic orbital va fi:

$$\mu_{orb} = i \cdot S = \frac{1}{2} \cdot e \cdot v \cdot r \quad (2.4.2.2)$$

în care: $S = \pi r^2$ este suprafața orbitei circulare.

Dacă ținem cont de valoarea momentului cinetic orbital $P = m_0 v r$, de faptul că sarcina electronului este negativă, de faptul că ambele momente, cel magnetic orbital și cel cinetic orbital sunt perpendiculare pe planul orbitei putem rescrie relația (2.4.2.2) în formă scalară și în formă vectorială:

$$\mu_{orb} = \frac{e}{2 \cdot m_0} \cdot P \quad (2.4.2.3)$$

$$\vec{\mu}_{orb} = -\frac{e}{2 \cdot m_0} \cdot \vec{P}$$

Se știe din fizica cuantică faptul că momentul cinetic orbital P ia numai o serie discretă de valori care sunt multipli întregi de $\frac{h}{2 \cdot \pi}$, adică este cuantificat. Prin urmare, și momentul magnetic orbital este cuantificat.

Cea mai mică valoare a momentului magnetic orbital, reprezintă unitatea naturală a momentului magnetic:

$$\mu_0 = -\frac{e \cdot h}{4 \cdot \pi \cdot m_0} \quad (2.4.2.4)$$

Numită magnetonul Bohr - Procopiu, după numele celor care au introdus-o în același timp, această valoare a fost calculată prima oară în 1913 de către fizicianul român Ștefan Procopiu.

În mod asemănător, mișcarea de spin a electronului produce un moment magnetic numit moment magnetic de spin iar mișcarea nucleului atomului produce un moment magnetic nuclear.

Deoarece vitezele de oscilație ale nucleelor sunt foarte mici în comparație cu cele de mișcare ale electronilor și momentele magnetice nucleare sunt foarte mici în raport cu cele determinate de electroni. Acest lucru ne duce la concluzia că momentul magnetic al unui atom este determinat în primul rând de mișcarea orbitală a electronilor săi și de rotația acestora.

Reprezentarea schematică a momentelor magnetice ale unui atom cu mai mulți electroni este asemănătoare unui mănunchi de vectori, fiecare vector reprezentând un moment magnetic orbital sau un moment magnetic de spin. Distribuția acestor momente atomice orbitale și de spin formează momentul magnetic atomic μ_{AT} .

Atunci când se calculează momentul magnetic rezultat este posibil ca momentul atomic să fie nul sau nenul. Astfel din punct de vedere magnetic, atomii se împart în: atomi care au moment magnetic atomic μ_{AT} diferit de zero și, atomi care au moment magnetic atomic μ_{AT} egal cu zero.

Pe cale experimentală se poate stabili care este natura momentului magnetic al unui corp.

2.4.3. Diamagnetismul

Substanțele diamagnetice se caracterizează prin susceptivitate magnetică negativă. În prezența câmpului magnetic fiecare orbită electronică capătă o mișcare suplimentară în jurul direcției câmpului.

Datorită faptului că există o înclinare între normala la planul orbitei și direcția vectorului intensitate câmp magnetic această mișcare suplimentară poartă denumirea de precesie Larmor, figura 2.4.3.1.

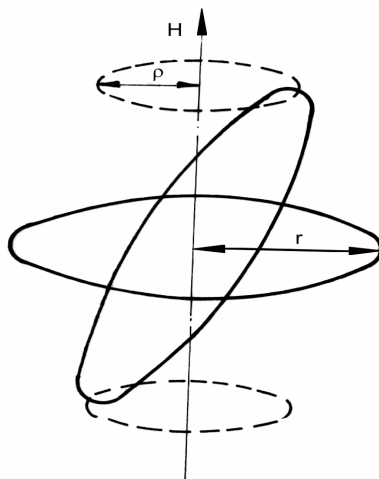


Fig. 2.4.3.1 Precesia Larmor

Mișcarea suplimentară a electronului creează un moment magnetic suplimentar și potrivit legii lui Lenz acesta se va opune cauzei ce l-a produs, câmpului magnetic extern.

Diamagnetismul este datorat mișcării orbitale a electronilor. Din acest motiv este clar că diamagnetismul este propriu tuturor substanțelor. El este mascat în unele cazuri de magnetizări paramagnetice sau feromagnetice puternice.

Dintre metale pot fi menționate ca diamagnetice un grup de aproximativ douăzeci dintre care cele mai utilizate în tehnică sunt: cuprul, argintul, aurul, beriliul, zincul, cadmiul, mercurul, borul, galiul, indiul, plumbul, arsenul etc.

În cazul metalelor diamagnetismul se compune din diamagnetismul scheletului ionic și din diamagnetismul gazului electronic. Contribuția scheletului ionic la diamagnetismul metalelor este dată de relația:

$$\chi_{dA} = -10^{-6} Z \quad (2.4.3.1)$$

în care χ_{dA} este susceptivitatea diamagnetică gram atomică.

Acest diamagnetism specific electronilor legați, numit și diamagnetism Langevin este independent de temperatură și de intensitatea câmpului magnetic exterior.

Diamagnetismul gazului electronic, numit și diamagnetism Landau, după numele celui care l-a demonstrat pe baza teoriei cuantice, este un fenomen legat de schimbările pe care le suferă gazul; electronic la aplicarea unui câmp magnetic extern. Landau a demonstrat că susceptibilitatea diamagnetică a gazului electronic este:

$$\chi_{dia.gaz} = -\frac{1}{3} \cdot \frac{N}{V} \cdot \frac{\mu_0}{k \cdot T} \quad (2.4.3.2)$$

în care: N este numărul mediu de electroni din volumul V.

I.G.Dorfman a explicat faptul descoperit experimental că diamagnetismul unui metal este mai mic decât cel al ionilor săi prin faptul că electronii de conducție produc manifestări de paramagnetism.

Tabelul 2.4.3.1 Susceptivitatea magnetică a unor metale și ioni metalici diamagnetici

Metalul	$\chi_d \cdot 10^6$	Ionul metalului	$\chi_d \cdot 10^6$
Cu	-5,5	Cu ⁺¹	-18
Ag	-21,6	Ag ⁺¹	-31
Au	-29,6	Au ⁺¹	-45,8

2.4.4. Paramagnetismul

Paramagnetismul este un fenomen datorat prezenței momentelor magnetice proprii ale atomilor substanței.

În absența unui câmp magnetic exterior, momentele magnetice proprii sunt orientate haotic așa încât magnetizarea rezultantă este nulă. Prezența câmpului magnetic produce în afară de efectul diamagnetic o tendință de orientare a momentelor magnetice paralel cu direcția vectorului intensitate a câmpului magnetic exterior. Se produce deci o magnetizare a substanței.

Acest fenomen se numește paramagnetism și este mult mai puternic decât diamagnetismul.

Agitația termică se opune acțiunii de ordonare prin orientarea momentelor magnetice atomice de către câmpul magnetic exterior. La un câmp și o temperatură date se va stabili deci un echilibru între momentele magnetice orientate și cele distribuite dezordonat.

Magnetizarea corpurilor paramagnetice este foarte mică în condiții normale; starea de saturație magnetică, caracterizată prin orientarea tuturor momentelor magnetice în direcția câmpului exterior H putându-se obține doar în condiții speciale. Se apreciază că aceste condiții ar fi: valori foarte scăzute ale temperaturii și câmpuri magnetice foarte intense 10^7 Oe (valori cu mult peste cele comunicate a fi realizate în laboratoare).

2.4.4.1 Teoria lui Langevin a paramagnetismului

Pentru a calcula susceptibilitatea paramagnetică a unui mediu se presupune că acesta conține N atomi pe unitatea de volum, în plus fiecare atom are un moment atomic constant egal cu μ_{AT} .

În absența unui câmp magnetic aceste momente magnetice atomice sunt orientate haotic iar odată cu aplicarea unui câmp exterior de intensitate \vec{H} apare tendința orientării acestor momente în direcția câmpului. Agitația termică nu permite însă orientarea perfectă a acestora și deci putem considera un moment magnetic $\vec{\mu}_{AT}$ care formează cu direcția câmpului magnetic exterior un unghi θ diferit de zero.

Energia acestui moment magnetic în câmpul magnetic \vec{H} este dată de:

$$E_M = -\vec{\mu} \cdot \vec{H} \quad (2.4.4.1.1)$$

Deoarece la magnetizarea totală contribuie numai proiecțiile momentelor magnetice pe direcția câmpului exterior, vom calcula valoarea medie a proiecției momentelor magnetice pe direcția câmpului exterior pentru toate valorile posibile ale lui θ .

Conform statisticii clasice magnetizarea va fi egală cu:

$$\overline{M} = N \cdot \frac{\mu_{AT} \cdot \cos \theta \cdot e^{-\frac{E_M}{k \cdot T}}}{\int e^{-\frac{E_M}{k \cdot T}} d\theta}; \quad (2.4.4.1.2)$$

$$\overline{M} = N \cdot \mu_{AT} \cdot \frac{\int e^{-\frac{\mu_{AT} \cdot H \cdot \cos \theta}{k \cdot T}} \cdot \cos \theta \cdot d\theta}{\int e^{-\frac{\mu_{AT} \cdot H \cdot \cos \theta}{k \cdot T}} \cdot d\theta}$$

Calculând se obține forma:

$$\overline{M} = N \cdot \mu_{AT} \cdot \left(\text{cth}(a) - \frac{1}{a} \right) = N \cdot \mu_{AT} \cdot L(a) \quad (2.4.4.1.3)$$

unde $a = \frac{\mu \cdot H}{k \cdot T}$ și $L(a)$ se numește funcția lui Langevin.

Atunci când temperaturile sunt normale și câmpurile nu sunt prea mari a este mult mai mic decât 1 așa încât dezvoltarea în serie a funcției lui Langevin se poate aproxima:

$L(a) = \frac{a}{3}$ și ecuația (2.4.4.1.2) devine:

$$M = \frac{N}{3} \cdot \frac{\mu_{AT}^2}{k \cdot T} \cdot H \quad (2.4.4.1.4)$$

Astfel se poate deduce relația susceptibilității paramagnetice:

$$\chi = \frac{N}{3} \cdot \frac{\mu_{AT}^2}{k} \cdot \frac{1}{T} = \frac{\text{const.}}{T} \quad (2.4.4.1.5)$$

Această relație arată o dependență invers proporțională a susceptivității paramagnetice cu temperatura; ea poartă denumirea de legea lui Curie și a fost dedusă experimental. Totuși, susceptibilitatea nu tinde către zero la o scădere a temperaturii către zero absolut, ceea ce contravine principiului trei al termodinamicii.

La zero absolut și în câmpuri foarte mari, valoarea maximă pe care o atinge magnetizarea este $N \cdot \mu_{AT}$ și se numește magnetizare de saturație, notată cu M_0 .

Raportul:

$$\frac{M}{M_0} = \text{cth}(a) - \frac{1}{a} \quad (2.4.4.1.6)$$

poartă numele de magnetizare relativă.

Considerând cuantificarea spațială a momentelor magnetice atomice se obține relația:

$$\frac{M}{M_0} = \frac{2j+1}{2j} \text{cth}^2\left(\frac{j+1}{2j} a\right) - \frac{1}{2j} \text{cth}\left(\frac{a}{2j}\right) \quad (2.4.4.1.7)$$

unde: j este numărul cuantic intern.

Dacă j este infinit se obține din nou relația (2.4.4.1.6) iar când $j=1/2$, cazul momentului magnetic creat de spinul electronului, relația (2.4.4.1.7) devine:

$$\frac{M}{M_0} = \text{th}(a). \quad (2.4.4.1.8)$$

În cazul general, momentul magnetic al corpurilor paramagnetice nu este determinat numai de spin și rămâne acceptată pentru acest caz relația (2.4.4.1.6). Reprezentarea ei grafică este dată în figura 2.4.4.1.1.

Se observă că doar la valori foarte mari ale lui a (câmpuri foarte mari și temperaturi foarte mici) se poate atinge magnetizarea maximă, saturația.

Pentru temperaturi normale a este mult mai mic decât 1 și $L(a)=1/3a$ și obținem din nou la calculul susceptivității paramagnetice relația (2.4.4.1.5).

Teoria cuantică exactă a paramagnetismului a fost elaborată de Van Veck și expresia care se obține pentru susceptibilitatea paramagnetică nu este mult diferită de cea dedusă mai sus.

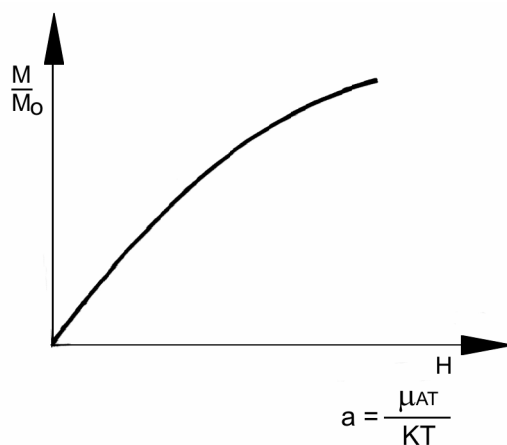


Fig. 2.4.4.1.1 Variația magnetizării relative cu a

Legea lui Curie se poate aplica cu rezultate bune la metale aflate în stare gazoasă, mai ales la cele monoatomice, potasiu, taliiu etc. Există multe alte substanțe paramagnetice pentru care este valabilă legea lui Curie în forma:

$$\chi_p = \frac{C}{T + \Delta} \quad (2.4.4.1.9)$$

unde:

Δ este o constantă care poate fi mai mare sau mai mică decât zero;

C este constanta Curie.

Există multe metale paramagnetice, de exemplu: Li, Na, Rb, Cs, Mg, Ca, Sr, Ba, Al, Ti, Zr, Cr, Mo, W etc. Pentru metalele de tranziție paramagnetismul depinde de temperatură.

Experiența arată că pentru multe dintre celelalte, de exemplu pentru cele alcaline susceptibilitatea paramagnetică nu depinde de temperatură. Explicația a fost dată de I. G. Dorfman care a emis ipoteza că paramagnetismul metalelor alcaline este determinat în principal de gazul electronic și mai puțin de electronii legați.

Teoria electronilor liberi a confirmat această ipoteză și relația susceptivității paramagnetice obținută pe această cale, datorată deci electronilor liberi este:

$$\chi_p = \frac{N \cdot \mu_B}{k \cdot T_d} \quad (2.4.4.1.10)$$

unde:

N - numărul total de electroni liberi din volumul considerat;

T_d - temperatura de degenerare; μ_B - magnetonul Bohr - Procopiu.

2.4.5. Feromagnetismul

Feromagnetismul este cunoscut și utilizat încă din antichitate dar explicarea lui teoretică a început să fie dată abia în secolul douăzeci.

Se cunoaște că la corpurile feromagnetice magnetizarea de saturație se obține ușor la temperatura camerei și la câmpuri mici spre deosebire de corpurile paramagnetice unde saturația poate fi atinsă la temperaturi foarte scăzute și intensități ale câmpului magnetic foarte mari.

Încercând să ofere o explicație pentru ușurința magnetizării corpurilor feromagnetice, Pierre Ernst Weiss a emis în 1907 următoarele ipoteze:

- a) Fiecare corp feromagnetic este magnetizat spontan, adică se caracterizează prin existența unei magnetizări spontane care nu depinde de câmpul magnetic exterior. În plus, magnetizarea depinde de temperatură și anume: orice material feromagnetic posedă o temperatură caracteristică, denumită temperatură Curie peste care își pierde proprietățile feromagnetice devenind paramagnetic.
- b) La temperaturi mai mici decât temperatura Curie orice corp feromagnetic este împărțit în domenii, în interiorul cărora magnetizarea are o direcție bine determinată. În absența câmpului magnetic exterior, direcțiile magnetizării spontane în domeniile respective sunt orientate arbitrar, momentul resultant fiind nul. Odată cu introducerea în câmp magnetic, direcția vectorului magnetizare spontană din domeniile respective se modifică, putându-se modifica chiar și dimensiunile domeniilor și în urma acestor fenomene corpul se magnetizează.

Aceste două ipoteze ale lui Weiss au dus la teoria magnetizării spontane și la teoria domeniilor feromagnetice.

2.4.5.1 Teoria lui Weiss

Prima ipoteză presupune că în corpurile feromagnetice acționează un câmp local intern H_i care este proporțional cu magnetizarea. Câmpul efectiv care acționează asupra unui corp feromagnetic este:

$$\vec{H}_{ef} = \vec{H}_e + \vec{H}_i = \vec{H}_e + \lambda \cdot \vec{M} \quad (2.4.5.1.1)$$

unde: λ este constanta câmpului local intern, numită constanta lui Weiss;
 H_e este câmpul exterior aplicat.

Aplicând raționamentul lui Langevin din cazul substanțelor paramagnetice se obține pentru intensitatea de magnetizare produsă de N atomi relația:

$$M = N \cdot \mu_{AT} \cdot L(a) = N \cdot \mu_{AT} \cdot L\left[\frac{\mu_{AT}}{k \cdot T} (H_e + \lambda \cdot M)\right] \quad (2.4.5.1.2)$$

Vom considera două cazuri, domeniul feromagnetic și cel paramagnetic.

a) Cazul domeniului feromagnetic.

Presupunem că intensitatea câmpului magnetic exterior este zero, ($H=0$) și să notăm de această dată cu x argumentul funcției Langevin:

$$x = \frac{\mu_{AT} \cdot \lambda}{k \cdot T} \cdot M. \quad (2.4.5.1.3)$$

Valoarea magnetizării se poate deduce din (2.4.5.1.2) utilizând o metodă grafică. Vom căuta intersecția curbelor reprezentând grafic funcțiile:

$$\begin{aligned} M_1(x) &= N \cdot \mu_{AT} \cdot L(x) \\ M_2(x) &= \frac{k \cdot T}{\mu_{AT} \cdot \lambda} \cdot x \end{aligned} \quad (2.4.5.1.4)$$

Variația lui $M_1(x)$ este dată de variația funcției Langevin $L(x) = \text{cth}(x) - \frac{1}{x}$. La valori foarte mari ale lui x (temperaturi foarte scăzute și câmpuri foarte mari) această funcție tinde asimptotic spre valoarea corespunzătoare magnetizației de saturație, $N \cdot \mu_{AT}$. La valori $x \ll 1$, prin dezvoltare

în serie funcția lui Langevin se poate aproxima bine cu $L(x) \approx \frac{x}{3}$, așa încât, $M_1(x)$ are derivata în origine egală cu $\frac{N \cdot \mu_{AT}}{3}$.

$M_2(x)$ este reprezentată printr-o dreaptă ce trece prin origine și are panta $\frac{k \cdot T}{\mu_{AT} \cdot \lambda}$. Valoarea

magnetizării pentru o temperatură și un câmp date, adică un x dat se obține prin intersecția acestor două curbe.

Din figura 2.4.5.1.1 a) se poate observa că la valori mari ale lui x intersecția curbelor date de (2.4.5.1.4) se face într-un punct mai îndepărtat așa încât pentru două valori $x_1 < x_2$ corespunzătoare temperaturilor $T_1 < T_2$, magnetizările vor fi $M(T_1) > M(T_2)$. Când $T=0$ K, magnetizarea $M = \mu_{AT} N$ adică atinge saturația. Această valoare corespunde fizic orientării tuturor momentelor magnetice paralel cu intensitatea câmpului.

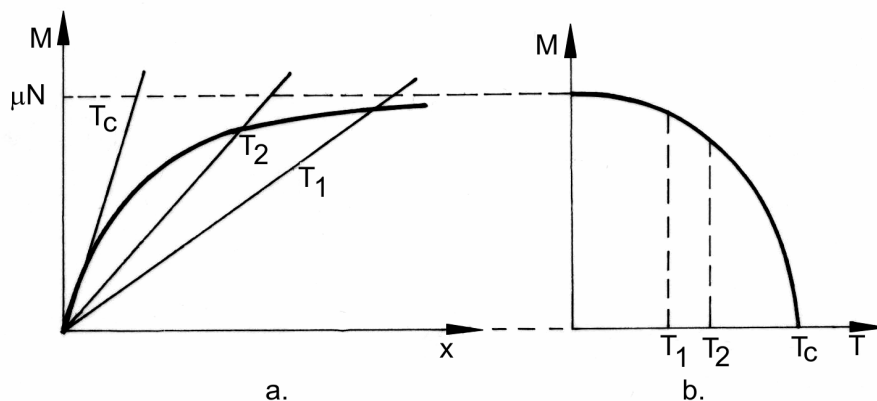


Fig. 2.4.5.1.1 Dependența magnetizării spontane de argumentul funcției lui Langevin a) și de temperatură b).

La temperaturi mari, corespunzătoare unor valori mici pentru cele două curbe devin tangente în origine. Condiția se realizează pentru o anumite temperatură T_c când:

$$\frac{k \cdot T_c}{\lambda \cdot \mu_{AT}} = \frac{N \cdot \mu_{AT}}{3} \quad (2.4.5.1.5)$$

Această temperatură critică $T_c = \frac{\mu_{AT}^2 \cdot N \cdot \lambda}{3 \cdot k}$ la care magnetizarea spontană se anulează este chiar temperatura Curie. Așadar magnetizarea spontană are valoarea maximă la zero K și scade cu creșterea temperaturii anulându-se la temperatura Curie, figura 2.4.5.1.1 b).

b) Cazul domeniului paramagnetic.

La temperaturi mai mari decât temperatura critică ($T > T_c$) se poate presupune că argumentul funcției lui Langevin este mic și anume că:

$$x = \frac{\mu_{AT}}{k \cdot T} (H_e + \lambda \cdot M) \ll 1. \text{ Dezvoltând în serie și reținând primul termen obținem:}$$

$$M = \frac{N \cdot \mu_{AT}^2}{3 \cdot k \cdot T} (H_e + \lambda \cdot M). \quad (2.4.5.1.6)$$

Dacă ținem, seama de (2.4.5.1.5) ecuația de mai sus devine:

$$M = \frac{N \cdot \mu_{AT}^2}{T - T_c} \cdot H. \quad (2.4.5.1.7)$$

Notând $\frac{N \cdot \mu_{AT}^2}{3 \cdot k} = C$, (constanta Curie), ecuația (2.4.5.1.7) se scrie:

$$M = \frac{C}{T - T_c} \cdot H. \quad (2.4.5.1.8)$$

Așadar, la temperaturi mai mari decât cea critică (temperatura Curie), materialul este paramagnetic și susceptibilitatea sa magnetică depinde de temperatură conform relației:

$$\chi = \frac{C}{T - T_c}. \quad (2.4.5.1.9)$$

Această lege poartă denumirea de legea lui Curie - Weiss.

Constanta lui Weiss se poate determina din relația $T_c = C\lambda$. Pentru un feromagnet oarecare cunoscând temperatura Curie și calculând constanta C se poate determina valoarea constantei lui Weiss, λ .

În cazul fierului $\lambda = 5000$, o valoare extrem de mare și nu se poate crede că ea este produsă de interacțiunea dipolilor magnetici. Intensitatea câmpului H_i ar fi de ordinul 10^7 Œe, de 20 de ori mai mare decât orice câmp obținut până în prezent.

Valoarea câmpului local intern arată că acest câmp nu este de natură magnetică, fapt demonstrat experimental de Dorfman. Trecând un fascicul de electroni printr-o foiță de Ni se constată că aceștia trec nedeviați, cum ar fi fost cazul dacă natura câmpului local intern ar fi fost determinată de interacțiunea magnetică a spinilor electronilor.

Într-adevăr astăzi se admite că acest câmp este determinat de forțele de schimb. Frenkel și Heisenberg au explicat natura cuantică a câmpului lui Weiss. Ei au arăta că esența feromagnetismului constă în existența unei interacțiuni de schimb pozitivă care are loc între electroni.

Folosind pentru caracterizarea energiei de schimb mărimea numită integrală de schimb, notată cu A, această mărime depinde de raportul dintre distanța interatomică a și raza orbitei electronice incomplete (3d sau 4f), r.

Din figura 2.4.5.1.2 rezultă că atunci când atomii se află la distanțe foarte mari unul de altul, forțele de schimb sunt mici și feromagnetismul nu este posibil. În acest caz corpul are proprietăți paramagnetice. La micșorarea distanței între atomi forțele de schimb cresc și orientează paralel unui la altul spinii electronilor, corpul căpătând astfel proprietăți feromagnetice.

La o apropiere și mai mare a atomilor forțele de schimb ating o valoare maximă după care încep să scadă treptat, ating valoarea zero și devin negative. Spinii se orientează antiparalel în aceste substanțe, ele fiind cunoscute sub numele de substanțe antiferomagnetice, fenomenul fiind numit antiferomagnetism.

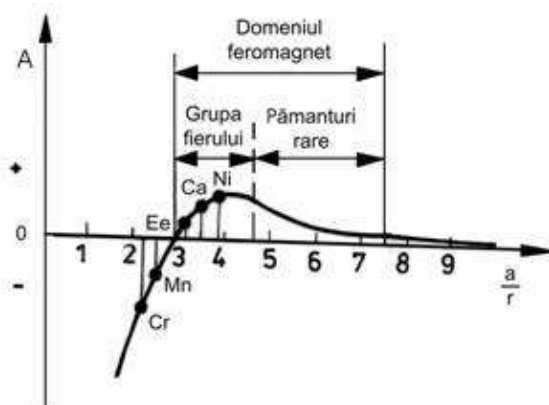


Fig. 2.4.5.1.2 Variația integralei de schimb A cu raportul dintre distanța interatomică a și raza r a orbitei electronice incomplete (3f sau 4f)

Ca exemple pot fi menționate: Mn, CrFeS, FeO, Fe₂O₃, N, O etc. Dacă un astfel de material se aliază cu S, Bi, As etc. distanțele între atomi cresc suficient încât integrala de schimb devine pozitivă și aliajul prezintă proprietăți feromagnetice. Exemple de astfel de materiale metalice sunt aliajele Heusler (Mn - Cu - Al), compusul MnSb, MnBi etc.

În ce privește susceptibilitatea magnetică a corpurilor antiferomagnetice, se constată că este mică, de ordinul a 10^{-5} , la fel ca în cazul materialelor paramagnetice, dar ea crește cu temperatura atingând un maxim la o temperatură determinată numită de asemeni temperatură Curie antiferomagnetică sau punct Neel, deoarece la temperaturi mai mari susceptivitatea variază după legea Curie –Weiss, figura 2.4.5.1.3.

Starea magnetică la temperaturi mai mici decât punctul Neel corespunde distribuției antiparalele a spinilor diferiților atomi; numele de antiferomagnetism vine de la faptul că distribuția spinilor este opusă celei din interiorul unui corp feromagnetic, figura 2.4.5.1.4 a) și b).

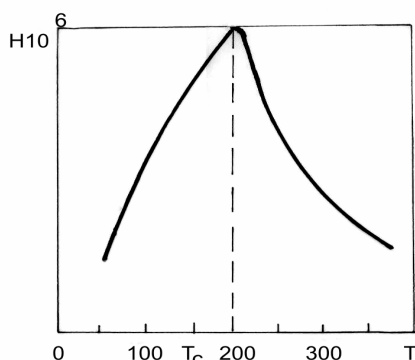


Fig. 2.4.5.1.3 Variația susceptivității magnetice cu temperatura în cazul corpurilor antiferomagnetice.

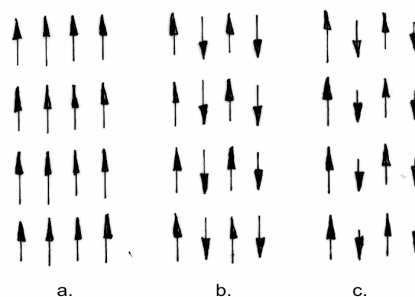


Fig. 2.4.5.1.4 Orientarea spontană a spinilor: a - corpuri feromagnetice; b - corpuri antiferomagnetice; c - corpuri ferimagnetice

O formă specială de antiferomagnetism o reprezintă oxizii similari magnetitei FeOFe_2O_3 , oxizi care corespund formulei generale MeOFe_2O_3 unde Me este un metal bivalent, de exemplu: Mg, Ni, Co, Mn, Cu, Zn, Cd, Fe etc.

Aceste materiale se numesc ferite. Structura lor cristalină corespunde structurii spinelului MgAl_2O_4 .

Cu excepția feritei de ZnOFe_2O_3 și feritei de cadmiu CdOFe_2O_3 , feritele au proprietăți feromagnetice. Această formă de magnetism poartă numele de ferimagnetism.

În ferite spinii sunt antiparaleli ca în orice corp antiferomagnetic dar momentele nu se compensează, figura 2.4.5.1.4 c. Aceste materiale sunt foarte mult utilizate în practică pentru magneți permanenți și pentru miezuri datorită permeabilității magnetice ridicate și pierderilor mici prin histeresis și curenți Foucault.

2.4.5.2. Teoria curbei tehnice de magnetizare

Prima ipoteză a lui Weiss nu rezolvă cazul practic al unui corp feromagnetic aflat la o temperatură sub temperatura Curie, magnetizarea spontană neproducându-se, corpul nu se comportă ca un magnet permanent.

A doua ipoteză a lui Weiss completează tabloul. Potrivit acestei ipoteze un material feromagnetic este împărțit în regiuni (domenii) în interiorul cărora există magnetizare spontană diferită de zero, vectorii de magnetizare având direcții bine determinate.

Existența domeniilor de magnetizare spontană a fost dovedită experimental de Bitter în 1931. Experimentul constă în depunerea unei picături de soluție coloidală conținând pulbere magnetică (de exemplu Fe_3O_4) pe o suprafață polizată dintr-un material feromagnetic. Pulberea se așază de preferință la granița domeniilor magnetice și în acest mod se poate fotografia structura de domenii pentru un materialul considerat.

Existența domeniilor magnetice rezultă indirect din teorie; luarea lor în considerare permite explicarea curbei tehnice de magnetizare.

În absența câmpului magnetic extern, domeniile magnetice din materialul feromagnetic au vectorii magnetizării spontane orientați după direcții arbitrare și datorită acestei orientări rezultanta

vectorilor magnetizare din diferitele domenii, adică magnetizarea totală este nulă și, din punct de vedere global corpul pare nemagnetizat.

În prezența unui câmp magnetic exterior, materialul feromagnetic se magnetizează, procesul realizându-se fie prin creșterea dimensiunilor unor domenii magnetice în defavoarea unor domenii învecinate (fenomen ce are loc în câmpuri mai puțin intense), fie prin schimbarea direcției magnetizării domeniilor în direcția câmpului magnetic exterior (fenomen ce are loc în câmpuri magnetice intense).

Pentru a explica curba tehnică de magnetizare trebuie să se ia în considerație, în afara câmpului magnetic exterior și particularitățile materialului. Experimental se poate arăta că forma și dimensiunile domeniilor variază cu tensiunile interne, forma și dimensiunile probei etc.

Din punct de vedere teoretic explicarea structurii de domenii este mai complicată. Apariția structurii de domenii este o consecință a faptului că într-un material magnetic există mai multe tipuri de interacțiuni care dau o contribuție la energia corpului feromagnetic. Acestea sunt: energia magnetostatică, energia de schimb, energia de anizotropie, energia de magnetostricțiune (energia magnetoelastică).

2.4.5.2.1 Energia magnetostatică

Această energie este datorată ambelor câmpuri magnetice celui extern și celui intern. Energia câmpului magnetic exterior este egală cu:

$$W_{\text{magn}}^{(1)} = -\vec{M} \cdot \vec{H} \quad (2.4.5.2.1.1)$$

în care: \vec{M} este intensitatea de magnetizare.

Energia datorată câmpului magnetic intern este:

$$W_{\text{magn}}^{(2)} = -\frac{1}{2} \cdot \vec{M} \cdot \vec{H}^i \quad (2.4.5.2.1.2)$$

În cazul unui magnet permanent \vec{H}^i influențează magnetizarea M așa încât ea nu mai este uniformă în materialul respectiv. Într-un caz special, de exemplu un elipsoid magnetizat în lungul unei axe principale, energia magnetică este de forma:

$$W_{\text{magn}}^{(2)} = -N \cdot \vec{M} \cdot \vec{H} \quad (2.4.5.2.1.3)$$

în care N este factorul de demagnetizare.

Efectul de demagnetizare are o serie de consecințe importante. Astfel $W_{\text{magn}}^{(2)}$ se reduce prin demagnetizarea parțială a unui solid feromagnetic atunci când se îndepărtează câmpul magnetic exterior. Această energie se reduce și atunci când se formează domenii închise sau când domeniile sunt magnetizate în direcții antiparalele.

Pentru a exemplifica să urmărim configurația de saturație corespunzătoare unui singur domeniu magnetic, figura 2.4.5.2.1 a), energia magnetică este maximă. Dacă acest domeniu este divizat în două domenii magnetizate în direcții contrare, energia magnetică scade de două ori, figura 2.4.5.2.1 b).

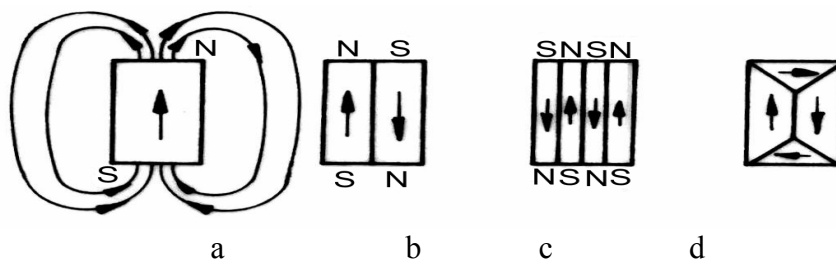


Fig. 2.4.5.2.1 Modificarea energiei magnetice ca urmare a variației dimensiunilor domeniilor magnetice (schemă): a) domeniu magnetic monobloc; b) domeniu magnetic divizat; c) domeniu magnetic subdivizat; d) domenii magnetice închise.

Procesul de subdivizare a unui cristal în domenii micșorează energia magnetică. Mai mult decât atât atunci când se formează domenii închise, energia magnetică scade mai pronunțat. În acest caz nu apar poli magnetici în cristal iar momentul magnetic devine nul, figura 2.4.5.2.1.d).

În principiu divizarea și subdivizarea unui material în domenii magnetice continuă până când scăderea energiei care rezultă din formarea unor noi domenii este compensată de energia care provine din alte procese posibile: energie de schimb, energie magnetoelastică sau de anizotropie.

2.4.5.2.2 Energia de schimb

Această energie depinde de orientarea relativă a spinilor atomilor ce interacționează. Notând cu A integrala de schimb și cu \vec{S}_i, \vec{S}_j vectorii de spin a doi atomi vecini, energia de schimb este de forma:

$$W_s = -2 \cdot A \cdot \vec{S}_i \cdot \vec{S}_j \quad (2.4.5.2.2.1)$$

Făcând presupunerea că $|\vec{S}_i| = |\vec{S}_j| = |\vec{S}|$ și cei doi spini formează între ei un unghi θ , energia de schimb poate fi scrisă sub forma:

$$W_s = -2 \cdot A \cdot S^2 \cos \theta. \quad (2.4.5.2.2.2)$$

Pentru unghiuri θ mici între cei doi spini se poate obține o expresie aproximativă prin dezvoltare în serie după puterile lui θ :

$$W_s = -2 \cdot A \cdot S^2 \cdot \left(1 - \frac{\theta^2}{2} + \frac{\theta^4}{4!} + \dots \right) \quad (2.4.5.2.2.3)$$

Variația energiei de schimb când spinii se rotesc de la un paralelism perfect așa încât să formeze între ei un unghi θ este egală cu:

$$\Delta W_s = W_s(\theta) - W_s(0) = A \cdot S^2 \cdot \theta^2. \quad (2.4.5.2.2.4)$$

Această variație a energiei de schimb este de apreciat atunci când ne interesează procesele care au loc la limita de separare a domeniilor în care spinii își schimbă direcția, ca urmare a faptului că și magnetizarea spontană își schimbă direcția.

Marginile domeniilor magnetice denumite și pereți Bloch (după numele fizicianului elvețian Felix Bloch) au dimensiuni finite și se poate demonstra că în aceste zone spinii trec de la o orientare la alta opusă printr-o variație continuă a orientării, figura 2.4.5.2.2.1.

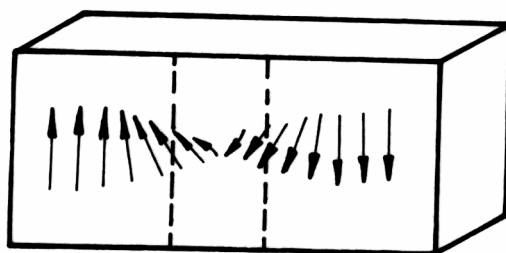


Fig. 2.4.5.2.2.1 Modificarea direcției magnetizării spontane la trecerea printr-un perete Bloch

Energia de interacțiune de schimb care apare prin crearea unui număr mare de pereți Bloch într-un material feromagnetic, contribuie la energia totală printr-un termen pozitiv.

La un moment dat procesul de divizare al domeniilor va începe să devină nefavorabil din punct de vedere energetic, din cauza creșterii energiei de schimb în urma formării unor noi pereți Bloch.

2.4.5.2.3 Energia de anizotropie

Energia de anizotropie mai este cunoscută și sub numele de energie magnetocristalină. Experiența arată că materialele feromagnetice monocristaline se magnetizează mai ușor într-o direcție cristalografică și mai greu în alta. Acest lucru denotă faptul că există “ axe de cea mai ușoară magnetizare” și “ axe de cea mai dificilă magnetizare”.

Se numește energie de anizotropie diferența dintre energia de magnetizare în lungul axei celei mai greu magnetizabile și celei mai ușor magnetizabile.

Existența energiei de anizotropie face ca magnetizarea spontană să tindă să se dirijeze în cristal în lungul axelor de cea mai ușoară magnetizare.

Pozițiile axelor de cea mai ușoară magnetizare sau cea mai dificilă magnetizare au fost determinate experimental măsurând dependența magnetizării în câmp magnetic pentru diferite direcții cristalografice.

Din reprezentarea grafică obținută pentru fier, figura 2.4.5.2.3.1 se vede că direcția (100) corespunzătoare laturii cubului corespunde unei axe de cea mai ușoară magnetizare în timp ce diagonale cubului, direcția cristalografică (111) corespunde axei de cea mai dificilă magnetizare. Pentru Ni și Co aceste axe coincid cu latura cubului, respectiv axa hexagonului.

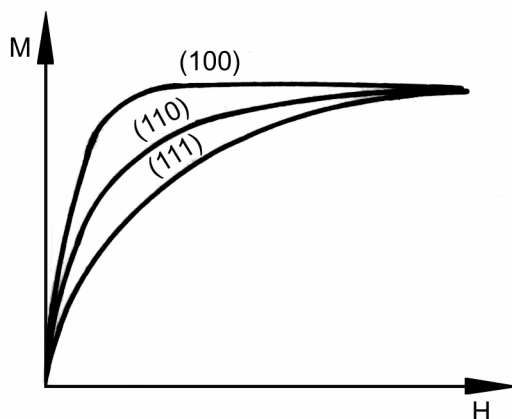


Fig. 2.4.5.2.3.1 Dependența magnetizării spontane de direcția cristalografică la fier

Apariția energiei de anizotropie se explică prin interacțiunea spin-orbită (interacțiunea dintre spinii electronilor cu momentele magnetice provenite din mișcarea orbitală a electronilor). La rândul său, mișcarea orbitală este influențată de structura cristalină prin câmpul electrostatic produs de suprapunerile norilor electronici ai atomilor vecini. Datorită acestui fapt forțele magnetice depind de neomogenitățile câmpurilor electrice din interiorul cristalului și condiționează o anumită orientare a vectorului de magnetizare spontană în raport cu direcția cristalografică.

Explicarea energiei de anizotropie este foarte complicată.

La cobalt, de exemplu există o concordanță acceptabilă între experiment și relația energiei de anizotropie scrisă în forma:

$$W_{\text{aniz}} = K_1 \sin^2 \theta + K_2 \sin^4 \theta \quad (2.4.5.2.3.1)$$

în care θ este unghiul dintre vectorul magnetizare cu axa prisme hexagonale.

La fier, care cristalizează în sistem cubic, energia de anizotropie are o formă mult mai complexă:

$$W_{\text{aniz}} = K_1(\alpha^2_1 \cdot \alpha^2_2 + \alpha^2_2 \cdot \alpha^2_3 + \alpha^2_3 \cdot \alpha^2_1) + K_2 \cdot \alpha^2_1 \cdot \alpha^2_2 \cdot \alpha^2_3,$$

în care: K_1 și K_2 sunt constante dependente de temperatură iar α_1 , α_2 , α_3 sunt cosinuşii directori ai vectorului de magnetizare în raport cu diagonala cubului.

2.4.5.2.4 Energia de magnetostricțiune

Se cunoaște că majoritatea materialelor magnetice își modifică dimensiunile când se magnetizează. Fenomenul este cunoscut sub numele de magnetostricțiune, termen introdus de J.P. Joule. Invers, dacă se modifică dimensiunile unui material feromagnetic, de exemplu printr-o deformare elastică (posibilă în cazul prelucrării mecanice a metalelor) se modifică și proprietățile magnetice. Acest lucru arată că deformările interne induse în material influențează direcțiile de magnetizare.

Variațiile dimensionale pe care le are un material feromagnetic la magnetizare sunt mici, variația energiei magnetice rezultate în urma acestui fapt (energia de magnetostricțiune) influențează structura de domenii și proprietățile materialelor.

O mărime caracteristică este coeficientul de magnetostricțiune definit de relația:

$$\lambda_s = \frac{l_s - l_0}{l_0} \quad (2.4.5.2.4.1)$$

în care l_s este lungimea măsurată la saturație paralel cu câmpul magnetic iar l_0 aceeași dimensiune măsurată înaintea aplicării câmpului magnetic.

Există două tipuri de materiale, unele care au valoarea coeficientului λ_s pozitivă, altele negativă. Spre exemplu Ni se contractă în direcția magnetizării și se dilată într-o direcție perpendiculară pe aceasta când se atinge saturația magnetică.

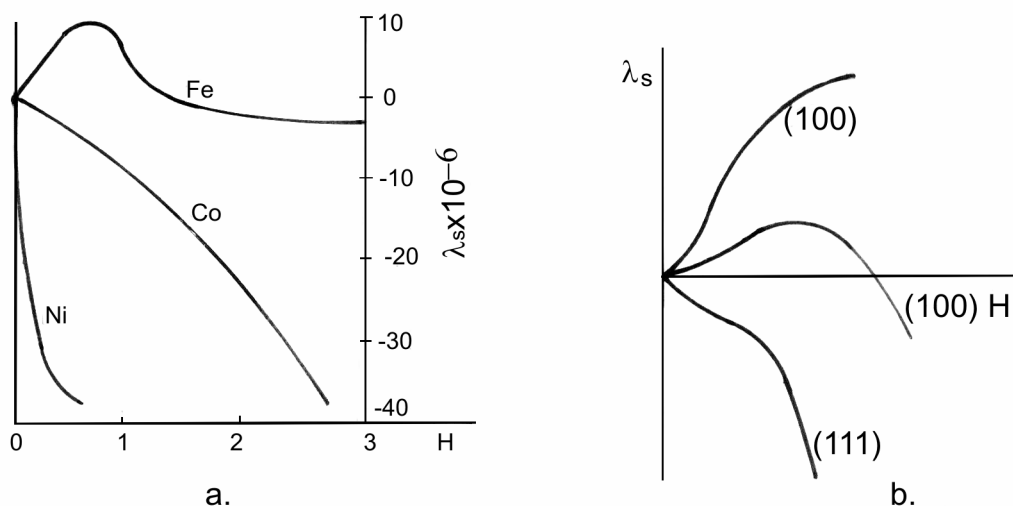


Fig. 2.4.5.2.4.1 a) - Variația în câmp magnetic a coeficientului de magnetostricțiune la Fe, Ni, Co; b) – Variația în câmp magnetic a coeficientului de magnetostricțiune al fierului pentru direcțiile cristalografice (100), (110), (111).

Chiar un același material poate avea pe direcții cristalografice diferite semne diferite pentru coeficientul de magnetostricțiune. De asemeni coeficientul de magnetostricțiune este diferit la aceeași valoare a câmpului pentru direcții cristalografice diferite, figura 2.4.5.2.4.1.

2.4.5.2.5. Explicarea curbei tehnice de magnetizare

În cazul cel mai general curba tehnică de magnetizare (variația magnetizării sau inducției magnetice cu câmpul magnetic exterior) are forma arătată în figura 2.4.1.2

Aplicând un câmp magnetic exterior magnetizarea crește pe ramura OABC tinzând spre valoarea de saturație pe care o atinge în punctul limită superior E.

Dacă, începând de la o anumită valoare a câmpului magnetic H , corespunzătoare punctului C, descăștem pe H , magnetizarea descăște mai încet decât atunci când s-a realizat aplicarea

câmpului. Astfel, atunci când H ia valoarea zero, magnetizarea are o valoare pozitivă M_R numită magnetizare remanentă, și egală cu aproape $\frac{1}{2}M_s$.

Pentru a obține o magnetizare nulă este necesar să aplicăm un câmp magnetic de sens contrar celui aplicat inițial; magnetizarea se anulează pentru o valoare a câmpului magnetic H_c denumit câmp coercitiv.

Forma curbei tehnice de magnetizare poate fi explicată dacă se ia în considerare structura de domenii magnetice.

Astfel, atunci când materialul feromagnetic nu se află sub influența câmpului magnetic extern, după cum se cunoaște, magnetizarea spontană rezultantă a domeniilor magnetice este nulă.

Odată cu creșterea valorii intensității câmpului magnetic, $\vec{H} \neq 0$, domeniile tind să se orienteze în direcția câmpului magnetic și anume:

a) în câmpuri magnetice slabe, corespunzătoare regiunii OAB de pe curbă, au loc procese de deplasare reversibile (regiunea OA) a pereților Bloch ale domeniilor respective.

Pentru aceste valori ale câmpului magnetic, domeniile care vor forma un unghi minim cu direcția câmpului vor crește în dauna celor care formează un unghi mai mare cu direcția câmpului figura 2.4.5.2.5.1 b). Acest proces de deplasare al granițelor pereților Bloch are loc prin modificarea treptată a spinilor care formează peretele Bloch.

b) în câmpuri magnetice intense, corespunzătoare regiunii BCE de pe curbă, magnetizarea se explică prin rotirea direcției de magnetizare spontană din domeniile respective în direcția câmpului magnetic exterior figura 2.4.5.2.5.1 c).

Acest proces necesită o mai mare energie, deoarece în etapa finală, magnetizarea este orientată în direcția lui \vec{H} care poate fi în cristalul respectiv o direcția de magnetizare dificilă. Procesele de rotație ale magnetizării sunt procese reversibile. Când câmpul magnetic exterior este diminuat ori suprimat, magnetizarea din domeniile respective tinde să ocupe poziția corespunzătoare axei de cea mai ușoară magnetizare din cristal.

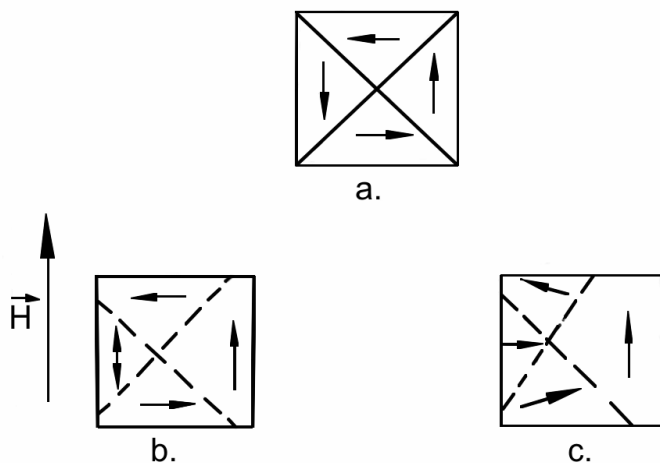


Fig. 2.4.5.2.5.1 Modificarea unei structuri de domenii magnetice a) ca urmare a aplicării unui câmp slab b) și intens c)

O mărime caracteristică importantă care poate fi explicată datorită existenței structurii de domenii este forța coercitivă. Mărimea acesteia depinde de structura materialului, adică de: defecte de material, forma fazelor disperse, adaosuri, tensiuni interne etc.

După valoarea forței coercitive, materialele magnetice pot fi împărțite în două categorii: materiale magnetice moi (forța coercitivă are valoare mică) și materiale magnetice dure (forța coercitivă are valoare suficient de mare).

Pentru materialele magnetice moi se poate utiliza următoarea interpretare pentru câmpul coercitiv. Dacă se reprezintă grafic energia totală a probei în funcție de poziția granițelor domeniilor se obține o figură foarte complicată, care depinde de numărul și mărimea defectelor de material, figura 2.4.5.2.5.2.

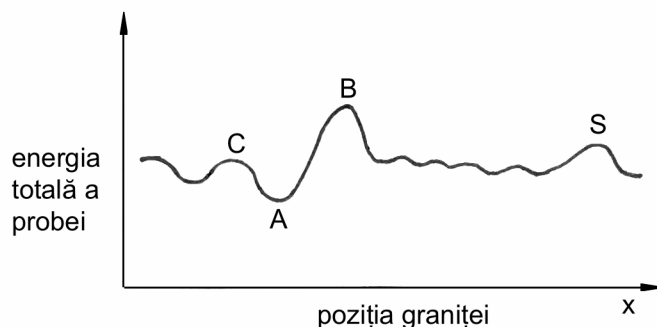


Fig. 2.4.5.2.5.2 Variația energiei totale a unei substanțe feromagnetice în funcție de poziția pereților Bloch

În câmp magnetic nul, o graniță a unui domeniu are o poziție oarecare corespunzătoare unei energii minime (de exemplu, în poziția A). Când câmpul este diferit de zero, granița se poate deplasa la o distanță mare (spre exemplu în S) dacă primește suficientă energie încât să depășească vârful de potențial din B.

Dacă se anulează câmpul exterior, granița nu mai poate reveni în poziția inițială A decât dacă i se dă o energie corespunzătoare pentru a depăși muntele de potențial din B. Această energie suplimentară determină valoarea câmpului coercitiv H_c .

Câmpul coercitiv are valori mari în cazul materialelor cu faze disperse, cu adaosuri sau cu tensiuni interne. Materialele magnetice dure cu câmpuri coercitive mari sunt constituite din particule mici (pulberi metalice) care practic conțin un singur domeniu.

Magnetizarea unui astfel de material necesită utilizarea unor câmpuri magnetice foarte intense, procesul de magnetizare având loc pe seama rotirii direcției magnetizării în fiecare domeniu. Din aceste motive și câmpul coercitiv are o valoare mare.

O altă mărime care depinde de aceleași cauze ca și câmpul coercitiv este permeabilitatea reversibilă. Când se aplică intensități ale câmpului magnetic slabe permeabilitatea este reversibilă dacă procesele de deplasare a granițelor domeniilor sunt reversibile. Condiția de reversibilitate pentru un astfel de proces este ca deplasarea graniței să nu depășească domeniul CAB.

Dacă, pentru mai multe materiale, se compară valorile permeabilității inițiale cu valorile câmpului coercitiv, se găsește că materialele care au câmp coercitiv mare au și permeabilitate inițială mică și invers.

2.4.6. Materiale metalice magnetice

Aplicațiile materialelor cu proprietăți magnetice în tehnica actuală sunt numeroase și foarte diversificate și a apărut necesară o clasificare a acestor materiale. Cea mai obișnuită clasificare acceptată larg în mediul tehnic și în cel științific consideră drept criterii valorile câmpului coercitiv și a permeabilității magnetice.

După valoarea câmpului coercitiv și a permeabilității inițiale, materialele magnetice pot fi împărțite în următoarele categorii: a) materiale magnetic moi și b) materiale magnetic dure.

a) Materialele magnetic moi au câmp coercitiv mic și permeabilitate magnetică mare. În câmpuri magnetice relativ mici se poate deci atinge saturația magnetică în acest tip de materiale. Aceste proprietăți duc la realizarea unui ciclu de histeresis magnetic foarte îngust, ceea ce înseamnă pierderi de energie mici la fiecare schimbare a direcției câmpului aplicat.

Caracteristic este faptul că magnetizarea în acest tip de materiale se face pe seama deplasării granițelor domeniilor magnetice

Aceste materiale sunt folosite la miezuri de transformatoare, relee, electromagneți, rotoare și statoare de mașini electrice etc. Există de asemeni utilizări ale acestor materiale în detecția și transmiterea de semnale mici în automatizări și în comunicații etc.

Din aceeași grupă de materiale fac parte și materialele cu permeabilitate magnetică constantă, cu magnetizare de saturație foarte mare, cu variație a susceptibilității în funcție de temperatură etc. Aceste proprietăți magnetice speciale sunt determinate de condițiile tehnologice de obținere și anume: aceste materiale trebuie să fie cât mai omogene și structura lor cât mai lipsită de defecte; în plus, pentru a înlătura tensiunile interne se efectuează tratamente termice corespunzătoare.

b) Materialele magnetic dure se caracterizează prin câmpuri coercitive mari și permeabilitate magnetică redusă. Astfel aceste materiale sunt caracterizate de cicluri de histeresis cu suprafețe mari înglobând cantități apreciabile de energie magnetică., Pierderi prin histeresis la acest tip de materiale sunt mari.

O cerință în plus pentru acest tip de materiale, ce sunt utilizate de regulă la fabricarea magneților permanenți, este valoarea inducției remanente care trebuie să aibă valori apreciabile. Temperatura Curie ridicată este un factor important de selecție care poate lărgi domeniul de aplicație al acestor materiale magnetice.

Pentru a crește performanțele structura acestor materiale trebuie să fie cât mai neomogenă și de aceea ele se realizează prin metode tehnologice specifice metalurgiei pulberilor.

2.4.6.1. Materiale magnetic moi

Ca exemple de materiale magnetic moi menționăm fierul moale utilizat la miezurile și piesele polare ale electromagneților, la membrane telefonice, ecrane magnetice etc.

Din aceeași categorie fac parte aliajele Fe - Si. Ele sunt utilizate pentru proprietățile lor mecanice, magnetice dar și electrice pentru frecvențe joase și puteri mari.

Aliaje Fe - Ni sunt utilizate pentru puteri mici, în detecția și transmiterea semnalelor slabe, în comunicații, automatizări etc.

Pentru frecvențe înalte se utilizează feritele iar pentru aplicații speciale se utilizează materiale magnetice care au comportări specifice în diferite condiții externe.

2.4.6.1.1 Fierul moale.

Ca element, Fe este unul dintre materialele metalice feromagnetice. De fapt însuși cuvântul feromagnetism are originea etimologică legată de acest element.

Proprietățile magnetice ale fierului sunt influențate de impurități, tensiuni interne și de dimensiunea grăunților.

Impuritățile, cel mai frecvent întâlnite în fierul pur, provin cel mai adesea direct din materia primă sau din tehnologia de obținere. Ele sunt: C, O, S, P și H dar nu au toate același grad influență asupra proprietăților magnetice. Cele mai dăunătoare sunt considerate carbonul și oxigenul.

Carbonul se dizolvă în rețeaua fierului până la concentrația maximă de 0,006% după care precipită sub formă de cementită. Oxigenul se regăsește sub formă de FeO.

Influența cea mai puternică a acestor elemente de impurificare este resimțită acut până la 0,05% pentru fiecare dintre ele după care creșterea acțiunii dăunătoare este mai lentă.

Fenomenul este de altfel observabil la toate impuritățile și se explică prin teoria incluziunilor, prin existența unei dimensiuni critice pentru precipitatul care producea cele mai mari pierderi prin histeresis și cea mai rapidă creștere a câmpului coercitiv.

Data fiind influența impurităților asupra proprietăților magnetice ale fierului pur, este firesc ca tehnologiile de obținere să fie concentrate pe realizarea gradului de puritate maxim posibil în condiții economice și să existe diferite calități de material.

Fierul tehnic pur cunoscut și sub denumirea comercială de fier Armco este obținut prin rafinarea fontei, într-o tehnologie similară celei de obținere a oțelurilor în cuptoare și convertizoare. Utilizând măsuri speciale pentru obținerea unui produs cât mai pur el conține totuși până la 0,06...0,1% impurități și are multiple utilizări. Din aceeași categorie face parte și fierul suedez obținut din fontă extrapură.

Fierul electrolitic și fierul carbonil formează o clasă deosebită la care impuritățile sunt mai mici de 0,05%.

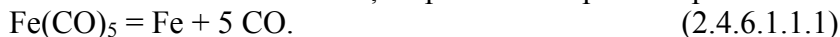
Tehnologia de obținere a fierului electrolitic presupune obținerea prin electroliză a fierului în băi de clorură feroasă sau sulfat feros, cu anod de fier pur și catod de oțel moale. Fierul depus la catod, având grosimi de 4..6 mm este desprins ușor spălat atent și prelucrat sub formă de pulbere fină supusă ulterior purificării înaintate.

Purificarea înaintată se poate realiza prin topire ori recoacere ambele metode fiind aplicate fie în vid fie în atmosferă de hidrogen.

În cazul metodelor de procesare în vid procentul de carbon și cel de oxigen este diminuat prin eliminarea lor sub formă gazoasă. În urma reacțiilor chimice la temperaturi ridicate (în cazul recoacerii aproximativ 1450 °C, și mai mult la metoda prin topire) între carbonul și oxigenul din material se formează oxid de carbon. Gazul format este preluat de instalația de vid și eliminat din vecinătatea materialului care se purifică pentru a evita recontaminarea. Atmosfera de hidrogen este utilizată asemănător, H reacționând cu impuritățile și formând gaze ce părăsesc materialul.

În urma aplicării acestor procedee rămân totuși în material urme de impurități de ordinul miimilor de procent.

Fierul carbonil se obține prin descompunerea pentacarbonilului de fier:



Materia primă se obține în condiții tehnologice speciale, prin acțiunea CO insuflat peste pulbere de fier tehnic pur la 150 at și 250 °C. Rezultatul îl constituie o pulbere de fier fină, singura impuritate în proporție relativ mai mare fiind carbonul.

Tensiunile interne scad permeabilitatea și măresc câmpul coercitiv. O ecruisare de 0,5...1% are ca efect creșteri ale câmpului coercitiv de 15...20% și diminuări ale permeabilității maxime foarte importante, 25...30%.

În ce privește dimensiunea grăunților, cu cât aceasta este mai mare, cu atât mai mare este permeabilitatea magnetică și cu atât mai mic este câmpul coercitiv.

Explicația este simplă: la limitele de grăunți se acumulează tensiuni interne și am văzut deja că acestea afectează semnificativ proprietățile magnetice. Prin creșterea dimensiunilor grăunților scad dimensiunile limitelor dintre grăunți și implicit se micșorează tensiunile, prin urmare vor descrește câmpul coercitiv și pierderile prin histeresis.

Creșterea grăunților poate fi obținută prin încălzire sub A₃ (la aproximativ 900 °C) și menținere 20 de ore. Prin creșterea grăunților permeabilitatea inițială poate crește chiar de 100 de ori iar cea maximă de 50 de ori (valori obținute practic la fierul Armco).

2.4.6.1.2. Aliaje FeSi

Prin aliere cu Si fierul capătă în afara proprietăților magnetice excelente proprietăți mecanice și electrice. Creșterea rezistivității prin aliere are în acest caz un efect favorabil deosebit de util pentru aplicațiile practice ale acestui tip de material magnetic.

Astfel, o aliere a fierului cu 4...5% siliciu duce la o creștere de aproape șase ori a rezistivității electrice ceea ce duce la scăderea considerabilă a pierderilor prin curenți Foucault din piesele polare construite din aceste aliaje. Mai mult, Si scoate O din FeO și se formează SiO₂ mult mai puțin dăunător din punct de vedere al proprietăților magnetice.

Aliajele FeSi au permeabilitatea magnetică mai mare decât a fierului și pierderi prin histeresis mai mici. Siliciul are o influență pozitivă asupra fenomenelor de îmbătrânire magnetică (scădere în timp a valorilor proprietăților), proprietățile magnetice ale aliajelor FeSi fiind mai stabile în timp decât cele specifice fierului moale. Aceste calități au impus utilizarea lor la construcția de mașini electrice, motoare și generatoare și transformatoare.

Cele mai cunoscute și utilizate sunt cele numite oțel de dinam (0,8...2,3% Si), respectiv oțel de transformator (3,5...4,5%Si). Aceste aliaje sunt de asemeni sensibile la impurități, tensiuni interne și dimensiuni ale grăuntelui. Aceste materiale se utilizează mai ales sub formă de table.

Dintre impurități carbonul este cel mai dăunător, cel mai puternic influențând proprietățile magnetice carbonul dizolvat în soluția solidă.

Tehnologia de obținere a acestor aliaje va fi deci concepută din start pentru reducerea procentului de carbon. Se obțin astfel lingouri cu până la 0,05%C care sunt apoi prelucrate prin încălziri și laminări (atmosfera de hidrogen dă rezultate mai bune) ajungându-se la 0,01% C. Prin încălzirile intermediare și după recoacerea de recristalizare se poate ajunge la 0,005% carbon.

Fosforul duce la micșorarea pierderilor prin histeresis, iar manganul, deși are un efect ușor dăunător asupra proprietăților magnetice este dorit deoarece mărește plasticitatea, proprietate foarte necesară la obținerea tablelor.

Proprietățile magnetice pot fi îmbunătățite simțitor prin texturarea cristalină. Aceasta urmărește orientarea monocristalelor FeSi după o direcție cristalografică având cea mai mare permeabilitate și cel mai mic coercitiv de-a lungul direcției de cea mai ușoară magnetizare.

Materialul cu orientarea grăunților încât axele de magnetizare ușoară sunt paralele cu direcția de laminare poartă numele de material texturat.

Texturarea magnetică poate fi realizată practic la aliajele FeSi prin laminare combinată cu tratament termic în condiții tehnologice speciale, rezultatul fiind tabla silicioasă texturată folosită larg în aplicații industriale.

2.4.6.1.3. Aliaje FeNi

Aliajele FeNi fac parte din grupa materialelor magnetic moi. Ele sunt utilizate în comunicații și automatizări, în detecția și transmiterea semnalelor mici.

În cazul semnalelor electrice cu valori mici câmpul magnetic creat este în general mic și pentru a putea recepționa și transmite acest semnal este necesar ca fluxul indus să fie cât mai mare. Soluția posibilă este un miez realizat din material magnetic care să aibă permeabilitate mare la câmpuri slabe. Aliajele FeNi îndeplinesc această condiție având permeabilitatea inițială și cea maximă de 10...20 de ori mai mare decât a fierului moale sau a aliajelor FeSi.

Aceste aliaje sunt cunoscute sub denumirea lor comercială de permalloy. Conținutul de Ni variază între 65...80%, cel mai bun fiind permalloy 78,5 care are 78,5% Ni. În fapt aceste aliaje sunt soluții solide cu compoziția apropiată de Ni₃Fe, fenomenul de ordonare având loc la temperaturi sub 550 °C.

În cazul acestor aliaje constanta de anizotropie K și cea de magnetostricțiune λ_s au valori foarte mici, prima trecând prin minim la 75% Ni iar a doua la 82% Ni figura 2.4.6.1.3.1.

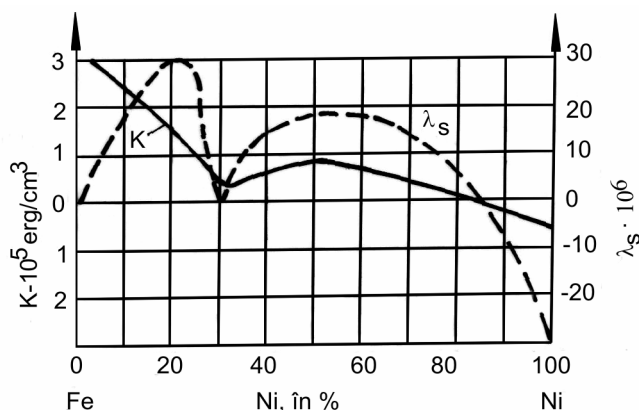


Fig. 2.4.6.1.3.1 Aliaje FeNi – curbe de variație a coeficienților de anizotropie magnetică K și de magnetostricțiune λ_s

Aceste aliaje sunt mai puțin sensibile decât fierul pur sau decât aliajele FeSi la impurități. Totuși în tehnologia de obținere, atât la elaborare cât și la tratamentele termice se încearcă îndepărtarea carbonului, oxigenului și sulfurii, impuritățile care au efectele cele mai nedorite.

Tratarea termică este necesară acestor aliaje în scopul obținerii unei soluții solide dezordonate. Astfel se aplică un tratament dublu, încălzire și menținere câteva ore la $900 \dots 950 \text{ }^\circ\text{C}$ și răcire urmată de o nouă încălzire la $600 \dots 650 \text{ }^\circ\text{C}$ urmată de răcire cu viteză mare până la $350 \text{ }^\circ\text{C}$ și apoi răcire continuată în aer. Răcirea rapidă după a doua încălzire este foarte importantă deoarece permeabilitatea inițială și cea maximă scad dacă soluția solidă este ordonată iar câmpul coercitiv crește. Viteza de răcire este limitată de apariția tensiunilor termice care duc la scăderea permeabilității figura 2.4.6.1.3.2.

Tensiunile interne induse prin deformare plastică la rece în aliajele FeNi duc la scăderea permeabilității, creșterea câmpului coercitiv și pierderilor prin histeresis. Totuși dacă deformarea plastică este urmată de o recoacere proprietățile se îmbunătățesc datorită texturării cristalografice.

O metodă și mai bună de creștere a performanțelor acestor materiale este executarea răcirii corespunzătoare tratamentului termic, în câmp magnetic.

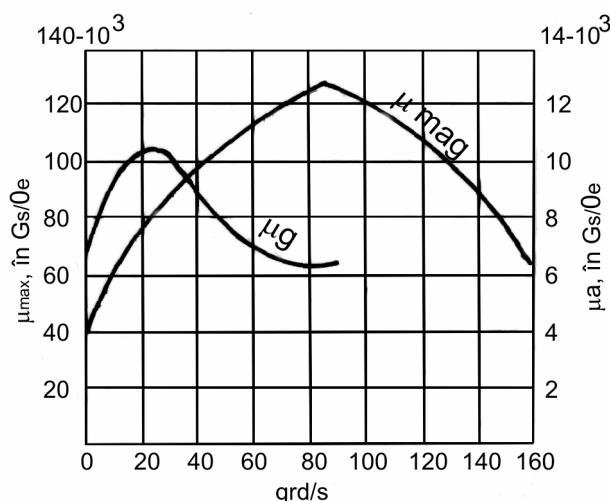


Fig. 2.4.6.1.3.2 Influența vitezei de răcire asupra permeabilității magnetice a aliajelor permalloy

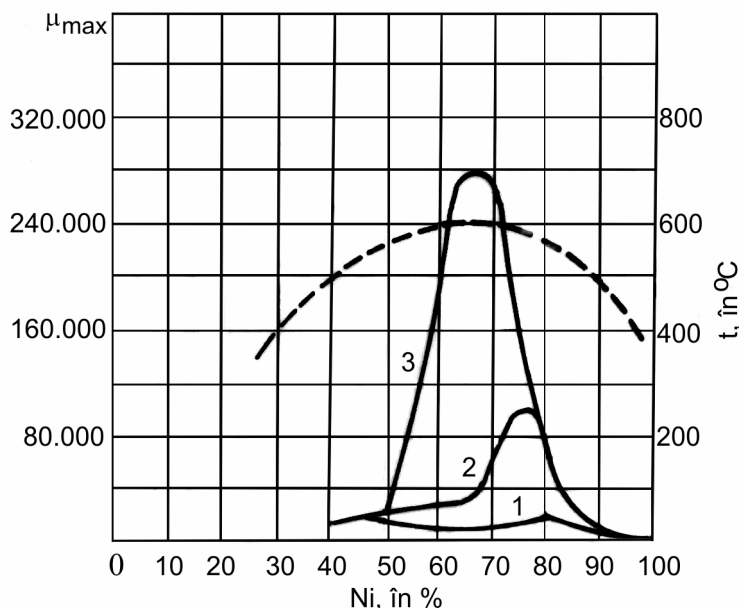


Fig. 2.4.6.1.3.3 Influența răcirii în câmp magnetic asupra permeabilității aliajelor FeNi.

De fapt tratamentul este cunoscut sub numele de tratament termomagnetic. Efectul răcirii în câmp magnetic este ilustrat în figura 2.4.6.1.3.3.

Curba 1 este corespunzătoare răcirii cu viteză mică de la 600 ... 650 °C, curba 2 corespunde răcirii rapide iar curba 3 tratamentului termomagnetic (răcire cu viteză mică în câmp magnetic). Variația punctului Curie cu compoziția este ilustrată cu linie punctată.

Se observă că prin tratament termomagnetic se obțin valorile cele mai mari ale permeabilității magnetice maxime, valoarea cea mai bună fiind la 67% Ni, corespunzătoare celui mai mare punct Curie.

Explicația este simplă. La răcire cu viteză mică în câmp magnetic, de la temperaturi peste punctul Curie magnetostricțiunea și deformarea plastică în domeniile magnetice se produc după axele de cea mai ușoară magnetizare care fac cele mai mici unghiuri cu direcția câmpului aplicat astfel că, în aceste direcții se vor distribui și vectorii de magnetizare în fiecare domeniu. Ca urmare, în cazul unui corp cu magnetostricțiune pozitivă, domeniile se vor alungi la trecerea prin punctul Curie chiar în acele direcții în care trebuie să se deformeze în procesul magnetizării.

La corpurile tratate termomagnetic magnetostricțiunea nu împiedică magnetizarea, în aceeași măsură ca la cele netratate termomagnetic, în direcția câmpului magnetic care a activat la răcire permeabilitatea corpului fiind foarte mare.

Efectul este mai pronunțat la materialele cu punct Curie mai ridicat deoarece deformarea plastică prin magnetostricțiune se realizează mai ușor (deformabilitatea plastică este mai bună la temperaturi mai înalte). Acesta este motivul pentru care tratamentul termomagnetic are efect maxim la aliajul cu 67% Ni. Orientarea tensiunilor magnetostricționale obținută prin răcirea în câmp magnetic se numește texturare magnetică.

Prin aliere cu alte elemente proprietățile acestor aliaje pot fi îmbunătățite substanțial. Un exemplu este aliajul 79% Ni – 15% Fe – 5% Mo – 0,5% Mn denumit supermalloy, care are permeabilitatea inițială de 100000 Gs/Öe și cea maximă 1000000 Gs/Öe, ambele valori fiind în parte de aproximativ 10 ori mai mari ca ale aliajului permalloy 78,5 recopt și răcit rapid.

2.4.6.1.4. Materiale magnetic moi cu proprietăți speciale

Din această categorie fac parte materialele magnetice care au comportări specifice în diferite condiții externe. Permeabilitatea constantă sau care variază cu câmpul magnetic, permeabilitate care

variază foarte mult cu temperatura, materiale cu inducția de saturație foarte mare, aliaje cu magnetostricțiune mare etc. sunt specifice acestei grupe de materiale.

Dintre materialele cu permeabilitate constantă menționăm izopermul, (40...45% Ni, 40...50% Fe și 5...15% Cu) și aliajul ternar cunoscut sub numele de perminvar (30% Fe – 25% Co – 45% Ni).

Permeabilitatea perminvarului se menține constantă 300 Gs/Öe până la valori ale câmpului de 3 Öe și inducții de 1000 Gs.

Materialele magnetice care au permeabilitate care variază mult cu temperatura se numesc aliaje termomagnetice și sunt utilizate în practică pentru compensarea erorilor termice determinate de variația cu temperatura a inducției magneților permanenți sau a rezistențelor electrice ale conductorilor de la aparatele magneto-electrice.

Exemplificăm din această categorie Ni - Cu cu 30% Cu, Fe - Ni cu 30% Ni și Fe - Ni - Cr cu 35% Ni și 8...13% Cr. În general aceste aliaje au punctul Curie cuprind între 0 și 100 de grade Celsius.

Aliajele FeCo intră în grupa materialelor cu inducție magnetică mare, inducția lor de saturație fiind de până la 24000 Gs. Denumirea comercială este permendur iar compoziția variază de la 50 la 70 % Co. Ele se utilizează la fabricarea pieselor polare, membranelor telefonice, oscilografelor etc.

Materialele cu magnetostricțiune mare sunt utilizate în construcția generatoarelor de ultrasunete și de frecvență audio. Astfel de aliaje se găsesc în sistemele Fe - Cr, Fe - Al și Fe - Co. Aliajul permidur (50% Fe – 50% Co) are o magnetostricțiune record dar și un preț de cost pe măsură și de aceea este puțin utilizat.

2.4.6.1.5. Materiale magnetic moi utilizate în domeniul frecvențelor înalte

Ca materiale magnetice moi la frecvențe înalte se utilizează feritele și magnetodielectricii și sub formă de foi foarte subțiri oțelurile electrotehnice (grosimi de 25...30 μ) și aliaje permalloy (grosimi de 25...30 μ).

Magnetodielectricii sunt realizați prin presarea unor pulberi feromagnetice (fier carbonil, permalloy, alsifer (aliaj 9,5% Si, 5,5% Al, 85% Fe), magnetită) cu un liant de izolare organic sau anorganic (rășină fenol-formaldehidică, polistiren, sticlă). Ei sunt utilizați la confecționarea de miezuri pentru bobinele de inducție ale diferitelor aparate electrice.

Feritele, cunoscute și sub numele de oxiferi, fac parte din grupa semiconductorilor feromagnetici. Aceste materiale au rezistivitate electrică foarte mare și de aceea pierderile prin curenți Foucault sunt mici, practic nule până la frecvențe de aproximativ 1000 kHz. Permeabilitatea magnetică, în general mică, poate fi îmbunătățită prin amestecare cu o ferită nemagnetică. Aceasta se bazează pe coborârea punctului Curie la o temperatură apropiată de cea a camerei, susceptivitatea în vecinătatea punctului Curie fiind mult mai mare (constantele de anizotropie și de magnetostricțiune au valori în vecinătatea minimumului). Un exemplu este CuOFe_2O_3 , ferită magnetică care prin diluare cu ferita nemagnetică ZnOFe_2O_3 , formează ferita mixtă $\text{Zn}_x\text{Cu}_{1-x}\text{Fe}_2\text{O}_3$, cu x între 0 și 1. Permeabilitatea inițială, foarte redusă pentru CuOFe_2O_3 , crește cu creșterea lui x (datorită scăderii punctului Curie) până la 200 Gs/Öe.

2.4.6.2 Materiale magnetic dure

Materialele metalice magnetice utilizate la fabricarea magneților permanenți au fost inițial oțelurile. Mai târziu au apărut utilizări ale aliajelor din sistemele ternare Fe-Ni-Al, Fe-Ni-Cu forjabile, Fe-Ni-Va și pulberi foarte fine, practic monodomeniale.

Oțelurile carbon, 0,9...1% C călite la martensită au datorită tensiunilor interne mari (caracteristice structurii martensitei) valori relativ mari ale câmpului coercitiv (50 Öe) și inducției remanente. Dezavantajul major este valoarea energiei magnetice care este mică și faptul că

proprietățile magnetice nu sunt stabile, îmbătrânesc magnetic. Prin aliere cu W, Cr, Mo, Co, aceste neajunsuri pot fi înlăturate fapt explicat prin aceea că martensita specifică oțelurilor aliate este caracterizată de tensiuni mult mai mari decât cea sin oțelurile carbon. La 40% Co oțelurile au un câmp coercitiv de aproximativ 250 Őe și energii magnetice în jurul valorii de 10^6 Gs Őe.

Aliajele Fe-Ni-Al descoperite de japonezul Mishima au revoluționat domeniul materialelor pentru magneți permanenți și au căpătat datorită prețului și valorilor proprietăților o largă răspândire. Câmpul coercitiv la această grupă de materiale ajunge la valori de 500 Őe iar energia magnetică este de ordinul a $1,5 \cdot 10^6$ Gs Őe. Aceste aliaje se numesc comercial alni iar compoziția optimă este 25% Ni, 12% Al, și 63% Fe. Proprietățile acestor aliaje se pot îmbunătăți prin aliere cu Co, Cu, Ti, sau Nb. Cele aliate cu Co sau cu Co și Cu au denumirea comercială alnico. Ca exemplu de material magnetic dur din această clasă menționăm aliajul cu denumirea comercială alnico V, care are compoziția Co 24%-Ni 14%-Al 8%-Cu 3%-Fe 51%.

Utilizarea tratamentelor termomagnetice constând în răcire de la 1300°C în câmp magnetic puternic 3000 Őe duce la îmbunătățiri ale proprietăților Pe această cale la aliajul cu 8% Al, 14% Ni, 24% Co și 3% Cu numit anco sau magnico s-a obținut o energie magnetică de $4,5 \cdot 10^6$ Gs Őe.

Structura acestor aliaje este o structură fin dispersă, constând din particule feromagnetice de dimensiuni mici, monodomeniale, separate între ele printr-o masă slab magnetică. Tratamentul termomagnetic ajută alungirea particulelor monodomeniale în direcția câmpului aplicat, rezultând o structură alcătuită din particule cu mare anizotropie a formei, fapt ce determină proprietățile magnetice menționate. Prin solidificare dirijată și tratament termomagnetic s-au obținut valori pentru inducția remanentă de 14000 Gs, câmp coercitiv 700 Őe și energia magnetică maximă $6,5 \cdot 10^6$ Gs Őe. Aceste aliaje sunt dure și fragile, neprelucrabile prin așchiere sau deformare plastică, magneții fiind obținuți prin turnare și șlefuire.

Alte aliaje răspândite sunt cele denumite cunife, cunico sau wicalloy, corespunzând sistemelor Cu-Ni-Fe, Cu-Ni-Fe-Co, respectiv Fe-Co-V, au proprietăți asemănătoare aliajelor alni și alnico dar în plus se pot prelucra prin așchiere și deformare plastică. De asemeni unele aliaje Pt-Fe și Pt-Co au proprietăți magnetice la același nivel cu aliajele alnico.

Magneții metaloceramici, realizați din pulberi monodomeniale cu dimensiuni 140...200 Å sunt foarte răspândiți în practică. Dintre aceste materiale menționăm magneții din ferită de bariu și cei din MnBi. Rețelele cristaline hexagonale cu anizotropie cristalină puternică duc la valori mari ale câmpului coercitiv. Din aceeași categorie fac parte magneții din particule fine sferice de fier sau fier-cobalt.

Altă categorie este formată din magneții realizați din pulberi monodomeniale alungite, din fier și fier-cobalt la care câmpul coercitiv este determinat de anizotropia formei.

2.4.7. Antiferomagnetismul

Fizicianul francez Louis Eugene Felix Neel a introdus în 1932 noțiunea de antiferomagnetism prevăzând teoretic existența materialelor antiferomagnetice sesizând că integrala de schimb negativă favorizează orientarea antiparalelă a spinilor vecini.

Valabilitatea acestei ipoteze a fost demonstrată experimental în 1938 și a fost reconfirmată în 1949 de către Shull prin difracție cu neutroni.

O serie de materiale metalice, (metale și compuși) posedă această proprietate. Marea majoritate a acestor materiale sunt oxizi dar există și cloruri, sulfuri sau compuși intermetalici.

Spre exemplificare amintim câteva materiale antiferomagnetice: Mn-□, Cr, MnO, FeO, Fe₂O₃, CoO, NiO, MnS, FeS, MnTe, CoCl₂, TiCl₃ etc.

Din schema de orientare a spinilor corespunzătoare unui corp antiferomagnetic s-a tras concluzia că un astfel de corp poate fi imaginat ca fiind constituit din două subrețele, fiecare dintre ele având o direcție bine definită a momentului magnetic.

În același timp direcția momentelor magnetice a unei subrețele este dirijată în sens contrar direcției momentelor magnetice ale celeilalte subrețele.

La temperatura de zero absolut orientarea momentelor magnetice din fiecare subrețea este ideală. Când temperatura crește, aspectul se modifică, în sensul că, deși numărul de momente magnetice dirijate într-un anumit sens este egal cu numărul de momente magnetice dirijate în sens contrar, orientarea relativă a acestora în raport cu doi atomi vecini nu mai este bine precizată și nici apartenența unui moment magnetic la o anumită subrețea nu mai este evidentă.

Când se atinge o anumită temperatură critică, denumită temperatură Curie, orientarea momentelor magnetice într-o subrețea este de așa natură, încât momentul magnetic rezultat este nul.

La o temperatură mai mare decât temperatura Curie materialul este deci paramagnetic.

Pornind de la presupunerea că un material antiferomagnetic este constituit din două subrețele de ioni paramagnetici A și B putem discuta dependența față de temperatură a caracteristicilor magnetice ale unui astfel de material.

Presupunem cele două rețele de ioni sunt repartizate în așa fel încât fiecare ion din rețeaua A posedă ca vecin cel mai apropiat un ion din rețeaua B și reciproc.

Presupunând în continuare că cele două subrețele au magnetizările M_A respectiv M_B și că magnetizarea subrețelei A se datorează câmpului intern produs de rețeaua B și reciproc, Neel a explicat proprietățile substanțelor antiferomagnetice după cum urmează; la o temperatură mai mare decât punctul Curie sunt valabile relațiile:

$$\begin{aligned} T \cdot M_A &= C' \cdot (H - \lambda \cdot M_B) \\ T \cdot M_B &= C' \cdot (H - \lambda \cdot M_A) \end{aligned} \quad (2.4.7.1)$$

Magnetizarea totală M este dată de suma magnetizărilor celor două subrețele adică:

$$T \cdot M = T \cdot (M_A + M_B) = 2 \cdot C' \cdot H - C' \cdot \lambda \cdot M. \quad (2.4.7.2)$$

În aceste condiții susceptibilitatea magnetică poate fi calculată imediat utilizând relația:

$$\chi = \frac{2C'}{T' + C' \cdot \lambda} \quad (2.4.7.3)$$

sau notând $2C' = C$ și $\theta = C' \cdot \lambda$ obținem relația de variație a susceptibilității magnetice cu temperatura:

$$\chi = \frac{C}{T + \theta}. \quad (2.4.7.4)$$

Se observă din această relație diferența dintre dependența susceptibilității magnetice cu temperatura la corpurile antiferomagnetice față de cele feromagnetice.

O reprezentare grafică a dependenței susceptibilității magnetice cu temperatura în cazul materialelor paramagnetice, feromagnetice și antiferomagnetice este mai sugestivă, figura 2.4.7.1.

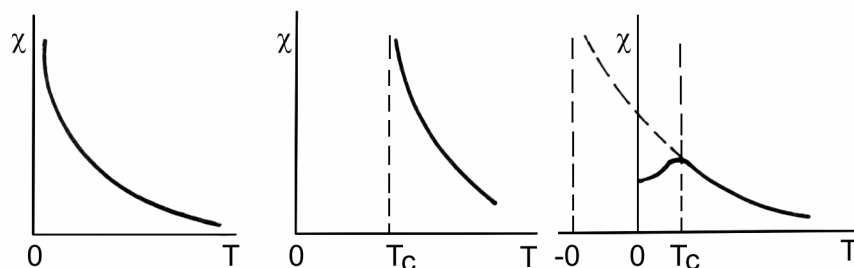


Fig. 2.4.7.1 Dependența de temperatură a susceptibilității magnetice în cazul unor substanțe: a) paramagnetice; b) feromagnetice; c) antiferomagnetice.

2.4.8 Ferimagnetismul

L.E.F. Neel a propus noțiunea de ferimagnetism pentru a caracteriza constituția magnetică a unei clase foarte importante de materiale utilizate în tehnică și anume feritele.

Aceste materiale sunt oxizi metalici cu formulă chimică generală complexă: $M_1O \cdot M_2O$ în care M_1, M_2 , sunt metale bivalente sau trivalente.

Feritele se caracterizează printr-o repartizare relativ regulată a momentelor magnetice, foarte asemănătoare până la un punct, cu cea întâlnită în materialele antiferomagnetice.

Fenomenul numit ferimagnetism poate fi caracterizat ca un antiferomagnetism imperfect întrucât momentele magnetice ale atomilor vecini, sunt antiparalele, dar de această dată au modul diferit. Este evident deci că magnetizarea totală este diferită de zero în cazul materialelor din această grupă.

Ca și în cazul antiferomagnetismului se poate considera că rețeaua cristalină a unui material ferimagnetic este constituită din două subrețele, care au moment magnetic diferit ca mărime și ca orientare.

În funcție de temperatură este firesc să ne așteptăm la posibilitatea ca subrețelele să prezinte momente magnetice dirijate într-un sens sau în altul. În felul acesta apare și la ferite posibilitatea existenței unui punct Curie în care ambele subrețele prezintă un moment magnetic rezultat nul.

Teoria ferimagnetismului dezvoltată de Neel presupune introducerea a patru constante de câmp molecular intern de tip Weiss și explicarea ei este destul de laborioasă.

Feritele sunt utilizate pe scară largă în tehnică mai ales pentru proprietățile lor combinate, magnetice și electrice. Rezistivitatea electrică mult mai ridicată decât a metalelor, la care se adaugă proprietățile magnetice bune fac din ferite materiale excelente pentru miezuri magnetice, ele fiind utilizate ca materiale magnetice moi în care pierderile prin curenți Foucault sunt foarte mici.

O categorie importantă de ferite; caracterizate de ciclu de histeresis rectangular, este și cea utilizată în circuitele de memorie în calculatoarele electronice.

3. PROPRIETĂȚILE CHIMICE ALE MATERIALELOR METALICE

3.1. Noțiuni introductive

În general proprietățile chimice fundamentale ale elementelor sunt starea de oxidare și potențialul de oxidare.

Starea de oxidare a unui element într-un compus chimic este sarcina formală atribuită acestuia, presupunând că în stare liberă el prezintă starea de oxidare zero, starea de oxidare a oxigenului este 2- (excepție fac peroxizii și superoxizii), iar a hidrogenului 1+ (excepție fac hidrurile).

3.2. Starea de oxidare

Pentru metale, starea de oxidare maximă pe care o pot prezenta în combinațiile lor este dată de numărul grupei din care fac parte (excepție fac elementele din grupa I B).

Metalele de tip s posedă o singură stare de oxidare corespunzătoare numărului grupei, în cazul lor fiind vorba de o stare de oxidare de grupă. Celelalte metale pot avea mai multe stări de oxidare. Metalele de tip p de exemplu pot avea stări de oxidare care diferă între ele prin două unități.

Aceste metale au starea inferioară de oxidare mai stabilă dacă valoarea lui n este mai mare. Spre exemplu în grupa a III A, deși starea de oxidare cea mai stabilă este (III), ultimul element, taliul, are cea mai mare stabilitate în starea de oxidare (I), care este dominantă în chimia lui.

Acest lucru poate fi observat și în grupa a IV A. Derivații cei mai stabili ai germaniului și staniului se află în starea de oxidare maximă (IV) dar la plumb cei mai stabili compuși corespund stării de oxidare (II) și exemplele pot continua.

Metalele de tip d, metalele tranziționale, au stări de oxidare ce diferă între ele printr-o unitate și spre deosebire de cele prezentate înainte în cazul lor starea de oxidare superioară este cu atât mai stabilă cu cât n crește în grupă, stările de oxidare inferioare devenind mai puțin importante.

De exemplu, dacă starea de oxidare (III) este cea mai stabilă, ea nu este caracteristică pentru molibden și wolfram; lor fiindu-le caracteristică starea de oxidare (VI). De asemenea în grupa fierului VIII B stările de oxidare caracteristice sunt (II) și (III) în timp ce pentru osmiu acestea sunt (IV), (VI) și (VIII) etc.

În general stările de oxidare ale metalelor se realizează în combinațiile cu elementele care au cel mai electronegativ caracter, fluoruri și oxizi. Spre exemplificare, singurele elemente care pot forma compuși în starea de oxidare (VIII) sunt ruteniul și osmiul, anume RuO_4 , OsO_4 , OsF_8 și OsS_4 .

3.3. Potențial de electrod

Introducând un metal într-o soluție de electrolit ce conține ioni ai săi, la suprafața de contact metal - soluție se constată apariția unui strat dublu de sarcini opuse, căruia îi corespunde o diferență de potențial numit potențial de electrod.

Între ionii din soluție și cei din metal se stabilește un echilibru dinamic caracterizat printr-un potențial electrochimic ce depinde de mai mulți factori și anume: presiunea de dizolvare electrochimică (P) a metalului, adică de capacitatea lui de a trimite ioni în soluție și de presiunea osmotică (p) a soluției, adică de tendința de depunere pe metal a ionilor din soluție, opusă primului proces.

În cazul metalelor care prezintă o capacitate mai pronunțată de a trece în soluție ($P > p$), cum este Zn, se produce o încărcare negativă; metalele a căror ioni au tendință redusă de a trece în soluție ($P < p$), cum este cuprul, se încarcă pozitiv, figura 3.3.1.

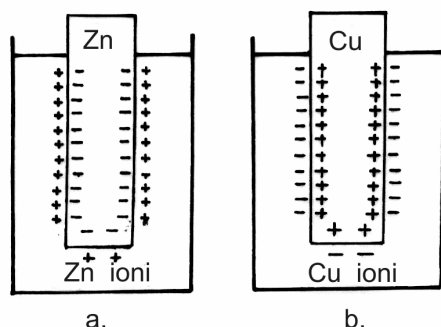


Fig. 3.3.1 Formarea stratului dublu în cazul metalelor care se încarcă:
negativ (a); pozitiv (b)

Valoarea potențialului de electrod (E) al unui metal este dată de relația lui Nerst:

$$E = E_0 + \frac{R \cdot T}{n \cdot F} \cdot \ln C \quad (3.3.1)$$

în care: E_0 este potențialul de electrod standard; R – constanta universală a gazelor; T – temperatura de lucru; n – numărul sarcinilor electrice; F – constanta lui Faraday; C – concentrația soluției în mol/l.

Experimental nu se pot determina potențialele absolute ale metalelor și atunci se măsoară diferența de potențial în raport cu un electrod de comparație standard (figura 3.3.2).

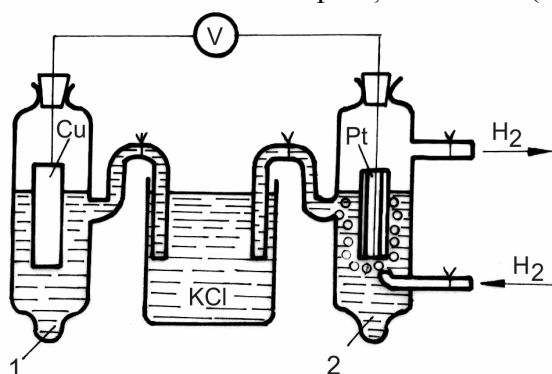


Fig. 3.3.2 Determinarea potențialului de electrod standard (schemă): 1 – electrod de tipul I (metal cufundat în soluția ionilor săi); 2 – electrod de hidrogen

Acest sistem este format dintr-un metal cufundat în soluția unui electrolit ce conține ioni ai săi cum sunt: Cu/CuSO_4 ; Zn/ZnSO_4 ; Ag/AgNO_3 etc. care se numește electrod reversibil în raport cu cationul.

Se cunosc și electrozi reversibili în raport cu anionul, când metalul este cufundat într-o sare a sa insolubilă, în contact cu soluția unei sări având anionul comun cu prima, de exemplu: $\text{Ag}/\text{AgCl}/\text{KCl}$ sau $\text{Hg}/\text{Hg}_2\text{Cl}_2/\text{KCl}$, precum și electrozi de oxido-reducere formați dintr-un metal nobil (Pt, Au) cufundat într-o soluție ce conține un sistem oxido-reducător, ca de exemplu: $\text{Pt}/\text{Fe}^{2+}/\text{Fe}^{3+}$ sau $\text{Pt}/\text{Ce}^{2+}/\text{Ce}^{4+}$.

PROPRIETĂȚILE MATERIALELOR METALICE

Drept electrod de referință de obicei este folosit electrodul de hidrogen, tot un electrod de tipul întâi, al cărui potențial se consideră, prin convenție, egal cu zero.

Electrodul de hidrogen se compune dintr-o placă de platină platinată (acoperită cu platină spongioasă), cufundată într-o soluție normală de ioni de hidrogen, prin care trece un curent de hidrogen molecular curat, venind în contact permanent cu metalul. Hidrogenul se absoarbe în platina spongioasă, sub formă de atomi liberi ce se comportă întocmai ca și când hidrogenul s-ar afla în stare metalică, având tendința de a trimite ioni H^+ în soluție: $Pt (H_2, p=1at) / H_3O^+, a=1$.

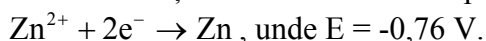
Cu ajutorul potențialelor de electrod standard (E_{el}^0) s-a construit seria tensiunilor în scara de hidrogen (tabelul 3.3.1).

Tabel 3.3.1 Potențiale de oxidare standard ale metalelor în scara de hidrogen la $25\ ^\circ C$ (1 atm, $a = 1$)

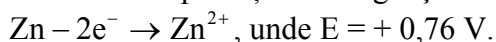
Electrod	E_{el}^0 [V]	Electrod	E_{el}^0 [V]	Electrod	E_{el}^0 [V]
Li/Li ⁺	+3,045	Lu/Lu ³⁺	+2,25	Cr/Cr ³⁺	+0,74
K/K ⁺	+2,925	Sc/Sc ³⁺	+2,08	Ta/Ta ⁵⁺	+0,70
Rb/Rb ⁺	+2,295	Pu/Pu ³⁺	+2,07	Nb/Nb ⁵⁺	+0,60
Cs/Cs ⁺	+2,923	Th/Th ⁴⁺	+1,90	Ga/Ga ³⁺	+0,53
Ra/Ra ²⁺	+2,92	Np/Np ³⁺	+1,86	Te/Te ²⁺	+0,51
Ba/Ba ²⁺	+2,90	Be/Be ²⁺	+1,85	Fe/Fe ²⁺	+0,44
Sr/Sr ²⁺	+2,89	U/U ³⁺	+1,80	Cd/Cd ²⁺	+0,403
Ca/Ca ²⁺	+2,87	Hf/Hf ⁴⁺	+1,70	In/In ³⁺	+0,342
Na/Na ⁺	+2,714	Al/Al ³⁺	+1,66	Tl/Tl ⁺	+0,336
La/La ³⁺	+2,52	Ti/Ti ²⁺	+1,63	Co/Co ²⁺	+0,277
Ce/Ce ³⁺	+2,48	Zr/Zr ⁴⁺	+1,56	Ni/Ni ²⁺	+0,25
Nd/Nd ³⁺	+2,44	Mn/Mn ²⁺	+1,18	Mo/Mo ³⁺	+0,20
Sm/Sm ³⁺	+2,41	V/V ²⁺	+1,18	Sn/Sn ²⁺	+0,136
Gd/Gd ³⁺	+2,40	Nb/Nb ³⁺	+1,1	Pb/Pb ²⁺	+0,126
Mg/Mg ²⁺	+2,37	Se/Se ²⁺	+0,78	Fe/Fe ³⁺	+0,036
Am/Am ³⁺	+2,32	Zn/Zn ²⁺	+0,763	H₂/2H⁺	+0,000
W/W ⁴⁺	-0,11	Rh/Rh ²⁺	-0,60	Hg/Hg ²⁺	-0,854
Sb/Sb ³⁺	-0,20	Cu/Cu ⁺	-0,621	Pd/Pd ²⁺	-0,987
Bi/Bi ³⁺	-0,23	2Hg/Hg ₂ ²⁺	-0,789	Ir/Ir ²⁺	-1,15
Cu/Cu ²⁺	-0,337	Mn/MnO ₄ ⁻	-0,79	Pt/Pt ²⁺	-1,20
Re/ReO ₄ ⁻	-0,34	Ag/Ag ⁺	-0,7991	Au/Au ³⁺	-1,50
Ru/Ru ²⁺	-0,45	Rh/Rh ³⁺	-0,80	Au/Au ⁺	-1,68
Tc/TcO ₄ ⁻	-0,60	Os/Os ²⁺	-0,85		

Potențialul de electrod standard (normal) se definește ca potențialul unui metal la $25\ ^\circ C$, aflat într-o soluție a ionilor de concentrație 1 n, în raport cu electrodul standard de hidrogen $E_{H_2} = 0,0$ atunci când activitatea ionilor de hidrogen din soluție este egală cu unitatea ($a_{H^+} = 1$) și presiunea hidrogenului gazos este de o atmosferă.

Potențialul de electrod corespunde de fapt reacției de reducere. Spre exemplu:



Acest potențial este egal și de semn contrar cu potențialul de oxidare:

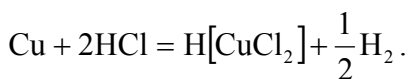


Dintre metale, litiul are cel mai mare potențial negativ (-3,045 V), cu toate că este cel mai puțin electropozitiv din grupa metalelor alcaline. Explicația comportamentului său se bazează pe valoarea foarte mare a energiei de hidratare a ionului de Li^+ și volumului ionic mic.

Potențialele de oxidare ale metalelor și ionilor acestora pot fi deplasate considerabil prin prezența în soluție a unor ioni sau molecule generatori de complecși (OH⁻, F⁻, Cl⁻, Br⁻, I⁻, NH₃ etc.) sau a unor agenți de precipitare. De exemplu Ag care are în mod normal un potențial de (+0,81 V), potențial ce îl situează în rândul metalelor nobile, în soluție de cianură alcalină se comportă ca un metal mai puțin nobil decât staniul și plumbul.



Un alt exemplu este dat de Cu (+ 0,337 V) care deși teoretic nu se dizolvă în hidracizi diluați, el se dizolvă puțin în soluții de acid clorhidric concentrat cu degajare de hidrogen, în urma formării ionului complex [CuCl₂]⁻, când potențialul cuprului crește peste acela al hidrogenului:



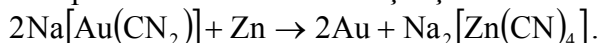
Cuprul poate reacționa și cu soluțiile apoase de acid clorhidric, cu dezvoltare de hidrogen, în prezența unor liganzi cum ar fi ureea, datorită formării de combinații complexe.

Metalele situate la începutul seriei tensiunilor, metalele comune cu potențiale de oxidare pozitive mari, se caracterizează prin proprietăți puternic reducătoare.

Spre deosebire de ele, metalele aflate la sfârșitul seriei și care au potențiale de oxidare negative vor fi greu de oxidat. Ele sunt cunoscute sub numele de "metale nobile", ionii lor acționând ca oxidanți puternici.

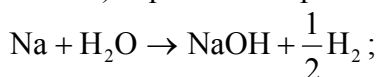
Seria tensiunilor explică de ce fiecare metal dezlocuiește metalul următor din soluția ionilor săi și este la rândul său dezlocuit de metalele care îl preced.

Reacțiile chimice sunt cu atât mai evidente cu cât cele două metale au potențiale mai îndepărtate. Pe baza potențialelor de electrod s-au elaborat procedee de extracție a unor metale mai scumpe cu metale mai ieftine și ușor accesibile (procedeele cementării). Exemplificăm:

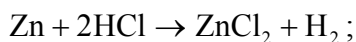


După modul în care metalele reduc ionul de hidroniu (H₃O⁺) la hidrogen elementar, respectiv după modul de punere în libertate a hidrogenului dintr-o soluție acidă, alcalină sau din apă pură, metalele situate înaintea hidrogenului se clasifică în:

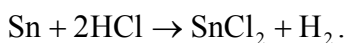
- metale cu potențiale de oxidare pozitive mari (metale alcaline și alcalino-pământoase propriu-zise) capabile să deplaseze hidrogenul chiar și din apă, la temperatura camerei:



- metale cu potențiale de oxidare pozitive destul de mari (Mg, Al, Ti, Mn, Zn, Fe, Cd), care se dizolvă în acid clorhidric la rece, cu degajare de hidrogen:

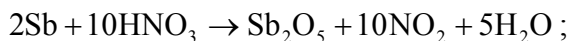


- metale cu potențiale de oxidare mici (Co, Ni, Sn, Pb) care reacționează cu acidul clorhidric numai la cald:

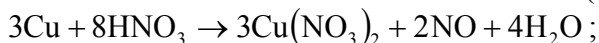


Metalele situate după hidrogen, care se dizolvă în agenți oxidanți puternici, se clasifică în:

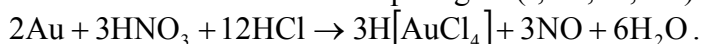
- metale care se dizolvă în acid azotic concentrat la rece (Sb, Bi):



- metale care se dizolvă în acid azotic cald (Cu, Ag, Hg):



- metale care se dizolvă în apă regală (I, Pd, Pt, Au):



3.4 Coroziunea metalelor

Prin coroziune se înțelege fenomenul de distrugere parțială sau totală a metalelor sub acțiunea agenților chimici sau electrochimici din mediul înconjurător, cu formarea unor compuși chimici.

Coroziunea, produsă sub acțiunea agresivă a mediului înconjurător produce pagube greu de evaluat economiei mondiale, pagube care se estimează a afecta peste 10% din producția mondială de materiale metalice.

După mecanismul care guvernează desfășurarea procesului, coroziunea se poate clasifica în: coroziune chimică și coroziune electrochimică.

După modul în care este afectată suprafața metalului coroziunea se clasifică în coroziune generală sau localizată.

După modul în care se produce atacul corosiv asupra structurii metalului întâlnim: coroziune intercristalină (când sunt afectate limitele dintre cristalele metalului), transcristalină (distrugere prin fisurare perpendicular pe direcția tensiunilor interne) și coroziune selectivă (distrugerea unui anumit component al aliajului supus coroziunii).

3.4.1. Coroziunea chimică

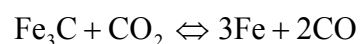
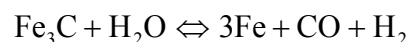
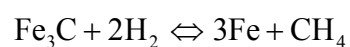
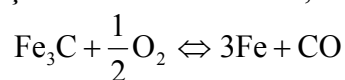
Coroziunea chimică este un proces de distrugere a materialelor metalice la suprafață, prin încălzire la peste 100 °C, în contact cu un gaz agresiv sau cu neelectroliți, urmat de acoperirea cu pelicule de coroziune formate din oxizi, sulfati, halogenuri și altele. Aceste pelicule pot avea efect protector atunci când au o anumită grosime, au aderență, prezintă stabilitate, când sunt compacte, continue, lipsite de pori și au proprietăți mecanice superioare.

Coroziunea chimică este în general influențată de: natura metalului, de starea suprafeței metalice, de nivelul temperaturii și de mediul agresiv.

Ea este specifică instalațiilor industriale, mai ales celor utilizate în industria chimică, metalurgică și energetică.

La temperaturi înalte, sub acțiunea gazelor industriale, instalațiile pot suferi mari pierderi pe baza unor forme speciale de coroziune cum sunt: decarburarea oțelurilor sau nitrurarea oțelurilor refractare.

Decarburarea superficială a oțelului sub acțiunea oxigenului, hidrogenului, vaporilor de apă și bioxidului de carbon, se produce la temperaturi înalte:



Acest fenomen afectează proprietățile mecanice ale oțelurilor diminuându-le, reacția cu hidrogenul aducând în plus și o fragilizare a acestora.

Evitarea acestor fenomene dăunătoare poate fi făcută dacă se lucrează în atmosferă protectoare, iar oțelurile se aliază cu Nb, Ti, W, V sau Zr.

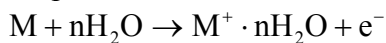
Nitrurarea oțelurilor refractare cu conținut de siliciu, aluminiu, crom, la temperaturi înalte în atmosferă de azot este un alt pericol la care sunt supuse instalațiile tehnologice.

Evitarea acestui fenomen se realizează prin combinarea cu oxigen a azotului, fapt care favorizează acoperirea oțelurilor cu straturi de oxizi protectoare.

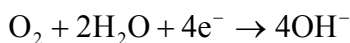
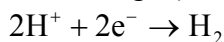
3.4.2 Coroziunea electrochimică

Coroziunea electrochimică a materialelor metalice se produce la suprafața acestora în prezența electroliților. Două tipuri de reacții paralele caracterizează acest proces de coroziune:

- procesul anodic de oxidare a metalului (care duce la distrugerea propriu-zisă):



- procesul catodic de reducere a ionilor de hidrogen în mediu acid (coroziune prin depolarizare cu hidrogen), sau a oxigenului dizolvat în electrolit, în mediu alcalin (coroziune prin depolarizare cu oxigen):



Există două teorii care încearcă să explice mecanismul coroziunii electrochimice și anume: teoria elementelor galvanice și teoria formării pilelor locale.

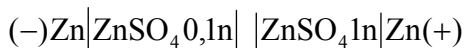
3.4.2.1. Teoria formării elementelor galvanice

Există un număr mare de procese de coroziune care pot fi explicate satisfăcător dacă se admite formarea următoarelor tipuri de pile galvanice:

- pile Daniel, când două metale de specii diferite se află cufundate în soluții de electroliți diferiți. În această situație, diferența de potențial care apare în circuitul exterior determină dizolvarea metalului de la anod și depunerea din soluție a celeilalte specii metalice la catod.

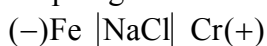
Pe această cale se explică coroziunea instalațiilor formate prin îmbinarea de materiale metalice diferite;

- pile de concentrație, formate din electrozi identici care se deosebesc prin concentrația electrolitului în jurul electrozilor, prin temperatură, viteză de circulație, saturarea în oxigen:



Acest tip de coroziune este specific conductelor subterane;

- pile galvanice formate din metale din specii diferite, cufundate în același electrolit:



Acest tip de coroziune este foarte răspândit în industria chimică, unde ansambluri construite din metale diferite vin în contact cu un anumit electrolit.

3.4.2.2 Teoria pilelor locale (micropile)

Pe suprafețele eterogene ale metalelor impure și ale aliajelor, cu incluziuni sau cu zone tensionate, sub acțiunea unui agent corosiv apar numeroase pile galvanice locale, microscopice și submicroscopice, în care rolul anodic îl are metalul de bază, iar cel catodic îl au elementele străine, incluziunile.

Prin funcționarea pilelor, zonele respective ale metalului de bază se distrug în timp ce incluziunile catodice sunt protejate.

Procesul anodic poate fi redus considerabil dacă se favorizează formarea pe suprafața metalului de pelicule protectoare de oxid sau dacă se favorizează adsorbția de oxigen (pasivare).

Factorii cu acțiune majoră care influențează coroziunea chimică sunt: natura metalului (specia de metal, puritatea, structura), gradul de prelucrare a suprafeței metalelor și natura mediului agresiv (pH, concentrația oxigenului la suprafața metalului).

Mai bine rezistă la coroziune metalele pure și cele mai omogene. În cazul aliajelor, stabilitate mai mare au cele care au structură de soluții solide în comparație cu cele cu structură eterogenă, care conțin compuși intermetalici.

Se poate constata o creștere a rezistenței la coroziune pe măsura creșterii calității prelucrării suprafeței. Suprafețele lustruite rezistă mai bine decât cele strunjite, piliate, etc. Trebuie făcută însă mențiunea că după prelucrare suprafața mai puțin rugoasă este atacată mai repede. După oxidare în contact cu aerul rezistența crește.

Aciditate soluției agresive influențează coroziunea în sensul că, prin creșterea ei, se ușurează depolarizarea catodică; de asemenea, se modifică gradul de solubilitate al produselor.

Soluțiile aerate accelerează coroziunea (prin depolarizare catodică) și stabilizează pelicula protectoare de pe suprafața metalelor.

Utilizarea de inhibitori de coroziune cum ar fi fosfații, cromatii, aminele, tiourea, piridina, etc. duce la frânarea procesului de coroziune.

De asemenea, coroziunea este accelerată de temperatura, presiunea și viteza de curgere a electrolitului.

3.4.3 Tipuri specifice de coroziune

Se cunosc mai multe tipuri specifice de coroziune la care sunt supuse materialele metalice și anume: coroziunea atmosferică, coroziunea subterană, coroziunea datorată solicitărilor mecanice și coroziunea microbiană.

Coroziunea atmosferică este cea mai importantă formă de distrugere a materialelor metalice, mai ales în zonele industriale ale marilor aglomerări urbane unde aerul poluat conține cantități variabile de gaze, particule solide și suspensii. Acțiunea acestei atmosfere poluate asupra metalelor este de natură electrochimică cu participarea oxigenului.

Spre deosebire de coroziunea atmosferică uscată, care formează de regulă pelicule subțiri de oxizi la suprafața materialelor metalice, coroziunea umedă este apreciabilă.

Coroziunea subterană este datorată curenților electrici de dispersie (de la căi ferate, tramvai, metrou, instalații electrice de transport a energiei) și naturii solului, viteza de coroziune crescând cu umiditatea. Acest tip de coroziune este de natură electrochimică, procesul predominant fiind reducerea oxigenului.

Acest fel de coroziune afectează conductele, rezervoarele, stâlpii și instalațiile îngropate în sol.

Coroziunea datorată solicitărilor mecanice duce la fisurarea corosivă (sub acțiunea unor eforturi de tracțiune), la oboseala la coroziune prin frecare (micșorarea dimensiunilor pieselor cuplate).

Coroziunea microbiologică conduce la distrugerea metalelor sub acțiunea microorganismelor, mărind, mai ales, distrugerea subterană și masivă a oțelului cu circa 10%. Procesul electrochimic este influențat de atacul bacteriilor.

3.5 Pasivitatea materialelor metalice

Pasivitatea poate fi considerată drept o stare de maximă rezistență la coroziune a unui metal într-un mediu dat. Ea este caracteristică unor materiale metalice și unor anumite medii corosive și este conferită de formarea unei pelicule protectoare pe suprafața metalică.

Pasivizarea conduce la inhibarea cinetică a reacției de ionizare, conferind metalelor caracter de metale nobile, neatacabile.

Pasivizarea se realizează prin polarizarea anodică sau cu agenți oxidanți puternici. Dintre metale, cea mai mare capacitate de pasivizare o prezintă cromul, fierul, nichelul, aluminiul, tantalul, niobiul și wolframul, cele mai pasive și neatacabile metale fiind aurul și platina.

Spre exemplu, fierul, aluminiul și cromul se dizolvă ușor în acid azotic diluat dar, nu se dizolvă în acid azotic concentrat. Interesant este faptul că elementele amintite după ce au fost tratate cu acid azotic concentrat nu se mai dizolvă nici în soluția diluată a aceluiași acid.

Din punct de vedere electrochimic, trecerea metalului în stare pasivă este însoțită de o creștere a potențialului său, adică de înnobilarea metalului.

De exemplu, Fe/Fe^{2+} de la $-0,44$ V ajunge la $+1,1$ V devenind aparent nobil ca argintul. De aceea fierul pasivizat nu mai deplasează cuprul și argintul din soluțiile ce conțin ionii lor. Cromul de asemenea prezintă o creștere însemnată a potențialului, de la Cr/Cr^{2+} $-0,6$ V potențialul crește la $+0,9$ V.

Unele metale se pasivează și în alte medii agresive. Spre exemplu Pb se pasivează în acid sulfuric, grație formării unei pelicule protectoare de sulfat de plumb, magneziul se pasivează în soluții alcaline sau de acid fluorhidric, molibdenul și niobiul în acid clorhidric, iar nichelul se pasivează în hidroxizi alcalini.

Metalele din triada fierului se pasivează mai ușor în mediu alcalin, pe când molibdenul și wolframul în mediu acid.

Pasivizarea este favorizată de anionii bogați în oxigen (NO_3^- , CrO_4^{2-} , ClO_3^- , $Cr_2O_7^{2-}$) și este împiedicată de prezența ionilor de clor Cl^- .

Îndepărtarea peliculei protectoare obținute prin pasivizare duce la pierderea proprietății, metalul trecând în stare activă.

Metalele care au proprietatea de a deveni pasive în urma tratamentului de pasivizare transmit această proprietate și aliajelor lor. De exemplu oțelurile aliate cu Cr, Ni, și Mo devin la fel de pasive ca și metalele pure.

Pentru explicarea fenomenului de pasivizare au fost elaborate două teorii: teoria formării peliculelor de oxizi și teoria adsorbției.

Teoria peliculei de oxizi, propusă de Faraday atribuie pasivizarea metalelor formării de pelicule subțiri de oxizi la suprafața lor, pelicule ce izolează metalul de mediul înconjurător, împiedicând dizolvarea sau oxidarea ulterioară a metalului.

Chistiakovski a dezvoltat teoria peliculei de oxid și a demonstrat că pasivitatea metalelor se datorează acestei pelicule, subțiri, sticloase și bune conducătoare de electricitate, protectoare față de acțiunea agresivă ulterioară a mediului exterior.

Teoria adsorbției presupune că pasivizarea metalelor se datorează adsorbției de mici cantități de oxigen pe suprafața lor, formând un strat de atomi sau molecule protector. De exemplu, adsorbția a numai 6% oxigen la suprafața platinei reduce de circa patru ori viteza de dizolvare, fenomen valabil și la fier.

3.6 Prevenirea și combaterea coroziunii

Pentru combaterea coroziunii se utilizează acoperiri protectoare care izolează materialele metalice de acțiunea agenților agresivi. După natura lor acoperirile se clasifică în: acoperiri metalice, nemetalice de natură anorganică și acoperiri organice.

Acoperirile metalice se pot realiza prin metode mecanice, chimice și electrochimice. Cele mai utilizate și mai importante sunt prezentate mai jos.

Placarea (vălțuirea) - care constă în presarea unui strat de material protector mai nobil prin laminare la rece sau la cald pe materialul de bază;

Cufundarea în metal topit – piesele metalice, în special cele din oțel se introduc într-o baie de metal topit ușor fuzibil cum ar fi plumbul, zincul, staniul sau aluminiul. Stratul depus prin această metodă este aderent și dens dar poate fi neuniform și în plus prețul de cost este ridicat.

Metalizarea sau acoperirea prin pulverizare se realizează prin proiectarea metalului protector, topit în arc electric sau în flacără oxiacetilenică, prin intermediul unui jet de aer comprimat pe suprafața fierbinte a piesei de protejat.

Prin acest procedeu se acoperă piesele din oțel carbon cu aluminiu, cadmiu, staniu, plumb, oțeluri inoxidabile sau bronzuri.

Difuzia metalului protector la suprafața metalului de protejat, realizată în stare solidă sau gazoasă la temperaturi înalte este încă o cale de protecție utilizată la oțeluri. Aliajele formate în urma reacțiilor chimice transformă structura stratului superficial al piesei în structură de tipul soluțiilor solide rezistente la coroziune.

Printre acoperirile care se realizează prin acest procedeu se numără acoperirea oțelurilor cu aluminiu (termoalitatea), cu crom (termocromarea), cu siliciu (termosilicierea).

În primul caz piesa de oțel se introduce într-un dispozitiv ce conține un amestec de pulbere de aluminiu, Al_2O_3 și NH_4Cl și se încălzește la $1000\text{ }^{\circ}C$. În celelalte cazuri oțelul se saturează cu vapori de clorură de crom sau tetraclorură de siliciu la temperaturi înalte.

Galvanizarea constă din depunerea unor straturi metalice protectoare, prin electroliza soluțiilor apoase ce conțin săruri ale metalului protector. Piesele metalice se montează la catod, iar anodul este format din metalul protector. Aproape toate metalele tehnice, aluminiul constituie excepția, pot forma acoperiri galvanice.

Cele mai utilizate acoperiri galvanice sunt: nichelarea, cromarea, stanarea și zincarea.

Acoperirile nemetalice de natură anorganică se pot realiza prin diferite metode după cum se arată în continuare.

Oxidarea suprafețelor metalice are ca scop formarea unor pelicule de oxizi aderente la suprafața metalului, capabile să-l protejeze de acțiunea agenților corosivi. Practic ea se realizează prin metode chimice (brunarea) și electrochimice (oxidarea anodică).

Brunarea constă în introducerea metalelor încălzite la temperaturi înalte în băi cu soluții foarte concentrate de alcalii în amestec cu oxidanți, cum sunt dioxidul de mangan, azotatul de sodiu etc. Piesa brunată capătă o culoare neagră și luciu metalic.

Oxidarea anodică a oțelului se realizează în soluții concentrate de hidroxid de sodiu la $80\text{ }^{\circ}C$, iar a aluminiului (aloxidarea), în soluții de acid sulfuric, anhidridă cromică sau acid oxalic. Simultan se poate adăuga și un colorant.

Fosfatarea suprafețelor metalice urmărește acoperirea oțelurilor sau a fontelor cu pelicule protectoare de fosfat. Se folosesc procedee chimice sau electrochimice. Procedeele chimice constau din cufundarea pieselor metalice într-o soluție de fosfați de mangan și fier sau de fier și zinc la $98\text{ }^{\circ}C$, sau în acoperirea cu pigmenți din grupa fosfaților de crom, stronțiu, zinc și mangan. Pe aceste căi se produce fosfatarea suprafeței metalului și formarea unor complecși aderenti la metal și inhibitori de coroziune.

Procedeul electrochimic se realizează în băi formate din acid fosforic, oxid de zinc și fosfat trisodic.

Emailarea este un procedeu de acoperire a fontelor și oțelurilor cu o masă sticloasă și aderentă. Se utilizează la protecția reactoarelor, autoclavelor etc.

Acoperirile organice care se utilizează cu succes pentru protecția anticorrosivă sunt realizate prin aplicarea de polimeri, elastomeri, mase bituminoase și asfalt. Modul de aplicare este asemănător vopsirii când materialele menționate sunt sub formă de lac sau vopsea dar aceste materiale pot fi aplicate și prin înfășurare, căptușire sau placare.

Cauciucarea suprafețelor metalice este de asemenea un procedeu răspândit, prin care se aplică ebonită, cauciuc galvanizat sau negalvanizat.

4. PROPRIETĂȚILE MECANICE ALE MATERIALELOR METALICE

Proprietățile mecanice ale materialelor metalice determină modul de comportare al materialelor metalice sub acțiunea unor solicitări de natură mecanică. Din această categorie de proprietăți fac parte rezistența, elasticitatea, plasticitatea, tenacitatea, fragilitatea, fluajul, rezistența la uzură, duritatea, rezistența la oboseală, reziliența etc.

Aceste proprietăți sunt determinate prin încercări mecanice. Spre deosebire de proprietățile fizice și chimice ale materialelor metalice caracteristicile mecanice depind pentru un același material și de metodele de încercare utilizate, ba mai mult, de forma și dimensiunile epruvetelor. Excepție fac doar modulul de elasticitate și coeficientul lui Poisson, ale căror valori depind în exclusivitate de material.

Aceste lucruri fiind precizate se impune de la sine idea că prezentarea acestor proprietăți va trebui legată de metodele și procedeele de încercare mecanică.

4.1. Proprietățile elastice și plastice ale materialelor metalice

4.1.1. Noțiuni generale. Tensiuni și deformații

În timpul exploatării, asupra elementelor componente ale mașinilor, utilajelor sau construcțiilor metalice acționează forțe exterioare și momente, sub acțiunea cărora se poate produce deformarea sau chiar distrugerea pieselor metalice.

Se disting trei tipuri de deformații: elastice, plastice și anelastice. Deformațiile elastice sunt deformări care dispar odată cu îndepărtarea forței care le-a produs. Deformațiile plastice sunt deformări cu caracter permanent. Deformația care rămâne la îndepărtarea bruscă a sarcinii nu este total plastică, o parte din ea dispărând treptat după ridicarea forței aplicate. Această deformație se numește anelastică. Deformațiile elastice și cele anelastice sunt în general mici în comparație cu deformațiile plastice.

Acțiunii de deformare a forțelor exterioare i se opune acțiunea forțelor interioare. Știința care studiază legăturile dintre forțele exterioare, deformații și forțele interioare este rezistența materialelor.

Ipotezele care stau la bază în studiile de rezistența materialelor sunt legate de continuitatea, omogenitatea și izotropia materialului. Continuitatea presupune inexistența spațiilor goale de nici un fel, omogenitatea presupune proprietăți identice în toate punctele, iar izotropia presupune existența unei constante a proprietăților independent de direcție.

La scară microscopică, cele mai multe materiale metalice utilizate practic îndeplinesc aceste condiții. Se cunoaște însă faptul că, examinate la scară microscopică, aceste materiale se dovedesc a fi formate din mai multe faze, care au proprietăți diferite ceea ce înseamnă că nu mai poate fi vorba de omogenitate sau de izotropie.

Fenomenele de segregare care sunt prezente în materialele metalice formate dintr-o singură fază fac ca și aceste materiale să nu fie omogene. În același timp materialele metalice în general sunt agregate policristaline, grăunții metalici având proprietăți diferite în funcție de direcția cristalografică.

În cazul corpurilor macroscopice, care din punct de vedere statistic pot fi considerate omogene și izotrope rezistența materialelor descrie corect comportarea materialelor reale cu precizarea că trebuie ținut cont în unele cazuri de procedeul tehnologic de obținere a materialului. Astfel, produsele laminate, cele obținute prin forjare sau dintr-un singur cristal sunt chiar și la scară macroscopică anizotrope.

4.1.1.1 Tensiuni

Diversitatea acțiunilor exterioare ce se manifestă asupra unor corpuri, având și ele o diversitate de forme și dimensiuni ne conduc la ideea utilizării în calcule a unor mărimi specifice care să nu depindă de forma și dimensiunile corpului sollicitat; aceste mărimi se numesc tensiuni.

Prin tensiune sau efort unitar se înțelege rezistența internă raportată la unitatea de suprafață pe care un corp o opune unei forțe exterioare F .

Chiar dacă forța F acționează axial pe secțiunea transversală S a unui corp de formă regulată, de exemplu un cilindru, tensiunea p este variabilă pe suprafața S din cauza anizotropiei proprii grăunților, prezenței mai multor faze, variației secțiunii probei etc. și de aceea ea poate fi definită într-un punct M prin relația:

$$p = \lim_{\Delta S \rightarrow 0} \frac{\Delta F}{\Delta S}, \quad (4.1.1.1.1)$$

unde: ΔS este elementul de suprafață care înconjură punctul M iar ΔF este forța care acționează pe suprafața ΔS .

În general, atât forța F cât și tensiunea p sunt înclinate față de suprafața pe care acționează și se pot descompune într-o componentă normală σ la planul S numită tensiune normală și o componentă τ conținută în planul S numită tensiune tangențială.

Dacă notăm cu Φ unghiul dintre forța F și normala OZ la planul S considerat, figura 4.1.1.1.1 putem calcula tensiunile:

$$\begin{aligned} \sigma &= \frac{F}{S} \cdot \cos \Phi \\ \tau &= \frac{F}{S} \cdot \sin \Phi \end{aligned} \quad (4.1.1.1.2)$$

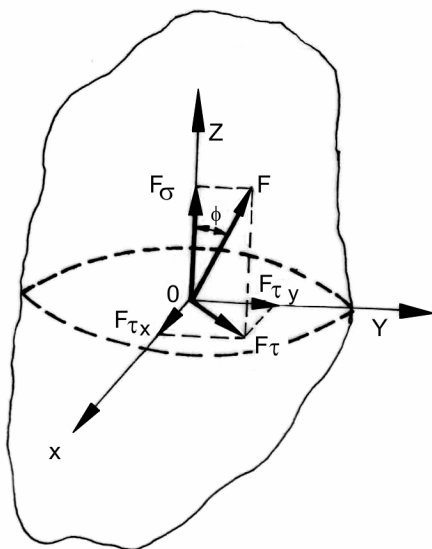


Fig. 4.1.1.1.1 Descompunerea forțelor în componente normale și tangențiale

4.1.1.2 Deformații liniare și unghiulare

Sub acțiunea unor tensiuni corpurile se deformează. Deformațiile unui corp se manifestă prin modificarea lungimii elementelor liniare ale corpului și prin modificarea dimensiunilor unghiulare. Primul fel de deformație poartă numele de deformație liniară, iar cel de-al doilea se

numește deformație unghiulară. Cele două tipuri de deformație coexistă în cazul general al deformării corpurilor și deformația este de obicei combinată.

Considerând o bară metalică cilindrică cu lungimea inițială L_i supusă unei forțe F care acționează axial se obține o deformație liniară; bara se va lungi în direcția în care acționează forța și se va contracta în direcție perpendiculară.

După deformare, lungimea finală a barei devine L_f și se poate defini deformația specifică liniară, sau lungirea specifică:

$$\varepsilon = \frac{L_f - L_i}{L_i} = \frac{\Delta L}{L_i} = \frac{1}{L_i} \int_{L_i}^{L_f} dL \quad (4.1.1.2.1)$$

Lungirea specifică reprezintă deformația liniară medie, iar atunci când se exprimă în procente se notează cu A și mai este cunoscută și sub numele de alungire:

$$A = \frac{\Delta L}{L_i} \cdot 100\% . \quad (4.1.1.2.2)$$

În cazul deformațiilor mari se folosește mărimea ϵ numită deformație reală și care se definește prin raportul dintre creșterea lungimii barei și lungimea ei instantanee:

$$\epsilon = \sum \frac{L_1 - L_i}{L_i} + \frac{L_2 - L_1}{L_1} + \dots = \int_{L_i}^{L_f} \frac{dL}{L} = \ln \frac{L_f}{L_i} , \quad (4.1.1.2.3)$$

unde: L_1, L_2, \dots reprezintă lungimile instantanee ale barei după intervale de timp infinit mici de acțiune a forței aplicate.

În domeniul deformațiilor elastice, pentru cele mai multe materiale este valabilă legea lui Hooke:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon . \quad (4.1.1.2.4)$$

Coefficientul de proporționalitate E dintre tensiune și deformație în cazul deformațiilor liniare poartă denumirea de modul de elasticitate longitudinal sau modulul lui Young.

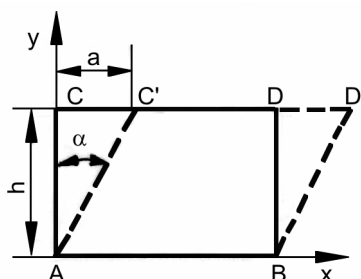


Fig. 4.1.1.2.1 Deformații unghiulare

Caracterizarea deformației unghiulare se face prin unghiul de alunecare α cu care se modifică valoarea unghiului drept dintre trei puncte ale unui corp sub acțiunea unor tensiuni tangențiale, figura 4.1.1.2.1.

Prin definiție, lunecarea specifică γ este egală cu tangenta unghiului de alunecare α :

$$\gamma = \frac{a}{h} = \operatorname{tg} \alpha \quad (4.1.1.2.5)$$

La deformații mici, $\operatorname{tg} \alpha = \alpha$ și

$$\gamma = \frac{a}{h} \approx \alpha \quad (4.1.1.2.6)$$

Asemănător deformației liniare ε , deformația unghiulară γ este în domeniul elastic proporțională cu tensiunea ce o generează:

$$\tau = G \cdot \gamma \quad (4.1.1.2.7)$$

Constanta de proporționalitate în acest caz se numește modul de elasticitate transversal.

4.1.1.3 Starea de tensiuni într-un punct. Componentele tensiunii

Tensiunea este o mărime tensorială și pentru a o descrie sunt necesari trei vectori perpendiculari unul pe altul sau nouă numere numite componentele tensiunii. Aceste componente se pot găsi izolând un volum infinit mic din corpul care se află în stare de tensiune, figura 4.1.1.3.1.

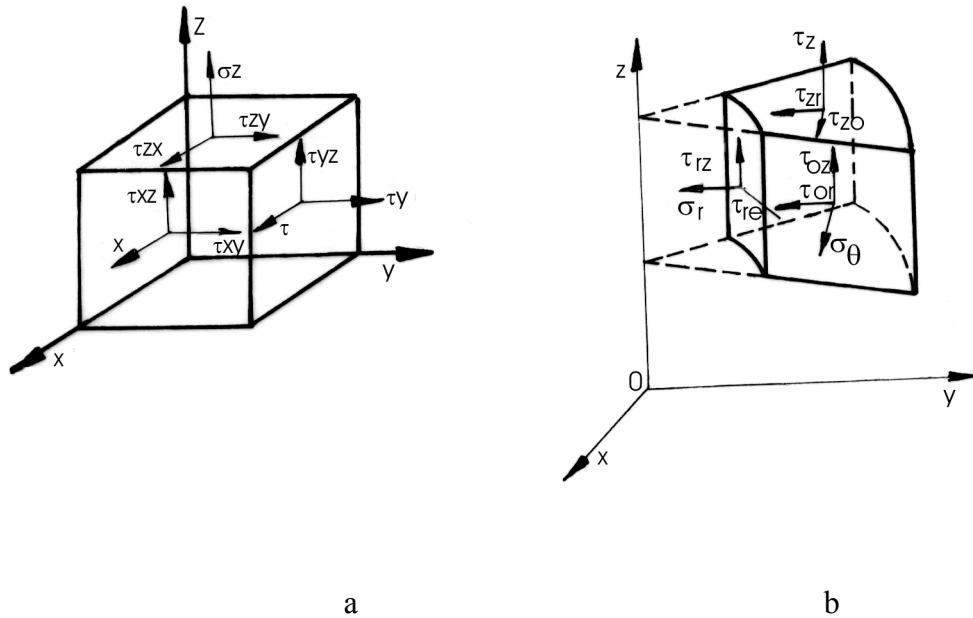


Fig.4.1.1.3.1 Componentele tensiunii a) în coordonate carteziene; b) în coordonate cilindrice

Deoarece pe fețele paralele acționează forțe egale și de sens contrar este suficient să se considere numai forțele care acționează pe trei fețe perpendiculare.

Notând cu X, Y, Z forțele care acționează pe fața perpendiculară pe axa x, y, respectiv z, fiecare dintre aceste forțe se descompune în trei componente, una normală și două tangențiale.

De exemplu, X se descompune în componenta normală σ_x perpendiculară pe fața care taie axa x și în componentele τ_{xy} și τ_{xz} care se găsesc în planul care conține această față, prima fiind paralelă cu axa y iar a doua cu axa z.

Condiția de echilibru cere ca momentele în raport cu axele x, y, și z ale tuturor componentelor tensiunii să fie egale, iar acest lucru se scrie: $\tau_{xy} = \tau_{yx}$, $\tau_{xz} = \tau_{zx}$ și $\tau_{yz} = \tau_{zy}$. În acest fel starea de tensiuni într-un punct este caracterizată de șase mărimi: σ_x , σ_y , σ_z , τ_{xy} , τ_{xz} , și τ_{yz} .

În coordonate cilindrice componentele tensiunii sunt: σ_r , σ_θ , σ_z , $\tau_{\theta z}$, $\tau_{z\theta}$, $\tau_{r\theta}$, $\tau_{\theta r}$, τ_{zr} , τ_{rz} și $\tau_{r\theta}$. Primele trei tensiuni sunt tensiuni normale iar celelalte șase sunt tangențiale. Și în acest caz pentru păstrarea echilibrului se cere ca $\tau_{\theta z} = \tau_{z\theta}$, $\tau_{\theta r} = \tau_{r\theta}$, și $\tau_{zr} = \tau_{rz}$.

Starea de tensiuni caracterizată prin cele nouă componente ale tensiunii se poate scrie și sub formă matriceală:

$$T\sigma = \begin{vmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_z \end{vmatrix} \quad (4.1.1.3.1)$$

Matricea (4.1.1.3.1) poartă denumirea de tensorul tensiunii.

Se poate arăta că în fiecare punct al corpului există trei plane perpendiculare unul pe celălalt pe care acționează numai tensiuni normale, tensiunile tangențiale fiind nule. Aceste plane poartă denumirea de plane principale iar tensiunile care acționează pe ele, tensiuni principale și se notează cu σ_1 , σ_2 și σ_3 ; prin convenție $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$.

Tensiunile tangențiale maxime τ_1 , τ_2 și τ_3 numite și tensiuni tangențiale principale acționează pe planele bisectoare formate de câte două tensiuni principale.

Dacă numai una dintre tensiunile principale este diferită de zero starea de tensiuni se numește uniaxială sau liniară; dacă două dintre tensiunile principale sunt diferite de zero starea de tensiuni se numește plană, iar dacă toate tensiunile principale sunt diferite de zero starea de tensiune se numește volumetrică sau triaxială. În acest caz dacă două tensiuni principale sunt egale, starea de tensiuni se numește cilindrică iar dacă toate cele trei tensiuni principale sunt egale, starea de tensiuni se numește sferică sau hidrostatică.

4.1.1.4 Componentele deformațiilor

Deformațiile rezultă ca efect al acțiunii tensiunilor și este de așteptat ca starea de deformare să poată fi caracterizată asemănător stării tensiunilor.

Într-adevăr această caracterizare poate fi făcută utilizând nouă scalari numiți componentele deformației în coordonate carteziene sau în coordonate cilindrice.

Spre exemplificare, într-un sistem cartezian aceste componente pot fi determinate studiind lungirea muchiilor unui paralelipiped infinit mic, deformații liniare și modificarea unghiurilor paralelipipedului, deformațiile unghiulare. Un astfel de paralelipiped este arătat în figura 4.1.1.4.1.

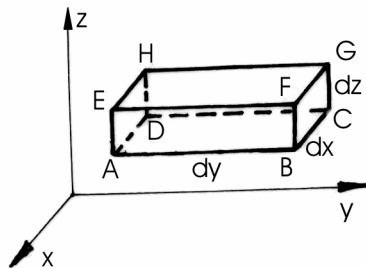


Fig. 4.1.1.4.1 Componentele deformațiilor

Dacă înainte de deformare coordonatele punctului A sunt x , y , și z , după deformare acest punct suferă deplasările u , în direcția x , v , în direcția y și w , în direcția z . Lungirile specifice în direcțiile x , y , z vor fi:

$$\begin{aligned} \varepsilon_x &= \frac{\partial u}{\partial x}; & \gamma_{xy} = \gamma_{yx} &= \frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial y}; \\ \varepsilon_y &= \frac{\partial v}{\partial y}; \text{ iar cele unghiulare: } \gamma_{yz} = \gamma_{zy} &= \frac{\partial w}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial z}; & (4.1.1.4.1) \\ \varepsilon_z &= \frac{\partial w}{\partial z} & \gamma_{xz} = \gamma_{zx} &= \frac{\partial w}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial z}; \end{aligned}$$

Deoarece $\gamma_{xy} = \gamma_{yx}$, $\gamma_{yz} = \gamma_{zy}$ și $\gamma_{zx} = \gamma_{xz}$ starea de deformare este descrisă prin șase mărimi: ε_x , ε_y , ε_z , γ_{xy} , γ_{yz} și γ_{xz} .

Asemănător tensiunilor și pentru deformații există un sistem de coordonate pentru care deformațiile unghiulare sunt nule. Axele acestui sistem se numesc principale iar deformațiile de-a lungul lor deformații principale și se notează ε_1 , ε_2 și ε_3 . Utilizând deformațiile principale și considerând un corp de volum v_0 supus deformării, volumul se va modifica cu Δv_0 .

Se definește deformația specifică volumică prin raportul:

$$\varepsilon_v = \frac{\Delta v_0}{v_0} = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3. \quad (4.1.1.4.2)$$

4.1.1.5 Relații între tensiuni și deformații

Pentru orice stare de tensiuni uniaxială, legea lui Hooke arată legătura dintre tensiune și deformație:

$$\sigma_x = E \cdot \varepsilon_x \quad (4.1.1.5.1)$$

Simultan cu creșterea lungimii corpului se produce o contracție în direcțiile transversale y și z. Raportul dintre deformația în direcția transversală și deformația în direcția longitudinală este o mărime constantă ν , numită coeficient de contracție transversală sau coeficientul lui Poisson, iar inversul său $m=1/\nu$, poartă numele de constanta lui Poisson.

Pentru starea de tensiune liniară putem scrie relațiile:

$$\varepsilon_z = \varepsilon_y - \varepsilon_x = -\nu \cdot \frac{\sigma_x}{E} \quad (4.1.1.5.2)$$

În cazul unui material perfect, elastic și izotrop, coeficientul de contracție transversală teoretic este egal cu 0,25; pentru cele mai multe materiale metalice policristaline, acest coeficient are valoarea 0,33.

Relațiile dintre tensiuni și deformații în cazul stării spațiale de tensiuni sunt:

$$\begin{aligned} \varepsilon_x &= \frac{1}{E} \cdot [\sigma_x - \nu(\sigma_y + \sigma_z)] & \gamma_{xy} &= \frac{\tau_{xy}}{G} \\ \varepsilon_y &= \frac{1}{E} \cdot [\sigma_y - \nu(\sigma_x + \sigma_z)] & \gamma_{xz} &= \frac{\tau_{xz}}{G} \\ \varepsilon_z &= \frac{1}{E} \cdot [\sigma_z - \nu(\sigma_y + \sigma_x)] & \gamma_{yz} &= \frac{\tau_{yz}}{G} \end{aligned} \quad (4.1.1.5.3)$$

În acest fel pentru a caracteriza comportarea elastică a unui material metalic sunt necesare trei constante E, G și ν , legate prin relația:

$$G = \frac{E}{2 \cdot (1 + \nu)} \quad (4.1.1.5.4)$$

Pentru a descrie comportarea elastică a unui material se mai poate utiliza și modulul de elasticitate volumetrică definit prin mărimea K:

$$K = \frac{\sigma_{med}}{\varepsilon_v} \quad (4.1.1.5.5)$$

unde: $\sigma_{med} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3}$ și $\varepsilon_v = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = \frac{3 \cdot \sigma_{med} \cdot (1 - 2 \cdot \nu)}{E}$, deci

$$K = \frac{E}{3 \cdot (1 - 2 \cdot \nu)} \quad (4.1.1.5.5')$$

Relațiile de mai sus au fost deduse în condițiile în care se consideră corpurile izotrope (metale policristaline cu grăunți fini) la care E, G și ν nu variază cu direcția.

În cazul materialelor anizotrope forma relațiilor devine ceva mai complexă, numărul de constante devenind mult mai mare. Relațiile în cauză sunt cunoscute sub denumirea de legile lui Hooke generalizate și pot fi aplicate oricărui corp:

$$\begin{aligned}\varepsilon_x &= S_{11} \cdot \sigma_x + S_{12} \cdot \sigma_y + S_{13} \cdot \sigma_z + S_{14} \cdot \tau_{xy} + S_{15} \cdot \tau_{xz} + S_{16} \cdot \tau_{yz} \\ \varepsilon_y &= S_{21} \cdot \sigma_x + S_{22} \cdot \sigma_y + S_{23} \cdot \sigma_z + S_{24} \cdot \tau_{xy} + S_{25} \cdot \tau_{xz} + S_{26} \cdot \tau_{yz} \\ \varepsilon_z &= S_{31} \cdot \sigma_x + S_{32} \cdot \sigma_y + S_{33} \cdot \sigma_z + S_{34} \cdot \tau_{xy} + S_{35} \cdot \tau_{xz} + S_{36} \cdot \tau_{yz} \\ \gamma_{xy} &= S_{41} \cdot \sigma_x + S_{42} \cdot \sigma_y + S_{43} \cdot \sigma_z + S_{44} \cdot \tau_{xy} + S_{45} \cdot \tau_{xz} + S_{46} \cdot \tau_{yz}\end{aligned}\quad (4.1.1.5.6)$$

$$\begin{aligned}\gamma_{xz} &= S_{51} \cdot \sigma_x + S_{52} \cdot \sigma_y + S_{53} \cdot \sigma_z + S_{54} \cdot \tau_{xy} + S_{55} \cdot \tau_{xz} + S_{56} \cdot \tau_{yz} \\ \gamma_{yz} &= S_{61} \cdot \sigma_x + S_{62} \cdot \sigma_y + S_{63} \cdot \sigma_z + S_{64} \cdot \tau_{xy} + S_{65} \cdot \tau_{xz} + S_{66} \cdot \tau_{yz}\end{aligned}$$

O altă serie de ecuații ce leagă tensiunile de deformații se poate scrie astfel:

$$\begin{aligned}\sigma_x &= C_{11} \cdot \varepsilon_x + C_{12} \cdot \varepsilon_y + C_{13} \cdot \varepsilon_z + C_{14} \cdot \gamma_{xy} + C_{15} \cdot \gamma_{xz} + C_{16} \cdot \gamma_{yz} \\ \sigma_y &= C_{21} \cdot \varepsilon_x + C_{22} \cdot \varepsilon_y + C_{23} \cdot \varepsilon_z + C_{24} \cdot \gamma_{xy} + C_{25} \cdot \gamma_{xz} + C_{26} \cdot \gamma_{yz} \\ \sigma_z &= C_{31} \cdot \varepsilon_x + C_{32} \cdot \varepsilon_y + C_{33} \cdot \varepsilon_z + C_{34} \cdot \gamma_{xy} + C_{35} \cdot \gamma_{xz} + C_{36} \cdot \gamma_{yz} \\ \tau_{xy} &= C_{41} \cdot \varepsilon_x + C_{42} \cdot \varepsilon_y + C_{43} \cdot \varepsilon_z + C_{44} \cdot \gamma_{xy} + C_{45} \cdot \gamma_{xz} + C_{46} \cdot \gamma_{yz} \\ \tau_{xz} &= C_{51} \cdot \varepsilon_x + C_{52} \cdot \varepsilon_y + C_{53} \cdot \varepsilon_z + C_{54} \cdot \gamma_{xy} + C_{55} \cdot \gamma_{xz} + C_{56} \cdot \gamma_{yz} \\ \tau_{yz} &= C_{61} \cdot \varepsilon_x + C_{62} \cdot \varepsilon_y + C_{63} \cdot \varepsilon_z + C_{64} \cdot \gamma_{xy} + C_{65} \cdot \gamma_{xz} + C_{66} \cdot \gamma_{yz}\end{aligned}\quad (4.1.1.5.7)$$

Mărimile S_{ij} din relațiile (4.1.1.5.6) se numesc constante de elasticitate iar mărimile C_{ij} din relațiile (4.1.1.5.7) se numesc module de elasticitate.

În total sunt 36 de coeficienți necesari pentru a calcula tensiunile știind deformații sau tot 36 de coeficienți necesari pentru a calcula deformațiile știind tensiunile.

Totuși, dacă se are în vedere că $S_{ij} = S_{ji}$ iar $C_{ij} = C_{ji}$, numărul constantelor se reduce la 21 (chiar și în cazul cristalelor cu simetria cea mai scăzută, din sistemul triclinic). Odată cu creșterea gradului de simetrie al cristalelor numărul constantelor se micșorează și mai mult.

Astfel pentru sistemul cubic putem scrie relațiile:

$$\begin{aligned}\varepsilon_x &= S_{11} \cdot \sigma_x + S_{12} \cdot (\sigma_y + \sigma_z) & \gamma_{yz} &= S_{44} \cdot \tau_{yz} \\ \varepsilon_y &= S_{11} \cdot \sigma_y + S_{12} \cdot (\sigma_x + \sigma_z) & \gamma_{zx} &= S_{44} \cdot \tau_{zx} \\ \varepsilon_z &= S_{11} \cdot \sigma_z + S_{12} \cdot (\sigma_x + \sigma_y) & \gamma_{xy} &= S_{44} \cdot \tau_{xy}\end{aligned}\quad (4.1.1.5.8)$$

Comparând cu relațiile (4.1.1.5.4) rezultă că pentru un material policristalin izotrop:

$$\begin{aligned}S_{11} &= \frac{1}{E} \\ S_{12} &= -\frac{\nu}{E}\end{aligned}\quad (4.1.1.5.9)$$

$$S_{44} = \frac{1}{G}$$

Pentru un astfel de material:

$$S_{44} = 2 \cdot (S_{11} - S_{12})\quad (4.1.1.5.10)$$

În cazul sistemului cubic se poate arăta că sunt valabile și relațiile de legătură:

$$\begin{aligned}C_{11} &= \frac{S_{11} + S_{12}}{(S_{11} - S_{12}) \cdot (S_{11} + 2 \cdot S_{12})}; \\ C_{12} &= \frac{S_{11}}{(S_{11} - S_{12}) \cdot (S_{11} - 2 \cdot S_{12})}; \\ C_{44} &= \frac{1}{S_{44}}\end{aligned}\quad (4.1.1.5.11)$$

4.1.2 Proprietățile elastice ale materialelor metalice

Cunoașterea caracteristicilor elastice ale materialelor metalice este deosebit de importantă atunci când se face alegerea unui material. Determinarea lor se poate realiza practic utilizând curba caracteristică trasată la încercarea la tracțiune, iar modul de determinare și condițiile tehnice ce trebuie realizate în acest scop sunt definite în STAS 10290-75.

Standardul definește următoarele caracteristici elastice: modulul de elasticitate longitudinal E , limita de proporționalitate convențională σ_l , limita de elasticitate convențională σ_p , limita de elasticitate tehnică σ_r , coeficientul de contracție transversală ν .

Modulul de elasticitate longitudinal poate fi:

- modul de elasticitate tangent curent E_σ definit ca raportul creșterii tensiunii și creșterea corespunzătoare a lungirii specifice, când acestea tind către zero într-un punct specificat al porțiunii elastice a curbei caracteristice la tracțiune;
- modul de elasticitate tangent inițial E_0 , definit ca raportul dintre creșterea tensiunii și creșterea corespunzătoare a lungirii specifice, când acestea tind către zero, în originea curbei caracteristice la tracțiune;
- modul de elasticitate de coardă curent E_{σ_i} , definit ca raportul dintre creșterea tensiunii ($\Delta\sigma_i = \sigma_{i+1} - \sigma_i$) și creșterea corespunzătoare a lungirii specifice ($\Delta\varepsilon_i = \varepsilon_{i+1} - \varepsilon_i$) pentru o treaptă de solicitare i sub limita de proporționalitate; $E_{\sigma_i} = \frac{\Delta\sigma_i}{\Delta\varepsilon_i}$;
- modul de elasticitate la coardă inițial E_{c0} , definit ca raportul dintre creșterea tensiunii $\Delta\sigma_0$ și creșterea corespunzătoare a lungirii specifice pentru prima treaptă de solicitare; $E_{c0} = \frac{\Delta\sigma_0}{\Delta\varepsilon_0}$;
- modul de elasticitate mediu E_{med} , definit ca medie aritmetică a valorilor modulului de elasticitate de coardă, determinate pentru primele n trepte de încărcare succesive, sub limita de proporționalitate: $E_{med} = \frac{\sum_{i=1}^n \Delta\sigma_i}{\sum_{i=1}^n \Delta\varepsilon_i}$;
- modul de elasticitate convențional liniar E , definit ca raportul dintre tensiunea și lungirea specifică corespunzătoare la metale care prezintă o porțiune elastică liniară a curbei caracteristice la tracțiune: $E = \frac{\sigma}{\varepsilon}$;
- modul de elasticitate convențional secant E_s , definit ca raport între tensiunea și lungirea specifică corespunzătoare la metale care nu prezintă o porțiune elastică liniară a curbei caracteristice la tracțiune: $E_s = \frac{\sigma}{\varepsilon}$, valoarea lungirii specifice totale fiind indicată drept indice.

În cazul oțelurilor se adoptă de obicei $\varepsilon = 0,1\%$ ($E_{s0,1}$).

La materialele care prezintă o porțiune elastică liniară pe curba caracteristică la tracțiune se determină numai modulul de elasticitate convențional liniar E .

Modulul de elasticitate tangent se determină pe diagramele înregistrate, prin trasarea tangentelor la curba caracteristică în dreptul originii și la diverse tensiuni.

Modulul de elasticitate la coardă se stabilește prin încercări în cel puțin cinci trepte egale, fiecare treaptă reprezentând 10-15% din sarcina aferentă limitei de curgere aparente sau convenționale.

Coeficientul de contracție transversală poate fi:

- de coardă v_{σ_i} , reprezentând raportul dintre creșterea lungirii specifice transversale $(\Delta\varepsilon_{tr})_i$ și creșterea lungirii specifice longitudinale $(\Delta\varepsilon)_i$ corespunzătoare unei creșteri de tensiune $(\Delta\sigma_i)$ la o treaptă de solicitare i :

$$v_{\sigma_i} = \frac{(\Delta\varepsilon_{tr})_i}{(\Delta\varepsilon)_i};$$

- mediu v_{med} , reprezentând media aritmetică a valorilor coeficientului de contracție transversală de coardă, determinate pentru primele n trepte de încărcare succesivă (cel puțin cinci trepte egale de tensiune) sub limita de proporționalitate: $v_{med} = \frac{1}{n} \cdot \sum_{i=0}^n \frac{(\Delta\varepsilon_{tr})_i}{(\Delta\varepsilon)_i}$;
- secant v_s , reprezentând raportul dintre lungirea specifică transversală și lungirea specifică longitudinală, corespunzătoare unei lungiri totale prescrise: $v_s = \frac{\varepsilon_{tr}}{\varepsilon}$.

Valoarea lungirii specifice totale se scrie ca indice. La oțeluri se adoptă $\varepsilon = 0,1\%$ și deci v_s 0,1.

Pentru determinarea coeficientului de contracție transversal standardul prevede utilizarea epruvetelor plate încărcate în mașina de încercat continuu și progresiv, la cel puțin cinci trepte de încărcare, fiecare treaptă reprezentând între 10% și 15 % din sarcina aferentă limitei de curgere aparente sau convenționale a materialului examinat. Deformațiile epruvetei după direcțiile axială și transversală se măsoară simultan cu două perechi de extensometre, montate pe cele două fețe opuse ale epruvetei. Lungirile specifice, longitudinală și transversală se evaluează ca medie a celor două măsurări corespunzătoare unei sarcini și se înscriu în diagrama tensiune – deformație funcție de tensiunile aferente.

Modulul de elasticitate transversal G se poate determina la metale în mod similar cu E , construind diagrama $\tau - \gamma$ pentru o bară sollicitată la torsiune în mod curent însă el se determină din relația de legătură între modulul de elasticitate longitudinal, transversal și coeficientul de contracție transversală (4.1.1.5.4).

Marea majoritate a materialelor metalice de interes practic sunt agregate policristaline alcătuite din grăunți cu dimensiuni mici orientați absolut întâmplător. Deși grăunții sunt anizotropi, dimensiunile lor reduse și orientarea lor fac ca din punct de vedere statistic un agregat policristalin să poată fi considerat izotrop, proprietățile lui elastice fiind egale cu valorile medii ale proprietăților elastice ale unui monocristal.

Din compararea valorilor obținute din calcul și a celor obținute pe cale experimentală pentru E și G , se poate constata o bună corespondență ceea ce înseamnă că influența limitelor de grăunți asupra proprietăților elastice este foarte mică.

Din experiență se cunoaște că modulul de elasticitate E variază cu numărul de ordine și invers proporțional cu distanța r dintre atomi, relația fiind:

$$E = \frac{K}{r^m} \quad (4.1.2.1)$$

unde K și m sunt constante.

Regula nu se aplică metalelor tranziționale la care modulul de elasticitate crește cu distanța dintre atomi.

Modulul de elasticitate caracterizează forțele de legătură dintre atomi, fiind legat de temperatura caracteristică θ prin relația:

$$\theta = \frac{h}{k} \cdot \left(\frac{3 \cdot N}{4 \cdot \pi \cdot A} \right)^{\frac{1}{3}} \cdot \rho^{\frac{1}{3}} \cdot v \quad (4.1.2.2)$$

unde:

- v reprezintă viteza medie de propagare a undelor elastice dată de relația:

$$\frac{3}{v^3} = \frac{1}{v_l^3} + \frac{2}{v_t^3}$$

$$v_l = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (4.1.2.3)$$

$$v_t = \sqrt{\frac{G}{\rho}}$$

unde v_l este viteza longitudinală de propagare a undelor elastice, iar v_t este viteza transversală de propagare a undelor elastice; h este constanta lui Planck; k este constanta lui Boltzmann; ρ – densitatea materialului; A greutatea atomică; N numărul lui Avogadro.

Prin încălzire valoarea modulului de elasticitate scade după relația găsită de Portevin:

$$E = \frac{K \cdot T_t^a}{V^b} \quad (4.1.2.4)$$

unde: T_t reprezintă temperatura de topire în K; V – volumul specific; a și b constante având valorile aproximative $a = 1$ și $b = 2$.

Se cunosc materiale metalice care au coeficientul de temperatură al modulului de elasticitate foarte mic (aproape nul) sau chiar pozitiv. Astfel aliajul elinvar (0,7 – 0,8% C; 2 – 3 % Mn; 33 – 35 % Ni; 9 % Cr; 2 – 4 % W; restul Fe) sau nispen C (42 % Ni; 5,5 % Cr; 2,5 % Ti; restul Fe) are coeficientul de temperatură al modulului de elasticitate pozitiv.

Modulul de elasticitate E determină capacitatea materialelor de a se opune deformațiilor elastice, proprietate numită rigiditate. Considerând o sarcină fixă cu cât deformația elastică este mai mică cu atât rigiditatea este mai mare. Rigiditatea este deci direct proporțională cu modulul de elasticitate.

În principiu, modulul de elasticitate poate fi modificat prin diferite metode metalurgice. Astfel orientarea preferată care se poate obține prin turnare, prelucrare plastică sau tratament termic influențează sensibil modulul de elasticitate, materialul devenind anizotrop.

Acest lucru este folosit în domeniul fabricării profilelor cu modul de elasticitate mare din table anizotrope elastic obținute prin laminare la rece; de exemplu tablele obținute prin laminare la rece a unui oțel crom au $E_{\max} = 25,16 \times 10^5$ MPa și $E_{\min} = 20,36 \times 10^5$ MPa.

Modulul de elasticitate al unui metal poate fi modificat și prin aliere. Acest lucru nu are importanță practică deoarece sunt necesare procente prea mari de elemente de aliere pentru obținerea de rezultate semnificative.

Tratamentele termice produc de asemeni modificări ale modulului de elasticitate însă și aceste variații sunt prea mici pentru a avea utilizări practice. Deformarea plastică are de asemeni un rol minor în modificarea modulului de elasticitate.

Până în prezent se poate afirma că nu se cunoaște o metodă de tratament care să producă o creștere importantă a modulului de elasticitate al unui material dat. Prin urmare, creșterea rigidității la întindere a unei piese se poate realiza numai prin creșterea secțiunii ei sau prin înlocuirea materialului cu un altul cu o rigiditate mai mare.

Oțelurile, ca materiale de construcție sunt foarte apreciate pentru calitățile lor elastice caracterizându-se printr-o rigiditate ridicată dar care nu poate fi mărită semnificativ. Atunci când oțelurile trebuie utilizate la arcuri, se utilizează un procent de carbon ridicat, se practică alierea, laminarea la rece, tratamentul termic. Aceste lucruri se fac pentru a crește proprietățile elastice prin mărirea limitei de elasticitate și nu pentru a crește modulul de elasticitate.

Soluția cea mai convenabilă pentru a avea deformații elastice mici și rigidități mari este utilizarea carburilor de W care au modulul de elasticitate de trei ori mai mare decât al oțelului. fiind în același timp dure și rezistente.

4.2. Comportarea materialelor metalice la deformare plastică. Noțiuni generale.

Principalele proprietăți mecanice ale materialelor metalice sunt obținute cu ajutorul curbelor tensiune-deformație trasate la încercări de întindere, compresiune, răsucire etc. O curbă tensiune – deformație obținută la întindere este arătată în figura 4.2.1.

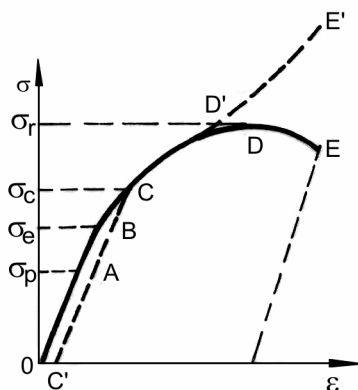


Fig. 4.2.1 Curba tensiune – deformație

La trasarea diagramei nu s-a ținut cont că în timpul încercării secțiunea epruvetei se micșorează; tensiunea s-a calculat prin împărțirea sarcinii aplicate la secțiunea inițială a epruvetei, iar ca deformație s-a considerat deformația specifică liniară ϵ . O astfel de curbă se numește curbă convențională și are următoarele puncte caracteristice:

- Punctul A până la care deformațiile sunt proporționale cu tensiunile.

Zona delimitată de origine și de acest punct, zona OA se numește zonă de proporționalitate, iar tensiunea corespunzătoare punctului A, se numește limită de proporționalitate σ_p .

- Punctul B până unde materialul se comportă elastic.

Ordonata punctului B se numește limită de elasticitate și se notează cu σ_e . Deoarece materialele nu sunt perfect elastice, pentru scopuri practice, se definește limita de elasticitate tehnică $\sigma_{0,01} = \sigma_e$ reprezentând tensiunea căreia îi corespunde o deformație remanentă de 0,01 %.

- Punctul C a cărui ordonată este egală cu tensiunea necesară pentru a produce o mică deformație permanentă egală de exemplu cu 0,2%; în figură această deformație este egală cu OC'.

Deoarece această tensiune reprezintă practic tensiunea la care materialul începe să curgă adică să se deformeze prin alunecări, ea se numește limită de curgere tehnică sau simplu limită de curgere și se notează cu σ_c .

- Punctul D a cărui ordonată reprezintă tensiunea maximă pe care o poate suporta materialul fără să se rupă; această tensiune se numește rezistență la rupere și se notează cu σ_r .

La deformări mai mari decât cea corespunzătoare rezistenței la rupere σ_r tensiunea aplicată scade ca urmare a apariției găturii, materialul rupându-se în punctul E.

Scăderea tensiunii dincolo de punctul D pe curbă este numai aparentă și se explică prin faptul că tensiunea se calculează permanent raportând forța aplicată la secțiunea inițială S_0 .

Considerând că secțiunea epruvetei nu se modifică în timpul încercării se face o eroare și ca urmare, tensiunea reală calculată prin împărțirea sarcinii la secțiunea efectivă a epruvetei se mărește tot timpul.

Dacă se construiește o diagramă, tensiune efectivă – deformație reală, tensiunea crește continuu până la rupere; o astfel de curbă se numește curbă reală și este reprezentată în figura 4.2.1 prin linia OCD'E'. Curba tensiune – deformație prezentată în figura 4.2.1 are o formă asemănătoare în cazul mai multor materiale metalice cum sunt aluminiul, cuprul etc.

Curbele trasate pentru alte materiale metalice, cum ar fi de pildă oțelurile cu conținut redus de carbon prezintă mici deosebiri având o zonă numită zona de curgere unde materialul se deformează plastic fără ca tensiunea aplicată să crească, ea oscilând între două valori, limita superioară de curgere și limita inferioară de curgere. O astfel de curbă este arătată în figura 4.2.2.

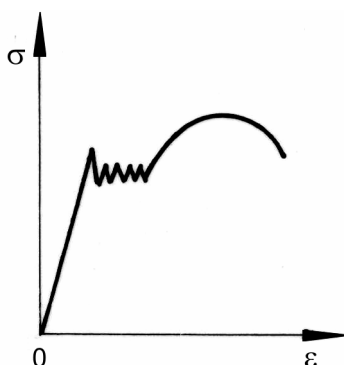
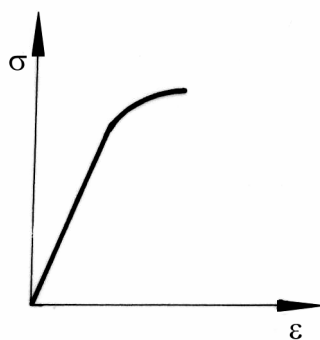


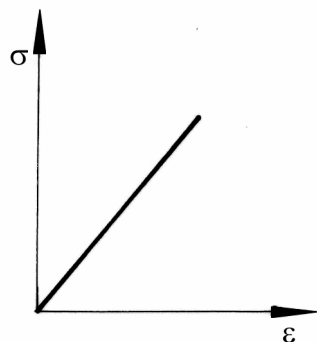
Fig. 4.2.2 Curbă tensiune – deformație cu palier de curgere

Deosebiri mai mari se obțin la materialele cu plasticitate foarte mică sau la cele lipsite total de plasticitate. Curbele tensiune deformație pentru aceste tipuri de materiale sunt date în figura 4.2.3 și în figura 4.2.4.



a.

Fig. 4.2.3 Curbă tensiune deformație pentru un material fragil



b.

Fig. 4.2.4 Curba tensiune – deformație pentru un material complet fragil

Din aceste curbe se poate observa că în primul caz ruperea se produce după o deformare plastică redusă iar în cel de-al doilea caz materialul se rupe fără a se deforma plastic.

Aceste tipuri de curbe arată că materialele metalice pot fi clasificate după modul de comportare sub sarcină în două grupe, materiale ductile și materiale fragile sau casante.

Materialele ductile au capacitate mare de a se deforma plastic înainte de rupere, curba lor caracteristică tipică fiind dată în figurile 4.2.1 și 4.2.2, iar ca reprezentanți menționăm aluminiul, cuprul, oțelul cu puțin carbon etc.

Materialele fragile se rup fără a se deforma plastic pronunțat; un material fragil, de exemplu fonta albă, figura 4.2.3 are o oarecare plasticitate înainte de rupere în timp ce un material complet fragil are limita de rupere aceeași cu limita de elasticitate, figura 4.2.4.

4.2.1 Mecanismele deformării plastice

Principalele mecanisme prin care metalele și aliajele se deformează sunt alunecarea și maclarea. Alunecarea constă în deplasarea de pachete de material de-a lungul unor plane cristaline numite plane de alunecare.

Prin alunecare integritatea materialului nu se strică, deoarece fiecare atom din stratul alunecat se mișcă cu un număr întreg de distanțe atomice trecând dintr-o poziție atomică în alta. Prin alunecare pe suprafața epruvetei apar praguri numite linii de alunecare. Formarea liniilor de alunecare este arătată în figura 4.2.1.1 care reprezintă un cristal cubic solicitat de o tensiune tangențială τ . Se vede că după o nouă lustruire aceste linii dispar.

Aceste linii pot fi observate ușor cu microscopul optic. La observarea cu microscopul electronic se vede că de fapt este vorba de o multitudine de linii grupate în benzi; mai mult, se constată că procesul de alunecare nu se produce simultan și uniform în întregul cristal ci neuniform după cum urmează.

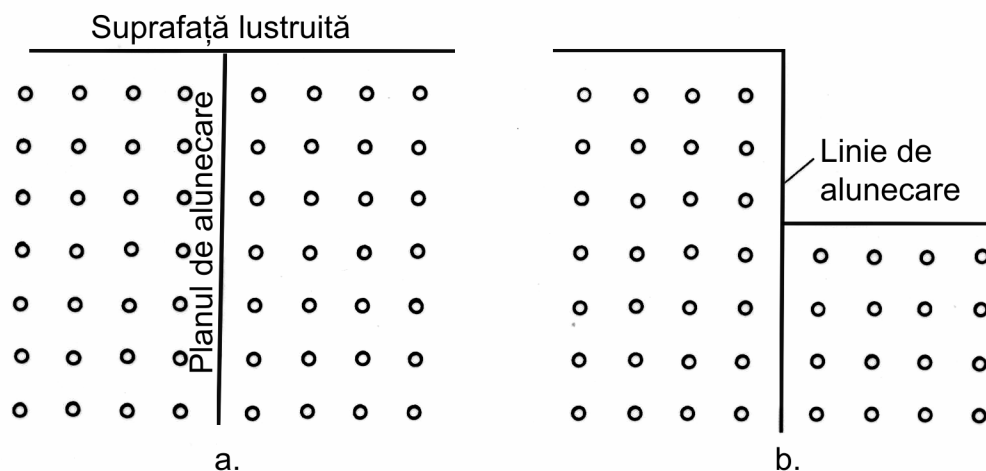


Fig. 4.2.1.1 Formarea liniilor de alunecare: a - cristalul înainte de deformare; b - cristalul după deformare

La tensiuni mici, alunecarea are loc pe un număr relativ mic de plane de alunecare grupate în benzi de alunecare, situate la aproximativ 100 distanțe atomice unul de altul. Dimensiunea alunecării pe un singur plan este de ordinul a 1000 distanțe atomice.

Pe măsură ce deformarea crește benzile de alunecare se lărgesc cuprinzând un număr tot mai mare de plane, figura 4.2.1.2.

Deformarea plastică se produce sub acțiunea tensiunilor tangențiale de forfecare. În timpul diferitelor operații de prelucrare prin presiune sau de încercări mecanice, sarcinile aplicate sunt de regulă foarte complexe și dau naștere întotdeauna la componente de forfecare care produc deformarea.

Se poate arăta ușor că tensiunile de forfecare sunt maxime pe planul înclinat la 45° față de direcția forței. Se poate astfel presupune că deformarea plastică începe printr-o alunecare în direcția de cea mai mare pantă pe un plan S' , care face cu direcția efortului un unghi de 45° .

Experiențele realizate pe monocristale arată însă că alunecarea nu are loc întotdeauna pe astfel de plane ci pe planele de maximă densitate de atomi iar direcțiile de alunecare sunt direcții cristaline pe care atomii sunt așezați cel mai dens.

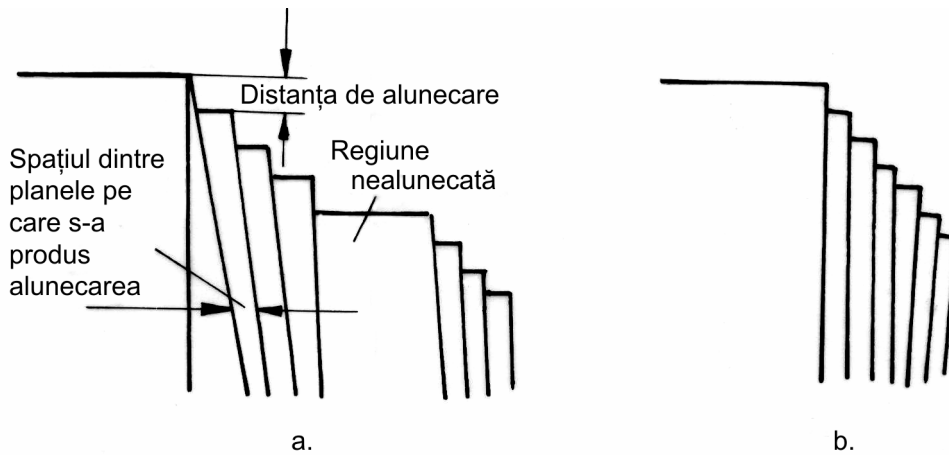


Fig. 4.2.1.2 Schema de principiu a procesului de alunecare:
a – deformații mici; b – deformații mari

Spre exemplificare, în metalele c.f.c alunecarea se produce pe planele $\{111\}$ de-a lungul direcțiilor $\langle 110 \rangle$ ceea ce înseamnă că în total sunt 12 sisteme de alunecare posibile. În metalele h.c., alunecarea are loc pe planele de bază sau de-a lungul axelor diagonale ceea ce înseamnă un număr de trei sisteme posibile de alunecare.

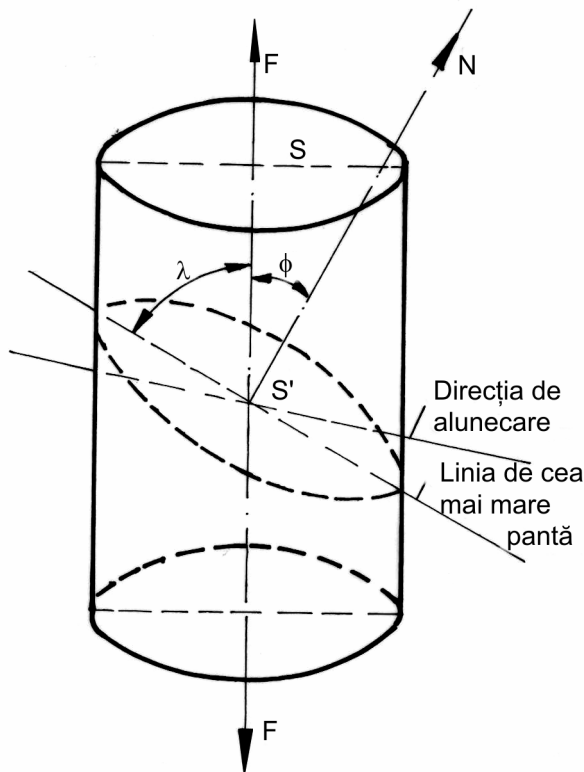


Fig. 4.2.1.3 Plane și direcții de alunecare și direcția sarcinii Φ , figura 4.2.1.3.

În metalele c.v.c. densitatea maximă de atomi aparține planelor $\{110\}$ dar nu diferă foarte mult de cea a planelor $\{112\}$ și $\{123\}$ ceea ce face ca alunecarea să se poată produce după toate cele trei familii de plane. Direcțiile de alunecare sunt $\langle 111 \rangle$ în toate cazurile ceea ce înseamnă un număr de 48 sisteme de alunecare. Acest lucru nu implică însă și o dimensiune redusă a tensiunii de forfecare la care începe alunecarea și aceasta deoarece planele de alunecare c.v.c. au o densitate atomică mult mai mică.

Se observă că orice cristal are mai multe sisteme de alunecare (plane și direcții), dar alunecarea nu începe simultan pe toate ci mai întâi pe acela pentru care componenta tensiunii de forfecare de-a lungul direcției de alunecare are o valoare maximă. Mărimea acestei componente este dată de relația:

$$\tau_R = \frac{F \cdot \cos \lambda}{S} = \frac{F}{S} \cdot \cos \Phi \cdot \cos \lambda \quad (4.2.1.1)$$

unde: λ este unghiul dintre direcția de

Putem trage concluzia că planul pe care va începe alunecarea este cel care întrunește cumulativ condițiile: să fie un plan cu densitate maximă de atomi și să fie orientat în așa fel încât unghiul ($45^{\circ}-\Phi$) să aibă valoarea cea mai mică iar direcția de alunecare să fie direcția de maximă densitate în atomi care face cel mai mic unghi cu linia de cea mai mare pantă. Altfel spus, alunecarea începe pe planul și în direcția de alunecare pentru care produsul $\cos \Phi \times \cos \lambda$ este maxim.

Mai mult, experimental s-a demonstrat că alunecarea nu începe la orice valoare a tensiunii τ_R ci numai atunci când această tensiune atinge o valoare critică, fapt cunoscut sub numele de legea componentei critice a tensiunii de forfecare sau legea lui Schmid.

Valoarea critică a componentei tensiunii de forfecare diferă mult de la metal la metal. Spre exemplu, pentru Zn valoarea este de 18 gf/mm^2 , la Cu este de 65 gf/mm^2 , la Ni este de 580 gf/mm^2 iar la fier este de 2800 gf/mm^2 .

Factorii care influențează această mărime sunt: compoziția chimică, structura, temperatura etc. Cu creșterea temperaturii componenta critică de forfecare scade iar variația ei cu compoziția este dată de legea lui Kurnakov.

Caracteristic pentru deformarea plastică la rece este faptul că deformarea o dată începută nu continuă la aceeași tensiune ci la tensiuni continuu crescătoare. Altfel spus, prin deformare la rece limita de curgere a unui metal crește.

În afară de limita de curgere, deformarea plastică la rece mai influențează și duritatea. În general, prin deformare plastică la rece duritatea crește, materialul devenind mai rezistent. Fenomenul este cunoscut sub numele de durificare prin deformare sau ecruisare.

Capacitatea de ecruisare a unui material metalic se apreciază după coeficientul de ecruisare care este egal cu panta curbei reale tensiune-deformație. Acest coeficient joacă în domeniul plastic rolul modulului de elasticitate în domeniul elastic și de aceea mai poartă numele de modul de plasticitate.

Modulul de plasticitate variază de la un metal la altul fiind influențat de tipul de rețea cristalină. Metalele ce cristalizează în sistem hexagonal, Zn, Cd, la care alunecarea are loc pe o singură familie de plane de alunecare au coeficient de ecruisare mic, iar cele care cristalizează în sistem cubic au coeficientul de ecruisare mare însă, și în acest caz dacă alunecarea se produce după un singur sistem de alunecare coeficientul este tot mic.

Al doilea mecanism prin care metalele se deformează plastic este maclarea.

Prin maclare, o parte a cristalului se deformează astfel încât devine imaginea în oglindă a părții de cristal nedeformat. Deoarece la cele mai multe metale contribuția maclării la deformarea plastică este mică, de multe ori deformarea prin acest mecanism este neglijată.

4.2.2 Limita de curgere a cristalelor perfecte

Alunecarea în rețele cristaline în concepția clasică se realizează prin deplasarea unei părți de cristal pe un plan de maximă densitate de atomi. Pentru a calcula tensiunea tangențială necesară producerii alunecării putem considera două plane atomice.

Considerăm planele situate la distanța a , iar atomii situați la distanța b unul de altul în direcția alunecării. Tensiunea τ provoacă o deplasare relativă între cele două plane pe distanța x .

Variația cu distanța a a forței necesare păstrării distanței dintre doi atomi vecini este de tip sinusoidal și poate fi exprimată prin relația:

$$\tau = \tau_m \cdot \sin \frac{2\pi \cdot x}{b} \quad (4.2.2.1)$$

unde: τ_m este amplitudinea - tensiunea necesară pentru deplasarea unui atom cu o distanță atomică, iar b este perioada - distanța atomică.

Pentru deformații mici:

$$\tau = \tau_m \cdot \frac{2\pi \cdot x}{b} \quad (4.2.2.2)$$

Pe de altă parte, dacă scriem și legea lui Hooke obținem:

$$\tau = G \cdot \gamma = \frac{G \cdot x}{a} \quad (4.2.2.3)$$

Obținem astfel prin egalarea relațiilor și ținând cont că $b \approx a$:

$$\tau_m = \frac{G}{2\pi} \quad (4.2.2.4)$$

Valorile obținute pe această cale pentru limita de curgere sunt mult mai mari decât cele determinate experimental. Spre exemplu, în cazul fierului, $G=6900 \text{ kgf/mm}^2$, și se obține pentru tensiunea critică de alunecare valoarea $\tau_m \approx 1100 \text{ kgf/mm}^2$, în timp ce valoarea obținută experimental este de $2,8 \text{ kgf/mm}^2$.

Această diferență este foarte mare ceea ce înseamnă că modelul clasic al alunecării de la care s-a pornit nu este cel mai potrivit în această situație.

4.2.3 Alunecarea în cristale reale

În cristalele reale alunecarea se produce prin mișcarea dislocațiilor. Astfel, în figura 4.2.3 se vede că mișcarea unei dislocații dintr-o parte a cristalului în cealaltă este echivalentă cu deplasarea relativă a celor două părți de cristal cu un vector Burgers.

Pentru mișcarea unei dislocații este necesară o tensiune foarte mică. Această tensiune poartă numele de forța Peirls-Nabarro și are relația:

$$\tau = \frac{2G}{1-\nu} \cdot e^{-\frac{2\pi \cdot W}{b}} \quad (4.2.3.1)$$

unde: W este lățimea dislocației iar b este vectorul Burgers.

Lățimea dislocației se poate afla cu ajutorul relației:

$$W = \frac{G \cdot b}{2\pi(1-\nu)\tau_t} \quad (4.2.3.2)$$

unde τ_t este rezistența teoretică de alunecare.

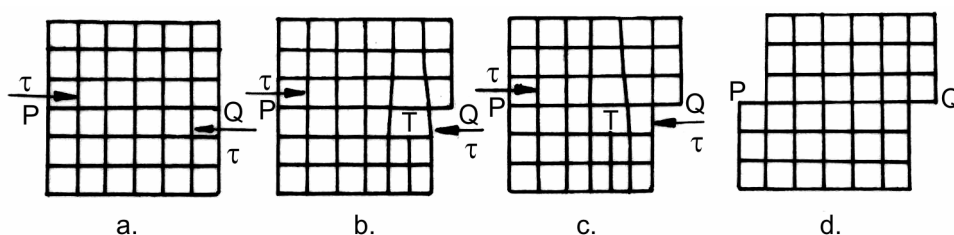


Fig.4.2.3 Deplasarea produsă de mișcarea unei dislocații dintr-o parte în cealaltă a cristalului: a - rețea cristalină fără dislocații; b - rețea cristalină cu o dislocație marginală; c- deplasarea dislocației sub acțiunea unei tensiuni tangențiale; d- aspectul rețelei cristaline după ce o dislocație s-a deplasat pe un plan de alunecare dintr-o parte în cealaltă a cristalului

4.2.4 Limita de curgere a materialelor metalice reale

Dislocațiile în materialele metalice recoapte formează o rețea tridimensională care împarte fiecare grăunte în subgrăunți sau blocuri de mozaic. O parte din aceste dislocații se găsesc pe plane de alunecare fiind fixate la capete de dislocații situate în alte plane decât cele de alunecare.

Tensiunea necesară pentru începerea deformării plastice, respectiv limita de curgere, corespunde tensiunii necesare pentru deplasarea dislocațiilor de pe planele de alunecare. Această tensiune diferă mult de cea dată în relația 4.2.4.1, calculată în ipoteza că materialul nu mai conține alte defecte în afara dislocației considerate.

În cazul real, când în cristal sunt prezente diferite tipuri de defecte, alte dislocații, atomi dizolvați, faze precipitate, limita grăunților etc., ramurile rețelei de dislocații de pe planele de alunecare sunt de fapt surse Frank-Read cu lungimea l având capetele blocate de dislocațiile din planele de mică densitate atomică.

La aplicarea unei tensiuni exterioare tangențiale τ , ramurile rețelei de dislocații din planele de alunecare se curbează treptat până la tensiunea critică $\tau_0 = \frac{G \cdot b}{l}$, când se formează bucle de dislocații care se propagă pe planele de alunecare și ies la suprafața cristalului formând linii de alunecare. În acest fel, tensiunea critică τ_0 , respectiv limita de curgere, depinde de mărimea l a rețelei de dislocații sau altfel spus, de mărimea blocurilor în mozaic.

În stadiile inițiale ale deformării plastice, înainte de producerea deformațiilor plastice vizibile, propagarea dislocațiilor este frânată de dislocațiile care străpung planele de alunecare, de limitele dintre grăunți, de atomii străini dizolvați în metalul de bază, de particulele de alte faze, de incluziuni etc. Limita de curgere este astfel influențată de toți factorii care se opun mișcării dislocațiilor. Acești factori acționează și asupra ecruisării.

4.2.5 Ecrusarea materialelor metalice

Prin prisma teoriei dislocațiilor se poate introduce o ipoteză foarte simplă asupra producerii ecruisării materialelor metalice. În ipoteza că numărul de dislocații din metal scade odată cu creșterea gradului de deformare plastică, dislocațiile ieșind la suprafață treptat, cristalul devine tot mai perfect și tensiunea necesară deformării este din ce în ce mai mare apropiindu-se de valoarea limitei de curgere a cristalelor perfecte.

Conceptia prezentată nu este însă justă deoarece prin deformare plastică numărul de dislocații crește și nu scade. Creșterea densității dislocațiilor în timpul deformării se realizează prin mecanismul Frank-Read, mecanism ce explică faptul că deformarea plastică este neuniformă, alunecarea având loc pe un număr limitat, relativ mic de plane atomice.

Deoarece deformarea plastică se realizează prin mișcarea dislocațiilor și densitatea acestora crește cu gradul de deformare, se poate admite că ecruisarea este determinată de frânarea mișcării dislocațiilor de către bariere ce se formează în metal în timpul deformării.

Conform acestei ipoteze, dacă unui cristal i se aplică o tensiune exterioară egală cu limita de curgere sursele Frank-Read existente în cristal emit dislocații. Aceste dislocații nu se deplasează prea mult fiind oprite de bariere datorită deformării însăși. Pentru a determina continuarea deplasării dislocațiilor trebuie deci învinsă rezistența opusă de barierele interne, ceea ce se realizează prin creșterea tensiunii aplicate. Deoarece numărul de bariere crește cu creșterea gradului de deformare al metalului, acțiunea de frânare este cu atât mai importantă cu cât gradul de deformare este mai mare și pentru a o învinge trebuie mărită continuu tensiunea.

Barierile în calea deplasării dislocațiilor pot fi preexistente, cum sunt limitele între grăunți, precipitatele microscopice etc., sau formate în timpul deformării. Astfel, dintre fenomenele care dau naștere în timpul deformării plastice la bariere în cale deplasării dislocațiilor pot fi enumerate: formarea dislocațiilor sesile Cottrell-Lomer, intersecția dislocațiilor care se mișcă în planele de alunecare cu cele care străpung planele de alunecare, formând ceea ce se numește pădure de dislocații, intersecțarea dislocațiilor elicoidale care se mișcă pe planele de alunecare, proces prin care se formează trepte imobile, vacanțe și atomi interstițiali, interacțiunea elastică dintre dislocațiile care alunecă pe planele de alunecare paralele.

4.2.6 Influența limitelor de grăunți asupra deformării plastice

Deformarea plastică a materialelor metalice reale, care sunt în fapt agregate policristaline este influențată de limitele dintre grăunți, sensul acestei influențe fiind determinat de temperatura de deformare. Când temperatura la care se produce deformarea este suficient de redusă așa încât restaurarea nu se produce, limitele dintre grăunți măresc coeficientul de ecruisare și limita de curgere.

Faptul că materialele policristaline au coeficientul de ecruisare mai mare decât monocristalele arată că limitele de grăunți sunt bariere în cale deplasării dislocațiilor. Concluzia este întărită și de faptul că liniile de alunecare din grăunții unui agregat policristalin se opresc la limitele dintre grăunți. Astfel rezultă că dislocațiile nu pot trece dintr-un grăunte în altul.

Dacă luăm în considerare doi grăunți separați prin limita mn și un plan SP de alunecare care conține o sursă de dislocații Frank-Read în S (se înțelege că planul aparține unui singur grăunte), figura 4.2.6.1.

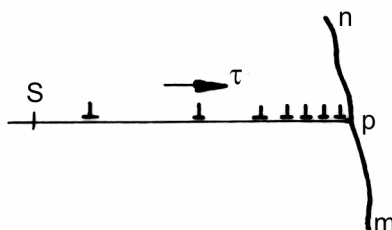


Fig. 4.2.6.1 Limita de grăunți, barieră în cale deplasării dislocațiilor

Sub acțiunea tensiunii tangențiale τ sursa S emite o primă dislocație care se va propaga pe planul de alunecare, oprindu-se la o anumită distanță de limita mn. Prin aceasta apare o tensiune internă care se opune tensiunii aplicate.

Pentru ca deformarea plastică să continue, sursa S trebuie să emită noi dislocații adică trebuie mărită continuu tensiunea aplicată. Noile dislocații emise de sursă se deplasează pe planul de alunecare spre limita mn, oprindu-se la această limită, în spatele primei dislocații. Se formează astfel un grup de dislocații îngrămădite în vecinătatea limitei de grăunți.

Îngrămădirea dislocațiilor la limitele dintre grăunți produce o concentrare a tensiunii aplicate care acționează la capătul liniei de alunecare asupra limitei dintre grăunți.

După Cottrell, dacă n este numărul de dislocații la limita între grăunți, τ_s este tensiunea tangențială efectivă ce acționează asupra sursei, tensiunea internă la capătul grupului de dislocații concentrate la limita dintre grăunți este $n\tau_s$.

Deoarece deformarea plastică nu începe în toți grăunții simultan ci mai întâi în cei care au sisteme de alunecare cu valoare mai mare a factorului de orientare propagarea alunecării de la un grăunte la altul vecin se realizează prin excitarea surselor de dislocații din grăunții cu orientare mai puțin favorabilă sub acțiunea tensiunii $n\tau_s$ rezultată din concentrarea dislocațiilor pe planele de alunecare ale grăunților în care a început deformarea plastică.

Generarea de dislocații și de către sursele din grăunții orientați mai puțin favorabil mărește capacitatea metalului la deformare plastică, scade coeficientul de ecruisare. Astfel, limitele de grăunți măresc capacitatea de deformare a metalelor în primele stadii ale deformării plastice, la deformații plastice mari influența lor asupra ecruisării fiind ceva mai mică.

Influența limitelor de grăunți asupra deformării plastice depinde de tipul rețelei cristaline fiind mai mare la metalele hexagonale decât la cele cubice fapt explicat prin numărul diferit de plane de alunecare specific celor două sisteme de cristalizare.

Materialele metalice policristaline au coeficientul de ecruisare mai mare decât monocristalele fapt determinat de rezistența opusă deplasării dislocațiilor de către limitele de

PROPRIETĂȚILE MECANICE ALE MATERIALELOR METALICE

grăunți dar și de mecanismul deformării. Deformarea unui agregat policristalin se face astfel încât gărunții rămân în contact neîntrerupt în tot timpul deformării.

Se poate arăta că pentru păstrarea contactului dintre gărunți deformarea trebuie să se realizeze după minim cinci sisteme de alunecare simultan. Practic s-a observat că metalele policristaline se deformează simultan după cel puțin șase sisteme de alunecare. Acest lucru duce la intersectarea dislocațiilor ce se mișcă pe planele de alunecare care se întâlnesc, formându-se bariere Cottrell-Lomer, trepte în dislocații etc. care frânează mișcarea celorlalte dislocații, metalul ecruisându-se.

Limita de curgere este și ea influențată de limitele dintre gărunți, tabelul 4.2.6.1.

Tabelul 4.2.6.1 Limita de curgere a aluminiului, cuprului și alamei mono și policristaline la 20 °C.

Material	Starea	Puritatea	Limita de curgere [Pa]
Aluminiu	monocristalin	99,996	1040
	policristalin	99,99	1600
Cupru	monocristalin	99,97	1000
		99,98	940
		99,999	650
	policristalin	> 99,99	3000
Alama 70/30	monocristalin	99,98	13400
	policristalin	> 99,98	17000

Explicația acestei influențe este următoarea: sub acțiunea unor tensiuni tangențiale relativ mici τ , sursele de dislocații din majoritatea cristalelor orientate favorabil deformării plastice emit dislocații ca și în cazul monocristalelor dislocații ce se mișcă ajungând prin deformare la limitele de gărunți unde sunt blocate înainte de apariția unor deformații plastice vizibile.

Pentru a obține deformații plastice însemnate, adică pentru a atinge limita de curgere este necesar să fie activate și alte surse de dislocații aflate în cristale orientate mai puțin favorabil deformării, fapt realizabil prin creșterea tensiunii aplicate.

Diferențele între limita de curgere a unui monocristal și cea a unui material policristalin nu este determinată numai de blocarea dislocațiilor ci și de diferența dimensiunilor rețelei de dislocații. Obținerea monocristalelor implică temperaturi mari de încălzire și implicit dimensiunile rețelei de dislocații în monocristale sunt mai mari decât în metalele policristaline. Având în vedere că limita de curgere este invers proporțională cu mărimea blocurilor în mozaic, rezultă că deformarea plastică a metalelor policristaline începe mai greu decât deformarea plastică a monocristalelor.

Făcând abstracție de mecanismul prin care se mărește limita de curgere a metalelor policristaline se poate afirma că această proprietate depinde de mărimea găruntelui.

Cercetările experimentale efectuate de Petch au arătat că limita de curgere variază liniar cu $\frac{1}{\sqrt{D}}$, unde D este diametrul găruntelui. Alți cercetători au găsit o dependență liniară a limitei de curgere cu 1/D, în condiții diferite de solicitare.

4.2.7 Curbele tensiune - deformație

Trasarea curbelor tensiune – deformație la deformare plastică începe după depășirea limitei de curgere.

Spre exemplificare considerăm curba generală trasată pentru un monocristal cu rețea c.f.c., prezentată în figura 4.2.7.1.

Pe curbă se disting trei porțiuni. Prima porțiune I care începe imediat după atingerea limitei de curgere este caracterizată de o pantă redusă, adică de o viteză de ecrusare $\frac{d\tau}{d\gamma}$ mică. Această porțiune poartă denumirea de regiune de alunecare ușoară. Coeficientul de ecrusare este mic și aceasta dovedește că dislocațiile nu întâlnesc în deplasarea lor pe distanțe relativ mari bariere care să le oprească mișcarea, fapt posibil numai dacă alunecarea are loc pe un singur sistem de alunecare.

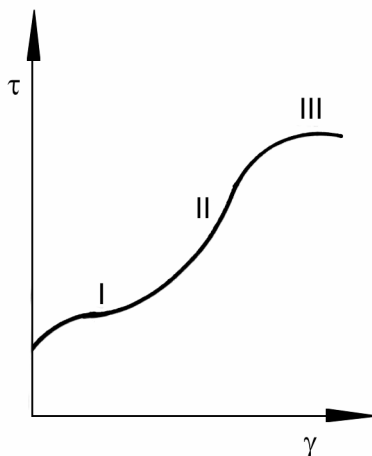


Fig. 4.2.7.1 Curba generală tensiune – deformație pentru un monocristal c.f.c.

O a doua porțiune a curbei II este o porțiune cu pantă accentuată corespunzând unui coeficient de ecrusare mare, porțiune aproape liniară. Acest segment pe curbă poartă denumirea de regiune de alunecare liniară.

Mișcarea dislocațiilor pe această porțiune este frânată puternic de bariere Cottrell-Lomer, trepte în dislocații etc. Pe această porțiune raportul $\frac{d\tau}{d\gamma} \cdot G$ este aproape constant pentru toate cristalele cubice, nu depinde de tensiune, temperatură sau orientare etc.

Porțiunea finală a curbei III arată că la deformații mari ecrusarea se micșorează. Explicația este relativ simplă, tensiunile sunt suficient de mari încât să permită dislocațiilor îngrămădite la bariere, în primele faze ale deformării, să depășească aceste obstacole prin fenomenul alunecării peste obstacole.

Tensiunea la care începe această porțiune a curbei este dependentă de temperatură.

Aspectul concret al unei astfel de curbe tensiune – deformație depinde de natura materialului metalic, de puritate, orientare etc.

Astfel se poate spune că dacă deformarea are loc după direcții pentru care alunecarea se face pe un număr redus de plane de alunecare pe curba tensiune – deformație regiunea de alunecare ușoară va fi foarte extinsă.

Trebuie remarcat aici, ca un caz particular, că pentru materialele metalice ce cristalizează în sistem hexagonal regiunea de alunecare ușoară va fi mai pronunțată decât la cele cubice cu fețe centrate.

De asemenea, trebuie menționat că pe probe policristaline este greu de pus în evidență regiunea de alunecare ușoară.

Dacă se deformează materiale cu energie mare a defectelor de împachetare, cum sunt de exemplu aluminiul și aliajele sale, regiunea de ecrusare liniară este foarte mică, alunecarea peste obstacole necesitând în acest caz tensiuni relativ reduse.

Diferența dintre curbele tensiune – deformație obținute pe monocristale și cele obținute pe probe policristaline este mult mai evidentă pentru sistemul hexagonal decât pentru cel cubic.

Faptul este explicabil prin influența limitelor de grăunți asupra deformării plastice a metalelor care cristalizează în sistem hexagonal care se știe, este mult mai importantă decât în cazul sistemului cubic.

4.2.8 Influența atomilor străini asupra deformării plastice. Durificarea soluțiilor solide.

Se cunoaște faptul că soluțiile solide obținute prin dizolvarea unor atomi străini în rețeaua unui metal de bază sunt mai rezistente decât metalul de bază, având limita de curgere și coeficientul de ecruisare mai mari.

Explicația dată de teoria modernă a durificării soluțiilor solide se bazează pe presupunerea că în jurul atomilor străini, dizolvați într-un metal pur se nasc câmpuri de tensiuni determinate de diferența de mărime dintre atomi. Aceste câmpuri reacționează cu câmpurile de tensiuni din jurul dislocațiilor și dau naștere la forțe de atracție sau de repulsie care acționează asupra dislocațiilor. În acest fel asupra unei dislocații care se deplasează într-o soluție solidă acționează forțe care se opun și forțe care favorizează mișcarea.

Dacă considerăm cazul general al soluțiilor solide care sunt caracterizate de o distribuție haotică a atomilor străini în rețeaua metalului de bază, un cristal ipotetic bidimensional de soluție solidă este arătat în figura 4.2.8.1.

Să presupunem că prin acest cristal se mișcă o dislocație. Prima variantă care trebuie discutată este situația în care atomii străini din rețea se opun mișcării dislocației și ca urmare, dislocația se va curba, fig.4.2.8.1 a, raza de curbura fiind de ordinul distanței dintre atomi, altfel spus dislocația este flexibilă la scară atomică.

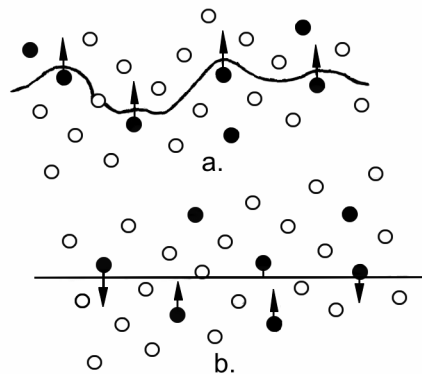


Fig. 4.2.8.1 Deplasarea unei dislocații într-o soluție solidă dezordonată:

a – dislocație flexibilă la scară atomică; b – dislocație rigidă

Relația tensiunii este cunoscută, $\tau = \frac{G \cdot b}{2R}$ și pentru că R este aproape egal cu b rezultă că

$\tau \approx G$. Dacă dislocația ar fi flexibilă la scară atomică ar însemna că pentru deplasarea ei într-o soluție solidă dezordonată tensiunea necesară ar fi deosebit de mare, fapt neconfirmat experimental ceea ce înseamnă că mecanismul durificării este altul.

A doua situație care ar trebui discutată este cea în care dislocația este rigidă (nu se curbează la scară atomică), atomii străini din față se opun deplasării iar cei aflați în spate favorizează deplasarea, fig. 4.2.8.1 b.

Această ipoteză este la fel de falsă ca și prima, ea nefiind confirmată experimental. Într-adevăr, soluția fiind dezordonată, din punct de vedere statistic acțiunea atomilor care favorizează mișcarea dislocațiilor va fi anihilată de acțiunea atomilor ce se opun deplasării și prin urmare

tensiunea totală ce acționează asupra dislocației ar fi nulă, iar dislocația s-ar mișca în soluția solidă ca și în metalul pur; ori se știe că rezistența la deformare este mai mare pentru soluțiile solide decât pentru metale pure.

Rezolvarea problemei este dată de corectarea ipotezei anterioare prin admiterea faptului că în soluțiile solide atomii nu sunt distribuiți absolut haotic ci există abateri care provoacă durificarea soluțiilor solide.

O abatere importantă de la distribuția dezordonată a atomilor în soluțiile solide este constituită de atmosferele Cottrell sau atmosferele de impurități formate prin gruparea atomilor străini în jurul dislocațiilor. Dacă dislocația este înconjurată de atomi străini, energia locală crește și prin urmare pentru deplasarea dislocației este necesară o tensiune mai mare, ceea ce corespunde unei limite de curgere mai ridicate.

Se cunoaște de asemenea că într-o soluție de metal B în A există fie tendința ca un atom B să se înconjoare numai de atomi B și să formeze grupări de atomi, fie tendința inversă ca un atom B să se înconjoare cu atomi A și să formeze domenii de ordine apropiată. În soluția solidă se vor regăsi grupări de atomi sau domenii de ordine apropiată care modifică starea energetică normală și configurația atomică pe planele de alunecare.

Pentru deformarea plastică va fi deci necesară o creștere suplimentară a aportului energetic prin urmare o tensiune mai mare decât în cazul unei rețele fără grupări de atomi sau domenii de ordine apropiată.

Alt tip de abatere de la distribuția dezordonată a atomilor în soluțiile solide constă în concentrarea atomilor străini la defectele de împachetare, caz în care este de asemenea necesară o tensiune mai mare pentru deplasarea dislocației și prin urmare o creștere a limitei de curgere.

Alte cauze care determină durificarea soluțiilor solide pot fi interacțiunea dintre dislocații și ordinea îndepărtată, în cazul soluțiilor solide ordonate. Creșterea concentrației electronice de asemenea are drept rezultat creșterea limitei de curgere.

4.2.9 Influența precipitatelor asupra deformării plastice. Durificarea prin dispersie.

Aliajele bifazice sunt destul de des întâlnite în practica industrială. Ele sunt formate dintr-o fază moale numită matrice sau masă de bază și o fază mai dură, numită fază secundară ce se regăsește într-un procent mic în raport cu matricea.

Aceste aliaje au întotdeauna duritatea și limita de curgere mai mari decât cele ale matricei ceea ce înseamnă că faza secundară produce o creștere a rezistenței la deformare a materialului.

Durificarea determinată de faza secundară poartă denumirea generală de durificare prin dispersie iar în cazul în care faza secundară se obține prin precipitare; fenomenul se numește îmbătrânire sau durificarea de numește prin precipitare.

Materialele care prezintă o astfel de structură sunt oțeluri recoapte, călite și revenite, aliaje pe bază de aluminiu, aliaje cupru - beriliu, aliajele sinterizate din pulberi metalice fine cu particule dure (carburi, nitruți, etc.)

Explicarea durificării prin dispersie se bazează pe faptul că frânarea mișcării dislocațiilor este produsă de particulele de fază secundară. Astfel sub acțiunea unei tensiuni aplicate dislocației AB, figura 4.2.9.1, ea se deplasează până întâlnește două particule care o vor opri. Creșterea

tensiunii va curba dislocația, $\tau = \frac{G \cdot b}{2R}$, R fiind raza de curbură.

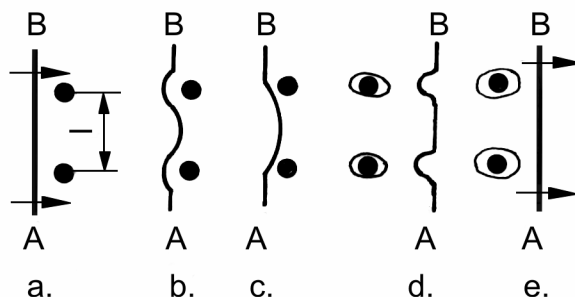


Fig. 4.9.2.1 Durificarea prin dispersie

Pentru ca dislocația să treacă este necesară o tensiune critică ce depinde de distanța dintre particule l , $\tau_c = \frac{G \cdot b}{l}$.

După trecerea dislocației se presupune că fiecare particulă rămâne înconjurată de o mică buclă de dislocații care micșorează distanța efectivă dintre obstacole. Distanța dintre obstacole scăzând continuu, în timpul deformării este necesară o creștere a tensiunii aplicate. Astfel poate fi explicată creșterea capacității de ecrusare pe care o aduce faza dispersă.

Gradul de dispersie al fazei secundare influențează proprietățile mecanice. Astfel când particulele sunt relativ mari, distanța dintre ele este relativ mare (la volum constant al fazei secundare) și limita de curgere este mică.

Micșorarea dimensiunilor particulelor duce la o creștere a tensiunii datorată scăderii distanței dintre ele.

Când dimensiunile particulelor scad și mai mult, la fel ca și distanțele dintre ele, ne apropiem de cazul unei soluții solide dezordonate ceea ce presupune o scădere a limitei de curgere.

4.2.10 Fenomenul punctului de curgere, îmbătrânirea mecanică și fragilitatea la albastru

Mai multe materiale metalice prezintă în zona de curgere variații ale sarcinii între o valoare maximă și una minimă. Împărțind valoarea sarcinii citită pe diagrama înregistrată la aria secțiunii transversale a epruvetei se obțin limita de curgere superioară și limita de curgere inferioară. Acest fenomen se numește fenomenul punctului de curgere și este asociat cu prezența în metale a unor mici cantități de impurități interstițiale sau de substituție.

Acest fenomen se explică prin interacțiunea dintre dislocații și atomii impurităților anume prin prezența atmosferelor Cottrell. Pentru a amorsa deplasarea unei dislocații în jurul căreia s-a format o atmosferă Cottrell este necesară o tensiune ceva mai mare, însă după smulgera din această zonă, dislocația se va deplasa la o tensiune mai mică.

Tensiunea necesară smulgerii dislocației din atmosfera de impurități corespunde limitei de curgere superioare iar tensiunea necesară deplasării mai departe a dislocației corespunde limitei de curgere inferioare.

Îmbătrânirea mecanică sau îmbătrânirea prin deformare este un fenomen care apare tot la oțelurile cu puțin carbon care prezintă fenomenul punctului de curgere.

Dacă se aplică unui astfel de material metalic, după deformare, o încălzire sau se menține la temperatura camerei un timp îndelungat, se constată o creștere a rezistenței și o scădere a plasticității dar și o reparație a fenomenului punctului de curgere la un nivel superior, figura 4.2.10.1.

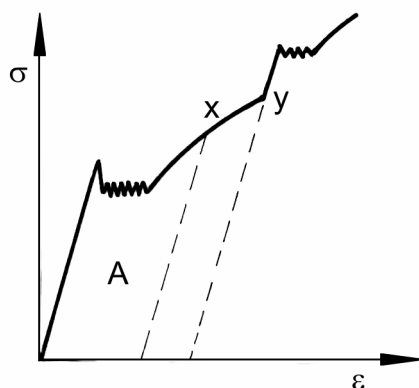


Fig. 4.2.10.1 Fenomenul de îmbătrânire mecanică

Regiunea inițială a curbei, A reprezintă curba tensiune deformație a oțelului deformat plastic până la punctul X. Dacă la scurt timp după înlăturarea sarcinii și încetarea deformării în punctul X se reia încercarea de tracțiune, metalul este supus unei noi deformări și curba rămâne continuă fără să se observe locul unde a survenit întreruperea încărcării, fără să apară fenomenul punctului de curgere, materialul ecruisându-se în continuare.

Dacă însă, după deformarea până în punctul y, înlăturăm sarcina și menținem proba la temperatura camerei un timp îndelungat (săptămâni sau luni) sau o încălzim câteva ore la circa 200 °C, fenomenul punctului de curgere reapare și ca urmare, limita de curgere crește. Acest lucru este determinat de refacerea atmosferelor Cottrell.

Din punct de vedere practic fenomenul îmbătrânirii prin deformare este periculos și nedorit, deoarece este posibilă deformarea plastică neomogenă ceea ce mărește pericolul fisurării la deformarea plastică la rece.

În scopul diminuării acestui comportament până la niveluri la care el devine nesemnificativ se utilizează mici cantități de elemente care formează compuși stabili cu carbonul și azotul cum sunt aluminiul, vanadiul, titanul și borul.

Legat de fenomenul punctului de curgere este și fenomenul numit fragilitate la albastru specific oțelurilor carbon.

Acest fenomen constă în faptul că, la temperaturi cuprinse în domeniul cuprins între 250 °C și 300 °C, oțelurile carbon devin fragile la solicitări statice și această fragilitate se repetă și pentru solicitările dinamice dar la temperaturi mai mari, anume în intervalul cuprins între 400 °C – 500°C.

Explicarea fragilității la albastru poate fi dată tot pe baza existenței atmosferelor Cottrell. După ce dislocațiile s-au rupt de atmosferele lor, atmosferele se refac, durata de refacere fiind cu atât mai mică cu cât temperatura este mai mare. Astfel, la solicitări statice, la care sarcinile sunt aplicate cu viteze reduse, atmosferele Cottrell se refac în timpul deformării.

Dislocațiile se vor deplasa mult mai greu în aceste condiții, rezistența și limita de curgere a materialului metalic cresc, iar acesta devine fragil.

4.3 Fluaajul

4.3.1 Noțiuni introductive

Prin fluaaj se înțelege proprietatea materialelor metalice de a se deforma în timp, lent și continuu, sub acțiunea unor sarcini constante.

Această definiție arată că și pentru tensiuni sub limita de curgere materialul se deformează dacă sarcina acționează un timp destul de mare, mai mult chiar, deformarea continuă fără a fi necesară o creștere permanentă a sarcinii aplicate.

Această deformare este foarte mică la temperaturi apropiate de temperatura camerei și pentru timpi de solicitare obișnuiți și de aceea ea poate fi cel mai adesea neglijată.

La creșterea temperaturii peste un anumit nivel, deformarea sub acțiunea unei sarcini constante mai mici decât limita de curgere, dar care acționează un timp lung devine foarte importantă. Temperatura de la care dependența de timp a deformării plastice devine importantă pentru toate materialele metalice poate fi apreciată utilizând o noțiune specială, temperatura echivalentă, definită în acest caz prin relația $T_E = \frac{T}{T_t}$, în care T este temperatura de încercare iar T_t este temperatura de topire a metalului respectiv.

O temperatură mai mare de 0,4 din temperatura de topire este suficient de mare pentru ca fluajul să devină important și deci să fie luat în calcul.

Se observă că metalele cu temperaturi mai ridicate de topire vor suporta deformări din cauza fluajului doar la temperaturi mai ridicate în timp ce alte materiale, spre exemplu plumbul suportă deformări la temperaturi apropiate de temperatura camerei 30 °C.

Comportarea la fluaj este dată de o curbă care reprezintă variația în timp a deformării metalului sub acțiunea unei tensiuni constante σ , figura 4.3.1.1.

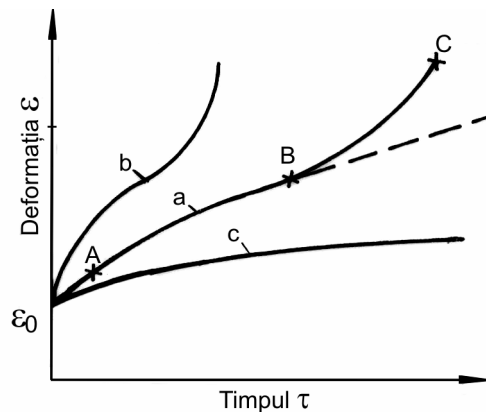


Fig. 4.3.1.1 Curbe de fluaj: a – temperatură ridicată și tensiune mică; b – temperatură și tensiune mare; c – temperatură și tensiune mică

O curbă de fluaj tipică este curba a trasată pentru temperatură ridicată și sarcină redusă. Pe curbă se poate defini viteza de fluaj care este panta tangentei la curbă într-un punct dat.

Valoarea deformației inițiale ϵ_0 produsă la aplicarea sarcinii poate fi neglijată și astfel se pot deosebi pe curbă trei porțiuni caracterizate de viteze de fluaj distincte.

Prima porțiune ϵ_0A , caracterizată de o viteză de fluaj descrescătoare poartă numele de zona fluajului nestabilizat sau primar. A doua porțiune AB, liniară, caracterizată de o viteză constantă a fluajului, se numește porțiunea fluajului stabilizat sau fluajului secundar, media vitezei pe această porțiune se numește viteză minimă de fluaj. A treia porțiune a curbei de fluaj este cea a fluajului accelerat sau terțiar, caracterizat printr-o viteză crescătoare a curgerii până în punctul C unde se produce și ruperea.

Creșterea rapidă a vitezei de fluaj în această zonă nu este pe deplin elucidată, ipotezele cele mai vehiculate ar fi: modificările structurale care apar în timpul solicitării sau apariția găturii și creșterea corespunzătoare a tensiunii. Gătuirea singură nu poate fi considerată o cauză care determină fluajul terțiar deoarece acesta apare și când proba nu este gătuită.

Influența temperaturii și tensiunii asupra curbei de fluaj se observă pe curbele b și c în figura 4.3.1.1.

Se observă că fluajul terțiar apare mai devreme în situația în care temperatura și tensiunea sunt mai mari și se poate chiar, în anumite condiții de temperatură și tensiune, ca unele părți ale curbei de fluaj să lipsească complet.

Curba b este specifică unor tensiuni și temperaturi mari și se observă absența fluajului secundar.

4.3.2. Mecanismele fluajului. Natura fluajului tranzitoriu și a fluajului vâscos

Mecanismele prin care se realizează fluajul sunt două și ele se suprapun. Prima componentă este fluajul tranzitoriu care predomină în zona fluajului primar și a doua componentă, fluajul vâscos sau stabilizat care predomină în zona fluajului secundar.

Fluajul tranzitoriu se caracterizează printr-o viteză continuu descrescătoare, la început deformația este rapidă dar apoi devine din ce în ce mai mică apropiindu-se de o valoare fixă. Acest tip de fluaj se produce la orice temperatură, chiar la temperaturi aproape de zero absolut, și este dependent de temperatură.

Fluajul stabilizat se dezvoltă la tensiune constantă și cu o viteză constantă, egală cu viteza minimă de fluaj. El este de asemenea dependent de temperatură dar nu se produce decât la temperaturi echivalente mai mari de 0,4.

Explicarea fluajului poate fi făcută presupunând depășirea de către dislocații a obstacolelor care se opun deformației prin acțiunea combinată a tensiunii și fluctuațiilor termice.

La temperaturi echivalente mai mici de 0,4 unde difuzia nu este importantă depășirea obstacolelor se realizează prin procese care nu implică difuzia.

Acest fluaj tranzitoriu care se obține la temperaturi mici se numește fluaj logaritmic sau fluaj α , și este descris de ecuația:

$$\varepsilon = \alpha \cdot \log \tau \quad (4.3.2.1)$$

unde α este o constantă.

Fluajul tranzitoriu la temperaturi mai mari se numește fluaj β și se supune legii:

$$\varepsilon = \beta \cdot \tau^{\frac{1}{3}} \quad (4.3.2.2)$$

unde β este o constantă.

Fluajul tranzitoriu constă din deformații plastice puțin extinse datorate activării termice. La aplicarea tensiunii se produce deformația plastică obișnuită care încetează după atingerea unei mărimi date.

Faptul este explicat prin ecruisarea care se opune, ajungând să neutralizeze tensiunea, deformarea producându-se mai departe sub acțiunea activării termice. Sub acțiunea unor impulsuri termice unele dislocații scapă de obstacolele care le blocaseră și produc creșteri restrânse ale deformației, care produc o nouă creștere a ecruisării, deformarea devenind din ce în ce mai dificilă și de aceea viteza de fluaj scade. Fluajul α este determinat de acest proces.

Alt proces care nu implică difuzie, și care contribuie la dezvoltarea fluajului tranzitoriu este alunecarea peste obstacole a dislocațiilor elicoidale. Se consideră că fluajul β este determinat de acest tip de proces.

La temperaturi echivalente mari, peste 0,4...0,5 fluajul vâscos este cel predominant el fiind descris corespunzător de relația:

$$\varepsilon = \gamma \cdot \tau \quad (4.3.2.3)$$

unde γ este o constantă egală cu viteza minimă de fluaj.

Se poate scrie o relație unică pentru a descrie diferitele forme de fluaj:

$$\varepsilon = A \cdot \tau^{-n} \quad (4.3.2.4)$$

unde A și n sunt constante empirice.

Pentru $n = 0$ se obține ecuația fluajului vâscos, pentru $n = 1$ se obține ecuația fluajului logaritmic, iar pentru $n = 2/3$ rezultă ecuația fluajului β .

La temperaturi mari difuzia controlează multe procese printre care recoacerea. Prin recoacere este influențat și fluajul vâscos.

Viteza de fluaj relativ constantă care caracterizează fluajul vâscos se explică prin apariția ecruisării. Efectul ei - creșterea limitei de curgere - este balansat de efectele recoacerii care duc la scăderea limitei de curgere.

Recoacerea care produce înmuierea materialului implică difuzia unui mare număr de atomi și vacanțe a căror energie scade permițând creșterea mobilității dislocațiilor. Pe de altă parte, difuzia are loc mai ușor de-a lungul limitelor de grăunți decât în interiorul grăuntelui; astfel se poate explica fluajul mai mare al materialelor cu granulație mai fină.

Încă un fenomen care contribuie la producerea fluajului la temperatură ridicată este alunecarea, care diferă de cea de la temperaturi reduse prin creșterea numărului de sisteme pe care se realizează.

Mai mult decât atât, la temperaturi mai înalte se produce odată cu deformația și formarea sublimitelor de grăunți. Procesul permite mișcarea dislocațiilor prin cățărare prevenind ecruisarea, ușurând fluajul.

Curgerea grăunților specifică deformării materialelor policristaline la temperaturi înalte contribuie puțin la deformație dar este importantă pentru ruperea produsă prin fluaj.

Pentru fluajul vâscos, viteza minimă de fluaj poate fi exprimată prin ecuația:

$$v_0 = A \cdot e^{-\frac{U_a}{R \cdot T}} \quad (4.3.2.5)$$

unde U_a este energia de activare, iar A este constantă.

Variația vitezei cu tensiunea aplicată respectă relația:

$$v_0 = B \cdot \sigma^n \quad (4.3.2.6)$$

unde B și n sunt constante, ($n > 1$).

Dacă se scriu sub formă logaritmică, relațiile de mai sus devin:

$$\log v_0 = \log A - M \cdot \frac{U_a}{R \cdot T}, \quad (4.3.2.7)$$

unde $M = \log e = 0,4343$ și

$$\log v_0 = \log B + n \log \sigma. \quad (4.3.2.8)$$

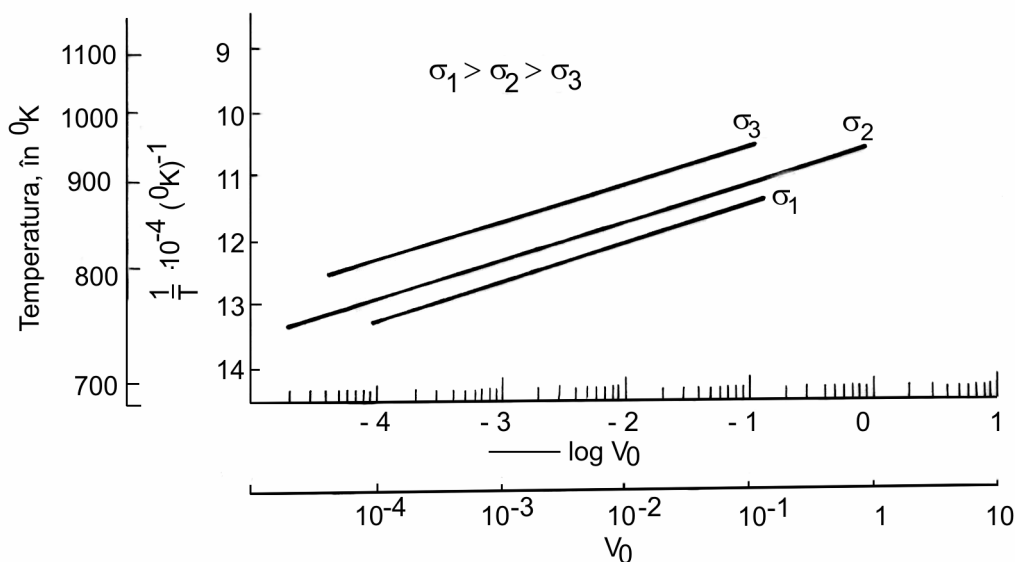


Fig. 4.3.2.1 Variația vitezei minime de fluaj v_0 cu temperatura

Relațiile de mai sus arată dependența liniară care există între $\log v_0$ și $1/T$, respectiv între $\log v_0$ și $\log \sigma$. Această dependență este utilă pentru determinarea rezistenței la fluaj atunci când se folosește extrapolarea, figura 4.3.2.1 și figura 4.3.2.2.

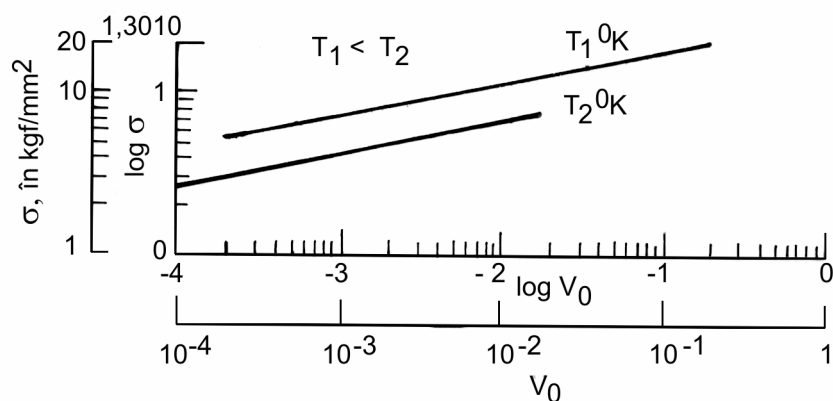


Fig. 4.3.2.2 Variația vitezei minime de fluaj v_0 cu tensiunile.

4.3.3 Influența factorilor metalurgici asupra rezistenței la fluaj

Rezistența la fluaj presupune păstrarea limitei de curgere la valori mari și în situația creșterii temperaturii.

Dacă urmărim mecanismele care produc creșterea limitei de curgere, deci durificarea materialului, observăm care dintre ele sunt dependente de creșterea temperaturii (și în ce măsură) și care sunt insensibile față de temperatură.

Astfel, durificarea obținută la temperaturi obișnuite prin formarea atmosferelor Cottrell (concentrarea atomilor dislocați la dislocații) sau cea obținută prin concentrarea atomilor dizolvați la defectele de împachetare nu pot fi menținute la creșterea temperaturii.

Explicația este imediată, la temperaturi mari, difuzia crește puternic și distruge concentrațiile de atomi prin creșterea mobilității acestora. La temperaturi echivalente egale cu 0,6...0,7 concentrația atomilor străini devine foarte mică și durificarea pe care acești atomi o produc poate fi neglijată.

Durificarea obținută prin precipitare sau cea bazată pe grupări de atomi joacă însă un rol important și la temperaturi înalte.

Astfel, un material rezistent la fluaj va conține cu siguranță particule fine (precipitate) dispersate într-o masă metalică de bază iar viteza de deplasare a dislocațiilor prin cățărare și de alunecare peste obstacole este mică; materialele metalice care corespund acestei descrieri sunt cele care cristalizează în sistemul cubic cu fețe centrate și hexagonal compact.

O granulație mare asigură și ea un plus de rezistență la fluaj prin micșorarea suprafeței limitelor de grăunți și îngreunarea suplimentară a difuziei.

4.3.4. Determinarea comportării la fluaj a materialelor metalice

Comportarea la fluaj a unui material metalic este caracterizată de rezistența la fluaj și de rezistența la rupere la fluaj.

Prin rezistență la fluaj sau limită de fluaj se înțelege tensiunea maximă, constantă, care acționând la o temperatură specificată un timp precizat produce o alungire remanentă de o anumită mărime.

Limita de fluaj se notează în general cu: $\sigma_{\varepsilon_p / \tau}$, unde ε_p este alungirea specifică remanentă exprimată în procente, iar τ este timpul de încercare în ore. Astfel, exemplificând, notația $\sigma_{0,2/1000} = 11 \text{ kgf/mm}^2$ arată că o alungire de 0,2% se obține la o solicitare constantă de 11 kgf/mm² care acționează timp de 1000 ore.

Tensiunea constantă maximă care poate acționa asupra unui material, la o anumită temperatură, un timp nelimitat fără să producă ruperea se numește rezistență teoretică de durată sau rezistență teoretică de rupere la fluaj.

În practică se utilizează rezistența tehnică de rupere la fluaj sau rezistența tehnică de durată, definită drept cea mai mare tensiune care acționând la o temperatură dată provoacă ruperea după un anumit timp. Această mărime se mai numește și rezistență de durată sau rezistență de rupere la fluaj și este notată cu $\sigma_{\tau/\tau}$ unde τ este timpul în ore până la rupere. Un exemplu de utilizarea a notației de mai înainte, $\sigma_{\tau/1000} = 21 \text{kgf/mm}^2$ se interpretează prin aceea că ruperea se produce după 1000 de ore la o solicitare de 21kgf/mm^2 .

Pentru determinarea corectă a comportării la fluaj a unui material, în timpul încercării trebuie să fie respectate precis condițiile în care va lucra materialul în exploatare.

Astfel, există metode de determinare a proprietăților de fluaj în condiții de exploatare (timp mare), însă datorită duratelor de încercare foarte mari, de ordinul anilor, astfel de determinări nu sunt întotdeauna posibile. Așa stând lucrurile, în practică se mai utilizează încercările de scurtă durată; pentru determinarea proprietăților unui material în condiții de fluaj, prin extrapolarea datelor obținute la încercări de scurtă durată.

Aceste metode se bazează pe faptul că în coordonate dublu logaritmice limita de fluaj în funcție de timp, rezistența la fluaj în funcție de timp și cum s-a mai arătat viteza minimă de fluaj în funcție de tensiune variază aproape liniar.

În figura 4.3.4.1 este arătată variația cu timpul a limitei de fluaj și a rezistenței de rupere la fluaj pentru un oțel de țevi, limite obținute la diferite tensiuni de încercare.

Trebuie avut însă în vedere că determinarea proprietăților de fluaj cu ajutorul extrapolării, utilizând diagramele logaritmice, poate duce la erori, aceste metode neluând în considerare schimbările structurale care se produc în material în timpul menținerii la temperaturi înalte. Cu cât extrapolarea se extinde la durate mai mari în raport cu durata încercării, cu atât riscul apariției erorilor este mai mare.

Utilizarea metodelor parametrice înlătură acest inconvenient al metodelor bazate pe extrapolare. Metodele parametrice au la bază ideea că încălzirea unui corp la temperatură ridicată un timp scurt produce aproape aceleași transformări structurale ca și încălzirea în condiții de serviciu adică încălzirea la o temperatură mai mică însă un timp mai lung.

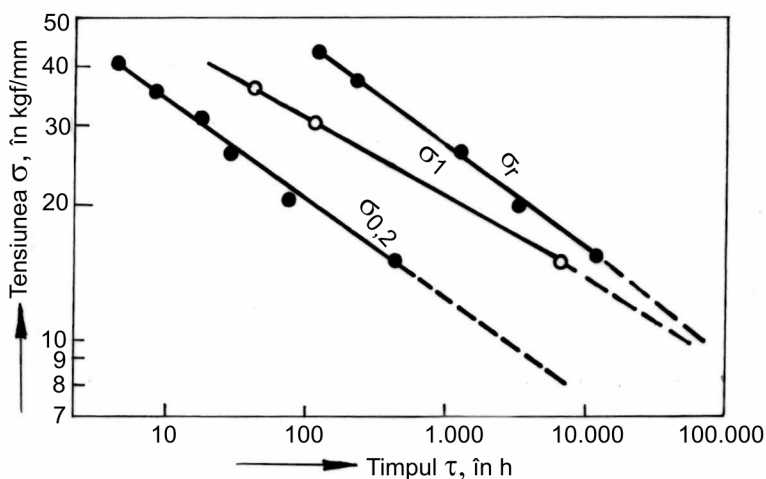


Fig. 4.3.4.1 Variația cu timpul a limitei de fluaj și a rezistenței de rupere la fluaj pentru un oțel de țevi

Metodele parametrice permit obținerea proprietăților de fluaj ale unui material în condiții de serviciu (temperatură relativ scăzută și timp de funcționare lung), din proprietățile de fluaj determinate experimental la temperatură ridicată și timp scurt.

În acest scop se utilizează ecuația (4.3.2.4); deoarece $\varepsilon = v_0 \cdot \tau$ rezultă că timpul cerut pentru a produce o deformare dată sau ruperea este:

$$\tau = G \cdot e^{\frac{U_a}{R \cdot T}} \quad (4.3.4.1)$$

unde U_a , K și T au aceeași semnificație ca și în ecuația (4.3.2.4). Logaritmând se obține forma:

$$\log \tau = \log G + M \cdot \frac{U_a}{R \cdot T}, \quad (4.3.4.2)$$

unde $M = \log e = 0,4343$.

Presupunând că U_a și G depind numai de tensiunea aplicată, ecuația (4.3.4.2) este, pentru o tensiune dată, ecuația unei drepte cu panta $M \cdot \frac{U_a}{R}$ și ordonata la origine $\log G$.

Dacă numai U_a variază cu tensiunea aplicată în timp ce G este constant, dreptele pentru diferite tensiuni au aceeași ordonată la origine, deci se intersectează toate în același punct pe axa ordonatelor, figura 4.3.4.2.1.

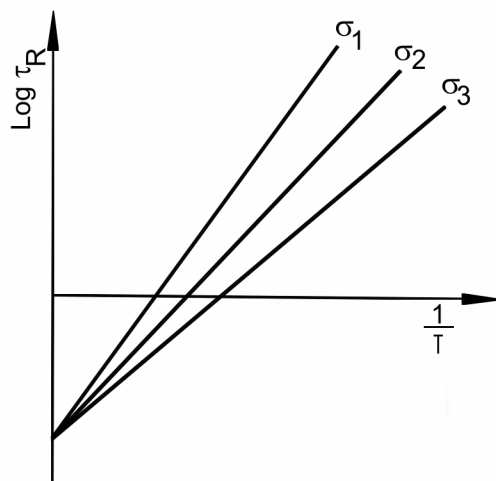


Fig. 4.3.4.2.1 Familia de drepte dată de ecuația 4.3.4.1 pentru
 $G = \text{const.}$ și $U = f(\sigma)$

Dacă U_a este constant și G variază cu tensiunea, dreptele date de relația (4.3.4.2) sunt paralele pentru diferite tensiuni, figura 4.3.4.2.2.

În sfârșit, dacă G și U_a variază cu tensiunea aplicată se obține o familie de drepte oarecare.

Metoda parametrică Larson Miller de determinarea a caracteristicilor la fluaj se bazează pe ipoteza că $U_a = f(\sigma)$ în timp ce $G = \text{const.}$

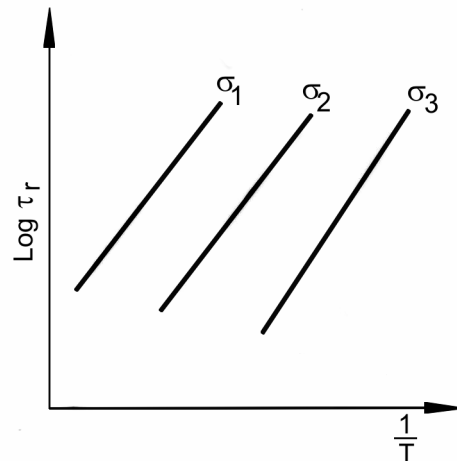


Fig. 4.3.4.2.2 Familia de drepte dată de ecuația 4.3.4.1 pentru $G = f(\sigma)$ și $U = \text{const.}$

Notând $\log G = -C$ și $M \cdot \frac{U_a}{R} = m = f_1(\sigma)$, ecuația (4.3.4.2) se poate scrie:

$$\log \tau + C = \frac{m}{T} \quad \text{sau,} \quad (4.3.4.3)$$

$$T(\log \tau + C) = m = P_1 = f(\sigma)$$

unde,

$$P_1 = T(\log \tau + C). \quad (4.3.4.4)$$

Constanta C poate fi determinată experimental pentru orice material cu ajutorul unei reprezentări grafice. Cunoscând această constantă se pot calcula valorile parametrului P_1 pentru diferite valori ale timpului τ și temperaturii T și să se traseze variația lui în funcție de tensiune.

Se obține astfel o curbă $P_1 = f(\sigma)$, care se numește curba de bază a materialului care este o dreaptă pentru situația în care tensiunea se reprezintă pe o scară logaritmică.

Deoarece P_1 are aceeași valoare pentru diferite combinații între τ și T începând de la durate mici și temperaturi mari (condiții de experimentare) până la durate mari și temperaturi mici (condiții de serviciu), curba de bază servește pentru obținerea limitei la fluaj sau rezistenței de rupere la fluaj pentru condițiile de serviciu (durata de funcționare τ mare) din datele obținute la încercări de scurtă durată și temperatură ridicată.

O altă metodă parametrică este metoda Sherby și Dorn care se bazează pe ipoteza că U_a este constantă și că numai G variază cu tensiunile, adică curbele $\log \tau = f\left(\frac{1}{T}\right)$ sunt paralele.

Se fac notațiile: $M \cdot \frac{U_a}{R} = \alpha$ și $\log G = \Phi = f_2(\sigma)$, ecuația (4.3.4.2) se poate rescrie:

$$\log \tau - \frac{\alpha}{T} = \Phi \quad (4.3.4.5)$$

Notând din nou: $\log \tau - \frac{\alpha}{T} = P_2$ se obține ecuația:

$$P_2 = \Phi = f_2(\sigma) \quad (4.3.4.6)$$

unde, ca și în cazul metodei Larson Miller, P_2 este un parametru temperatură – timp; o anumită valoare a acestui parametru corespunde la o varietate infinită de combinații de temperatură și timp.

Calculând valorile lui P_2 , pentru diferite perechi timp – temperatură și reprezentând grafic aceste valori în funcție de tensiune se obține o curbă caracteristică, numită curbă de bază, care poate fi folosită în mod asemănător curbei Larson – Miller.

O a treia metodă parametrică este metoda Manson – Haferd. Această metodă se bazează pe observația că în timp ce funcția $\log \tau_r = f\left(\frac{1}{T}\right)$ nu este perfect liniară, funcția $\log \tau_r = f(T)$ prezintă o liniaritate mai mare.

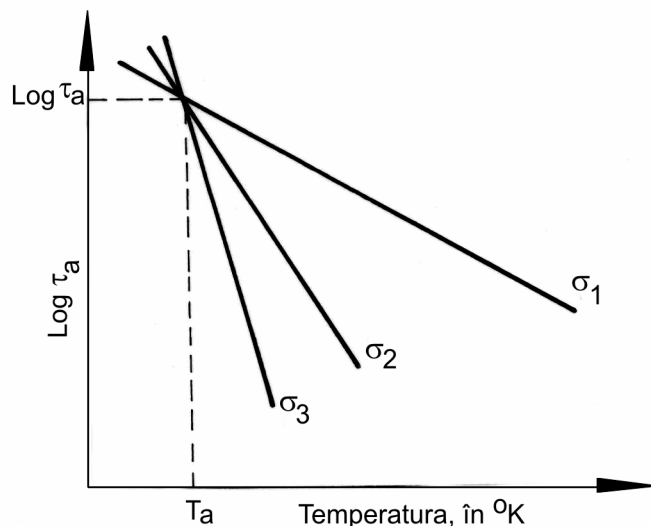


Fig. 4.3.4.2.3 Variația funcției $\log \tau_r = f(T)$ cu tensiunea aplicată

Acești cercetători au descoperit că dreptele $\log \tau_r = f(T)$ se intersectează toate într-un punct de coordonate $\log \tau_a$ și T_a , figura 4.3.4.2.3.

Ecuția unei drepte din fascicul este:

$$T - T_a = S(\log \tau - \log \tau_a) \quad (4.3.4.7)$$

unde S este panta dreptei considerate care depinde de tensiunea aplicată. Mai departe se poate scrie:

$$S = \frac{T - T_a}{\log \tau - \log \tau_a} = P_3 = f_3(\sigma). \quad (4.3.4.8)$$

Mărimea P_3 se numește parametrul Manson – Haferd și este folosită în același mod ca și parametrii P_1 și P_2 la construirea unei noi curbe de bază.

4.4. Duritatea materialelor metalice

Duritatea se definește în tehnică drept rezistența opusă de material unei acțiuni de pătrundere mecanică exercitată din exterior prin intermediul unui alt corp. Altfel spus, duritatea caracterizează capacitatea metalelor de a rezista unei deformări superficiale.

Duritatea este o caracteristică importantă a materialelor metalice și este legată de utilizarea practică a acestora.

În practică se constată că materialele cu duritate mai mare pot așchia (zgâria) materialele cu duritate mai mică, fapt utilizat în tehnică la obținerea tășurilor de scule așchietoare. De asemenea, rezistența la uzare este strâns legată de duritate.

Din definiție se observă că duritatea poate fi apreciată ca făcând parte din grupa proprietăților mecanice așa că va fi tratată în consecință.

Pentru determinarea durității se utilizează o serie de metode care pot fi clasificate după modul în care se desfășoară acțiunea de deformare a suprafeței.

Astfel există încercări statice și încercări dinamice de determinare a durității; metodele statice sunt în general mai precise decât cele dinamice dar sunt mai laborioase și mai lente.

Există și metode combinate de determinare a durității, spre exemplu prin rulare sau prin pendulare.

4.4.1 Metode statice de determinare a durității

Metodele statice pentru determinarea durității sunt: a) metode prin zgâriere cu un corp mai dur și b) metode prin apăsare.

4.4.1.1 Metode de determinare a durității prin zgâriere

Metoda Mohs

În 1820 Friederich Mohs a inventat scara de duritate mineralogică. Această scară rezultă din așezarea mineralelor într-o anumită ordine astfel încât un corp din scară să fie zgâriat de corpul imediat următor.

Duritatea în scara Mohs are 10 trepte, specifice durităților. Astfel pentru talc duritatea este 1, pentru ghips duritatea este 2, și în scară urmează: calcit, fluorină, apatit, ortoză, cuarț, topaz, corindon și diamant care are duritatea 10.

Spre exemplificare, în scara Mohs duritățile unor materiale metalice sunt: 1,5 plumb; 1,75 staniu, 2 aluminiu, 2,5 aur, 2,75 argint, 4,5 fier, 5 oțel recopt, 8,5 oțel călit, 9,75 aliaje dure.

Metoda Mohs se folosește și azi la determinarea durității mineralelor.

Metoda Martens

Altă metodă de determinare a durității prin zgâriere este metoda Martens. Această metodă constă în zgărirea piesei de cercetat cu ajutorul unei piese de diamant având un vârf conic cu unghiul la vârf de 90° sau 120° .

Duritatea se apreciază în două moduri fie măsurând cu ajutorul unui microscop lățimea urmei obținută prin zgâriere la o sarcină constantă, fie determinând prin încercări sarcina care produce o urmă de o dimensiune dată. În ultimul caz duritatea Martens este definită ca sarcina în grame forță pentru obținerea unei urme cu lățimea de $10\ \mu\text{m}$.

Ca exemplu menționăm domeniile în care variază duritatea Martens pentru următoarele materiale metalice: oțel recopt 70...80gf; oțel călit 130...140 gf; cupru 34...40 gf; staniu 23...28 gf, plumb 16,5...16,8 gf.

Această metodă este folosită în cazul materialelor casante și foarte dure, al pieselor subțiri sau pentru determinarea durității straturilor obținute prin depunere galvanică și pentru determinarea variației durității în zona influențată termic a cordoanelor de sudură. Metoda mai este utilizată și în metalografie la determinarea durității constituenților metalografici.

4.4.1.2 Metode de determinare a durității prin apăsare

Metodele de determinare a durității prin apăsare se deosebesc între ele, în principal prin forma penetratorului, condiții de lucru, dimensiuni caracteristice ale urmelor obținute.

Cele mai cunoscute și mai utilizate metode de determinare a durității prin apăsare sunt: Brinell, Vickers și Rockwell.

4.4.1.2.1 Metoda Brinell

Metoda Brinell a apărut la începutul secolului XX ca urmare a necesității acute în industrie de a avea la dispoziție o metodă practică și relativ simplă de determinare a durității. Prin aceste

calității metoda Brinell se menține și în prezent ca una dintre cele mai utilizate metode de determinare a durității metalelor netratate termic și a aliajelor cu durități medii sau reduse.

Metoda constă în determinarea rezistenței pe care o opun metalele, pătrunderii unei bile de oțel călit cu diametrul D sub acțiunea unei sarcini constante F care acționează perpendicular pe suprafața piesei de încercat, un timp dat, figura 4.4.1.2.1.1

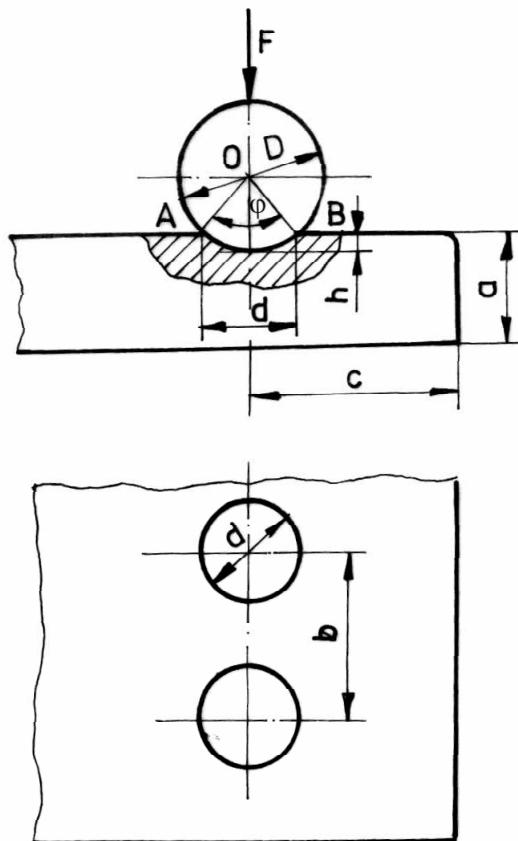


Fig 4.4.1.2.1.1

Exprimarea durității se face prin raportarea forței la suprafața ariei calotei sferice a urmei rămase după îndepărtarea penetratorului, iar notația consacrată este HB:

$$HB = \frac{F}{S} \quad (4.4.1.2.1.1)$$

unde: F este sarcina aplicată în daN, iar S este aria calotei sferice în mm^2 .

Aria suprafeței calotei sferice se poate calcula măsurând diametrul d al acesteia, cu ajutorul unei lupe, a unui microscop sau prin proiectarea urmei pe un ecran gradat; relația este:

$$S = \pi \cdot D \cdot \frac{D - \sqrt{D^2 - d^2}}{2} \quad (4.4.1.2.1.2)$$

de unde rezultă:

$$HB = \frac{2 \cdot F}{\pi \cdot D \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (4.4.1.2.1.3)$$

În vederea simplificării obținerii valorii durității din diametrul urmelor d , s-au întocmit tabele pentru bile penetratoare standardizate și forțe de încercare normalizate.

Folosind la determinarea durității un penetrator bilă cu diametru constant și sarcini crescânde, se obțin durități crescânde pentru același material. De asemeni, utilizând o sarcină de apăsare constantă dar folosind bile cu diametre care descresc duritatea citită scade aparent. Aceste

observații arată de fapt că valorile durezzații Brinell obținute cu penetratoare cu bile de diferite diametre și sarcini diferite nu sunt compatibile între ele.

Pentru a asigura compatibilitatea rezultatelor măsurătorilor trebuie respectată similitudinea geometrică a urmelor produse. Aceasta înseamnă că unghiul φ , figura 4.4.1.2.1.1 trebuie să fie identic la urmele de duritate. Folosim relația geometrică:

$$d = D \cdot \sin \frac{\varphi}{2} \quad (4.4.1.2.1.4)$$

iar relația de calcul a durezzații devine:

$$HB = \frac{2 \cdot F}{D^2 \cdot \left(1 - \sqrt{1 - \sin^2 \frac{\varphi}{2}}\right)} \quad (4.4.1.2.1.5)$$

Pentru a obține valori ale durezzații constante ($\varphi = \text{const.}$), rezultă condiția ca raportul F/D^2 să fie constant. Raportul menționat este denumit grad de solicitare și se notează $k = F/D^2$.

Gradul de solicitare este ales la determinarea durezzații în funcție de natura materialului și de grosimea probei dintr-un șir de valori standardizate: $k = 30; 15; 10; 5; 2,5; 1$.

Altfel spus, sarcinile folosite pot fi $30 D^2; 15 D^2; 10 D^2; 5 D^2$ etc. Eroarea admisibilă a sarcinilor este de maxim 1%.

Gradul de solicitare k se alege în funcție de duritatea materialului astfel încât diametrul urmei să satisfacă condiția: $0,25 D < d < 0,60 D$.

Se recomandă pentru alegerea sarcinii în funcție de natura materialului piesei a cărei duritate se măsoară următoarele: pentru oțeluri și fonte $30 D^2$; pentru alame și bronzuri, aliaje Al-Cu-Mg, aliaje Al-Si etc. $10 D^2$; pentru aliaje de magneziu $5 D^2$; pentru aliaje pentru lagăre cu alunecare $2,5 D^2$ etc.

Probele supuse încercării trebuie să întrunească unele condiții și în ce privește grosimea. Astfel, pentru a evita influența suportului probei, grosimea minimă trebuie să fie egală cu de opt ori înălțimea urmei, $a_{\min} = 8 h$. Există și autori care recomandă chiar grosimi minime de zece ori mai mari decât adâncimea urmei.

Dacă se poate afla duritatea HB a piesei printr-o încercare informativă, grosimea minimă poate fi calculată utilizând relația:

$$a_{\min} = \frac{8 \cdot F}{\pi \cdot D \cdot HB} \quad (4.4.1.2.1.6)$$

iar forța maximă utilizată la grosimea a , duritatea informativă HB și bila de diametru D poate fi calculată cu relația:

$$F = \frac{1}{8} \cdot a \cdot \pi \cdot D \cdot HB \quad (4.4.1.2.1.7)$$

Dacă nu există posibilitatea efectuării unei încercări estimative a durezzații, diametrul bilei se alege în funcție de grosimea materialului. Aceasta trebuie să fie de cel puțin zece ori mai mare decât adâncimea urmei.

În practică se folosesc bile cu diametrele de: 10; 5; 2,5; 1,25; 0,625 mm. Bila cu diametrul de 10 mm se poate folosi numai la piese cu grosimea peste 6 mm, bila cu diametrul de 5 mm se poate folosi numai la piese cu grosimea peste 3 mm și mai mică de 6 mm, bilele cu diametrul de 2,5 sau de 1,25 mm se pot folosi numai la piese cu grosimea cuprinsă între 0,5 și 3 mm iar bila cu diametrul de 0,625 mm se poate folosi numai la piese cu grosimea sub 0,5 mm.

Valoarea maximă la determinarea durezzații cu bile de oțel este de 450 HB; peste această valoare deformațiile bilei denaturează diametrul urmei lăsate de bilă pe suprafața probei.

La toate încercările de duritate cu deformații plastice ale materialului se constată influența vitezei de aplicare a penetratorului și în special a duratei de menținere a sarcinii.

Pentru obținerea unei compatibilități mai riguroase a valorii durezzaților determinate se impune o delimitare a vitezei de aplicare a sarcinii la 0,8 – 1 mm/s. Duratele de menținere a sarcinii pentru determinarea durezzații diferitelor materiale sunt prevăzute în standardele produselor

respective. În lipsa acestor valori se recomandă utilizarea duratelor de menținere a sarcinii în funcție de duritatea Brinell estimată, tabel 4.4.1.2.1.1

Tabel 4.4.1.2.1.1 Timpul de menținere a sarcinii și distanța necesară între urme la încercarea Brinell

Duritatea Brinell HB	Timpul de menținere a sarcinii, [s]	b	c
Peste 100	10 - 15	4 d	3,5 d
36 – 100	27 – 33	5 d	4,5 d
10 – 35	115 – 125	6 d	5,5 d
Sub 10	170 – 190	6 d	5,5 d

În vederea evitării influenței zonelor durificate din jurul urmelor și pentru evitarea influenței marginii probei asupra rezultatelor obținute se recomandă păstrarea unei distanțe minime b între centrele a două urme alăturate și a unei distanțe minime c între centrul urmei și marginea probei, tabelul 4.4.1.2.1.1.

Valoarea durității Brinell obținută în urma încercării se indică cu o precizie de 0,1 HB pentru durități sub 100 HB și fără zecimale pentru valori mai mari. Valoarea durității poate fi urmată de trei indici, primul reprezentând diametrul D al bilei penetrator, al doilea sarcina de încercare exprimată în daN iar al treilea timpul de menținere a sarcinii. Astfel notația 270 HB 5/750/15 reprezintă valoarea durității Brinell determinată cu: bila având diametrul de 5 mm, sarcina de încercare de 750 daN, cu o durată de menținere de 15 s.

La măsurarea urmelor se pot utiliza lupe cu mărirea de 10 – 12, prevăzute în planul obiectivului cu o scară gradată în zecimi de mm. Precizia măsurătorilor poate crește prin utilizarea microscopelor Brinell. Puterile de mărire și erorile tolerate în funcție de diametrul urmelor și diametrul bilelor sunt date în tabelul 4.4.1.2.1.2.

Tabel 4.4.1.2.1.2 Mărimi recomandate pentru microscopie Brinell

Diametrul bile D, mm	Diametrul urmelor d, mm	Mărirea, x	Eroarea tolerată, μm
1,0	0,25 – 0,60	100 – 200	± 2,5
2,5	0,60 – 1,50	50 – 100	± 5,0
5,0	1,30 – 3,00	20 – 50	± 12,0
10,0	2,50 – 6,00	10 - 20	± 25,0

4.4.1.2.2 Metoda Vickers

Duritatea Vickers reprezintă rezistența pe care o opun metalele la pătrunderea unui penetrator piramidal de diamant, cu baza pătrată, cu unghiul la vârf prescris, sub acțiunea unei sarcini constante.

Această metodă de determinare a durității este denumită după prima firmă care a construit aparatele de determinare după principiul descris mai sus, metoda fiind inițiată de R. L. Smith și G. E. Sandland.

Metoda Vickers are o aplicabilitate mult mai mare decât metoda Brinell, fiind metoda cu intervalul cel mai larg de aplicare dintre cele bazate pe apăsare dar cu toate acestea nu este la fel de frecvent folosită.

În principiu, metoda Vickers se aseamănă foarte mult cu metoda Brinell ea constând din apăsarea unui penetrator, utilizând o anumită forță predeterminată F, cu viteză redusă, pe suprafața de încercat.

Duritatea Vickers se notează în mod obișnuit cu HV și exprimă raportul dintre forța F aplicată și aria suprafeței urmei remanente produse de penetrator.

$$HV = \frac{F}{S} \quad (4.4.1.2.2.1)$$

Suprafața urmei este considerată a fi suprafața laterală a unei piramide drepte cu baza un pătrat având diagonala d și având același unghi la vârf cu penetratorul care a produs-o.

Unghiul fețelor opuse ale penetratorului specific acestei metode este de 136° și a fost ales pentru a putea stabili o legătură cu duritatea Brinell, figura 4.4.1.2.2.1.

Dacă exprimăm S în funcție de diagonala bazei piramidei și ținem cont de unghiul la vârf al piramidei obținem relația de calcul a durității Vickers:

$$HV = \frac{F}{\frac{d^2}{2 \cdot \sin \frac{136}{2}}} = 1,8544 \cdot \frac{F}{d^2} \quad (4.4.1.2.2.2)$$

Aprecierea durității constă în măsurarea diagonalei urmei. În acest scop se poate utiliza un microscop sau un proiector, iar pentru operativitate au fost realizate tabele în care se citește duritatea corespunzătoare.

În domeniul sarcinilor obișnuite, între 4,9 daN și 98 daN urmele obținute cu penetratoare cu unghiuri la vârf identice sunt asemenea, duritatea fiind deci independentă de sarcina aplicată în timpul încercării.

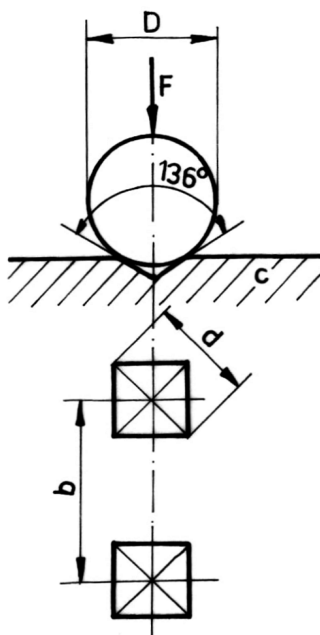


Fig. 4.4.1.2.2.1

Acest fapt permite aplicabilitatea foarte largă a acestei metode. Practic pot fi măsurate durități pornind de la 10 HV și mergând până la 1900 HV.

În ceea ce privește adâncimea de penetrare a piramidei Vickers, aceasta este de $1/7$ d și ca urmare metoda se pretează și pentru efectuarea măsurătorilor de duritate a pieselor subțiri, a straturilor subțiri obținute prin diferite procedee de depunere sau prin tratament termic etc.

Deși duritatea nu variază cu forța de apăsare, din motive practice au fost prescrise anumite valori discrete pentru sarcinile aplicate în timpul încercării. Acest lucru a condus la clasificarea încercărilor Vickers în trei categorii și anume: încercări de duritate Vickers; încercări de duritate Vickers cu sarcini mici și încercări de microduritate Vickers (cu microsarcini).

PROPRIETĂȚILE MATERIALELOR METALICE

Această clasificare și valorile sarcinilor utilizate sunt prezentate în tabelul 4.4.1.2.2.1.

Tabel 4.4.1.2.2.1. Sarcini utilizate la încercarea Vickers

Încercarea	Sarcina de încercare daN (kgf)					
	Vickers	4,903	9,806	19,61	29,42	49,30
	5	10	20	30	50	100
Vickers cu sarcini mici	0,49	0,89	1,96	2,94	3,92	
	0,50	1,00	2,00	3,00	4,00	-
Vickers cu microsarcini	0,0049	0,0098	0,0196	0,049	0,098	0,196
	0,005	0,010	0,020	0,050	0,100	0,200

Pentru evitarea vicierii interpretării durității datorită influențării reciproce a urmelor prin existența zonelor durificate din jurul acestora, se recomandă păstrarea distanțelor *b* între centrele urmelor învecinate și distanțelor *c* între centrul urmelor și marginea piesei conform tabelului 4.4.1.2.2.2.

Tabel 4.4.1.2.2.2 Timpul de menținere a sarcinii și distanța admisă dintre urme la determinarea durității Vickers

Duritatea Vickers, HV	Timpul de menținere a sarcinii, [s]	<i>b</i>	<i>c</i>
Peste 100	10 - 15	2,5 d	2,5 d
36 - 100	27 - 33	3,5 d	2,5 d
10 - 35	115 - 125	4,5 d	3,5 d
Sub 10	170 - 190	5,5 d	4,5 d

Există limitări specifice pentru grosimea piesei sau a stratului ce trebuie verificat. Astfel se recomandă o grosime de cel puțin 10 ori mai mare decât adâncimea de pătrundere a penetratorului.

Pentru realizarea determinării se execută minim trei încărcări pentru a obține trei urme, iar suprafața trebuie pregătită la o rugozitate care să asigure o măsurare în condiții bune a urmelor. Urmele trebuie să aibă conturul clar și nederanjat de urmele prelucrării.

Fiecare urmă se măsoară separat prin evaluarea celor două diagonale și prin calcul se obține diagonala medie. La măsurare nu se admit ca valide decât urmele pentru care diferența dintre lungimile diagonalelor nu depășește 2%. Această situație poate apărea din cauza aplicării sarcinii pe direcție diferită de cea perpendiculară caz în care deficiența se remediază. Se poate întâmpla totuși ca materialul supus încercării să fie anizotrop și acest lucru se constată prin aplicarea urmelor cu orientare variabilă a diagonalelor.

Pentru valori ale durității sub 100 HV precizia cerută pentru exprimarea rezultatelor este 0,1 HV iar pentru durițiți mai mari zecimalele se neglijează. Valoarea durității este urmată de simbolul HV și de doi indici. Primul indice reprezintă sarcina de încărcare exprimată în daN iar al doilea timpul de menținere a sarcinii în secunde.

Încercarea Vickers se utilizează cu precădere la determinarea durității materialelor metalice dure, a oțelurilor cementate, nitrurate, cromate etc. Pentru metale și aliaje moi metoda Vickers nu este recomandată și este de preferat înlocuirea ei cu metoda Brinell.

Există o corespondență între duritatea Vickers și duritatea Brinell până la durițiți de aproximativ 300 kgf/mm²; după această valoare corespondența se pierde, metoda Vickers arătând valori mai mari.

Aparatele de măsură pentru măsurarea diagonalelor urmelor Vickers trebuie să asigure punerea în evidență în condiții corespunzătoare a unei plaje destul de largi de dimensiuni. Astfel, diagonalele variază de la 10 μm, cea mai mică până la aproape 1 mm, cea mai mare.

Astfel se poate utiliza aparatul de măsură cu proiector înglobat, comun cu cel de la încercarea Brinell dar și altele; aspectul lor general este de microscop. Măririle corespunzătoare trebuie să fie 100 x, 600 x și uneori chiar mai mult, pentru a garanta măsurarea cu suficientă precizie, de asemeni aceste microscopie sunt de obicei parte integrantă din aparatul de măsură (pentru a regăsi urmele cu mai mare ușurință în câmpul vizual).

4.4.1.2.3 Metoda Rockwell

În anul 1922 S. P. Rockwell a publicat o metodă mai operativă de determinare a durtății decât metodele Brinell și Vickers. Această metodă a rezolvat satisfăcător problema găsirii unor metode mai puțin laborioase de determinare a durtății cu prețul scăderii preciziei măsurării în comparație cu metoda Vickers.

Această metodă numită după numele autorului ei dar, cunoscută și sub denumirea de metoda de determinare a durtății cu sarcină inițială, folosește un mod aparte de exprimare a durtății și anume prin evaluarea adâncimii urmei remanente, măsurată față de un plan de referință ales convențional.

Penetratorul de formă dată este apăsat pe material cu o sarcină inițială F_0 . Fără a ridica sarcina, dispozitivul de măsurare a adâncimii (care este solidar cu suportul penetratorului) este adus la zero. Se aplică apoi o suprasarcină F_1 pe penetrator. După epuizarea curgerii materialului, vizibilă pe dispozitivul de măsurare a adâncimii de pătrundere (prin oprirea completă a indicatorului); se îndepărtează suprasarcina F_1 și se măsoară adâncimea remanentă de pătrundere a penetratorului în material.

Durata de menținere a sarcinii de încercare $F = F_0 + F_1$ este reglementată la șirul de valori 15 s, 30 s sau 60 s, în funcție de material. Acești timpi sunt aleși în scopul de a epuiza practic complet capacitatea de deformare locală sub acțiunea presiunii de contact a penetratorului.

Unitatea de duritate Rockwell corespunde unei adâncimi de pătrundere de 0,002 mm la scările Rockwell care utilizează sarcinile totale de 58,8 daN sau 147,1 daN și de 0,001 mm la scările cu sarcini totale de 14,7; 29,4 și 44,1 daN, numite și scări Super – Rockwell.

Penetratorul la încercarea Rockwell poate avea formă de bilă sau de con și pentru ca durtăților crescânde să le corespundă valori cifrice crescânde, se scade valoarea adâncimii de penetrare dintr-o valoare convențională E.

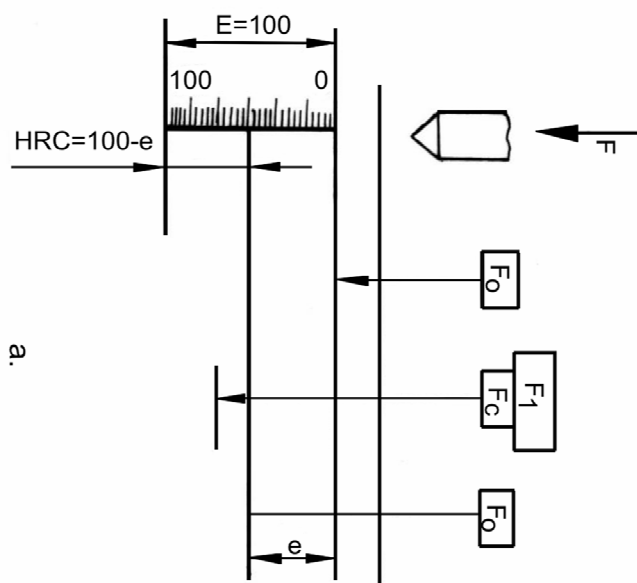


Fig. 4.4.1.2.3.1

Valoarea E are semnificații diferite în funcție de scara utilizată și de forma penetratorului, 100 diviziuni de scală, figura 4.4.1.2.3.1 sau 130 de diviziuni de scală, figura 4.4.1.2.3.2.

Această scădere se realizează practic, folosind drept reper zero gradația 100 pe scală sau gradația 130 și mișcarea inversă a indicatorului față de șirul cifrelor. Duritatea Rockwell se exprimă deci prin relația:

$$HR = E - e \quad (4.4.1.2.3.1)$$

în care: e este valoarea adâncimii remanente de pătrundere, exprimată în unități Rockwell (2 μm și respectiv 1 μm la scările Super - Rockwell). Se observă că, cu cât materialul este mai dur cu atât adâncimea remanentă de pătrundere e este mai mică și deci duritatea este mai mare.

Pentru materiale dure se folosește penetratorul în formă de con, făcut din diamant, cu unghiul la vârf de $120 \pm 0,5^\circ$ și o rotunjire la vârf de $0,2 \pm 0,002$ mm; partea conică și cea sferică se racordează tangențial.

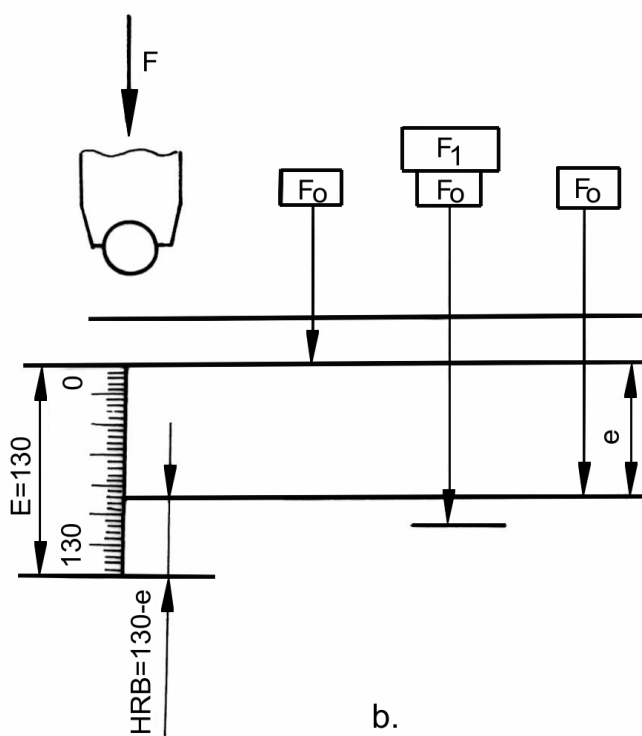


Fig. 4.4.1.2.3.2

Pentru determinarea durității materialelor mai puțin dure se folosesc penetratoare de tip bilă de oțel, diametrul cel mai frecvent utilizat fiind de 1/16 inch, adică $D = 1,588 \pm 0,004$ mm. Duritatea acestor bile trebuie să fie de 850 HV 10 pentru a nu se deforma inadmisibil în cursul încercărilor.

Caracteristicile diferitelor scări Rockwell, cu simbolizarea lor, penetratoarele, sarcinile inițiale și totale, valoarea unității respective, valoarea lui E și domeniul de utilizare sunt date mai jos. La noi sunt standardizate scările Rockwell HRC, HRB, HRF, HRG și scările Super – Rockwell HRFT și HRFN.

Pentru realizarea încercării suprafața nu trebuie prelucrată în mod special, este suficient ca ea să fie plană și curată. O condiție esențială este ca piesa să fie fixă în timpul încercării; abaterea maximă de la perpendicularitate a penetratorului este de 2° . Grosimea pieselor trebuie să fie de cel puțin 10 e, la fel ca și în cazul celorlalte metode de determinare a durității prin pătrundere.

PROPRIETĂȚILE MECANICE ALE MATERIALELOR METALICE

Tabel 4.4.1.2.3.1 Caracteristicile scărilor de duritate Rockwell

Simbol	Penetrator	Sarcina, daN		Val. unit 1 HR= ... μm	E	Domeniul de utilizare
		Inițială	Finală			
HRA	Con de diamant	9,8 (10)	58,8 (60)	2	100	Materiale dure, straturi depuse subțiri sub 0,4 mm, oțeluri călite, îmbunătățite, piese călite la suprafață
HRC			147,1 (150)			
HRD			98,0 (100)			
HRB	Bilă de oțel φ = 1,588	9,8 (10)	98 (100)	2	130	Metale neferoase, oțeluri netratate, aliaje de cupru, table peste 0,6 mm grosime, bronz fosforos, fonte
HRF			147,1 (150)			
HRG			58,8 (60)			
HRH	Bilă de oțel φ = 3,175	9,8 (10)	58,8 (60)	2	130	Aluminiu, zinc, plumb, metale antifricțiune, metale foarte moi
HRK			147,1 (150)			
HRL	Bilă de oțel φ = 6,35	9,8 (10)	58,8 (60)	2	130	Metale antifricțiune, metale foarte moi
HRM			98 (100)			
HRP			147,1 (150)			
HRR	Bilă de oțel φ = 12,7	9,8 (10)	58,8 (60)	2	130	Cauciuc dur, materiale plastice
HRS			98 (100)			
HRV			147,1 (150)			

Adâncimile de penetrare se calculează din duritatea Rockwell cu relațiile:

$e = (100 - HR) 0,002$, pentru scările cu $E = 100$;

$e = (130 - HR) 0,002$, pentru scările cu $E = 130$;

$e = (100 - HR) 0,001$, pentru scările cu $E = 100$ și

valoarea diviziunii 0,001 mm – (scările Super - Rockwell).

Aceste valori se utilizează când este posibilă efectuarea unei încercări preliminare de duritate Rockwell.

Pentru grosimi mici de straturi sau pentru piese subțiri se utilizează scările Super – Rockwell cu sarcina inițială de 2,94 daN și sarcina totală 14,7; 29,4 sau 44,1 daN.

Tabel 4.4.1.2.3.2 Caracteristicile scărilor de duritate Super Rockwell - domenii de utilizare

HR15N	Con de diamant	2,94 (3)	14,7 (15)	1	100	Metale dure, straturi dure, oțeluri călite superficial, piese subțiri cu grosimi de 0,15 - 0,75 mm
HR30N			29,4 (30)			
HR45N			44,1 (45)			
HR15T	Bilă de oțel φ = 1,588	2,94 (3)	14,7 (15)	1	100	Metale neferoase, oțeluri netratate, aliaje de cupru, bronz fosforos straturi, piese cu grosimi de 0,25 – 1,0 mm
HR30T			29,4 (30)			
HR45T			44,1 (45)			
HR15W	Bilă de oțel φ = 3,175	2,94 (3)	14,7 (15)	1	100	Metale cu durități foarte mici, straturi foarte subțiri, aliaje
HR30W			29,4			

PROPRIETĂȚILE MATERIALELOR METALICE

HR45W			(30) 44,1 (45)			antifricțiune depuse pe metale
HR15X	Bilă de oțel $\phi = 6,35$	2,94 (3)	14,7 (15)	1	100	Metale foarte moi, matele sinterizate
HR30X			29,4 (30)			
HR45X			44,1 (45)			
HR15Y	Bilă de oțel $\phi = 12,7$	2,94 (3)	14,7 (15)	1	100	Metale foarte moi, matele sinterizate
HR30Y			29,4 (30)			
HR45Y			44,1 (45)			

Pentru evitarea influenței reciproce a urmelor efectuate cu conul de diamant se păstrează o distanță de cel puțin 3 mm între urme sau până la marginea piesei. La urmele aplicate cu penetrator bilă, distanța dintre centrele urmelor învecinate trebuie să fie de cel puțin trei ori mai mare decât diametrul urmei.

Pentru situația în care se determină duritatea pe suprafețe curbe valoarea citită se corectează conform standardului (STAS 8251 - 81).

Viteza de aplicare a penetratorului este cuprinsă între 0,8 și 1 mm/s iar sarcinile se aplică fără șocuri; influența vibrațiilor dăunează preciziei.

4.4.1.2.4 Metode de determinare a durității cu condiții modificate

În afara metodelor și a aparatelor descrise, se mai folosesc și alte tipuri de aparate pentru determinarea durității statice.

Metoda Brinell modificată se bazează pe măsurarea adâncimii de pătrundere. Sarcina se aplică în două faze: în prima fază se aplică o valoare redusă iar poziția penetratorului sub sarcină este considerată reper 0; în faza a doua se aplică sarcina de încercare și se măsoară adâncimea de penetrare sub sarcină, într-o variantă, sau, se măsoară adâncimea remanentă după descărcarea la sarcina inițială. Înălțimea măsurată este utilizată la calculul suprafeței calotei sferice pentru obținerea mai apoi a durității cu relația cunoscută pentru HB. Această metodă nestandardizată combină elemente din metoda Brinell cu elemente din metoda Rockwell și este utilizată pentru control în producția de serie mare sau la sortarea automată, folosind o gradare empirică și etaloane din același material cu cel controlat.

Aparatul model ATP, fabricat de Ernst este un aparat portabil, compact, prevăzut cu două penetratoare, unul cu calotă sferică din oțel și celălalt cu vârf de diamant. Scara este gradată în unități Brinell respectiv Rockwell și este interschimbabilă pentru cele două penetratoare. Aparatul lucrează cu două sarcini, sarcina inițială 0,5 daN și cea totală 5 daN și măsoară adâncimea de penetrare față de un cilindru de protecție, coaxial cu penetratorul, care se așează pe suprafața piesei. Măsurarea se face cu un traductor hidraulic indicațiile fiind date de poziția unui lichid colorat a cărui nivel este urmărit într-un tub capilar. Aparatele nu sunt foarte fiabile iar valorile măsurate pot fi considerate doar aproximativ echivalente cu cele obținute în condițiile standardizate prin metodele Brinell și respectiv Rockwell.

Un alt aparat, asemănător ca mod de funcționare este aparatul Instrumatic Universal Hardness Tester; el utilizează același principiu al măsurării adâncimii de penetrare. dar folosind ca traductor un comparator cu cadran etalonat în unități Brinell, Vickers și Rockwell prin echivalarea informativă a celor trei metode. Rezultatele obținute cu aceste aparate pot fi utilizate ca rezultate informative de apreciere a durității.

4.4.2 Metode dinamice de determinare a durtății

Metodele dinamice se utilizează în special la determinarea durtății pieselor de gabarit mare, în locuri inaccesibile aparatelor de măsurare statică a durtății.

Metodele se pot clasifica în: metode elastice sau dinamico-elastice bazate pe măsurarea reculului elastic al penetratorului deformările plastice fiind foarte reduse și metode plastice sau dinamico – plastice care sunt încercări cu deformări plastice mari și măsurarea urmelor.

În general metodele dinamice de determinare a durtății sunt mai puțin precise.

4.4.2.1. Metode dinamico – plastice de determinarea a durtății

Metodele dinamico – plastice de determinare a durtății materialelor metalice se bazează pe pătrunderea în material a unui penetrator sub acțiunea unei forțe instantanee produsă prin eliberarea unei energii mecanice. Energia necesară pătrunderii penetratorului în material este realizată prin lovire cu un ciocan sau prin căderea unei mase accelerate de un arc elicoidal. Durtatea se exprimă în funcție de mărimea urmei produse.

Metoda Baumann-Steinrück folosește un aparat compact la care, bila care constituie penetratorul și care poate avea diametrul 5 sau 10 mm este proiectată prin lovirea tijei portpenetrator de către o masă accelerată prin intermediul unui arc elicoidal. Urmele produse se măsoară cu o lupă sau un microscop Brinell. Pentru evaluarea durtății se utilizează tabele sau diagrame.

Aparatul cu care se realizează încercarea poate fi folosit în orice poziție cu condiția asigurării lovirii pe direcție perpendiculară la suprafața verificată.

Suprafața necesită pregătire pentru a asigura producerea unei urme cu contur bine definit.

Alegerea diametrului penetratorului și a energiei de lovire se face în așa fel încât dimensiunea d a urmei să fie cuprinsă între $0,25 D < d < 0,6 D$ unde D este diametrul bilei.

Piesa trebuie să fie bine fixată în timpul încercării sau să cântărească peste 20 kg, pentru a nu amortiza forța de impact a penetratorului.

Distanța dintre centrele urmelor învecinate obținute în cadrul încercărilor trebuie să fie mai mare de $3d$.

Erorile metodei se încadrează în domeniul $\pm 7\%$ din valoarea nominală a durtății determinată static.

Metoda Poldi

Această metodă de determinare a durtății este una dintre metodele dinamico – plastice foarte frecvent utilizate. Ea folosește o sarcină dinamică variabilă și bare de duritate etalon, de duritate cunoscută utilizate pentru comparație.

Construcția aparatului permite imprimarea bilei penetrator (diametrul este 10 mm), ca urmare a loviturii executate cu ajutorul unui ciocan, simultan pe suprafața de încercat și pe suprafața etalon (bila este poziționată între cele două suprafețe iar lovitura este aplicată prin intermediul barei etalon).

Diametrele celor două urme rezultate, una pe suprafața verificată, cealaltă pe suprafața barei etalon sunt măsurate cu mijloace optice mobile, lupe sau microscop.

Barele etalon fie au duritatea în limitele 197 ± 10 HB, fie au înscrise pe ele coeficientul de corecție calculat cu relația $k = HB_{\text{nominal}} / 197$, fie sunt însoțite de tabele proprii de corespondență.

Durtatea este definită ca raport între lucrul mecanic consumat pentru producerea urmei și aria suprafeței urmei produse:

$$H_{\text{piesa}} = \frac{2 \cdot L_m}{\pi \cdot D \cdot \left(D - \sqrt{D^2 - d_p^2} \right)}; \quad (4.4.2.1.1)$$

$$H_{\text{etalon}} = \frac{2 \cdot L_m}{\pi \cdot D \cdot \left(D - \sqrt{D^2 - d_{\text{et}}^2} \right)}$$

unde: L_m este lucrul mecanic, d_p este diametrul urmei pe piesă, d_{et} este diametrul urmei pe bara etalon.

Dacă notăm K expresia:

$$K = \frac{D - \sqrt{D^2 - d_{\text{et}}^2}}{D - \sqrt{D^2 - d_p^2}} \quad (4.4.2.1.2)$$

se obține:

$$H_{\text{piesa}} = K \cdot H_{\text{etalon}} \quad (4.4.2.1.3)$$

Pentru operativitate pot fi utilizate tabelele atașate aparatelor cu care se determină duritatea echivalentă Brinell.

Alegerea diametrului penetratorului se face în așa fel încât dimensiunea d a urmei să fie cuprinsă între $0,25 D < d < 0,6 D$ unde D este diametrul bilei.

Distanța dintre centrele urmelor învecinate obținute în cadrul încercărilor trebuie să fie mai mare de $3d$; piesa trebuie să fie bine fixată în timpul încercării sau să cântărească peste 20 kg; precizia determinării este de $\pm 10 \%$.

Aceste metode dinamico - plastice nu sunt standardizate în țara noastră și folosirea lor este limitată la găsirea valorilor informative de duritate. Intervalul de duritate explorabil se extinde până la 450 HB din cauza deformațiilor proprii ale bilelor din oțel folosite ca penetrator.

4.4.2.2. Metode dinamico – elastice de determinarea a durității

Metodele dinamico – elastice permit măsurarea durității prin evaluarea reculului elastic al unui ciocănel percutor de greutate prescrisă care cade liber de la o înălțime constantă și lovește suprafața de încercat. Cu cât duritatea este mai mare reculul va fi mai mare.

Pentru a nu se produce deformarea plastică a materialului încercat acesta trebuie să fie foarte dur și energia de cădere trebuie să fie mică, acest lucru realizându-se prin adoptarea de mase reduse și înălțimi reduse de lansare pentru ciocănelul percutor. În realitate, oricât de dure ar fi materialele metalice se produc întotdeauna mici deformații plastice ceea ce face ca duritatea determinată prin metode elastice să fie mai mică decât duritatea reală.

Metoda Shore

Scleroscopul Shore este cel mai răspândit aparat bazat pe respingerea elastică. El este format dintr-un tub vertical în care se poate deplasa liber un ciocănel metalic în greutate de 3g care se termină cu un vârf de diamant. Tubul vertical este gradat în 140 de diviziuni egale numite unități de duritate Shore.

Determinarea durității este foarte operativă; se lasă ciocănelul să cadă pe piesă de la o înălțime H și se măsoară înălțimea h la care acesta ricoșează. Această înălțime reprezintă duritatea Shore.

Metoda Shore poate fi utilizată la determinarea durității suprafețelor orizontale și nu poate fi folosită la suprafețe verticale sau înclinate.

Duroscopul este un alt aparat bazat pe recul elastic. În acest caz ciocănelul este legat cu un pendul și după lovirea piesei acesta se ridică prin recul la o înălțime care poate fi măsurată pe o scară gradată și care reprezintă duritatea în unități convenționale.

Prin natura ei metoda nu poate fi utilizată pentru suprafețe orizontale.

Ambele metode prezintă avantajul măsurării durtății până la cele mai ridicate valori și sunt folosite atunci când pe suprafețele prelucrate nu au voie să apară urme, de exemplu la cilindri, valțuri etc.

4.4.3 Metode combinate de determinare a durtății

Aceste metode au o utilizare restrânsă și ele combină avantajele altor metode prezentate.

4.4.3.1 Determinarea durtății prin rulare

Această metodă combină determinarea durtății prin zgâriere specifică metodei Martens cu metoda Brinell și a fost dezvoltată de Herbert și Frochlich.

Principiul este simplu: o bilă de diametru 1,585 mm apăsată de o forță constantă, aleasă între 6...15 daN, se imprimă în material efectuând o mișcare rectilinie pe suprafața piesei de încercat. În funcție de construcția aparatului, partea mobilă poate fi piesa sau penetratorul.

Variația lățimii urmei permite evaluarea variației durtății. Metoda se pretează pentru determinarea durtății pieselor sudate, la urmărirea variației durtății în diferitele zone limitrofe sudurii, la urmărirea fenomenului de curgere a materialului la deformări la rece etc.

4.4.3.2 Determinarea durtății prin pendulare

Această metodă este propusă de Herbert și se bazează pe deformarea materialului sub apăsarea rezultată din ciocnirea repetată a unei bile acționată de o anumită forță.

Această metodă este specifică laboratoarelor de cercetare, necesită suprafețe orizontale și se utilizează foarte rar.

Poziția de echilibru a unui pendul cu o masă dată la care se atașează penetratorul este plasată în suprafața a cărei duritate se determină. Scoțând pendulul din poziția de echilibru imprimându-i o mică oscilație, aceasta se amortizează prin lovire cu piesa cu atât mai repede cu cât materialul este mai moale și deformația mai mare.

4.4.3.3 Determinarea durtății prin metode magnetice

Acest mod de determinare a durtății se încadrează în categoria metodelor fizice de determinare a durtății. Metoda se bazează pe observația că în cazul oțelurilor există un paralelism între două mărimi caracteristice o proprietate mecanică, duritatea, și o proprietate magnetică, câmpul coercitiv H_c .

Aparatele cu care se realizează măsurătoarea se numesc duroscoape magnetice și ele dau duritatea oțelurilor prin măsurări de câmp coercitiv.

Spre exemplu, pentru materialul din care se fabrică pile, aflat în stare călită, paralelismul dintre duritatea HRC și câmpul coercitiv este dat în tabelul de mai jos.

HRC	62	55	54	43	37	29	27	26
H_c [Oe]	63	55	54	33	29	288	27	24

4.5 Caracteristici dinamice ale materialelor metalice

4.5.1 Noțiuni generale

Determinarea proprietăților mecanice este o problemă deosebit de complexă și s-a arătat că utilizarea economică și adecvată a materialelor în construcțiile de mașini este strâns legată de rezultatele încercărilor realizate în scopul determinării acestor proprietăți.

Solicitările regăsite în practică sunt deosebit de complexe și pentru a completa tabloul caracteristicilor mecanice ale materialelor trebuie extinse încercările materialelor pornind de la încercările statice către încercări dinamice care exprimă comportarea materialelor la viteze ridicate de deformare. Practica a arătat că aceste caracteristici sunt de însemnătate primordială.

Influența vitezei de deformare asupra valorilor caracteristicilor mecanice este un aspect recunoscut. Astfel, de pildă, limita de curgere σ_c este cu atât mai mare cu cât aplicarea sarcinii se face mai rapid, figura 4.5.1.1.

Un alt aspect, poate chiar mai interesant, este schimbarea comportării materialelor metalice odată cu creșterea vitezei de deformare. Astfel, o probă din metal care prezintă deformații mari la încercarea statică de tracțiune poate prezenta la încercarea dinamică prin șoc o comportare practic fragilă și o rupere fără deformații.

Aceste exemple ne îndreptățesc să considerăm că la examinarea comportării materialelor metalice sub acțiunea diferitelor tipuri de solicitări trebuie ținut cont și trebuie făcută diferențierea în funcție de viteza de deformare.

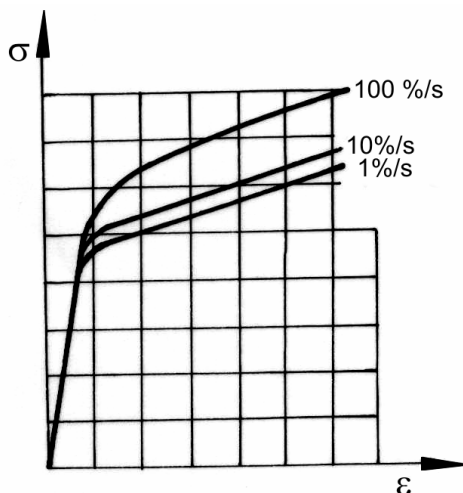


Fig. 4.5.1.1

Stabilirea caracteristicilor dinamice ale materialelor se realizează la fel ca și stabilirea caracteristicilor mecanice statice, prin încercări. Încercările dinamice prin șoc se efectuează la toate solicitările simple, tracțiune, răsucire, încovoiere și chiar forfecare.

Prin încercările dinamice la șoc se evidențiază comportarea materialelor la viteze mari de deformare, relevând capacitatea acestora de a se deforma în condiții de viteză mare de deformare, de temperatură și stare de tensiune.

În aceste condiții de încercare a materialelor metalice se poate aprecia corect comportarea ductilă sau fragilă a lor, măsurând deformabilitatea, și de asemenea, se poate face diferența între materialele tenace și cele maleabile, evaluând susceptibilitatea de a suferi sau nu ecrusare în timpul deformării.

4.5.2 Metode de determinare a caracteristicilor dinamice ale materialelor metalice

Caracteristicile dinamice ale materialelor metalice se evaluează în cadrul unor încercări mecanice speciale denumite încercări dinamice și care se realizează prin aplicarea sarcinilor prin șoc.

În mod obișnuit aceste încercări presupun ruperea epruvetelor supuse încercării de către o masă în mișcare de rotație sau în cădere liberă, rupere executată dintr-o singură lovitură.

Tensiunile și deformațiile specifice acestor încercări datorită vitezelor foarte mari de deformare se măsoară cu o aparatură specială și relativ costisitoare. De aceea, pentru această metodă s-au căutat alte modalități de exprimare a caracteristicilor; energia consumată la rupere s-a dovedit ușor de măsurat prin metode directe și simple. Din această cauză caracteristicile dinamice ale materialelor metalice se exprimă prin energia consumată pentru ruperea epruvetei sau, prin energia consumată pentru ruperea epruvetei raportată la aria secțiunii transversale sau la volumul de material deformat.

Ca în cazul oricărei determinări de proprietăți mecanice trebuie ținut cont de condițiile de încercare și desigur, aceste caracteristici sunt comparabile doar atunci când se respectă condițiile de încercare reglementate prin standarde privind viteza de aplicare a sarcinii și de măsurare a energiei consumate pentru ruperea epruvetei.

Trebuie reținut că, proprietatea reprezentată prin energia consumată pentru ruperea epruvetei nu determină tenacitatea materialului ci doar comportarea epruvetei în anumite condiții de sollicitare dinamică.

Tenacitatea are un caracter mai complex, ea este rezultatul produsului dintre tensiune și deformație. Astfel, la două materiale cu tenacități distincte se poate obține aceeași energie consumată la rupere, diferența de deformabilitate fiind compensată în acest caz prin diferența de rezistență.

De aceea pentru determinarea caracteristicilor care să releve tenacitatea materialului metalic se efectuează încercări dinamice de încovoiere prin șoc la care se asociază și influența factorilor de temperatură și stare de tensiune.

Încercările de acest tip sunt standardizate și se fac încercări la temperaturi joase până la -80°C și înalte, până la 1000°C , pe epruvete crestate de două tipuri, cu crestătura în U și cu crestătura în V.

4.5.3 Încercări de încovoiere prin șoc

Aceste încercări sunt cele mai răspândite și mai cunoscute încercări dinamice prin șoc. Ele sunt denumite în mod curent încercări de reziliență deși această denumire este improprie.

Utilizarea acestor încercări a luat amploare mai ales după producerea catastrofelor navale datorate ruperilor fragile, catastrofe care au atras atenția că un oțel, care în mod normal este ductil, în anumite condiții de sollicitare, la viteze mari de deformare, temperatură și stare de tensiune spațială poate deveni fragil.

Încercările de laborator efectuate au demonstrat că nu este necesar ca toți factorii enumerați să intervină simultan pentru a schimba comportarea unui material metalic și pentru a se produce ruperea fragilă.

În general, o încercare de încovoiere prin șoc este destinată studierii comportării materialului în condiții de viteză de deformare mare, de temperatură și stare de tensiune spațială, în speță de a aprecia tenacitate sau ductilitatea în condițiile menționate.

Această încercare mai este utilizată pentru a controla calitatea și omogenitatea structurală a unor produse obținute prin turnare, pentru a verifica uniformitatea unor tratamente termice aplicate și a gradului de îmbătrânire a materialelor utilizate la cazane și turbine cu aburi etc.

Încercarea constă în ruperea unei epruvete special construită care prezintă o creștătură de o anumită formă. Ruperea se face dintr-o singură lovitură aplicată în dreptul creștăturii situate la mijlocul epruvetei simplu rezemate sau aplicată la capătul liber al epruvetei în consolă, cu creștătura poziționată în dreptul încastrării.

În România încercarea de încovoiere prin șoc se realizează conform standardelor, STAS 1400 – 75 pentru epruvete crestate în U și STAS 7511 – 81 pentru epruvete cu creștătura în V.

Încercarea la încovoiere prin șoc se realizează în prezent utilizând ciocanul Charpy, dar în trecut s-a folosit soneta, introdusă pentru prima dată de A. Martens, în 1891.

Ciocanul Charpy este în fapt un pendul prevăzut cu un ciocan de greutate G_p care oscilează în jurul unui punct de echilibru O, figura 4.5.3.1.

Ruperea epruvetei se realizează prin căderea liberă a ciocanului, dotat cu un cuțit din material dur, ridicat la înălțimea H, stabilită anterior. În acest caz epruveta este așezată pe două reazeme aflate pe batiul B.

Energia rămasă după rupere îi permite pendulului să se ridice la înălțimea h, care este măsurată în cursul determinării.

Dacă se scriu relațiile corespunzătoare pentru determinarea energiei consumate pentru ruperea epruvetei obținem:

$$W = W_0 - W_f = G_p \cdot (H - h) = G_p \cdot l_c \cdot (\cos\beta - \cos\alpha) \quad (4.5.3.1.1)$$

în care:

W_0 - energia potențială a pendulului în poziția inițială; W_f - energia potențială a pendulului în poziția finală; G_p - greutatea pendulului; l_c - distanța de la centrul de greutate al pendulului până la axul de rotație; H – înălțimea inițială a centrului de greutate al pendulului, măsurată pe verticală, față de poziția cea mai de jos atinsă de centrul de greutate în cursa de încercare; h – înălțimea finală a centrului de greutate al pendulului, măsurată pe verticală, față de poziția cea mai de jos atinsă de acesta în cursa de rotație; α , β – unghiurile celor două poziții extreme față de axa verticală.

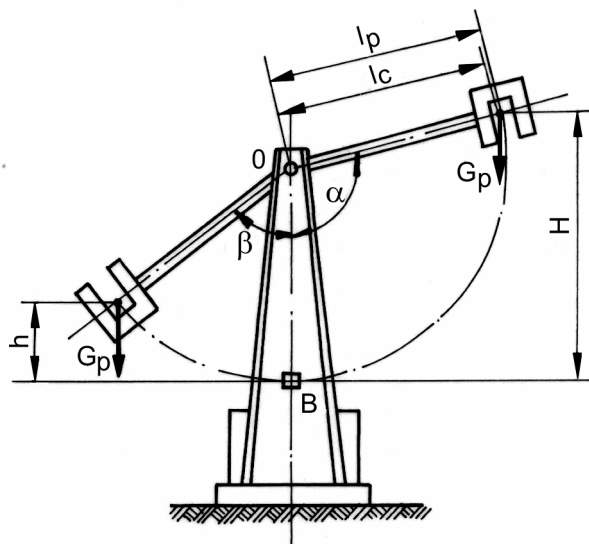


Figura 4.5.3.1 Schema de principiu a ciocanului Charpy

Din relația de calcul se observă că pentru a determina energia absorbită pentru ruperea epruvetei este suficient să se măsoare înălțimile H și h sau unghiurile α și β , aceasta în ipoteza că pierderile de energie ce se produc în timpul încercării nu afectează măsurile.

Ciocanul Charpy pentru determinarea rezistenței la încovoiere la șoc are în componență un cadran gradat în unități de lucru mecanic. Astfel, este suficient să se urmărească în timpul încercării indicația acului pe cadran pentru a putea afla prin calcul mărimea care ne interesează.

Firma Amsler produce un ciocan pendul pentru determinarea aceleiași proprietăți dinamice a materialelor metalice; acesta are o riglă pe care se poate citi direct lucrul mecanic consumat pentru ruperea epruvetei.

Ciocanele pendul cu cadran construite pentru determinarea rezistenței la încovoiere prin șoc au a singură poziție de lansare a pendulului, variația energiei de lovire fiind obținută prin modificarea masei pendulului. Această operație de înlocuire este limitată din cauza pericolului modificării poziției centrului de percuție și a raportului greutateilor. Acesta este motivul pentru care ciocanele pendul au doar două discuri cu raportul maselor 1:2.

În comparație, ciocanele pendul fabricate de firma Amsler au avantajul că energia de lovire poate fi variată și prin aceasta se evită utilizarea energiilor inițiale mari pentru un lucru mecanic de rupere necesar mic, astfel îmbunătățind precizia determinării.

Acest tip de utilaj mai are avantajul așezării epruvetei în plan radial iar direcția șocului trece prin centrul de greutate al fundației utilajului, diminuând vibrațiile și astfel îmbunătățind precizia determinării. Diferențele sesizate sunt de 10 – 15 % și ele înseamnă pierderi de energie în timpul încercării.

Pierderile de energie se produc în principal datorită vibrațiilor în fundația utilajului, deformărilor elastice ale utilajului în timpul încercării, frecărilor în lagăre și în aer, antrenării epruvetei rupte și frecărilor în spațiul dintre cele două reazeme, ciocnirii neelastice.

În prezent, pentru determinarea tensiunii și deformației ce iau naștere în epruvetă în timpul încercării la încovoiere prin șoc se utilizează traductoare piezoelectrice și aparatură electronică adecvată. Astfel se pot înregistra diagramele forță - timp și diagramele deformație – timp.

Traductorul piezoelectric plasat între cuțitul și ciocanul pendulului transformă variația forței de percuție într-o variație de tensiune electrică. Un alt traductor cu celulă fotoelectrică transformă deformația, respectiv deplasarea ciocanului, tot în variație de tensiune.

Mărimile electrice furnizate de traductoare sunt amplificate și sunt vizualizate pe oscilograf sub formă de diagrame ca pot fi înregistrate sau fotografiate.

Ciocanele pendul au dezavantajul că viteza de lovire este limitată la valori discrete și în consecință nu pot fi utilizate la încercările în care viteza de deformare trebuie variată într-o gamă largă. Pentru acest scop special au fost concepute și construite ciocanele cu volant.

Ciocanele cu volant înlocuiesc căderea liberă a maselor de lovire prin acumularea de energie într-o masă aflată în mișcare de rotație, masă antrenată de un motor electric cu turație variabilă.

Energia acumulată în volant are relația:

$$E = \frac{1}{2} \cdot J \cdot \omega^2 \quad (4.5.3.1.2)$$

în care J este momentul de inerție al volantului iar ω este viteza unghiulară a acestuia.

Funcționarea acestor utilaje este simplă. Volantul pe care este montat cuțitul de percuție este sprijinit pe două lagăre cu rulmenți și este antrenat în mișcare de rotație astfel încât să atingă viteza de lovire dorită. Odată cu stabilizarea vitezei la nivelul cerut epruveta poziționată pe nicovala mobilă a mașinii este adusă instantaneu, prin intermediul unui declanșator cu arc în zona de acțiune a cuțitului unde, este lovită și ruptă.

Viteza periferică a unui astfel de utilaj nu depășește 200 m/s iar turația volantului poate fi variată între 100 și 6000 rot/min. Aceste limite sunt impuse de condițiile de limitare a forței centrifuge de pe periferia volantului.

Utilizând dispozitive speciale se pot face determinări ale caracteristicilor dinamice și pentru alte tipuri de încercări prin șoc în afară de încovoiere.

4.5.3.1 Tipuri de epruvete

Pentru încercarea de încovoiere la șoc se utilizează o formă specifică de epruvetă. Aceste epruvete au formă prismatică (Charpy) sau/și cilindrică (Izod) și o creștătură în formă de U sau în formă de V și în funcție de modul de sprijinire în timpul încercării se construiesc două variante

majore. Astfel, se folosesc epruvete simplu rezemate (epruvete Charpy) sau epruvete în consolă (epruvete Izod). Fiecare variantă cunoaște mai multe tipuri care se diferențiază în principal prin adâncimea creștăturii dar și prin alți parametri.

Epruvetele supuse încercării la încovoiere prin șoc au dimensiuni foarte variate și la nivel internațional standardizarea este în curs de finalizare. Există astfel indicații asemănătoare în standardele în vigoare privind folosirea anumitor tipuri de epruvete pentru anumite situații clar definite.

Spre exemplu, la recepționarea pieselor turnate se vor utiliza epruvete Charpy V, (norme ISO și ASTM). Epruvetele Charpy cu creștătura în U sunt recomandate pentru studiul fontelor cu grafit sferoidal și nu se recomandă pentru oțeluri. Epruvetele Izod se utilizează în Marea Britanie.

În ceea ce privește prelevarea probelor și obținerea epruvetelor pentru încercarea la încovoiere prin șoc trebuie respectate atent anumite condiții.

Astfel prelevarea probelor se face în conformitate cu STAS 7324 – 75. Epruvetele la rândul lor trebuie prelevate astfel încât proprietățile materialului să nu fie denaturate. La prelucrarea cu scule așchietoare trebuie limitate eforturile de încovoiere sau alte solicitări. De asemeni se vor evita concentratorii de tensiune care au o influență foarte mare la acțiunea dinamică, constituind amorse de fisuri. În general, cu cât prelucrarea epruvetelor este mai îngrijită cu atât rezultatele încercărilor vor fi mai reproductibile și mai precise.

Pentru materialele fragile (fontă, oțel de scule etc.) se folosesc epruvete netede, iar pentru fontele cenușii se execută epruvete necrestate STAS 9633–74.

4.5.3.2 Exprimarea rezultatelor încercărilor

Exprimarea rezultatelor se face pe baza standardelor în vigoare și a recomandărilor ISO după cum se arată mai jos.

La încercarea pe epruvete Charpy U se definește reziliența ca fiind raportul dintre energia consumată pentru ruperea epruvetei și aria secțiunii transversale din dreptul creștăturii.

Simbolul rezilienței este KCU $W_0/h/b$. În această notație K – inițiala cuvântului reziliență în limba germană, Kerbschlagfestigkeit, C – inițiala de la cuvântul Charpy, U – forma creștăturii epruvetei, W_0 – energia potențială maximă a ciocanului pendul, h – adâncimea creștăturii, b – lățimea epruvetei.

Unitatea de reziliență este J/cm^2 sau daJ/cm^2 .

La încercarea pe epruvete Charpy V, tendința actuală este ca rezultatul să se exprime prin energia consumată prin rupere. Simbolul este KCV în care inițialele înseamnă același lucru ca în cazul anterior. Unitatea de măsură este J sau daJ, STAS 7511 – 81.

Normele americane ASTM exprimă rezultatele exclusiv prin energia de rupere pentru toate tipurile de epruvete.

Rezultatele încercării dinamice de încovoiere prin șoc, obținute pe epruvete crestate și exprimate prin cele două caracteristici sunt diferite, depinzând de natura creștăturii; mai mult, nu există posibilitatea de conversie decât pentru puține materiale.

Aceasta confirmă un fapt cunoscut: caracteristicile dinamice sunt influențate de mai mulți factori care reflectă influența triaxialității tensiunilor din imediata vecinătate a creștăturii. Astfel, gradul de ascuțire al creștăturii dat de raza de curbura de la fundul creștăturii conduce la creșterea intensității tensiunii din materialul din vecinătatea fundului creștăturii deci, la o scădere a energiei necesare de rupere. Din această cauză valoarea caracteristicilor dinamice obținute pe epruvete Charpy U sunt superioare valorilor obținute pe epruvete Charpy V.

Grosimea materialului în dreptul creștăturii este un alt factor care influențează valoarea caracteristicilor dinamice ale materialelor, mai ales la grosimi mici.

De asemeni temperatura de tranziție ductil – fragil este influențată de tipul epruvetei.

4.5.3.3 Aprecierea tenacității materialelor metalice

Tenacitatea unui material metalic se apreciază în general prin valoarea caracteristicilor dinamice prin care se evidențiază caracterul comportării metalului din punctul de vedere al susceptibilității la rupere fragilă.

Tendința actuală în aprecierea comportării metalelor din acest punct de vedere este de a lua în considerare și aspectul microscopic al secțiunii de rupere. Astfel, la o epruvetă încercată la încovoiere dinamică prin șoc, în general, secțiunea de rupere are două părți distincte: o parte centrală cu aspect cristalin, grăunțos și lucios și cealaltă parte, fibroasă și mată.

Prima porțiune, cea cristalină și lucioasă se datorează ruperii fragile în timp ce partea fibroasă este consecința ruperii tenace.

În STAS 10026 – 75 sunt stabilite două noțiuni pentru aprecierea tenacității:

- cristalinitatea C_r , definită ca raport între aria rupturii cristaline și aria secțiunii epruvetei:

$$C_r = \frac{A_r}{A_0} \cdot 100[\%]; \quad (4.5.3.3.1)$$

- fibrozitatea F_b , definită ca raport între aria rupturii fibroase și aria secțiunii epruvetei:

$$F_b = \frac{A_b}{A_0} \cdot 100[\%]; \quad (4.5.3.3.2)$$

Acest standard precizează și metoda prin comparare, prezentând o scară de apreciere a caracterului tenace la rupere a unei epruvete cu lățimea de 10 mm din oțel, cu creștătura în U și V, de adâncime 2 mm.

4.5.4 Încercarea la tracțiune prin șoc

Acest tip de încercare se impune datorită existenței unei multitudini de organe de mașini solicitate în acest fel în timpul funcționării (zale de lanț, prezoane de prindere a chiulselor motoarelor cu ardere internă, buloane de blindaj etc.) iar cunoașterea caracteristicilor dinamice exacte ale materialelor utilizate în astfel de aplicații este de importanță primordială.

Acest tip de încercare nu are aceeași dezvoltare ca cea de determinare a rezistenței la încovoiere prin șoc datorită necesității înzestrării ciocanelor pendul sau cu volant cu instalații speciale de măsurare a forței și deformației în condiții grele și extrem de complexe.

Încercarea la tracțiune prin șoc se poate realiza pe ciocane pendul și ciocane cu volant, la care se adaptează dispozitive corespunzătoare acestui tip de încercare, sau pe utilaje special construite. Prima variantă este mai puțin costisitoare și este din ce în ce mai preferată.

4.5.4.1 Tipul de epruvetă

În ce privește epruvetele folosite la încercarea la tracțiune prin șoc nu s-a ajuns încă la un accept general care să ducă la o normalizare a formei și dimensiunii acestora.

Normele germane prevăd, spre exemplu, epruvete de forma celor folosite la încercarea statică de tracțiune dar cu reducerea dimensiunilor.

Alt tip de epruvete, de tipul Clark – Duwez, de secțiune inelară având grosimea pereților variabilă sunt folosite de asemenea deși realizarea corectă a acestui tip de epruvetă implică mari dificultăți iar sensibilitatea față de dimensiunile prescrise duce la erori mari.

În scopul înlăturării inconvenientului epruvetelor de tipul Clark – Duwez și al obținerii caracteristicii dinamice la tracțiune s-au introdus și se utilizează epruvete cu secțiune variabilă circulară plină cu o porțiune calibrată dictată de raportul $L/d = 3...5$

La acest tip de epruvetă s-a constatat o constanță a raportului dintre energia de rupere și volumul de material de pe porțiunea calibrată pentru diametre ce au variat între 4 și 8 mm.

Chiar și acest tip de epruvetă este considerat necorespunzător în cazul în care se determină viteza critică de tracțiune. Cauza este împiedicarea desfășurării curgerii materialului iar soluția propusă în cazul testării oțelurilor moi este creșterea raportului L/d până la valoarea 13.

4.5.4.2 Trasarea diagramei pentru încercarea la tracțiune prin șoc

Caracteristicile dinamice la tracțiune a unui material metalic pot fi determinate utilizând diagrama tensiune – deformație corespunzătoare încercării, diagrama $\sigma - \varepsilon$.

Instalațiile de testare asigură înregistrarea variației forței și a alungirii în funcție de timp, respectiv $d\sigma/dt$ și $d\varepsilon/dt$.

Pentru obținerea diagramei $\sigma - \varepsilon$ se folosesc diferite metode. Dintre cele mai cunoscute și mai utilizate menționăm metoda Campbell și metoda Greenfield – Habib.

Prima metodă menționată, metoda Campbell, constă în măsurarea lungirii epruvetei în lungul porțiunii calibrate și obținerea vitezei de propagare a undei plastice făcând raportul dintre lungimea porțiunii calibrate și durata necesară atingerii aceleiași deformații pe toată lungimea calibrată.

Relația dintre viteza de propagare a deformației C_n și modulul de plasticitate este dată de expresia:

$$C_n^2 = \frac{1}{\rho} \cdot \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right)_{\varepsilon=\varepsilon_n} \quad (4.5.4.2.1)$$

unde: ρ este densitatea materialului studiat, C_n – viteza de propagare a deformației și ε_n – deformația specifică, indicele n se referă la diferitele rapoarte dintre lungimea porțiunii calibrate și durata necesară atingerii aceleiași deformații pe toată lungimea calibrată.

Prin repetarea măsurătorilor pentru diverse lungiri și prin utilizarea relației (4.5.4.2.1) se determină dependența dorită:

$$\sigma = \int_0^{\varepsilon} f(\varepsilon) dt. \quad (4.5.4.2.2)$$

O a doua metodă este cea denumită Greenfield – Habib. În acest caz pentru determinarea tensiunii se folosește energia absorbită la producerea unor lungiri remanente raportată la volumul V al epruvetei deformată:

$$\sigma = \frac{d\left(\frac{W}{V}\right)}{d\varepsilon}. \quad (4.5.4.2.3)$$

Practic aceasta presupune trasarea diagramei de variație a energiei specifice W/V în funcție de lungimea remanentă ε și apoi printr-o diferențiere grafică se obține diagrama $\sigma - \varepsilon$.

O caracteristică specifică încercărilor dinamice, fără echivalent în proprietățile statice este viteza critică de tracțiune definită ca viteza la care epruveta se rupe fragil în imediata apropiere a capătului de aplicare a șocului.

4.5.5 Încercarea de răsucire prin șoc

Acest tip de încercare a fost realizat prima dată în 1933 de către Luerseen și Greene. Încercarea a fost aplicată pentru studiul materialelor tratate termic. Împreună cu celelalte încercări ea întregeste tabloul cunoașterii comportării materialelor la viteze mari de solicitare și deformare.

Această încercare nu este considerată încă foarte importantă și nu i se acordă în consecință o atenție corespunzătoare în ciuda avantajelor pe care le prezintă față de alte încercări dinamice.

Principalul avantaj este că la răsucirea prin șoc, față de încovoiere prin șoc, solicitarea provoacă în epruvetă o stare de tensiuni simplă, la care tensiunile tangențiale ce apar în punctele infinit vecine suprafeței probei ating mărimile tensiunilor normale principale ($\sigma_1 = \tau$, $\sigma_3 = -\tau$). În acest fel se poate obține o certitudine privind utilizarea materialelor ce prezintă diferențe mici de tenacitate.

Necesitatea efectuării încercării mai rezultă și din faptul că se utilizează în condiții dinamice organe de mașini ca: arbori cotiți, arcuri elicoidale etc.

Ciocanele cu volant sunt utilajele cele mai folosite pentru cercetarea comportării materialelor metalice la răsucire prin șoc. Ele sunt echipate în acest scop cu aparatură electronică special concepută pentru înregistrarea diagramei $M_t - \varphi$.

Traductoarele utilizate sunt specifice mărimilor măsurate, pentru forță un traductor piezoelectric, iar pentru deformația unghiulară un modulator realizat având la bază un divizor capacitiv. Unghiul de răsucire și momentul de răsucire sunt transformate de aceste traductoare în impulsuri electrice care sunt ulterior amplificate prelucrate și înregistrate sub forma diagramei $M_t - \varphi$ pe ecranul unui osciloscop. Oscilogramele sunt preluate prin fotografiere și sunt folosite la studiul materialului cercetat.

În ultimul timp, plăcile de achiziție de date și tehnicile de măsurare computerizate și-au luat locul cuvenit și în acest tip de încercări cu toate avantajele cunoscute.

4.5.5.1 Tipul de epruvetă

Experimental s-a constatat că lungimea și diametrul probei supuse încercării influențează caracteristicile obținute la încercarea de răsucire prin șoc.

Necesitatea unificării condițiilor de încercare a impus utilizarea unei epruvete cilindrice cu raportul dintre lungimea calibrată și diametrul calibrat dat de relația: $l_0 = 10 d_0$.

Pentru astfel de probe dispersia obținută a fost suficientă și s-a menținut o anumită constanță a valorilor caracteristicilor obținute la răsucirea prin șoc.

4.5.5.2 Caracteristici mecanice specifice încercării de răsucire prin șoc

Pe curba caracteristică obținută în timpul încercării, $M_t - \varphi$, se caută să se stabilească momentul corespunzător apariției limitei de curgere precum și momentul de răsucire maxim și celelalte caracteristici mecanice.

Acestea se măsoară pe diagramă și se notează după cum urmează:

- M_{tmax} – momentul de răsucire care corespunde punctului celui mai de sus al curbei $M_t - \varphi$;
- M_{tc} – momentul de răsucire corespunzător limitei de curgere care este considerat o limită de trecere elastic - plastic;
- φ_{el} - unghiul de răsucire corespunzător răsucirii elastice;
- φ_{pl} - unghiul de răsucire pentru partea plastică;
- φ_{tot} - unghiul de răsucire total;
- W_{tot} – lucrul mecanic total;
- W_{el} – lucrul mecanic elastic.

Pe lângă valorile măsurate, mai pot fi calculate:

- modului de elasticitate transversal:

$$G = \frac{\tau}{\gamma} \quad (4.5.5.2.1)$$

$$\tau = \frac{16 \cdot M_t}{\pi \cdot d_0^3}$$

- tensiunea tangențială pentru domeniul elastoplastic:

$$\tau = \frac{4 \cdot M \cdot (3 + p)}{\pi \cdot d_0^3} \quad (4.5.5.2.2)$$

în care p este panta dreptei izoterme a funcției $M_t(\gamma)$ în coordonate dublu logaritmice; deformarea elastoplastică este caracterizată de p cuprins între 0...1; pentru domeniul elastic p = 1, relația 4.5.5.2.2 devine 4.5.5.2.1 iar pentru domeniul plastic p = 0, și relația 4.5.5.2.2 devine:

$$\tau_{pl} = \frac{12 \cdot M_t}{\pi \cdot d_0^3} \quad (4.5.5.2.3)$$

Dacă considerăm criteriul Mises:

$$\tau_c = \frac{(\sigma_c)_{echivalent}}{\sqrt{3}} \quad (4.5.5.2.4)$$

unde σ_c este limita de curgere echivalentă la tracțiune.

De asemeni:

$$\gamma_{(d_0/2)} = \varepsilon_{echivalent} \cdot \sqrt{3} \quad (4.5.5.2.5)$$

$$\dot{\gamma}_{(d_0/2)} = \dot{\varepsilon}_{echivalent} \cdot \sqrt{3}$$

unde:

$\gamma_{(d_0/2)}$ este lunecarea specifică în punctele vecine suprafeței exterioare a epruvetei; $\dot{\gamma}_{(d_0/2)}$ - viteza lunecării specifice; $\varepsilon_{echivalent}$ - alungirea specifică echivalentă; $\dot{\varepsilon}_{echivalent}$ - viteza alungirii specifice echivalente.

Pe baza încercărilor de răsucire statice și dinamice se poate arăta că limita de curgere crește proporțional cu viteza de lungire, respectiv cu viteza de lunecare.

5. PROPRIETĂȚILE TEHNOLOGICE ALE MATERIALELOR METALICE

Proprietățile tehnologice ale materialelor metalice determină modul de comportare al materialelor metalice sub acțiunea unor solicitări complexe dezvoltate la diferite procedee de prelucrare. Din această categorie de prelucrări fac parte (forjarea, laminarea, sudarea, prelucrarea prin așchiere etc.

Aceste proprietăți sunt determinate ca și proprietățile mecanice, prin încercări specifice denumite încercări tehnologice. Spre deosebire de proprietățile fizice și chimice ale materialelor metalice, dar la fel ca și în cazul caracteristicilor mecanice, caracteristicile tehnologice depind pentru un același material și de metodele de încercare utilizate, de forma și dimensiunile epruvetelor.

Aceste lucruri fiind precizate se impune de la sine idea că prezentarea acestor proprietăți va trebui legată de metodele și procedeele de încercare.

5.1. Așchiabilitatea materialelor metalice

Prelucrabilitatea prin așchiere a unui material metalic se referă la capacitatea materialului respectiv de a fi prelucrat în condiții cât mai avantajoase, și anume: productivitate mare (materializată prin viteze de așchiere, avans și adâncimi de așchiere mari), o calitate bună a suprafeței prelucrate (materializată prin rugozitate corespunzătoare, tensiuni mecanice induse în stratul superficial controlabile, precizie dimensională și precizie a formei și poziției suprafeței, corespunzătoare), costuri de prelucrare cât mai reduse (materializate prin consum de energie, consum de scule și uzură a mașinilor unelte cât mai reduse).

Astfel, putem considera, având în vedere cele de mai sus, că un material metalic are o așchiabilitate mai bună în măsura în care procesul de așchiere satisface o serie de condiții referitoare la durabilitatea sculei, precizia de prelucrare ridicată, îndepărtarea unei cantități cât mai mari de așchii într-un timp cât mai scurt.

Se constată deci că noțiunea de prelucrabilitate prin așchiere nu se referă numai la materialul supus prelucrării ci și la ansamblul complex de condiții în cadrul căruia se desfășoară așchierea. Poate tocmai din cauza acestei complexități a prelucrării, așchiabilitatea nu are în prezent o definiție unanim acceptată de către specialiști și nu există prin urmare o metodă universal recunoscută pentru aprecierea acestei proprietăți.

Cercetări importante privind stabilirea prelucrabilității prin așchiere a aliajelor feroase au fost realizate la Universitatea Tehnică “ Gh. Asachi” din Iași, la Universitatea “Politehnica” București, la Universitatea Tehnică din Cluj-Napoca și la Universitatea din Brașov.

5.1.1. Clasificarea metodelor de determinare a prelucrabilității prin așchiere

Există o serie de criterii după care se poate face clasificarea metodelor de determinare a prelucrabilității prin așchiere.

Un prim criteriu împarte metodele de determinare a așchiabilității în: metode directe și metode indirecte. Metodele directe fac apel la încercări în condiții reale de așchiere, cele indirecte nefolosind așchierea pentru determinarea indicatorilor de prelucrabilitate.

Metodele directe de determinare a prelucrabilității prin așchiere fac parte din grupa încercărilor tehnologice și pot fi clasificate în raport cu tipul de prelucrare în vederea căruia se determină prelucrabilitatea și importanța fiecărui criteriu în cadrul unui anumit procedeu de prelucrare. Spre exemplu pentru oțeluri aceste criterii sunt date în tabelul 5.1.1.1.

Tabelul 5.1.1.1 Criterii pentru aprecierea prelucrabilității prin aşchiere a oțelurilor prin metode directe

Pentru prelucrări de degroșare	Durata de aşchiere continuă
	Consumul de energie
	Procesul de formare a aşchiei
	Rugozitatea suprafeței
Pentru prelucrări de finisare	Rugozitatea suprafeței
	Procesul de formare a aşchiei
	Durata de aşchiere continuă
	Consumul de energie
Pentru prelucrări pe mașini-unelte automate	Procesul de formare a aşchiei
	Rugozitatea suprafeței
	Durata de aşchiere continuă
	Consumul de energie

O altă clasificare ia în considerare fenomenul fizic ce stă la baza procedurii de determinare a prelucrabilității. Astfel se regăsesc procedee bazate pe studiul uzurii sculei aşchietoare; procedee bazate pe studiul forțelor de aşchiere; procedee bazate pe studiul formei și modului de degajare a aşchiei; procedee bazate pe studiul calității suprafeței obținute; procedee bazate pe studiul energiei consumate în procesul de aşchiere; alte procedee bazate pe stabilirea unor mărimi considerate ca indicatori de prelucrabilitate, mărimi ce pot fi stabilite prin încercări de aşchiere: unghiul de forfecare al aşchiei, unghiul mediu de forfecare, rezistența specifică la aşchiere.

Metodele directe de apreciere a prelucrabilității prin aşchiere utilizează mai ales prelucrarea prin strunjire, procedeu tehnologic ales pentru marea lui răspândire.

5.1.2 Metode bazate pe studiul uzurii sculei aşchietoare

Termenul de uzură a sculei aşchietoare desemnează pierderea proprietăților aşchietoare ale sculei în timpul prelucrării sub acțiunea factorilor ce intervin în procesul de aşchiere. Durabilitatea sculei se poate defini ca fiind intervalul de timp în cadrul căruia scula aşchiază corect, interval cuprins între două ascuțiri succesive ale sculei.

Stabilirea momentului de la care se consideră că scula nu mai este corespunzătoare din punctul de vedere al proprietăților de aşchiere se face, în mod convențional, cu ajutorul unor valori bine stabilite ale mărimii fațetei de uzură de pe suprafața de aşezare precum și ale mărimii craterului de pe suprafața de degajare.

Colectivul de cercetare de la Universitatea Tehnică “Gh. Asachi” din Iași a realizat o clasificare detaliată a formelor de uzare ale sculei în raport cu principalul factor generator precum și o prezentare a dispozitivelor utilizate pentru măsurarea uzurii sculei.

5.1.3 Metode bazate pe cunoașterea forțelor de aşchiere

Prelucrabilitatea prin aşchiere poate fi apreciată și printr-un indicator propus de Schlessinger, bazat pe cunoașterea forțelor de aşchiere, și anume rezistența specifică la aşchiere.

Clasificarea metodelor din această grupă se face în raport cu parametrul regimului de aşchiere menținut constant în timpul încercărilor. Astfel se regăsesc metode de măsurare a forțelor de aşchiere pentru viteză de avans constantă; metode de măsurare a avansului la forțe de aşchiere constante.

Expresia generală a forței de aşchiere este:

$$F = C \cdot t^x \cdot s^y \cdot HB^n \quad (5.1.3.1)$$

în care C este un coeficient dependent de materialul prelucrat și cel al sculei, HB este duritatea Brinell a materialului prelucrat, t adâncimea de așchiere, s avansul de așchiere, x, y, n exponenți.

S-a constatat că există diferențe apreciabile între valorile forțelor de așchiere atunci când aceeași sculă, în aceleași condiții de așchiere prelucrează materiale diferite și în ipoteza că t, x, y sunt constante se poate trage concluzia că forța de așchiere poate constitui un criteriu important în aprecierea prelucrabilității unui material metalic, ea fiind o funcție de caracteristicile materialului de prelucrat (C și HB).

Pentru determinarea componentelor forței principale de așchiere au fost realizate numeroase tipuri de dinamometre care pot fi clasificate:

- în funcție de procedeul de prelucrare prin așchiere căruia îi sunt destinate (strunjire, frezare, burghiere, rabotare etc.);
- în funcție de caracterul prelucrării (pentru prelucrări de degroșare sau pentru prelucrări de finisare);
- după posibilitatea de a oferi indicații asupra mărimii uneia, a două sau a celor trei componente ale forței de așchiere;
- după principiul pe baza căruia sunt construite.

Astfel, după principiu pe baza căruia sunt construite cele mai cunoscute și mai utilizate sunt dinamometrele cu element elastic. În cazul acestor dinamometre, deformația elementului elastic sub acțiunea forțelor de așchiere este sesizată cu ajutorul unui traductor. Mărimea specifică de ieșire a traductorului este preluată, prelucrată și apoi transmisă unui aparat de măsură sau unui aparat înregistrator.

După tipul traductorului utilizat se cunosc:

- dinamometre pneumatice, care utilizează presiunea unui gaz ca mijloc de înregistrare și transmitere a deformațiilor cuțitului produse în timpul așchierii;
- dinamometre hidraulice, care funcționează pe principii asemănătoare celor pneumatice;
- dinamometre mecanice, la care înregistrarea și transmiterea efortului de așchiere se face cu ajutorul unor elemente mecanice, citirea fiind făcută la un comparator;
- dinamometre electrice, care utilizează traductoare rezistive, inductive, capacitive, piezoelectrice etc.

După locul și modul de amplasare al traductorului se deosebesc: dinamometre la care traductorul înregistrează direct deformația elastică a cuțitului sau a suportului acestuia (figura 5.1.3.1 a); dinamometre în construcția cărora între sculă și traductor se introduce un element elastic special (figura 5.1.3.1. b).

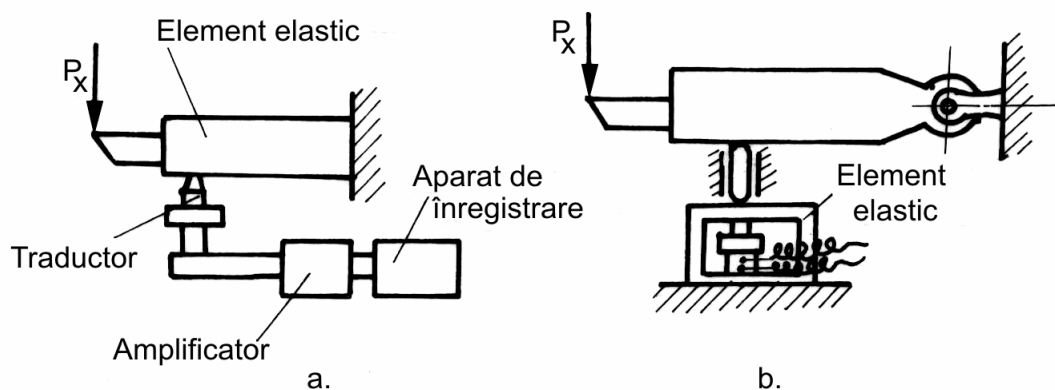


Figura 5.1.3.1 Scheme ale unor dinamometre cu element elastic

Cele mai utilizate dinamometre sunt cele electrice cu traductoare rezistive. Deplasările elastice produse sub acțiunea componentelor forței de așchiere sunt înregistrate ca variații ale rezistenței electrice.

Ca în orice măsurătoare de parametri și la măsurarea forței de așchiere trebuie respectat un principiu de bază, anume cel al neinfuențării mărimii măsurate prin introducerea aparatului de măsurare.

Astfel pentru a putea obține rezultate corespunzătoare la măsurarea forțelor de așchiere cu ajutorul dinamometrelor se impun condiții specifice și anume:

- dispunerea elementului elastic să se facă așa încât în timpul așchierii poziția vârfului sculei să nu se deplaseze față de poziția ideală sub acțiunea forței de așchiere (deplasările constatate să fie practic neglijabile). Acest lucru se impune pentru a nu schimba condițiile obișnuite de lucru ale sculei.
- rigiditatea dinamometrelor trebuie să fie ridicată, fapt ce evită influențarea rezultatelor prin fenomene de rezonanță între frecvența proprie a dispozitivului de măsurare și cea a variației forței de așchiere;
- rezultatele obținute la măsurarea unei componente a forței de așchiere să fie independente de valorile celorlalte două componente.

5.1.4 Metode de apreciere a prelucrabilității prin așchiere pentru diferite procedee de prelucrare

Stabilirea corectă a prelucrabilității prin așchiere a unui material dat printr-o metodă dată de prelucrare presupune utilizarea unor indicatori specifici, în condițiile respectării unor condiții impuse inițial.

Pentru aprecierea prelucrabilității prin găurire drept indicator se utilizează numărul de găuri executate cu același burghiu până la momentul distrugerii tăișului său. Creșterea cu 30% a valorii forței axiale, față de forța axială măsurată la așchiera cu burghiul corect ascuțit, se consideră a fi momentul scoaterii din uz a sculei așchietoare. Măsurarea se face cu ajutorul unui dinamometru corespunzător.

Pentru aprecierea prelucrabilității prin frezare literatura de specialitate propune ca indicator intervalul de timp în care se înregistrează o creștere a energiei consumate cu 10% datorită uzurii sculei așchietoare, în ipoteza respectării unor condiții inițiale bine stabilite.

Pentru aprecierea prelucrabilității prin rectificare, datorită condițiilor specifice prelucrării cu scule abrazive, condiții ce se deosebesc de așchiera obișnuită, criteriile sunt mai diversificate.

Tabel 5.1.4.1 Clasificare oțelurilor după prelucrarea relativă prin rectificare

Grupa de prelucrabilitate	<i>Materialul</i>	Coefficientul de prelucrabilitate
I	Oțeluri carbon de construcții, oțeluri aliate cu crom, mangan, nichel, oțeluri carbon pentru scule	1,0
II	Oțeluri de construcții aliate cu wolfram, titan, siliciu, molibden	0,83
III	Oțeluri refractare și oțeluri inoxidabile	0,36
IV	Oțeluri refractare și inoxidabile care conțin titan, oțeluri rapide pentru scule	0,14

Astfel, se pot utiliza metode bazate pe uzura discului abraziv, metode bazate pe măsurarea forțelor de așchiere etc. dar, apar și indicatori noi cum ar fi volumul mediu de metal îndepărtat prin prelucrare într-un anumit timp și în condiții tehnologice prestabilite.

Productivitatea specifică definită ca raport între volumul de metal îndepărtat prin rectificare și volumul de material abraziv înlăturat de pe piatră într-un timp stabilit este un alt indicator acceptat al prelucrabilității prin rectificare.

5.1.5 Metode indirecte de determinare a prelucrabilității prin așchiere

Metodele indirecte de determinare a așchiabilității materialelor metalice nu fac apel la încercări de așchiere. Aceste metode permit evaluarea prelucrabilității prin intermediul unor caracteristici fizico-mecanice ale materialului de prelucrat.

Spre exemplu duritatea constituie unul dintre cele mai vechi procedee de apreciere orientativă a comportării la așchiere a unui material metalic oarecare.

Există chiar o relație care leagă duritatea Brinell de viteza de așchiere V_{60} (viteza de așchiere pentru care durabilitatea sculei este de 60 minute):

$$V_{60} = \frac{1240}{HB - 50} \left(1 - \frac{1}{q} \right) \quad (5.1.5.1)$$

în care l este lungimea tășului activ al sculei și q este secțiunea reală a așchiei.

Pentru diferite clase de oțeluri, aprecierea prelucrabilității poate fi făcută utilizând lungirea la rupere sau rezistența la rupere la tracțiune.

De asemeni au fost demonstrate legături existente între rezistența la forfecare și dimensiunile craterului de uzură de pe fața de degajare a sculei așchietoare.

5.2. Călibilitatea materialelor metalice

Călirea este unul dintre tratamentele termice cele mai utilizate pentru modificarea proprietăților materialelor metalice utilizate în construcțiile de mașini și de regulă, prin călibilitate se înțelege proprietatea unui material metalic de a realiza o duritate minimă pe o adâncime mai mare sau mai mică; ea caracterizează adâncimea de pătrundere a călirii.

În principiu, tratamentul termic de călire este un tratament termic secundar prin care se urmărește obținerea unor faze metastabile, în afară de echilibru.

Călirea constă într-o succesiune de operații de încălzire cu o anumită viteză (de dorit cât mai mare) până la temperaturi situate peste punctele critice de transformare structurală, menținere la aceste temperaturi (o durată corespunzătoare necesară producerii transformărilor structurale în toată masa piesei) și o răcire cu viteză mare (cât mai mare posibilă în condițiile păstrării integrității materialului supus tratamentului termic) până la temperatura ambiantă sau chiar sub 0°C .

Încălzirea aliajelor în vederea călirii se face în domeniile de existență a unor soluții solide omogene, care prin răcire rapidă se transformă în soluții suprasaturate în afară de echilibru, (metastabile).

În funcție de natura aliajelor și în funcție de natura transformărilor în stare solidă existente, tratamentul termic de călire poate fi: călire de punere în soluție sau călire martensitică.

Călirea de punere în soluție este aplicată aliajelor care prezintă descompunere parțială a soluției solide: oțeluri cu conținut redus de carbon (0,002...0,0218% C), aliaje de Al-Cu, Cu-Be, Cu-Cr, oțeluri inoxidabile etc. În urma tratamentului materialele se mențin moi și plastice.

Prin încălzire (îmbătrânire artificială) din soluția suprasaturată va precipita de obicei un compus chimic fapt ce va conduce la durificarea aliajelor.

Călirea martensitică sau călirea propriu-zisă se aplică oțelurilor carbon cu peste 0,25% C, fontelor și altor aliaje care prezintă în domeniul solid o transformare eutectoidă.

Pentru oțeluri, călirea martensitică constă în încălzirea în domeniul austenitic, menținere urmată de răcire cu viteză mai mare decât viteza critică, care asigură transformarea fără difuzie a austenitei în martensită.

Pentru oțelurile hipoeutectoide încălzirea este completă întrucât prezența feritei în structura oțelului călit provoacă efectul numit “pete moi”.

Pentru oțelurile hipereutectoide încălzirea este incompletă întrucât prezența cementitei (care are duritate foarte mare) nu deranjează în oțelurile călite. Temperatura superioară de încălzire în

vederea călirii este limitată deoarece o creștere puternică peste A_{c1} este legată de suprasaturarea în carbon a austenitei și prin urmare obținerea unei cantități mari de austenită reziduală ceea ce duce la micșorarea rezistenței mecanice.

Deși călirea se aplică multor tipuri de materiale metalice, cea mai mare extindere și importanță o are călirea oțelurilor iar aprecierea călibilității se face prin viteza critică de călire, prin indicele de călibilitate sau prin diametrul critic de călire.

Mai trebuie spus că nu trebuie să se confunde călibilitatea cu capacitatea de călire care reprezintă însușirea materialelor metalice de a se durifica prin încălzire și răcire bruscă (călire). Capacitatea de călire se apreciază prin duritatea maximă obținută după călire.

5.2.1. Încercări pentru determinarea călibilității oțelurilor

Principiul metodei. Determinarea călibilității oțelurilor se face prin metoda călirii frontale denumită metoda Jominy. Această metodă constă în încălzirea unei epruvete cilindrice de oțel la temperatura de călire un timp stabilit, de obicei 60 de minute, urmată apoi de răcirea în apă a unuia dintre capetele epruvetei (în anumite condiții prescrise) și de măsurarea durității de la capătul răcit către cel nerăcit. Valorile durității astfel determinate se înscriu, în funcție de distanța de la capătul răcit, într-o diagramă, obținându-se astfel curba de călibilitate a oțelului respectiv.

Pe baza acestor curbe se stabilește indicele de călibilitate, care conform STAS 4930-80 exprimă, în mod convențional două mărimi: duritatea structurii semi-martensitice și respectiv, distanța de la capătul răcit până la zona cu structura respectivă. Menționăm că această metodă nu se poate aplica oțelurilor care se călesc în aer sau oțelurilor cu călibilitate foarte redusă.

Prelevarea și dimensiunile epruvetei. Prelevarea epruvetei din semifabricat se face conform prescripțiilor de prelevare a probelor pentru încercări mecanice (STAS 7324-75) cu precizarea că la suprafața epruvetei nu sunt admise urme de debavurare iar partea frontală a epruvetei care vine în contact cu apa va fi șlefuită la rugozitatea $R_a = 5$ (STAS 5730-75). Pe partea gulerului epruvetele se ștanțează cu numărul șarjei de oțel din care a fost prelevată. Forma și dimensiunile epruvetei sunt date în figura 5.2.1.1.

Efectuarea încercării. Pentru încălzirea epruvetei se recomandă băile metalice, băile de săruri sau împachetarea în așchii de fontă. Încălzirea se face uniform până la atingerea temperaturii de călire a oțelului respectiv, iar durata de menținere este de aproximativ 30 minute.

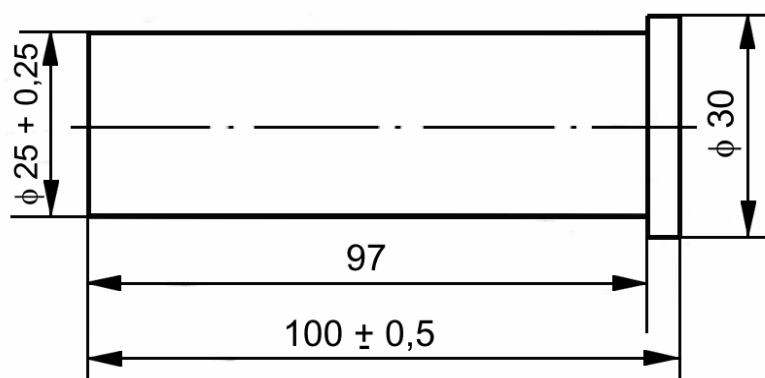


Fig. 5.2.1.1 Forma și dimensiunile epruvetei pentru determinarea călibilității oțelurilor prin metoda Jominy

Răcire epruvetei se face pe un dispozitiv alcătuit dintr-un suport pentru epruvetă și din instalația de alimentare cu apă de răcire figura 5.2.1.2.

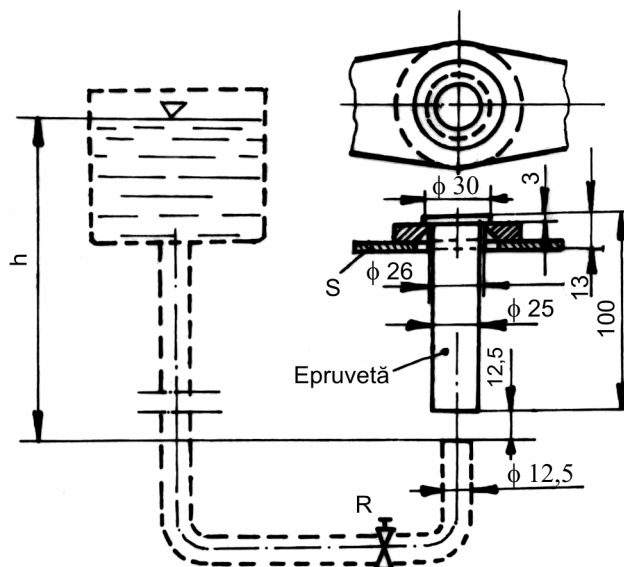


Fig. 5.2.1.2 Schema instalației de călire a epruvetei

Epruveta se așează vertical în suport la distanța de $12,5 + 0,5$ mm între capătul șlefuit al epruvetei și capătul tubului de răcire. Suportul epruvetei trebuie să permită fixarea și centrarea de la sine a epruvetei deasupra orificiului tubului de răcire iar instalația de călire a epruvetei trebuie să asigure un jet vertical de apă, diametrul tubului fiind de 12,5 mm.

După așezarea epruvetei pe suportul S, se deschide brusc robinetul R și se menține deschis minimum 10 minute, până ce epruveta se răcește complet.

Apa de răcire trebuie să aibă temperatura cuprinsă între 10°C și 25°C iar timpul maxim de la scoatere epruvetei din cuptor până la începerea răcirii este de 10 minute.

Jetul de apă este menținut constant prin păstrarea constantă a presiunii. Acest lucru se realizează prin intermediul unui rezervor de apă alimentat permanent și dotat cu preaplin, nivelul apei fiind constant h.

Determinarea durtății după călire. Pentru determinarea durtății pe toată lungimea cilindrică a epruvetei călite se prelucrează și se șlefuiască la rugozitatea $Ra = 5$ (STAS 5730-75), două fețe plane, paralele având o adâncime de $0,50 \pm 0,10$ (STAS 4930-80). Șlefuirea trebuie însoțită de o răcire intensă astfel încât să nu se producă încălzirea și oțelul să nu sufere o revenire care să influențeze rezultatele. Prezența petelor întunecate în zona martensitică arată că a avut loc o revenire. În această situație se prelucrează și se șlefuiască o nouă pereche de fețe plane paralele, până când regimul de prelucrare ales nu mai produce revenirea (pete întunecate).

Duritatea se determină pe ambele fețe șlefuite ale epruvetei la distanțe de 1,5 mm, începând de la capătul răcit până la distanța corespunzătoare zonei semi-martensitice, iar apoi din 3 în 3 mm până la o distanță unde se constată că duritatea nu mai variază.

Determinarea durtății se face prin metoda Rockwell cu o sarcină de 1470 N sau prin metoda Vickers cu o sarcină de 294 N.

Epruvetele se iau din semifabricate diferite ale aceleiași șarje, luându-se ca rezultat pentru duritate media valorilor stabilite prin măsurători la aceeași distanță pe ambele fețe plane ale epruvetelor. Numărul epruvetelor va fi cel indicat în standardul de produs, dar nu mai puțin de două epruvete.

Cu valorile medii ale durtății astfel stabilite se construiește, în funcție de distanța de la capătul răcit al epruvetei, curba de călibilitate a șarjei respective, figura 5.2.1.3. Curba de călibilitate astfel determinată este caracteristică numai unei anumite șarje de oțel.

Pe baza curbelor de călibilitate trasate pentru un număr mare de șarje dintr-o anumită marcă de oțel, se construiește banda de călibilitate, determinată de liniile adiacente ale acestor curbe.

Stabilirea indicelui de călibilitate. Indicele de călibilitate reprezintă o formă convențională de exprimare a călibilității unui oțel. El se stabilește pe baza curbelor de călibilitate și se notează cu simbolul $J_{a/b(c)}$, în care: a este duritatea HRC a zonei semi-martensitice pentru oțelul respectiv; b – distanța de la capătul răcit până la punctul în care se măsoară duritatea a; c – duritatea HRC maximă la capătul răcit al epruvetei.

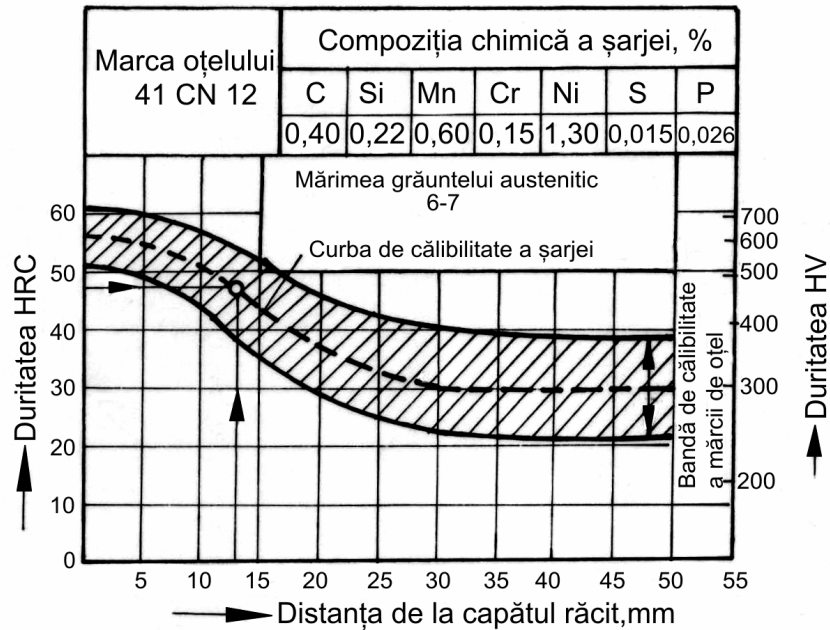


Fig. 5.2.1.3 Curba de călibilitate și banda de călibilitate

Pe baza indicelui de călibilitate se poate determina diametrul critic D_c al oțelului călit în apă sau în ulei, utilizând curbele din STAS 4930-80, figura 5.2.1.4.

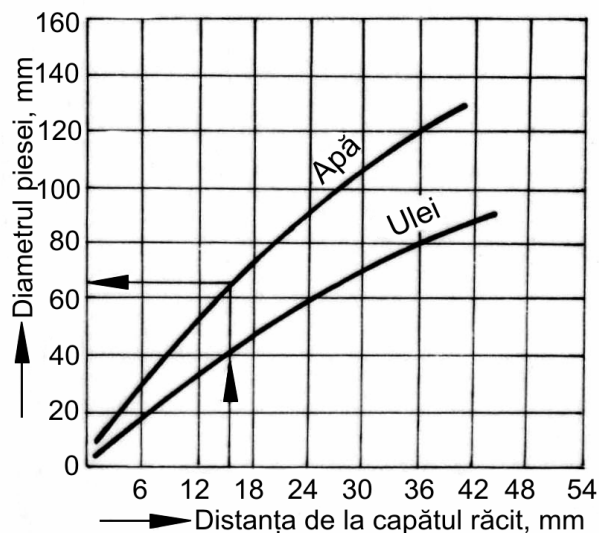


Fig. 5.2.1.4 Curbe pentru determinarea diametrului critic de călire

5.3. Sudabilitatea

Sudabilitatea poate fi definită ca proprietatea materialelor metalice de a se îmbina nedemontabil prin încălzire locală până la stare plastică sau topită, cu sau fără adaos de alte materiale și cu sau fără presiune mecanică.

Sudabilitatea nu este o proprietate intrinsecă propriu-zisă a unui material metalic, ci o caracteristică tehnologică relativă care nu se poate exprima în cifre. Sudarea ca și lipirea sunt procese chimico-metalurgice, astfel încât calitatea structurii și rezistența cusăturii se pot aprecia numai comparativ de la un aliaj la altul.

Sudabilitatea este o însușire complexă determinată de: proprietățile materialului de bază, tehnologia de sudare, concepția constructivă a diferitelor elemente și a ansamblului construcției, caracterul și nivelul solicitărilor în exploatare.

Deși această proprietate este întâlnită la o gamă destul de largă de aliaje, importanța practică a sudabilității oțelurilor ne face să ne concentrăm asupra acestui subiect.

5.3.1 Încercări pentru determinarea sudabilității oțelurilor

Societatea Inginerilor Sudori din S.U.A. definește sudabilitatea drept: capacitatea unui material metalic de a fi sudat în condițiile de fabricație impuse, într-o construcție concepută corespunzător și de a se comporta satisfăcător în exploatarea pentru care este destinată.

Datorită complexității problemei, o serie de cercetători germani și americani au introdus din dorința de a sistematiza diversele aspecte ale sudabilității, următoarele noțiuni derivate: aptitudinea de sudare, posibilitatea sudării și siguranța sudurii, STAS 7194-79.

Prin aptitudinea de sudare sau comportarea metalurgică la sudare se înțelege modul în care oțelul răspunde prin ansamblul proprietăților sale metalurgice la acțiunea unui anumit proces de sudare. Aceasta înseamnă că aptitudinea de sudare se referă exclusiv la material. Defectele apărute din cauza unei tehnologii de sudare nepotrivite sau a unei concepții constructive necorespunzătoare nu pot constitui criterii restrictive pentru aprecierea aptitudinii la sudare.

Posibilitatea sudării sau comportarea tehnologică la sudare se referă la posibilitatea realizării cerințelor tehnice impuse îmbinării sudate în condițiile practicării unui anumit procedeu sau a unor regimuri tehnologice de sudare.

Siguranța sudurii, sau comportarea în construcția sudată, se referă la însușirea îmbinării sudate, al cărui material a suferit influența tehnologiei de sudare aplicate, și care este supusă anumitor solicitări, de a nu-și altera în măsură inacceptabilă calitățile sale tehnice, respectiv, de a nu se deforma peste limitele admise, de a nu se fisura sau rupe în condiții de exploatare date.

Pentru determinarea siguranței sudurii se fac încercări pe elemente de construcție sau îmbinări de dimensiuni mari, sudate în condiții apropiate de cele reale, ținându-se seama de condițiile de solicitare în exploatare.

Ponderea cu care elementele sudabilității se repartizează asupra însușirilor metalului și tehnologiei depinde și de caracterul construcției. De exemplu, în cazul construcțiilor metalice realizate din oțel carbon de construcție, elementele legate de tehnologia de sudare sunt mai puțin complexe decât în cazul construcției de mașini, al instalațiilor chimice sau energetice (în care sunt utilizate oțeluri aliate cu rezistență superioară), când la alegerea oțelurilor primează alte considerente decât cele legate de sudabilitate. În astfel de cazuri, prin alegerea tehnologiei de sudare și a tratamentelor termice corespunzătoare se pot asigura calitățile cerute construcției sudate.

Elementele de aliere au influențe diferite atât asupra caracteristicilor mecanice cât și asupra comportării la sudare a oțelurilor respective.

De pildă, carbonul are o influență pozitivă în sensul creșterii rezistenței la rupere și limitei de curgere, dar și negativă prin diminuarea rezilienței și alungirii. De asemeni creșterea conținutului de carbon influențează negativ sudabilitatea, favorizând precipitarea unor carburi în procesul de sudare, mărindu-se astfel posibilitatea fragilizării cusăturii, deci a apariției unor fisuri sub cordon și în zona influențată termic (ZIT).

Sudabilitatea este influențată pozitiv în cea mai mare măsură de către mangan, de altfel unul dintre puținele elemente de aliere cu această calitate. Acest element este considerat element de aliere când trece de 0,8% concentrație și la procente mai mari (rar depășește 2%) mai induce suplimentar o rezistență la uzură deosebită.

Siliciul mărește rezistența oțelurilor față de oxidarea la cald, fiind un bun dezoxidant. Pentru ca oțelul să aibă o bună tenacitate și o insensibilitate mai mare la fisurare se recomandă un raport de 1:2 între Si și Mn. La o prezență în compoziția oțelului peste o valoare de 0,4% și siliciul este considerat element de aliere și are aceeași influență asupra proprietăților oțelului ca și manganul.

Metodele de încercare utilizate pentru determinarea sudabilității sunt foarte numeroase și variate. La Institutul Internațional de Sudură sunt înregistrate mai mult de 130 de metode dezvoltate și practicate în diferite centre de cercetare. Standardizarea nu este încă realizată și mai mult decât atât, se recunoaște că cele mai utilizate și mai importante metode au un domeniu de aplicabilitate limitat.

Pe de altă parte, odată cu extinderea utilizării oțelurilor slab aliate cu rezistență ridicată în construcții sudate, metode vechi de determinare a sudabilității nu mai sunt considerate concludente (proba Kommerell, metoda Cabelka, metoda E, Asnis), ele nepermițând aprecierea sensibilității la fisurarea întârziată, sursă de ruperi fragile foarte periculoasă.

Sensibilitatea la fisurare este considerată în prezent de către marea majoritate a cercetătorilor cel mai important criteriu de apreciere a sudabilității materialelor metalice.

5.3.1.1 Determinarea sudabilității pe baza compoziției chimice

Compoziția chimică are un rol deosebit în ceea ce privește sudabilitatea iar elementul care o influențează cel mai mult este carbonul.

La sudarea oțelurilor carbon de construcție odată cu creșterea conținutului de carbon crește și capacitatea de călire a oțelului. Din acest motiv, oțelurile se consideră sudabile, fără măsuri speciale, dacă conținutul de carbon nu depășește aproximativ 0,2%, cu condiția ca celelalte elemente să rămână în limite obișnuite, limite prevăzute de STAS 500/1-80.

Există în afară de conținutul de carbon limitări în ce privește conținutul maxim de Si, P, S și elemente de aliere, Cr, Ni, Cu, dar în standardele rusești. A. N. Iașkov a propus pornind de la acest lucru o clasificare a oțelurilor din punctul de vedere al sudabilității după compoziția chimică, tabelul 5.3.1.1.1.

Dacă oțelul carbon de construcție conține concentrații reduse de Si și Mn, aprecierea comportării la sudare se face cu ajutorul carbonului echivalent, care se calculează cu relația recomandată de Institutul Internațional de Sudură (I.I.S.):

$$C_e = C + \frac{(Mn + Si)}{4} \quad (5.3.1.1.1)$$

unde: C_e este carbonul echivalent, C procentul de carbon, Mn și Si procente de mangan și respectiv de siliciu conținute în oțel.

Tabel 5.3.1.1.1 Sudabilitatea oțelurilor în funcție de compoziția chimică

Cantitatea totală de elemente din oțel (Mn+Si+Cr+Ni etc.)	Conținutul de carbon, %	Sudabilitatea
Peste 0,5 Până la 1	Până la 0,25 0,25 – 0,35 0,35 – 0,45 Peste 0,45	Bună Satisfăcătoare Limitată Rea
Peste 1 Până la 3	Până la 0,20 0,20 – 0,30 0,30 – 0,40 Peste 0,40	Bună Satisfăcătoare Limitată Rea
Peste 3 Până la 7	Până la 0,18 0,18 – 0,28 0,28 – 0,38 Peste 0,38	Bună Satisfăcătoare Limitată Rea

În cazul oțelurilor aliate, adică atunci când procentul de mangan depășește 0,8% iar conținutul de siliciu trece de 0,4% (oțel slab aliat) carbonul echivalent se calculează cu una din relațiile de mai jos:

- după IIS – IX – 704-70 și după STAS 7194-79,

$$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (5.3.1.1.2)$$

- după normele japoneze,

$$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{45} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} \text{ sau,} \\ C_e = C + \frac{Si}{30} + \frac{(Mn + Cu + Cr)}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (5.3.1.1.3)$$

- după B.D. Lebedev

$$C_e = C + \frac{Mn}{8} + \frac{Si}{7} + \frac{Ni}{13} + \frac{Cr}{9} + \frac{P}{1,5} + \frac{Cu}{10} \quad (5.3.1.1.4)$$

O altă relație pentru carbonul echivalent în care intră și grosimea t a materialului, exprimată în mm are forma:

$$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{15} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cu}{113} + \frac{P}{2} + 0,0024 \cdot t \quad (5.3.1.1.5).$$

În figura 5.3.1.1.1 este prezentată variația sudabilității oțelurilor în funcție de conținutul de carbon echivalent.

După STAS 7194-79 se consideră ușor sudabile oțelurile cu $C_e \leq 0,45\%$.

Oțelurile cu carbon echivalent peste 0,45% implică anumite măsuri speciale de sudare cum sunt: preîncălzirea pieselor ce se sudează, folosirea ca adaos a unor aliaje cu grad de plasticitate mare, sudarea simultană cu două sau trei arcuri.

La utilizarea în construcțiile sudate a oțelurilor cu rezistență mărită, intervin însă o serie de greutăți. Rezistența mărită se realizează prin creșterea conținutului de carbon ceea ce reduce sudabilitatea întrucât în zona de trecere se formează structuri de călire de o mare fragilitate.

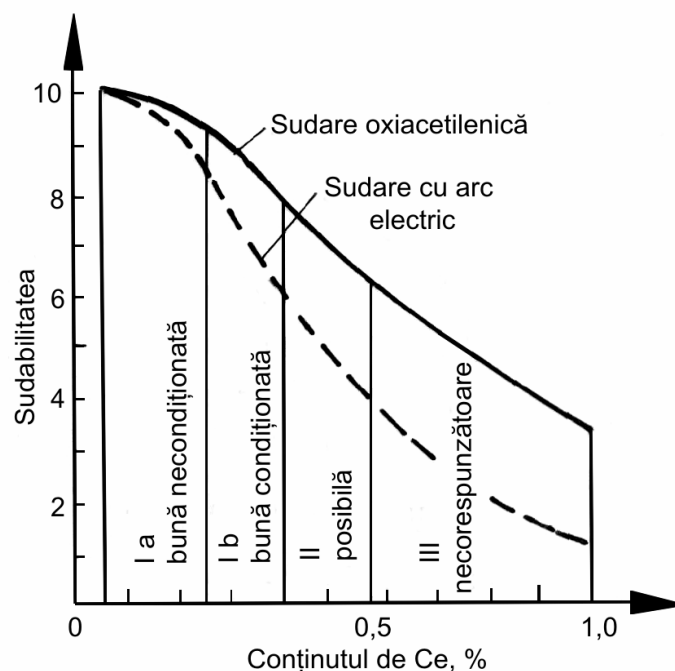


Fig. 5.3.1.1.1. Variația sudabilității oțelurilor în funcție de conținutul de carbon echivalent

Pentru a se asigura oțelurilor slab aliate o sudabilitate satisfăcătoare, la elaborarea acestora nu se merge pe linia creșterii conținutului de carbon ci se caută menținerea carbonului sub 0,20 % corespunzătoare sudabilității bune a oțelului, majorând însă conținutul de mangan, și adăugând cantități minime de cupru, crom și molibden. Problema este deosebit de importantă și impune o cercetare temeinică a tehnologiei de elaborare și de sudare pentru aceste oțeluri.

Se cunosc mai multe mărci de oțeluri slab aliate cu structură ferito-perlitică, care au o sudabilitate bună și o sensibilitate redusă la fragilitatea la rece, care se utilizează în construcții sudate, fie în stare laminată fie după un tratament termic de normalizare. Oțelurile realizate la Sidex Galați OCS 52, OCS 55 și OCS 58, STAS 9021-80 sau cele prevăzute de STAS 11502-80, de exemplu 09Mn16 fac parte din această categorie.

5.3.1.2 Determinarea sudabilității pe baza sensibilității la fisurare

Cel mai important criteriu de apreciere a sudabilității oțelurilor este astăzi sensibilitatea la fisurare îndeosebi când este vorba de oțeluri slab aliate și de oțeluri aliate.

Pe plan mondial au fost elaborate norme și prescripții care apreciază sensibilitatea (tendința) la fisurare a oțelurilor și a îmbinărilor sudate pe baza lucrului mecanic de rupere la diferite temperaturi, utilizând în acest scop încercarea de reziliență Charpy cu proba crestată în V, determinând astfel, temperatura de tranziție.

Deoarece temperatura de tranziție, adică temperatura ce marchează trecerea de la comportarea tenace la cea fragilă a oțelului, nu depinde numai de starea de tensiuni, aceasta nu poate fi considerată o constantă a materialului metalic. Mai mult, între temperatura de tranziție a epruvetei, care se poate determina în laborator și cea a construcției reale există o diferență dată nu numai de calitatea materialului de bază și a celui de adaos ci și de modul de alcătuire și rigiditatea structurii construcției respective, energia elastică ce poate fi înmagazinată de aceasta, grosimea elementelor componente, tehnologia de sudare. Mărimea acestei diferențe poate fi determinată numai prin încercări de anvergură ale unor elemente întregi de construcție, încercate timp îndelungat, în condițiile de încărcare și la temperatura de exploatare. Au fost realizate astfel de încercări în Belgia (Soudometal) și în Franța (institutul de sudură din Paris).

Pentru compararea oțelurilor sudabile din punct de vedere al rezistenței la rupere fragilă, în majoritatea țărilor se folosește în prezent criteriul temperaturii de tranziție definit ca temperatura la care reziliența materialului determinată prin încercarea de încovoiere prin șoc pe epruveta cu creștătură în V are valoarea $3,5 \text{ daJ/cm}^2$.

Temperatura de tranziție depinde în mare măsură de mărimea grăuntelui austenitic. În cazul oțelurilor cu granulație fină, temperatura de tranziție este cuprinsă între -50°C și -20°C , figura 5.3.1.2.1.

Fig.5.3.1.2.1 Temperatura de tranziție în funcție de mărimea grăuntelui de austenită: epruvete Charpy cu creștătură în V

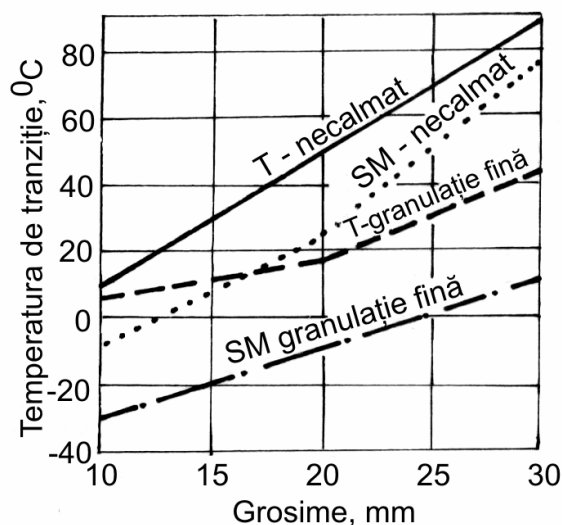


Fig.5.3.1.2.2 Temperatura de tranziție în funcție de grosimea laminatelor, probe Navy-Tear-Test: T – oțel Thomas; SM oțel Siemens - Martin

Bucholz, pe baza încercărilor făcute pe probe de tipul Navy-Tear-Test, la care temperatura de tranziție se consideră acea temperatură la care jumătate din secțiune se rupe casant, a stabilit variația temperaturii de tranziție în funcție de grosimea laminatelor, pentru diferite table din oțel având rezistența la rupere între 40 și 50 daN/mm^2 , figura 5.3.1.2.2.

Temperatura de tranziție crește odată cu creșterea grosimii laminatului fapt ce se datorează în primul rând unor cauze metalurgice care fac ca proprietățile mecanice ale oțelului să scadă odată cu creșterea grosimii.

Mai mult, în cazul laminatelor cu grosime mare mai există două cauze de creștere a tendinței spre fragilizare și anume: pericolul mai mare de fisurare sub cordon, din cauza creșterii vitezei de răcire după sudare (transfer termic mai bun prin creșterea secțiunii) și creșterea tensiunilor remanente din cauză că deformările după sudare sunt împiedicate în mai mare măsură în cazul laminatelor groase (rigiditatea mai mare a sistemului).

Astfel se recomandă limitarea grosimii laminatelor utilizate pentru elementele de construcție iar când acest lucru nu este posibil se alege un oțel cu granulație fină, la care influențele fenomenelor metalurgice negative cunoscute sunt mai reduse.

O mare influență asupra rezistenței critice de amorsare a fisurii o are compoziția chimică a oțelurilor. Astfel pe baza unor încercări, cercetători japonezi au stabilit o expresie pentru calcularea rezistenței critice de amorsare a fisurii:

$$\sigma_{\min} = 121 - 316 \cdot C_e \quad (5.3.1.2.1)$$

în care C_e se calculează cu relația:

$$C_e = C + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Mo}}{18} + \frac{\text{Cr}}{20} + \frac{\text{Ni}}{63}. \quad (5.3.1.2.2)$$

Sensibilitatea la fisurare a îmbinărilor sudate este influențată în mare măsură de plasticitatea zonei influențate termic (ZIT), care depinde de duritatea maximă sub cordon.

O relație de calcul pentru aceasta poate fi dedusă experimental:

$$H_M = 666 \cdot C_e + 40 \quad (5.3.1.2.3)$$

în care carbonul echivalent se determină cu relația de mai sus.

Plasticitatea în ZIT mai poate fi apreciată și cu ajutorul carbonului echivalent calculat cu relația:

$$C_e = C + \frac{\text{Mn}}{8} + \frac{\text{Si}}{20} + \frac{\text{Ni}}{40} + \frac{\text{Cr}}{20} + \frac{\text{Mo}}{8} + \frac{\text{V}}{10} + \frac{\text{Cu}}{32}, \quad (5.3.1.2.4)$$

în care cuprul se ia în considerare numai la concentrații mai mari de 0,5%.

Astfel se consideră că plasticitatea este corespunzătoare dacă:

$$C_e \leq 0,32, \text{ la } v_r \leq 13^\circ \text{C/s}$$

$$C_e \leq 0,30, \text{ la } v_r \leq 28^\circ \text{C/s}$$

$$C_e \leq 0,28, \text{ la } v_r \leq 50^\circ \text{C/s},$$

unde: v_r este viteza de răcire a cusăturii sudate.

Cele mai uzuale metode de determinare a sudabilității oțelurilor pe baza tendinței la fisurare a acestora sunt metoda Schnadt, încercările pe proba tip Jackson, încercări pe probe tip Tekken (metoda modificată), încercări cu metoda ITPSC (Institutul de cercetări tehnologice pentru sectoare calde).

5.3.1.2.1. Metoda Schnadt

Această metodă se bazează pe studiul autofisurării sub acțiunea tensiunilor remanente ce se dezvoltă în îmbinarea sudată.

Ea este destinată următoarelor procedee de sudare: sudare manuală cu electrozi înveliți; sudare automată și semiautomată sub flux sau în mediu de gaz protector; se folosește și la încercarea electrozilor din punctul de vedere al tendinței lor de fisurare la cald precum și la stabilirea tehnologiei de sudare pentru un anumit oțel.

Epruvetele utilizate se pregătesc din materialul de bază la dimensiunile din figura 5.3.1.2.1.1

a) astfel încât să se formeze o îmbinare cap la cap, în I, V, U sau Y. După pregătire, epruvetele se fixează bine în dispozitivul arătat în figura 5.3.1.2.1.1.b) în scopul împiedicării deplasărilor în timpul răcirii sudurii. La capetele dintre table dimensiunea rostului se obține la valoarea dorită introducând calibre.

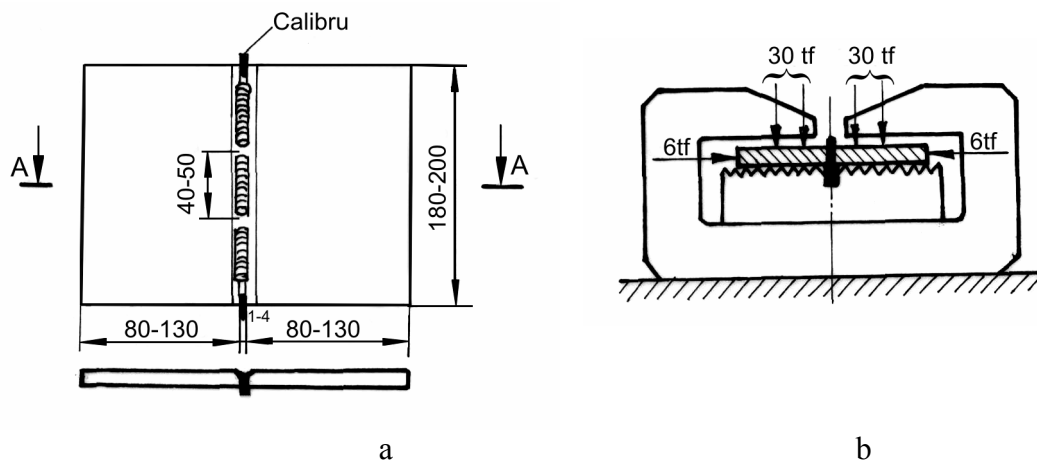


Fig.5.3.1.2.1.1 a) dimensiunile epruvetelor – metoda Schnadt; b) dispozitivul de fixare – rigidizare

Cusătura se realizează prin sudură electrică cu arc, cu electrodul supus încercării realizând trei cordoane de lungime cuprinsă între 40-50 mm cu viteză constantă fără pendulări, capetele rezultând direct prin oprirea sudării și fără umplerea cu metal a craterelor.

După finalizarea celor trei sectoare de cordon îmbinarea rămâne fixată în dispozitiv până când se răcește liber, aproximativ 10-15 minute, timp în care temperatura scade sub 50 °C.

Fisurile care se produc se verifică în două etape. Prima etapă constă în examinarea lungimii fisurilor de la suprafața cusăturii, prin metode specifice controlului calității suprafețelor (de pildă prin control magnetic sau utilizând lichide penetrante). A doua etapă constă în ruperea cusăturilor prin încovoiere urmată de examinarea și evaluarea ariei secțiunii fisurilor.

Exprimarea sensibilității la fisurare se face în procente și anume: pentru prima etapă, evaluarea se face prin raportul dintre lungimea totală a fisurilor supra lungimea totală a cordoanelor de sudură în timp ce pentru etapa a doua se calculează raportul dintre aria totală a secțiunii fisurilor și aria totală a secțiunii cusăturilor de sudură.

Ceea ce se poate spune este că la sudarea în V și U tendința la fisurare este ceva mai pronunțată decât la cusăturile fără șanfren, în timp ce cusăturile în Y manifestă o tendință de fisurare mult mai mare.

Pentru încercările de serie se utilizează un aparat numit FISCO, realizat de societatea elvețiană Oerlikon, încercarea durând între 10 și 12 minute.

Încercările executate cu această metodă au demonstrat că tendința la fisurare a cusăturilor sudate depinde de tipul electrodului, tipul șanfrenului practicat pe semifabricat, mărimea rostului și calitatea materialului metalic de bază.

5.3.1.2.2 Încercarea pe proba tip Jackson

Această metodă este foarte utilă pentru punerea în evidență a fisurilor longitudinale sub cordon, considerate de IIS ca fiind cel mai periculos tip de fisurare. Metoda este utilizată în multe variante de diferiți cercetători dar în principiu se lucrează după cum se arată mai jos.

Epruvetele executate din materialul supus încercării vor avea formă de blocuri mici, la dimensiunile indicate în figura 5.3.1.2.2.1 cu precizarea că axa mare a epruvetei va fi orientată paralel cu direcția de laminare.

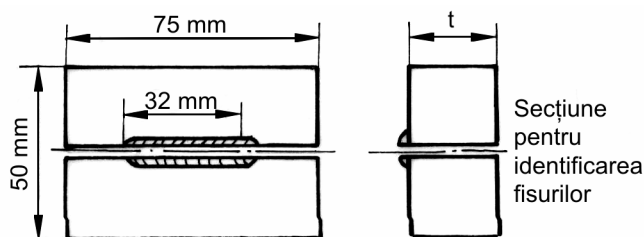


Fig. 5.3.1.2.2.1 Dimensiunile epruvetelor pentru probe tip Jackson

Pe epruvetă se depune fără pendularea electrodului un cordon de sudură de 32 mm lungime utilizând un electrod cu înveliș celulozic, cu conținut relativ ridicat de hidrogen, creând prin aceasta condiții severe de încercare.

Sudura se execută la 100 A, (24-30 V) cu o viteză de sudare $V_s = 25$ cm/min, diametrul fiind de 3,25 mm.

Înainte de încercare epruveta se încălzește sau se răcește la diferite temperaturi, prin introducerea într-o baie de lichid în care se menține pe toată durata sudării, la o adâncime de 6,5 mm de la suprafață. După finalizarea cusăturii sudate menținerea în baie mai continuă un minut.

Epruveta sudată este menținută timp de o oră la 15,5 °C după care se face o revenire la temperatura de 590 °C. Epruveta este apoi secționată mecanic, la mijlocul cordonului de sudură și este supusă examenului de identificare a fisurilor, fie pe cale metalografică fie pe cale magnetică. Gradul de fisurare se exprimă în procente, prin evaluarea raportului dintre lungimea fisurată din zona de sub cordon și lungimea totală a cordonului de sudură.

5.3.1.2.3 Încercări pe proba tip Tekken (modificată)

În cadrul acestei metode care este standardizată în Japonia epruveta tip Tekken modificată este formată dintr-o placă din metalul de bază, având dimensiunile din figura 5.3.1.2.3.1.

Când se caută stabilirea sensibilității la fisurare a materialului depus, în placă se realizează un șanfren în formă de V figura 5.3.1.2.3.2 a.

Cordonul de sudură se depune cu electrodul supus încercării, electrod având diametrul de 4 mm, cu o viteză constantă, fără pendularea electrodului. Această alegere a formei șanfrenului se explică prin faptul că fisura de la rădăcina cordonului de sudură se amorsează și se propagă de obicei în metalul deșus.

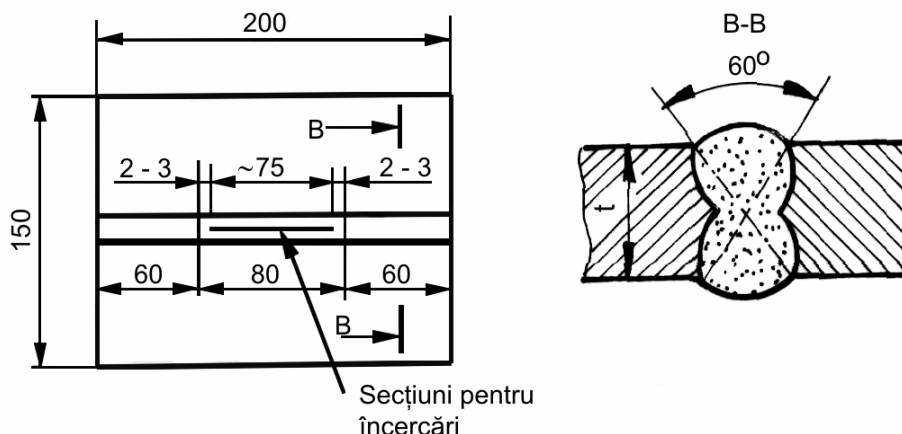


Fig. 5.3.1.2.3.1 Dimensiunile epruvetei tip Tekken modificată

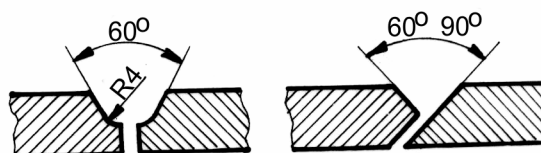


Fig. 5.3.1.2.3.2 Tipuri de șanfren specifice încercării pe probe Tekken

Când se caută stabilirea sensibilității la fisurare a metalului de bază șanfrenul se execută în Y, figura 5.3.1.2.3.1 b, în acest caz fisura amorsându-se în fundul șanfrenului și propagându-se în zona influențată termic, în metalul de bază.

Acest tip de încercare este considerat la ora actuală ca fiind una dintre cele mai severe încercări pentru determinarea tendinței de fisurare.

Metoda se bazează pe o autofisurare datorită tensiunilor remanente cauzate de împiedicarea contracției cusăturii în timpul răcirii acesteia (bridaj). Încercarea epruvetei se face prin bridaj și tracțiune sub sarcină constantă aplicată perpendicular în planul și pe direcția cusăturii.

Imediat după sudare, cordonul este examinat cu ochiul liber și apoi cu lupa observând numărul și lungimea fisurilor care au apărut în cusătură în timpul răcirii. După ruperea cusăturii în cadrul încercării, se îndepărtează prin tăiere mecanică părțile laterale ale epruvetei și se examinează secțiunea de rupere observându-se adâncimea și modul de propagare a fisurilor.

Sensibilitatea la fisurare se exprimă prin raportul dintre aria suprafeței fisurilor și aria secțiunii totale a metalului depus sau a metalului de bază în funcție de poziția secțiunii de rupere.

Prin încercarea cu ajutorul epruvetelor Tekken se obțin date suficient de precise în legătură cu influența structurii metalurgice, a bridajului și a hidrogenului asupra tendinței de fisurare la cald.

5.3.1.2.4 Încercări cu metoda ICPTSC

Marea majoritate a metodelor de încercare utilizate pentru determinarea sensibilității la fisurare (sudabilității) utilizează drept criteriu de apreciere mărimea intensității fisurării și nu tensiunea sub acțiunea căreia se amorsează fisura iar acest lucru este considerat drept un neajuns.

Pentru determinarea sensibilității la fisurare, ICPTSC București a pus la punct un procedeu pentru determinarea tensiunii minime de fisurare. Metoda se bazează pe încercarea la întindere a unei regiuni bine determinate din zona influențată termic, dintr-o îmbinare sudată.

Figura 5.3.1.2.4.1 arată principiul metodei. Se observă că spre deosebire de alte metode de încercare, sudura se depune pe o secțiune circulară de diametru D , în capătul unei epruvete cilindrice de diametru d , construite din metalul de bază supus încercării. Epruveta este introdusă într-o piesă auxiliară executată din oțel carbon (insensibil la fisurare sub cordon) și care servește numai pentru depunerea în bune condiții a sudurii.

Forma geometrică și dimensiunile epruvetei se aleg astfel încât să fie îndeplinite cumulativ următoarele condiții:

- tensiunile cu care este solicitată zona influențată termic să fie numai de întindere și să fie perpendiculare pe izotermele din porțiunea supusă încercării;
- tensiunile remanente (de contracție) să fie orientate la fel ca tensiunile produse de solicitarea exterioară;
- pentru a asigura un ciclu termic omogen, dimensiunile sudurii să asigure depunerea metalului topit în maximum 20 s, cuprinzând sub acțiunea arcului întreaga porțiune a ZIT ce se supune încercării;
- solicitarea epruvetei să se facă la maximum 10 s după sudare, iar viteza de răcire a sudurii să corespundă grosimii materialului încercat;
- sudura să fie fără defecte pentru ca fisurarea să se producă la nivelul izotermei pentru care sensibilitatea la fisurare întârziată a oțelului este maximă.

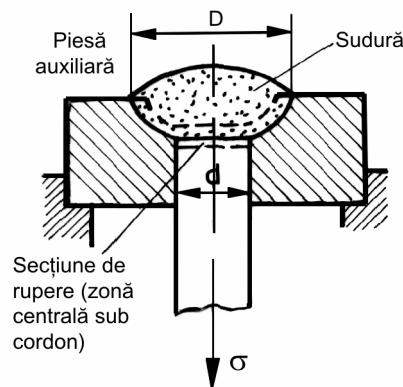


Fig. 5.3.1.2.4.1 Principiul metodei ICPTSC

În urma unor experimentări s-au stabilit pentru epruvetă dimensiunile din figura 5.3.1.2.4.2.

Pentru epruveta standard se ia $d=8$ mm. Se pot utiliza și epruvete cu dimensiuni mai mari, de exemplu $d = 10, 12, 14$ mm dar numai în scopuri speciale, măbind corespunzător celelalte dimensiuni ale epruvetei.

Piesa auxiliară B de formă tronconică poate fi încălzită sau răcită prin intermediul cochilei de cupru C, în care este fixată prin strângere, asigurându-se astfel la sudare, varierea corespunzătoare a ciclului termic din ZIT. Schimbarea vitezei de răcire a epruvetei, corespunzător grosimii tablei de oțel din care s-a prelevat, se obține prin schimbarea masei cochilei de cupru.

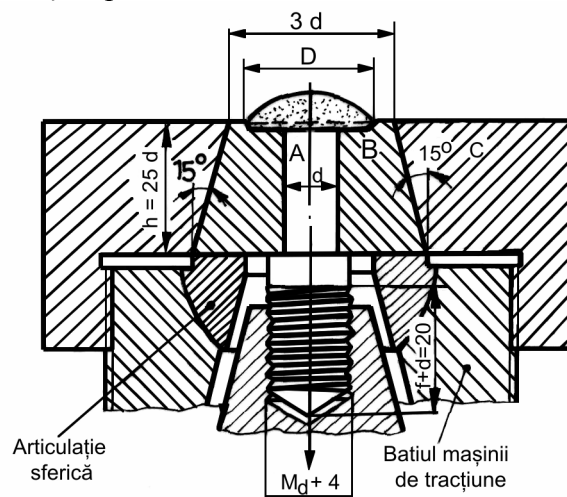


Fig. 5.3.1.2.4.2 Dimensiunile epruvetei ICPTSC

Încercarea pentru determinarea tensiunii minime de fisurare σ_{\min} a oțelurilor sudate se poate face în diferite variante, în funcție de scopul urmărit, după cum urmează:

a) Determinarea sudabilității relative a oțelurilor se efectuează cu un electrod standard, fără preîncălzire, stabilind pe σ_{\min} pentru fiecare oțel în parte.

Oțelul cu cel mai ridicat σ_{\min} se consideră ca fiind cel mai bine sudabil, deoarece, în comparație cu celelalte oțeluri, suportă cele mai mari tensiuni remanente, fără să se fisureze.

b) Alegerea electrozilor de sudură indicați pentru sudarea unui anumit oțel se face determinând pe σ_{\min} pentru diferiți electrozi, fără preîncălzirea metalului de bază.

Electrodul cel mai indicat este cel care asigură cel mai ridicat σ_{\min} . Sensibilitatea la fisurare exprimă gradul de reducere a rezistenței de rupere a îmbinărilor sudate sub acțiunea proceselor de fragilizare și este dată de relația:

$$S_F = 1 - \frac{\sigma_{\min}}{R_m} \quad (5.3.1.2.4.1)$$

c) Determinarea temperaturii de preîncălzire la sudarea unui anumit oțel se face prin încercări comparative sudând epruvetele cu electrozi uscați corespunzători pentru oțelul dat, la diferite temperaturi de preîncălzire.

Se consideră temperatura minimă de preîncălzire acea temperatură la care fisurarea întârziată nu se mai produce nici la cele mai ridicate solicitări R_m . Trebuie să menționăm aici că, prin această metodă au fost stabilite temperaturile minime de preîncălzire necesare la executarea îmbinărilor sudate executate la podul de peste Dunăre de la Giurgeni-Vadu - Oii.

d) Determinarea sensibilității unor oțeluri la acțiunea fragilizantă a hidrogenului se face tot prin încercări comparative utilizând electrozi cu conținut redus și cu conținut ridicat de hidrogen.

Oțelul care suferă cea mai mare scădere a lui σ_{\min} este oțelul cu sensibilitatea maximă la acțiunea hidrogenului.

5.3.1.2.5 Încercarea la șoc pentru determinarea temperaturii de tranziție

Această încercare la șoc prin cădere pentru determinarea temperaturii de tranziție a fost dezvoltată la laboratorul de studii navale din S.U.A. și începând din 1967 a fost introdusă ca probă oficială de către mai multe institute de cercetări și organizații industriale din această țară. Această metodă a fost oficializată și în țara noastră prin STAS 9261-73.

Metoda este utilizată la determinarea temperaturii de tranziție a oțelurilor feritice cu grosime de peste 18 mm. Epruvetele utilizate sunt special pregătite pentru a se crea o fisură a metalului în suprafețele întinse în primele momente ale încercării.

Încercarea se face prin supunerea unei serii de epruvete, dintr-un anumit oțel, la o încercare prin șoc, sub o gamă de temperaturi, pentru a se determina astfel temperatura maximă la care proba se rupe.

Sarcina de șoc este produsă de o greutate ghidată, în cădere liberă, cu o energie de 34-165 daN m, (kgf m), în funcție de tipul epruvetei și de limita de curgere a oțelului încercat. Se utilizează trei tipuri de epruvete, în funcție de grosimea metalului, tabelul 5.3.1.2.5.1.

Tabel 5.3.1.2.5.1 Dimensiunile brute ale epruvetelor standard și energia de cădere la încercarea prin șoc

Tipul probei	Dimensiuni, în mm			Săgeată maximă, f, mm	Deschidere	Energie de cădere
	Grosime t	Lățime b	Lungime l			
P 1	25,4	80,9	358	7,6	59,0	84 – 165
P 2	19,2	50,4	127	1,5	101,6	34 – 65
P 3	18,8	50,4	127	1,9	101,6	34 – 55

Produsele cu grosimea mai mare decât grosimea epruvetelor standard se prelucrează pe o singură suprafață, păstrând cealaltă față neprelucrată.

Pe fața brută a epruvetei, care în timpul încercării este solicitată la întindere, se depune central un cordon de sudură de circa 65 mm lungime și circa 12mm lățime. Sudura este apoi crestată în axul cordonului. Crestătura trebuie făcută cu un disc abraziv fin în așa fel încât aceasta să nu atingă suprafața epruvetei. Scopul cordonului de sudură este de a furniza un material fragil pentru inițierea unei fisuri în materialul de bază al epruvetei.

Înainte de încercare, epruveta este plasată într-un dispozitiv de răcire sau de încălzire, după caz, în care temperatura poate fi stabilită la valoarea necesară. După aceea, epruveta se transferă cât mai repede posibil pe nicovalea dispozitivului de încercat și se centrează pe locul unde va fi lovită de greutate. Dacă între momentul scoaterii epruvetei din baie și lovirea berbecului au trecut mai mult de 20 s se presupune că s-a pierdut controlul temperaturii și epruveta trebuie din nou introdusă în baie.

Timpul de răcire a epruvetei este de minimum 45 min, dacă de folosește un mediu de transfer de căldură lichid, și de cel puțin 60 min, dacă se folosește un mediu gazos pentru transferul termic.

Reușita încercării la șoc depinde de dezvoltarea unei mici fisuri de clivaj în cordonul de sudură inițiator de fisuri, după o îndoire a probei. Oțelul fie că se fisurează prompt și epruveta este ruptă, fie că nu apare amorsarea de fisură și epruveta se încovoie puțin, cu săgeata permisă de opritorul nicovalei fără o fisurare completă.

Epruveta este considerată ruptă dacă este fisurată secțiunea întinsă, chiar dacă ruperea nu s-a produs în secțiunea comprimată a epruvetei. Încercarea se consideră nereușită, dacă rădăcina crestăturii nu este vizibil fisurată după efectuarea încercării și dacă epruveta în urma șocului nu este suficient deformată pentru a atinge limitatorul nicovalei.

Seleționarea temperaturilor de încercare se bazează pe stabilirea, cu ajutorul a cât mai puține epruvete, a celei mai joase temperaturi la care epruveta se fisurează și a celei mai ridicate

temperaturi la care aceasta nu se fisurează; după aceea, prin încercări, în intervalul dintre aceste două temperaturi, se determină limitele de temperatură pentru fisurare și nefisurare în intervalul de 5 °C.

Se recomandă să se încerce la șoc cel puțin două epruvete care să confirme caracteristica de nefisurabilitate la o temperatură de 5 °C deasupra temperaturii considerată drept temperatură de tranziție pe baza încercărilor menționate.

5.4. Încercări pentru determinarea deformabilității materialelor metalice

Prin deformabilitatea unui material metalic se înțelege proprietatea acestuia de a lua anumite forme prin deformare plastică, fără apariția de defecte.

Deoarece materialele metalice sunt prelucrate prin deformare plastică și la cald și la rece, vom aborda cele două tipuri de încercări, clasificate după criteriul temperatură, la care se realizează deformarea plastică.

Aceste încercări au drept scop stabilirea calității materialelor, și ele pot fi încercări de recepție sau pot fi încercări de determinare a unor parametri tehnologici de prelucrare favorabili.

5.4.1. Încercări de deformabilitate la cald a materialelor metalice

Domeniul deformării plastice la cald corespunde temperaturilor la care ecruisarea datorită deformării este îndepărtată, într-o oarecare măsură prin procese de restaurare și recristalizare care au loc fără o încălzire adițională a materialului metalic.

Factorii care influențează deformabilitatea la cald se clasifică în: factori care influențează condițiile de deformare (modul de deformare, viteza și temperatura de deformare, reacția dintre metal și atmosfera înconjurătoare) și factori de material (structura inițială și puritatea, capacitatea de restaurare sau recristalizare, transformările alotropice).

Deoarece temperatura și viteza de deformare au un rol complex în comportarea materialelor la deformare, de obicei, încercările la deformabilitate se fac în condiții apropiate de condițiile la care urmează a fi supus materialul în cursul procesului de fabricație, cel puțin în ce privește acești parametri.

Principalele încercări pentru determinarea deformabilității la cald sunt: încercarea de tracțiune la cald, încercarea de torsiune la cald, încercarea de refulare la cald, la care se adaugă încercările de deformabilitate la forjare.

5.4.1.1. Încercarea de tracțiune la cald

Această încercare constă în deformarea prin întindere a unei epruvete încălzite la temperatura de încercare.

În timpul încercării se urmărește determinarea gâtuirii la rupere:

$$Z = \frac{(A_0 - A_u)}{A_0} \cdot 100[\%], \quad (5.4.1.1.1)$$

în care A_0 este secțiunea inițială a epruvetei iar A_u secțiunea minimă de rupere. Formele epruvetelor și dimensiunile lor sunt arătate în figura 5.4.1.1.1.

În urma încercării pentru un material dat se trasează curbe de variație a caracteristicii Z în funcție de temperatura și viteza de deformare.

Rezultatul acestei încercări evidențiază, în principal efectul fenomenelor metalurgice din zona limitelor de grăunți, precum și a fenomenelor de precipitare.

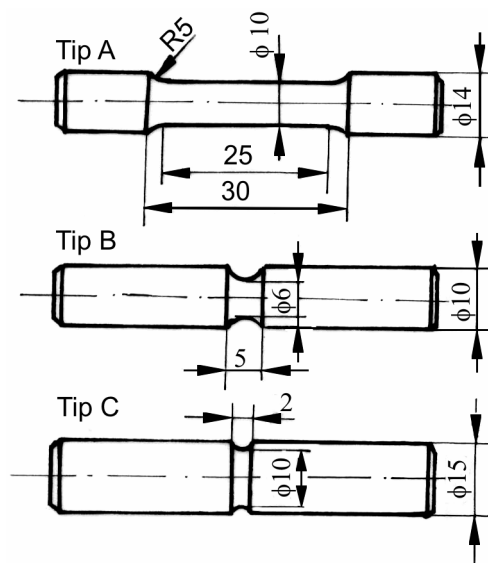


Fig. 5.4.1.1.1 Forme și dimensiuni specifice epruvetelor pentru încercarea de tracțiune la cald

5.4.1.2. Încercarea de torsiune la cald

Acest tip de încercare constă din deformarea prin răsucire a unei epruvete încălzite la temperatura de încercare în scopul determinării numărului de ture necesare pentru obținerea rupei epruvetei. Încercarea se face cu menținerea constantă a lungimii epruvetei.

Forma epruvetei pentru încercarea de torsiune la cald este arătată în figura 5.4.1.2.1.

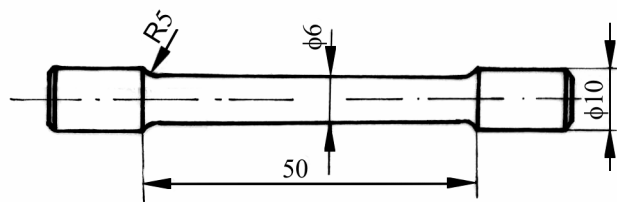


Fig. 5.4.1.2.1 Forma și dimensiunile epruvetei pentru încercarea la torsiune

Încercarea evidențiază mai ales efectul fazelor secundare și a stării incluzionare a metalului.

Posibilitățile de simulare a proceselor de laminare și de forjare oferite de încercarea la torsiune au dus la o extindere a utilizării ei în special în scopuri de cercetare.

5.4.1.3 Încercarea de refulare la cald

Încercarea de refulare la cald constă din deformarea prin compresiune între două suprafețe plane a unei epruvete cilindrice, în vederea aprecierii aspectului suprafeței laterale a epruvetei. De obicei, încercarea se aplică pentru controlul sârmelor și al barelor cu diametre între 2 și 150 mm destinate fabricației de nituri, șuruburi, piulițe, proba executându-se la un diametru egal cu grosimea produsului.

Înălțimea inițială a probei de refulare la cald este egală cu 2 x diametrul, în cazul oțelurilor și 1,5 x diametrul în cazul materialelor metalice neferoase.

Deformarea prin refulare poate fi făcută până la apariția primei fisuri sau până la reducerea înălțimii probei până la valoarea convențională de 1/3 din înălțimea inițială.

Gradul de refulare relativă realizat în final se exprimă prin relația:

$$X = \frac{h_0 - h}{h_0} \cdot 100[\%], \quad (5.4.1.3.1)$$

unde h_0 reprezintă înălțimea inițială a probei iar h este înălțimea finală obținută după deformare.

Această încercare este utilizată în special pentru evidențierea defectelor de suprafață sau a defectelor existente în imediata apropiere a suprafeței produsului încercat.

5.4.1.4 Încercări de deformabilitate la forjare

Prin acest tip de încercări se verifică capacitatea de deformare a materialului metalic. Condițiile de lucru sunt specifice de obicei forjării manuale, iar operațiile specifice prin care se realizează încercarea sunt operații de lățire, îndoire pe dorn, găurire, etc.

Pentru exemplificare, arătăm controlul deformabilității la lățire. În acest caz se utilizează o probă plată dată în figura 5.4.1.4.1.

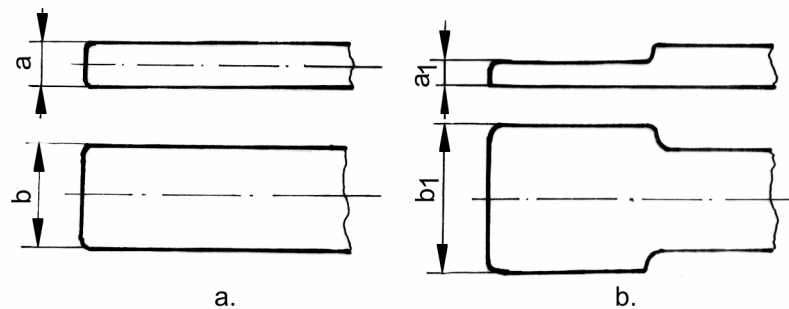


Fig. 5.4.1.4.1 Forma probei utilizate la controlul deformabilității la lățire

Dimensiunile inițiale sunt a și b , având raportul $a/b = 1/3$. Se controlează dacă în condiții de forjare liberă, materialul se poate deforma, fără fisurare, până la lățimea $b_1 = 1,5 b$.

5.4.2 Încercări de deformabilitate la rece a materialelor metalice

Acest tip de încercări au drept scop stabilirea calității materialelor, și ele pot fi încercări de recepție sau pot fi încercări de determinare a unor parametri tehnologici de prelucrare specifici unor procedee de prelucrare la rece sau a unor tipuri de semifabricate.

5.4.2.1 Încercări de deformabilitate la rece a produselor plate și profilate

Întrucât prin deformare plastică la rece se prelucrează semifabricate cu grosimi relativ mici vom aborda încercările practice acestei categorii de produse.

Scopul încercărilor poate fi fie verificarea calității produselor (încercări de recepție), fie verificarea capacității de deformare la rece în cursul unor operații tehnologice de profilare, rulare, pliere, etc.

Principalele încercări utilizate în practica industrială sunt încercarea la îndoire, încercarea de refulare, încercarea de răsucire, încercarea de înfășurare a sârmei.

5.4.2.1.1 Încercarea la îndoire

Această încercare constă din deformarea prin încovoiere într-un singur sens a unei epruvete cu secțiune dreptunghiulară, rotundă sau poligonală în vederea aprecierii aspectului acesteia în partea întinsă a zonei îndoite.

Scula pe care se face îndoirea poate fi o matriță cu profil corespunzător unghiului și razei la care urmează a se face îndoirea. figura 5.4.2.1.1.1 a), sau un dispozitiv cu dorn cilindric și două role mobile de reazem, figura 5.4.2.1.1.1 b).

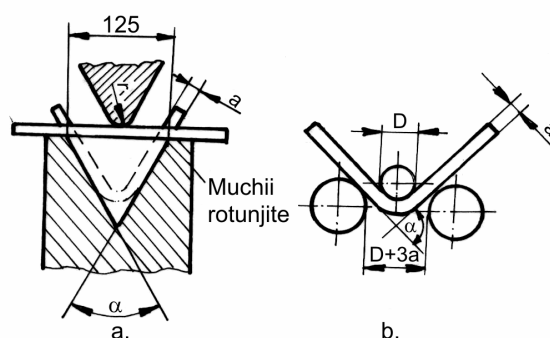


Fig.5.4.2.1.1.1 Scule și dispozitive specifice încercării de îndoire:
a – matriță cu profil unghiular; b – dispozitiv cu dorn și role mobile de reazem

Îndoirea trebuie făcută într-un plan perpendicular pe axa poansonului sau a dornului, până când una din părțile epruvetei închide cu prelungirea celeilalte unghi α determinat, (fig. 5.4.2.1.1.1 a).

În cazul îndoirii la 180° , cele două laturi ale epruvetei pot fi aduse să rămână paralele la o anumită distanță determinată sau să se aplice una pe cealaltă figura 5.4.2.1.1.2.

De obicei, în cazul produselor plate, epruveta are secțiunea dreptunghiulară cu lățimea de 20-50 mm și grosimea egală cu cea a produsului încercat, iar în cazul barelor este constituită dintr-un tronson cu secțiunea egală cu cea a produsului respectiv.

Este admisă reducerea secțiunii prin așchiere în cazul produselor de grosime mare. Prelucrarea se poate face în acest caz numai într-un plan paralel cu una din fețe sau după un segment.

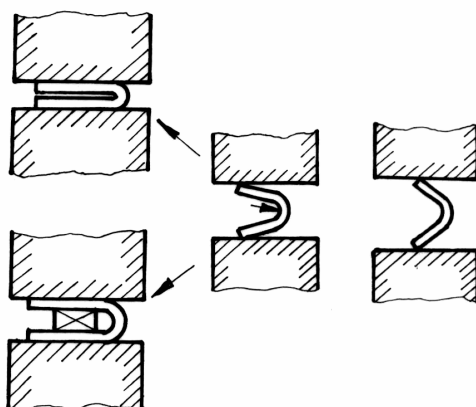


Fig. 5.4.2.1.1.2 Schema de principiu pentru îndoirea la 180°

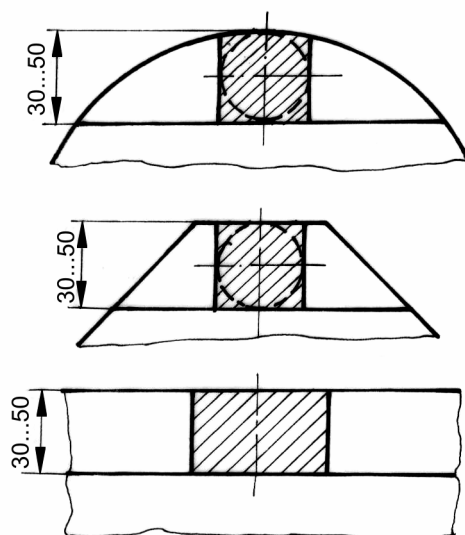


Fig. 5.4.2.1.1.3

Modalitățile de prelucrare prin aşchiere a suprafețelor pentru obținerea epruvetelor pentru încercarea la îndoire a produselor de grosime mare sunt prezentate schematic în figura 5.4.2.1.1.3. Trebuie însă ținut cont de faptul că întotdeauna îndoirea epruvetelor se face cu fața neprelucrată în partea întinsă.

În cazul îndoirii pe dorn, diametrul dornului este prescris prin normele de produs, în funcție de grosimea și de clasa de rezistență a materialului respectiv.

În cazul produselor de grosime mică (sub 3 mm) și care au o foarte mare plasticitate, îndoirea simplă, chiar față în față, poate fi neconcludentă. În asemenea cazuri se poate recurge la pliarea dublă, adică la reîndoirea față pe față a epruvetei astfel încât cele două pliuri succesive să fie perpendiculare. Epruveta se obține prin decupare din produsul ce trebuie încercat. Se utilizează forma pătrată, iar dimensiunile unei astfel de epruvete sunt 200 x 200 mm.

Încercarea la îndoire alternată este o altă variantă a încercării la îndoire specifică tablelor și benzilor subțiri, grosime sub 3 mm și a sârmelor de grosime sub 10 mm. Încercarea constă în îndoirea repetată a unei epruvete într-un singur plan, la un unghi de 90° într-un sens și apoi la 90° în sens opus. Se evaluează numărul de îndoiri până la rupere.

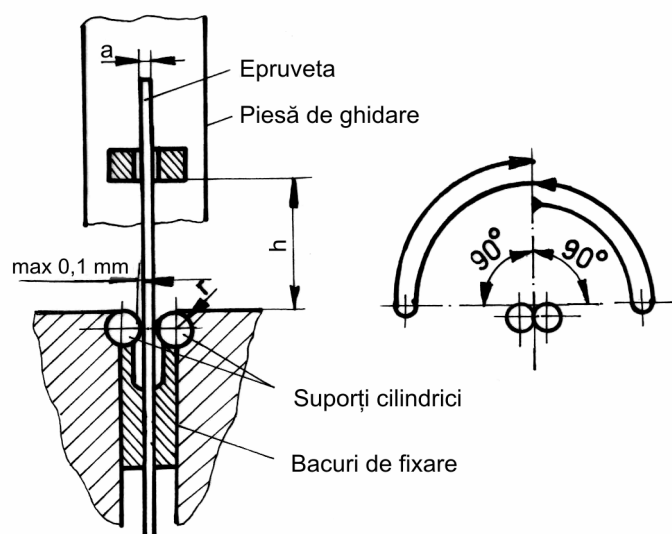


Fig. 5.4.2.1.1.4 Schema de principiu a încercării la îndoire alternată

Pentru table și benzi se consideră ca ciclul complet de deformare îndoirea în ambele sensuri, cu revenirea la poziția inițială, iar la sârme numai deformarea într-un sens și revenirea la poziția inițială.

Încercarea propriu-zisă se realizează prin menținerea fixă a epruvetei între doi suportți cilindrici de rază r precizată. Partea liberă a epruvetei este îndoită cu ajutorul unei piese de ghidare, care acționează la o distanță h față de planul suprafețelor, figura 5.4.2.1.1.4.

Îndoirea se realizează cu viteză mică astfel încât încălzirea epruvetei să nu afecteze rezultatul încercării (se recomandă să nu se execute mai mult de o îndoire pe secundă). Condițiile de realizare a încercării de îndoire alternată a sârmelor sunt date în tabelul 5.4.2.1.1.1.

Tabel 5.4.2.1.1.1 Condiții de execuție a încercării de îndoire alternată a sârmelor

Diametrul sârmei d , mm	Raza suportului r , mm	Distanța h , mm
0,41 – 0,50	1,25	15
0,51 – 0,70	1,75	
0,71 – 1,00	2,50	
1,01 – 1,50	3,75	
1,51 – 2,00	5,00	20
2,01 – 3,00	7,50	25
3,01 – 4,00	10,00	35
4,01 – 6,00	15,00	50
6,01 – 8,00	20,00	75
8,01 – 10,00	20,00	100

5.4.2.1.2 Încercarea de refulare la rece

Această încercare se realizează în condiții similare celei de refulare la cald și este utilizată în special pentru evidențierea defectelor de suprafață sau a defectelor existente în imediata apropiere a suprafeței produsului încercat.

Ea constă din deformarea prin compresiune între două suprafețe plane a unei epruvete cilindrice, în vederea aprecierii aspectului suprafeței laterale a epruvetei. De obicei, încercarea se aplică pentru controlul sârmelor și al barelor destinate fabricației de nituri, șuruburi și piulițe.

Înălțimea inițială a probei de refulare la rece este egală cu $2 \times$ diametrul, în cazul oțelurilor și $1,5 \times$ diametrul în cazul materialelor metalice neferoase.

Deformarea prin refulare poate fi făcută până la apariția primei fisuri sau până la reducerea înălțimii probei până la valoarea convențională de $1/2$ din înălțimea inițială (față de $1/3$ în cazul refulării la cald) aceasta datorită faptului că la temperatura ambiantă $+ 20$ °C deformabilitatea materialului este sensibil mai mică decât la temperaturi ridicate.

Gradul de refulare relativă realizat în final se exprimă la fel ca și în cazul refulării la cald prin relația (5.4.1.3.1).

5.4.2.1.3 Încercarea de răsucire

Încercarea de răsucire constă din răsucirea de două ori la 360 °C a unei probe de suprafață luată dintr-un produs plat sau a unei probe tip tronson prelevată dintr-un produs profilat în vederea observării aspectului suprafeței exterioare deformate.

Încercarea se execută, de pildă pe platine destinate fabricației de table pentru ambutisare. În urma deformării prin răsucire a unei probe de circa 300 mm lungime, este posibilă depistarea

semifabricatelor care prezintă defecte de suprafață, cum ar fi suprapuneri, sufluri, aglomerări de incluziuni etc.

Această încercare poate fi efectuată și în cazul sârmelor pentru evidențierea unor defecte locale de suprafață cum ar fi creștături, înfășurări, imprimări de oxizi sau pentru determinarea numărului de răsuciri până la rupere.

În cel de-al doilea caz este important ca axa longitudinală a epruvetei să corespundă cu axa dispozitivului de răsucire și să păstreze această poziție în cursul executării încercării. Pentru a se asigura această condiție se poate aplica epruvetei o solicitare constantă de întindere de max. 2% din sarcina de rupere pentru sârmele din oțel și de max. 5% din sarcina de rupere pentru sârmele din materiale metalice neferoase. Tabelul 5.4.2.1.3.1 dă câteva recomandări pentru execuția acestei încercări.

Tabel 5.4.2.1.3.1 Recomandări pentru execuția încercării de răsucire a sârmelor

Diametrul sârmei d, mm	Lungimea probei mm	Viteza maximă de răsucire [răsuciri/s]
0,30 – 1,00	200 d	3,0
1,01 – 1,50		1,5
1,51 – 3,00	100 d	1,0
3,01 – 5,00		0,5
> 5,00	50 d	0,25

Încercarea de înfășurare a sârmei constă din înfășurarea unei bucăți de sârmă în jurul unui dorn cu un anumit diametru astfel încât să se realizeze un număr determinat de spire tangente între ele, cu scopul de a verifica dacă sârma nu se rupe sau nu prezintă fisuri. Încercarea poate fi completată cu verificarea comportării sârmei la desfășurarea spirelor, operația de îndreptare se execută manual cu ajutorul unui ciocan de lemn sau cupru.

Uzual, această încercare se execută pe sârme cu diametre până la 6 mm și constă din înfășurarea sârmei 5 sau 10 spire, urmată de desfășurarea acestora până mai rămâne o singură spirală nedesfăcută.

5.4.2.2. Încercări de deformabilitate la rece a produselor tubulare

Încercările de deformabilitate la rece a produselor tubulare se execută atât la produsele sudate cât și la cele obținute fără sudură în scopul verificării calității acestora și a capacității de deformare plastică în condiții specifice unor operații tehnologice.

Încercările se execută pe epruvete tip tronson, decupate din produsul în stare finită prin secționare în plan perpendicular pe generatoare.

Încercările tehnologice care se execută curent pentru controlul calității produselor tubulare sunt încercarea la îndoire, încercarea de aplatisare, încercarea de lărgire, încercarea de răsfrângere și încercarea de presiune hidrolică.

Încercarea la îndoire constă în îndoirea lentă și continuă a epruvetei în jurul unei role profilate la diametrul exterior al țevii, până la atingerea unui unghi de îndoire prescris, în vederea aprecierii aspectului suprafeței țevii în zona întinsă, figura 5.4.2.2.1.

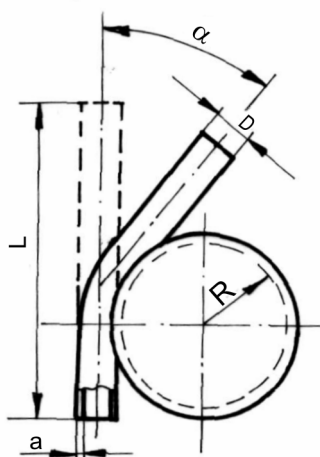


Fig. 5.4.2.2.1 Schema de principiu a încercării de îndoire a țevelor

De obicei încercarea se execută la țevi cu diametrul exterior până la 60 mm, iar peste această valoare a diametrului se decupează din materialul țevii epruvete tip fâșie care se încearcă la îndoire pe dorn.

În cazul țevelor sudate se recomandă plasarea cusăturii sudate la partea interioară a curbării, într-o poziție la 45 de grade față de planul de îndoire.

Încercarea de aplatisare, care constă din aplatisarea unei epruvete pe direcție perpendiculară față de direcția generatoarei, până la atingerea unei anumite distanțe între plăcile de apăsare, în vederea verificării absenței crăpăturilor sau fisurilor în zonele deformate prin întindere. Distanța minimă z sub sarcină între plăcile de apăsare, figura 5.4.2.2.2 a, sau spațiile libere admise în cazul aplatisării complete, figura 5.4.2.2.2 b se prescriu în norma de încercare sau de produs.

Încercarea se aplică la țevi cu diametrul exterior D mai mic sau egal cu 400 mm și cu grosimea peretelui a mai mică sau egală cu $0,15 D$. De regulă lungimea epruvetei de aplatisare este de $1,5 D$, dar practic se limitează în domeniul 10 – 100 mm.

În cazul țevelor sudate cusătura sudată se plasează la 45 de grade față de direcția de aplatisare.

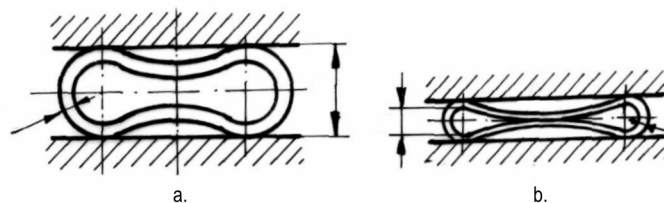


Fig. 5.4.2.2.2 Schema de principiu încercării de aplatisare

Încercarea de lărgire, care constă din lărgirea unui capăt al țevii prin introducerea unui mandrin tronconic până la atingerea unui anumit diametru exterior maxim D_u , fără să apară crăpături în zona deformată.

Lărgirea relativă maximă realizată la încercare se calculează cu relația:

$$W = \frac{D_u - D}{D} \cdot 100[\%], \quad (5.4.2.2.1)$$

unde D este diametrul exterior al țevii supuse încercării, figura 5.4.2.2.3.

Unghiul la vârf al mandrinului cu care se realizează lărgirea poate avea una dintre valorile $\beta = 30^\circ, 45^\circ, 60^\circ$ sau 120° .

Încercarea se aplică la țevi cu diametrul exterior D mai mic de 150 mm și grosimea peretelui a mai mică de 9 mm. Lungimea epruvetei de lărgire este $2D$, în cazul folosirii unui mandrin cu unghi la vârf $\beta = 30^\circ$ și $1,5D$, în cazul când $\beta > 30^\circ$.

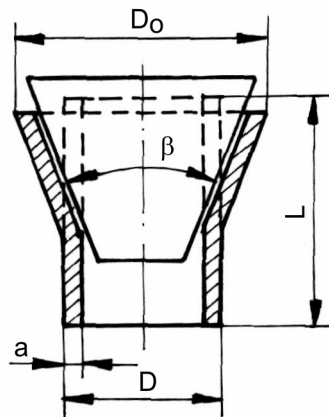


Fig. 5.4.2.2.3 Schema de principiu a încercării de lărgire a țevelor

Încercarea de răsfrângere, care constă din răsfrângerea unui capăt al țevii și formarea unei borduri plane, perpendiculare pe generatoare, de o anumită lățime prescrisă, fără să apară fisuri sau creștături în zona deformată.

Încercarea se execută în două faze și anume lărgirea țevii cu un mandrin de unghi $\beta = 90^\circ$, figura 5.4.2.2.4 a și răsfrângerea zonei lărgite prin presare cu un mandrin de răsfrângere, figura 5.4.2.2.4 b.

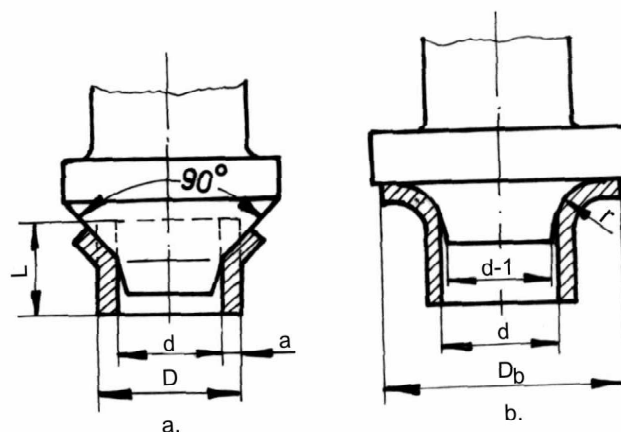


Fig. 5.4.2.2.4 Schema de principiu a încercării de răsfrângere a țevelor

Epruveta specifică acestei încercări are lungimea de aproximativ 100 mm iar raza de racordare a mandrinului de răsfrângere precum și diametrul exterior al porțiunii răsfrânte se prescriu prin norma de încercare sau cea de produs.

Încercarea de presiune hidraulică este încercarea care constă din supunerea la presiune interioară a întregii țevi, pentru a evidenția eventuala tendință de deformare permanentă a țevii sau,

existența unor neetanșări ale pereților sau ale îmbinărilor sudate (atunci când se încearcă țevi realizate prin sudare).

Presiunea nominală de încercare se stabilește în funcție de dimensiunea țevii și domeniul de utilizare.

5.4.2.3 Încercări de deformabilitate la ambutisare a tablelor subțiri

Obținerea de piese prin ambutisare grupează o serie de probleme privind geometria piesei, procedeul, utilajul de lucru și materialul utilizat.

În prezent, se consideră că încercările de deformabilitate a tablelor subțiri pot fi departajate în funcție de posibilitățile pe care le oferă în analiza caracteristicilor de material, astfel: încercări convenționale de recepție; încercări pentru determinarea coeficienților de ecruisare și de anizotropie; încercări pentru determinarea curbelor de ambutisare limită.

5.4.2.3.1. Încercările convenționale de recepție

Aceste încercări sunt cele mai utilizate și ele cuprind încercarea de tracțiune și încercarea de ambutisare Erichsen.

Încercarea de tracțiune se realizează pe epruvete cu secțiune calibrată de lățime 12,5 mm sau 20 mm. Criteriile de interpretare a rezultatelor obținute se referă la valori individuale pentru limita de curgere, rezistența la rupere, alungirea la rupere sau la valori limită pentru expresii cu caracter empiric care folosesc caracteristicile respective.

Încercarea de ambutisare Erichsen constă din deformarea în matriță a unei epruvete, folosind un poanson cu capăt sferic, în vederea determinării adâncimii maxime de ambutisare. Această adâncime, măsurată în mm, cu precizie de 0,1 mm, reprezintă indicele Erichsen.

Încercarea se aplică la table și benzi cu grosime de 0,1 – 2 mm.

În cazul tablelor, epruvetele au formă circulară sau pătrată cu diametrul sau latura de 90 mm, iar matrița are dimensiunile conform figurii 5.4.2.3.1.1 a iar în cazul benzilor de lățime sub 90 mm, dimensiunile conform figurii 5.4.2.3.1.1 b și tabelul 5.4.2.3.1.1.

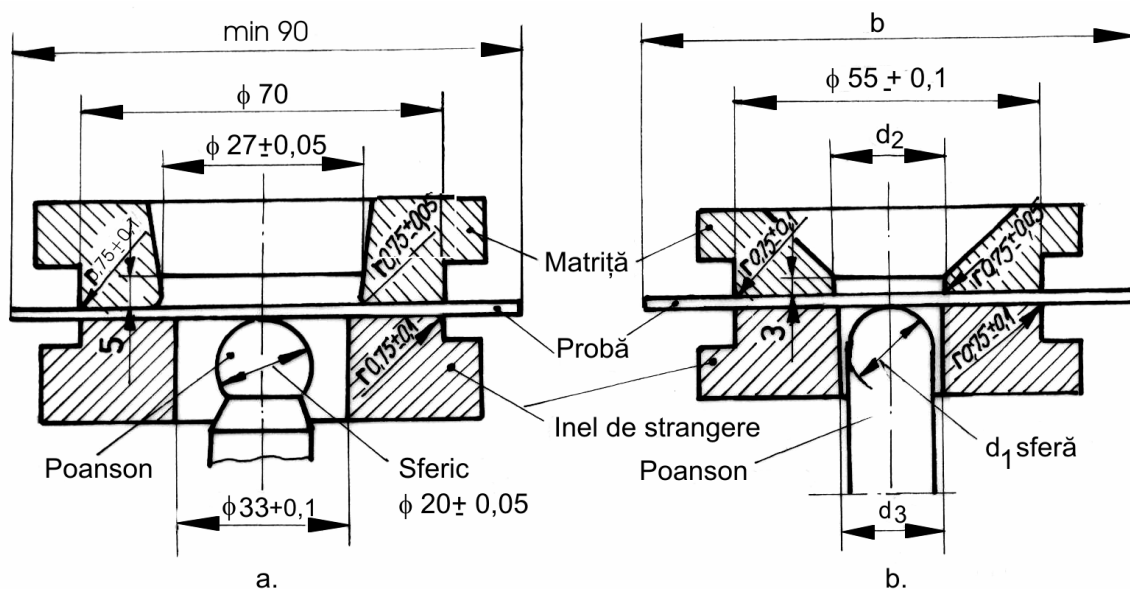


Fig. 5.4.2.3.1.1 Schema de principiu a încercării de ambutisare a tablelor și benzilor

Apăsarea realizată cu ajutorul inelului de strângere (cca 10 kN) împiedică alunecarea materialului în raport cu matrița. Ca urmare, încercarea Erichsen caracterizează capacitatea de deformare a unui produs prin întindere pe două direcții, în condițiile reducerii grosimii acestuia în cursul procesului de ambutisare.

Modul de deformare și de rupere a zonei maxim solicitate de la vârful poansonului poate evidenția o tendință spre formare a defectului numit coajă de portocală, o comportare izotropă sau anizotropă la deformare.

Valoarea indicelui Erichsen depinde de calitatea materialului cât și de grosimea produsului.

Pentru studiul comportării la ambutisare adâncă, în matriță cu alunecare pe flancuri au fost propuse metode de încercare specifice, cum ar fi încercarea Engelhardt.

Acest tip de încercări caracterizează în principal, capacitatea de deformare prin întindere tangențială, respectiv contracție radială, fără modificarea sensibilă a grosimii.

Dimensiunile matriței pentru încercarea la ambutisare Erichsen a benzilor de lățime sub 90 mm sunt date în tabelul 5.4.2.3.1.1.

Tabel 5.4.2.3.1.1 Dimensiunile matriței pentru încercarea la ambutisare Erichsen a benzilor de lățime sub 90 mm

Lățimea epruvetei b, mm	Grosimea epruvetei B, mm	Condiții de încercare		
		Diametrul capului sferic al poansonului d, mm	Diametrul interior al matriței, d ₂ , mm	Diametrul interior al inelului de strângere, d ₃ , mm
13 – 30	0,1 – 0,75	3	5	3,5
31 – 55	0,2 – 1,0	8 ± 0,02	11 ± 0,02	10 ± 0,1
56 - 90	0,2 – 2,0	15	21	18

5.4.2.3.2 Încercări pentru determinarea coeficienților de ecruisare și anizotropie

Coeficienții de ecruisare și anizotropie exprimă comportarea la deformare plastică a unui material în cursul unei solicitări simple la întindere liniară.

Coeficientul de ecruisare caracterizează capacitatea de consolidare sau ecruisare a materialului și este dat de exponentul n din ecuația curbei caracteristice la tracțiune propusă de Ludwik – Hollomon:

$$\sigma = k \cdot \varepsilon_n^n, \quad (5.4.2.3.2.1)$$

unde σ este tensiunea reală, ε_n este alungirea specifică reală, iar k este factorul de rezistență.

Coeficientul de ecruisare se determină pe cale grafică sau analitică ca pantă a dreptei $\log \sigma - \log \varepsilon_n$ trasată în domeniul $\varepsilon_n \leq \varepsilon_{nm}$, unde ε_{nm} este alungirea specifică corespunzătoare forței maxime în încercarea la tracțiune. Valoarea $\log \sigma$ se poate determina din relația:

$$\log \sigma = \log \frac{N}{A} = \log \left[\frac{N}{A_0} \cdot \frac{A_0}{A} \right] = \log N - \log A_0 + \log \frac{1}{l_0}, \quad (5.4.2.3.2.2)$$

unde: N este forța aplicată; A₀ - secțiunea inițială; l - lungimea instantanee; l₀ - lungimea inițială între repere.

Pentru simplificarea determinării coeficientului de ecruisare a fost propusă o metodă rapidă, bazată pe folosirea unei epruvete cu două zone calibrate figura 5.4.2.3.2.1

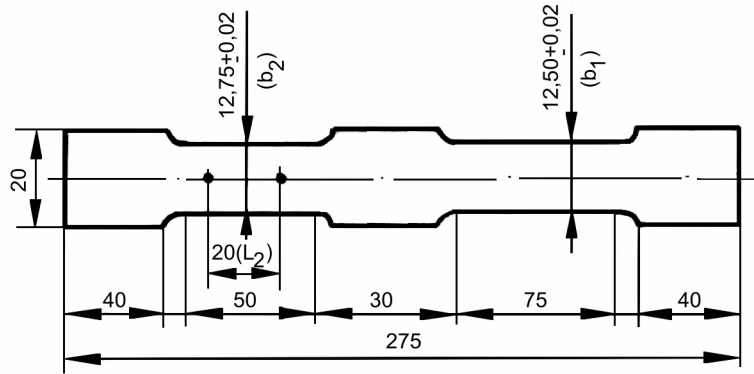


Fig. 5.4.2.3.2.1 Forma și dimensiunile epruvetei pentru determinarea coeficientului de ecrusare

Este cunoscut faptul că în cazul unui material care satisface legea de deformare dată de relația (5.4.2.3.2.1), n este numeric egal cu ϵ_{nm} . Ori, în urma încercării până la rupere a epruvetei din figura 5.4.2.3.2.1 proces care evident se localizează întotdeauna în zona mai îngustă de lățime b_1 , este posibil de determinat o mărime care se corelează cu o anumită aproximație cu ϵ_{nm} și anume valoarea lungirii specifice maxime a zonei de lățime b_2 :

$$\delta_2 = \frac{e^n - 1}{e^{-(D_n + E)}} \cdot 100[\%], \quad (5.4.2.3.2.3)$$

unde D_n și E sunt factori dependenți de geometria epruvetei, respectiv de raportul b_2/b_1 , iar e – baza logaritmilor naturali.

Pentru un raport $b_2/b_1 = 1,02 \pm 0,004$, relația între coeficientul de ecrusare n și alungirea specifică δ_2 [%] este reprezentată în figura 5.4.2.3.2.2.

Precizia de lucru care se impune în aceste determinări este de 1%.

Coeficientul de anizotropie caracterizează capacitatea materialului de schimbare a formei prin contracție laterală în cursul unei solicitări la întindere liniară și conform definiției propusă de Lankford este dat de relația

$$r = \frac{\int_{b_0}^b \frac{db}{b}}{\int_{B_0}^B \frac{dB}{B}} = \frac{\log \frac{b}{b_0}}{\log \frac{B}{B_0}}, \quad (5.4.2.3.2.4)$$

în care b și B sunt lățimea și respectiv, grosimea epruvetei de tracțiune, iar b_0 și B_0 sunt aceleași caracteristici în stare inițială.

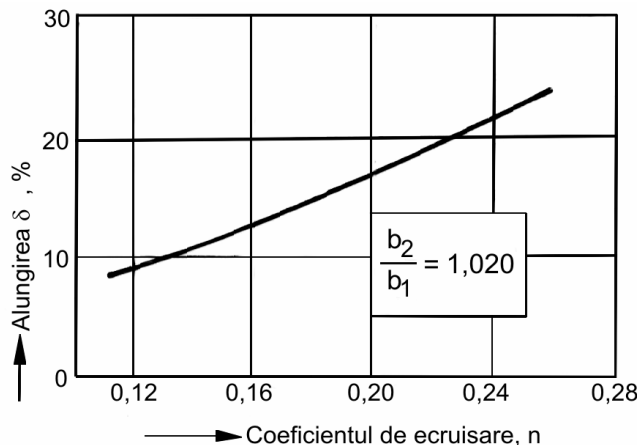


Fig. 5.4.2.3.2.2 Alungirea specifică δ_2 [%] în funcție de coeficientul de ecrusare n

În ipoteza că volumul epruvetei rămâne constant în cursul încercării,

$$V_0 = l_0 \cdot B_0 \cdot b_0 = V = l \cdot B \cdot b \quad (5.4.2.3.2.5)$$

relația (5.4.2.3.2.4) se mai scrie:

$$r = \frac{\log \frac{b_0}{b}}{\log \frac{l}{l_0} \cdot \frac{b}{b_0}} = \frac{\log \frac{b_0}{b}}{\log \frac{l}{l_0} - \log \frac{b_0}{b}}, \quad (5.4.2.3.2.6)$$

adică într-o formă care nu necesită decât determinări de lățime și lungime.

Ca mod de lucru, se folosește epruveta calibrată de lățime 12,5 mm sau 20 mm. Încercarea se face cu viteză de lungire mică (≤ 25 mm/min), realizând circa 5 opriri succesive în domeniul de alungiri specifice $\varepsilon_n \leq \varepsilon_{nm}$.

În fiecare etapă se măsoară atât lungirea bazei inițiale l_0 , cât și variația lățimii epruvetei în cel puțin patru poziții ale zonei calibrate, cunoscut fiind faptul că deformarea epruvetei de tracțiune nu este omogenă pe lungimea sa.

Pentru verificare, se poate măsura în pozițiile respective și variația de grosime.

Valoarea coeficientului de anizotropie variază în cursul încercării la tracțiune, și anume: de obicei, crește odată cu gradul de deformare. Pentru a se lua în considerare acest aspect au fost propuse metode de încercare vizând determinarea coeficientului la anumite valori ale lungirii specifice, de exemplu $\varepsilon_n = 20\%$.

Determinarea coeficientului r se poate face și cu ajutorul epruvetei cu două zone calibrate arătată în figura 5.4.2.3.2.1. În acest scop se măsoară dimensiunile finale ale epruvetei în zona de lățime $b_2 = 12,75$ mm. Se observă că valoarea lungirii pentru care se determină coeficientul r diferă în cazul acestei metode de la un material la altul.

Pentru o gamă de produse, valoarea coeficientului de anizotropie depinde în măsură importantă de direcția de luare a epruvetei în raport cu direcția de laminare. În astfel de cazuri, rezultatele obținute se pot exprima fie prin valorile r_0 , r_{45} , r_{90} corespunzătoare unor direcții care fac unghiuri de 0, 45 și respectiv 90 de grade cu direcția de laminare, fie prin valoarea medie a coeficientului de anizotropie care, de obicei, se calculează cu relația:

$$r_n = \frac{1}{4} \cdot (r_0 + r_{90} + 2 \cdot r_{45}). \quad (5.4.2.3.2.7)$$

Valorile orientative ale coeficienților de ecrusare și de anizotropie pentru câteva materiale metalice mult utilizate sunt date în tabelul 5.4.2.3.2.1.

Tabel 5.4.2.3.2.1 Valorile coeficienților de ecrusare și de anizotropie pentru materiale uzuale

Materialul	n	r
Oțel cu 0,05% C	0,19 – 0,26	0,8 – 2,1
Oțel cu 12 – 17 % Cr	0,15 – 0,25	0,9 – 1,7
Oțel cu 18% Cr și 8% Ni	0,4 – 0,5	1,0
Alamă 70% Cu	0,5	-
AlMg 2,5	0,26	0,63

Se apreciază că o valoare ridicată a coeficientului de ecrusare asigură o distribuție uniformă a deformației plastice, favorabilă pentru procesele de deformare de tipul celor dezvoltate în cursul încercării Erichsen.

În ceea ce privește coeficientul de anizotropie, valorile ridicate ale acestuia asigură o bună contracție laterală și o rezistență la ondulare ridicată, proprietăți dorite în procesele de ambutisare foarte adâncă.

5.4.2.3.3 Încercări pentru determinarea curbelor de ambutisare limită

Curbele de ambutisare limită stabilesc relații cantitative între caracteristicile de material și valorile limită ale deformației prin ambutisare.

Deformația specifică prin ambutisare este exprimată prin componentele sale pe cele trei direcții principale, și anume:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{1n} &= \log \frac{l_1}{l_0} \\ \varepsilon_{2n} &= \log \frac{l_2}{l_0} \\ \varepsilon_{3n} &= \log \frac{B}{B_0} \end{aligned} \quad (5.4.2.3.3.1)$$

unde ε_{1n} , ε_{2n} sunt deformațiile specifice principale în planul tablei, iar ε_{3n} – deformația specifică principală pe direcția grosimii; prin definiție $\varepsilon_{1n} > \varepsilon_{2n}$.

Dacă se consideră ca stare limită momentul ruperii, curba de ambutisare limită a unui produs reprezintă variația deformației specifice maxime ε_{1n} în funcție de deformația specifică minimă ε_{2n} , în întreg domeniul de solicitări care prezintă interes din punct de vedere practic.

Pentru trasarea curbei de ambutisare limită se folosesc mai multe tipuri de încercări capabile să acopere întreg domeniul de deformații specifice ε_{2n} . Perechile de puncte $\varepsilon_{1n} - \varepsilon_{2n}$, determinate prin fiecare tip de încercare reprezintă curbe care pleacă din origine și se opresc în momentul ruperii, figura 5.4.2.3.3.1.

Curba de ambutisare limită se trasează ca o înfășurătoare a punctelor limită astfel obținute. De exemplu, în figura 5.4.2.3.3.1 se prezintă curba de ambutisare a unei table din oțel pentru ambutisare, calmat.

Curba de ambutisare limită se folosește după cum urmează: se măsoară valorile ε_{1n} pe piesa ambutisată în mai multe puncte succesive plasate pe direcția de deformare maximă. Cu ajutorul acestor date se trasează curba de deformare efectivă a materialului (curba 1, în figura 5.4.2.3.3.2).

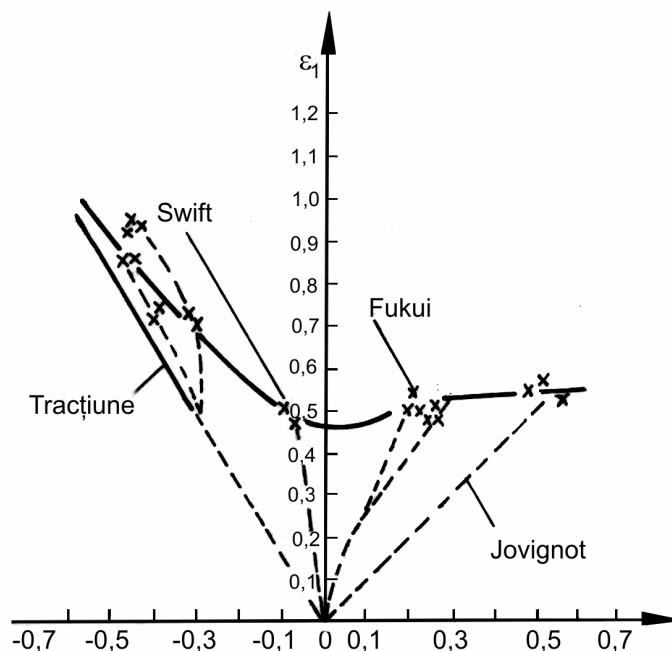


Fig. 5.4.2.3.3.1 Curba de ambutisare limită pentru o tablă subțire din oțel calmat

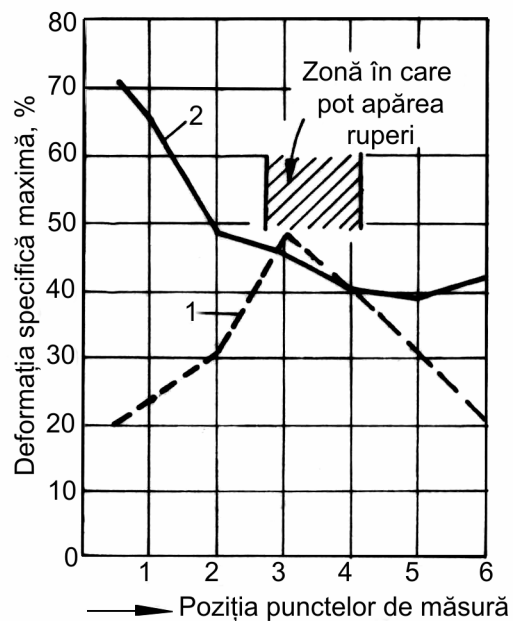


Fig. 5.4.2.3.3.2 Deformația specifică maximă la ambutisare

Se determină apoi în aceleași puncte ε_{2n} corespunzător cărora pe curba de ambutisare limită se citesc valorile ε_{1n} , care reprezintă deformațiile specifice limită de care este capabil materialul în punctele respective. În acest mod se trasează curba 2, fig. 5.4.2.3.3.2.

Poziția relativă a celor două curbe arată măsura în care capacitatea de deformare a materialului a fost folosită în procesul de ambutisare considerat. Referitor la determinarea valorilor caracteristice ε_{1n} și ε_{2n} , se observă importanța pe care o are lungimea bazei de măsură, care trebuie să fie aceeași în încercările de laborator și în cele industriale.

BIBLIOGRAFIE

1. Aczel, O.,C., Dislocații și frecarea internă la metale, Editura Facla, Timișoara, 1974
2. Alexandru, I., Popovici, R., Baciuc, C., Călin, M., Cojocaru, V., Bulancea, V., Carcea, I., Alexandru, A., Paloșanu, G., Alegerea și utilizarea materialelor metalice, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1997
3. Arzamasov, B., Materials Science, Mir Publishers Moscow, 1989
4. Askeland, D., R., The Science and Engineering of Materials, PWS – Kent, Publishing Company, Boston, Massachusetts, U.S.A., 1994
5. Atanasiu, C., Canta, T., Caracostea, A., Crușu, I., Drăgan, I., Giriadă, C., Horbaniuc, D., Lașcu-Simion, N., Leon, D., Mocanu, D., R., Palfalvy, A., Palihovici, V., Prexl, R., Rădăuceanu, D., Teodorescu, M., St., Încercarea materialelor I – Încercări distructive ale metalelor, Editura Tehnică, București, 1982
6. Baciuc, C., Alexandru, I., Popovici, R., Baciuc, M., Știința materialelor metalice, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1996
7. Barrett, C.,S., Massalki, T.,B., The Structures of Metals, McGraw – Hill, New York, 1966
8. Brandt, N., B., Chudinov, S., M., Electronic Structure of Metals, Mir Publishers, Moscow, 1975
9. Brezeanu, M., Cristuran, E., Antoniu, A., Marinescu, D., Andruh, M., Chimia metalelor, Editura Academiei Române, București, 1990
10. Cedighian, S., Materiale magnetice, Editura Tehnică, București, 1967
11. Ciobanu, Gh., Constantinescu, C., Fizica stării solide, vol. I, Editura Tehnică, București, 1982
12. Cișman, A., Rhotenstein, B., F., Policec, A., Fenomene fizice în metale feromagnetice solicitate, Editura Academiei Române, București, 1968
13. Cojocaru, V., Fonte utilizate în construcția de mașini, Editura “Gh. Asachi”, Iași, 1996
14. Colan, H., Tudoran, P., Ailincăi, Gh., Marcu, M., Drugescu, E., Studiul metalelor, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1983
15. Coman, Gh., Studiul metalelor, vol. I și II, Rotaprint, I.P. Iași, 1986
16. Constantinescu, A., Fluajul metalelor, Editura Tehnică, București, 1970
17. Coșmeleată, G., Cercetări privind influența factorilor structurali asupra caracteristicilor fizico-mecanice ale unor oțeluri pentru construcții, Teză de doctorat, I.P. București, 1987
18. Dima, A., Minea, A.A., Dima, A.M., Bădărău, Gh., Vizureanu, P. Considerations Concerning the Materials Designing, The Eighth Israel Materials Engineering. Conference IMEC VIII, Ben Gurion University of the Negev , Beer-Seva, Israel, pp.146-150.
19. Domșa, Al., Domșa, S., Materiale metalice în construcția de mașini și instalații, vol.1, vol. 2, Editura Dacia, Cluj-Napoca, 1981
20. Gâdea S., Petrescu, M., Metalurgie fizică și studiul metalelor, vol I, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1975
21. Gâdea S., Petrescu, M., Metalurgie fizică și studiul metalelor, vol II, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1981
22. Gâdea S., Petrescu, M., Metalurgie fizică și studiul metalelor, vol III, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1985
23. Gâdea, S., Protopopescu, M., Drimer, D., Metalurgia fizică a semiconductorilor, Editura Academiei Române, București, 1963
24. Geru, N., Chircă, D., Bane, M., Ripoșan, I., Marin, M., Coșmeleată, G., Biolaru, T., Materiale metalice – Structură, proprietăți, utilizări, Editura Tehnică, București, 1985
25. Geru, N., Metalurgie fizică, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1981

26. Geru, N., Proprietățile metalelor și metode fizice de control, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1967
27. Geru, N., Teoria structurală a proprietăților metalelor, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1980
28. Kittel, C., Quantum Theory of Solids, John Wiley and Sons, New York – London, 1963
29. Kittel, C., Introducere în fizica corpului solid, Editura Tehnică, București, 1973
30. Marcu, Gh., Chimia modernă a elementelor metalice, Editura Tehnică, București, 1993
31. Moțoc, C., Fizica solidului, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1968
32. Munteanu, C., Materiale amorfe, Editura “Gh. Asachi” Iași, 2001
33. Munteanu, C., Rusu, I., Bădărău, Gh., Jianu, A., - Study of the Electrical Resistivity Variation with Temperature in Metallic Amorphous Ribbons from the Fe_{37,5}Ni_{32,5}-xCr₅CoxB₁₅Si₁₀ System, Junior Euromat '96, 26-30 aug. 1996, Lausanne, Elveția.
34. Munteanu, C., Studiul materialelor, Editura “Gh. Asachi” Iași, 2001
35. Petreuş, I., Alexandru, I., Baciuc, C., Bîrsan, M., Teoria structurală a proprietăților metalelor, vol. 1, 2, 3, Rotaprint, I.P. Iași, 1989
36. Picoş, C., Slătineanu, L., Grănescu, T., Tehnologia construcțiilor de mașini – Prelucrabilitatea prin aşchiere a fontelor și oțelurilor, Rotaprint, I.P. Iași, 1975
37. Rado, G. T., Shul, H., Magnetism, Academic Press, 1963
38. Rusu, I., Munteanu, C., Bădărău, Gh., - The Obtaining and the Study of the Structure and Magnetic Properties of the Metallic Amorphous Ferro-Magnetic Ribbons from the Fe₈₀-xSm_xB₂₀ System. 4-th European Conference on Advanced Materials and Processes, Venice-Padua, Italy, 25 ÷ 28 september 1995.
39. Simionescu, A., Nănescu, V., Bădărău, Gh., - Materials Used at the Heat Pipe Manufacturing, Buletinul Institutului Politehnic Iași, Tome XL(XLIV) Fasc. 1-4, vol. II, Secția IX, Știința și Ingineria Materialelor, 1994, p.747-753.
40. Ștefan, M., Ioniță, I., Pop, D., Materiale semiconductoare, Editura Vasiliana'98, Iași, 2002
41. Teoreanu, I., Nicolescu, L., Ciocea, N., Moldovan, V., Introducere în știința materialelor anorganice, vol. 1 – Elemente de chimie fizică, Editura Tehnică, București, 1987
42. Ursache, M., Chircă, D., Proprietățile metalelor, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1982
43. Zet, Gh., Ursu, D., Fizica stării solide – Aplicații în inginerie, Editura Tehnică, București, 1989
44. *** Agenda tehnică, Editura tehnică, București, 1990
45. *** Dicționar cronologic al științei și tehnicii universale, Editura Științifică și Enciclopedică, București, 1979
46. *** Protecția conductelor subterane de țitei, produse petroliere și gaze, Editura Tehnică, 1952
47. *** Standarde de stat (Conform indicatorului de standarde 2002)

BIBLIOGRAFIE

1. Aczel, O.,C., Dislocații și frecarea internă la metale, Editura Facla, Timișoara, 1974
2. Alexandru, I., Popovici, R., Baci, C., Călin, M., Cojocaru, V., Bulancea, V., Carcea, I., Alexandru, A., Paloșanu, G., Alegerea și utilizarea materialelor metalice, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1997
3. Arzamasov, B., Materials Science, Mir Publishers Moscow, 1989
4. Askeland, D., R., The Science and Engineering of Materials, PWS – Kent, Publishing Company, Boston, Massachusetts, U.S.A., 1994
5. Atanasiu, C., Canta, T., Caracostea, A., Crudu, I., Drăgan, I., Giriadă, C., Horbaniuc, D., Lașcu-Simion, N., Leon, D., Mocanu, D., R., Palfalvy, A., Palihovici, V., Prexl, R., Rădăuceanu, D., Teodorescu, M., St., Încercarea materialelor I – Încercări distructive ale metalelor, Editura Tehnică, București, 1982
6. Baci, C., Alexandru, I., Popovici, R., Baci, M., Știința materialelor metalice, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1996
7. Barrett, C.,S., Massalki, T.,B., The Structures of Metals, McGraw – Hill, New York, 1966
8. Brandt, N., B., Chudinov, S., M., Electronic Structure of Metals, Mir Publishers, Moscow, 1975
9. Brezeanu, M., Cristuran, E., Antoniu, A., Marinescu, D., Andruh, M., Chimia metalelor, Editura Academiei Române, București, 1990
10. Cedighian, S., Materiale magnetice, Editura Tehnică, București, 1967
11. Ciobanu, Gh., Constantinescu, C., Fizica stării solide, vol. I, Editura Tehnică, București, 1982
12. Cișman, A., Rhotenstein, B., F., Policec, A., Fenomene fizice în metale feromagnetice solicitate, Editura Academiei Române, București, 1968
13. Cojocaru, V., Fonte utilizate în construcția de mașini, Editura “Gh. Asachi”, Iași, 1996

14. Colan, H., Tudoran, P., Ailincăi, Gh., Marcu, M., Drugescu, E., Studiul metalelor, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1983
15. Coman, Gh., Studiul metalelor, vol. I și II, Rotaprint, I.P. Iași, 1986
16. Constantinescu, A., Fluajul metalelor, Editura Tehnică, București, 1970
17. Coșmeleață, G., Cercetări privind influența factorilor structurali asupra caracteristicilor fizico-mecanice ale unor oțeluri pentru construcții, Teză de doctorat, I.P. București, 1987
18. Dima, A., Minea, A.A., Dima, A.M., Bădărău, Gh., Vizureanu, P. Considerations Concerning the Materials Designing, The Eighth Israel Materials Engineering. Conference IMEC VIII, Ben Gurion University of the Negev, Beer-Seva, Israel, pp.146-150.
19. Domșa, Al., Domșa, S., Materiale metalice în construcția de mașini și instalații, vol.1, vol. 2, Editura Dacia, Cluj-Napoca, 1981
20. Gâdea S., Petrescu, M., Metalurgie fizică și studiul metalelor, vol I, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1975
21. Gâdea S., Petrescu, M., Metalurgie fizică și studiul metalelor, vol II, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1981
22. Gâdea S., Petrescu, M., Metalurgie fizică și studiul metalelor, vol III, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1985
23. Gâdea, S., Protopopescu, M., Drimer, D., Metalurgia fizică a semiconductorilor, Editura Academiei Române, București, 1963
24. Geru, N., Chircă, D., Bane, M., Ripoșan, I., Marin, M., Coșmeleață, G., Biolaru, T., Materiale metalice – Structură, proprietăți, utilizări, Editura Tehnică, București, 1985
25. Geru, N., Metalurgie fizică, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1981
26. Geru, N., Proprietățile metalelor și metode fizice de control, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1967
27. Geru, N., Teoria structurală a proprietăților metalelor, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1980
28. Kittel, C., Quantum Theory of Solids, John Wiley and Sons, New York – London, 1963
29. Kittel, C., Introducere în fizica corpului solid, Editura Tehnică, București, 1973
30. Marcu, Gh., Chimia modernă a elementelor metalice, Editura Tehnică, București, 1993
31. Moțoc, C., Fizica solidului, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1968

BIBLIOGRAFIE

32. Munteanu, C., Materiale amorfe, Editura "Gh. Asachi" Iași, 2001
33. Munteanu, C., Rusu, I., Bădărău, Gh., Jianu, A., - Study of the Electrical Resistivity Variation with Temperature in Metallic Amorphous Ribbons from the Fe_{37,5}Ni_{32,5-x}Cr₅CoxB₁₅Si₁₀ System, Junior Euromat '96, 26-30 aug. 1996, Lausanne, Elveția.
34. Munteanu, C., Studiul materialelor, Editura "Gh. Asachi" Iași, 2001
35. Petreuş, I., Alexandru, I., Baciuc, C., Bîrsan, M., Teoria structurală a proprietăților metalelor, vol. 1, 2, 3, Rotaprint, I.P. Iași, 1989
36. Picoş, C., Slătineanu, L., Grănescu, T., Tehnologia construcțiilor de mașini – Prelucrabilitatea prin aşchiere a fontelor și oțelurilor, Rotaprint, I.P. Iași, 1975
37. Rado, G., T., Shul, H., Magnetism, Academic Press, 1963
38. Rusu, I., Munteanu, C., Bădărău, Gh., - The Obtaining and the Study of the Structure and Magnetic Properties of the Metallic Amorphous Ferro-Magnetic Ribbons from the Fe_{80-x}Sm_xB₂₀ System. 4-th European Conference on Advanced Materials and Processes, Venice-Padua, Italy, 25 ÷ 28 september 1995.
39. Simionescu, A., Nănescu, V., Bădărău, Gh., - Materials Used at the Heat Pipe Manufacturing, Buletinul Institutului Politehnic Iași, Tome XL(XLIV) Fasc. 1-4, vol. II, Secția IX, Știința și Ingineria Materialelor, 1994, p.747-753.
40. Ștefan, M., Ioniță, I., Pop, D., Materiale semiconductoare, Editura Vasiliana '98, Iași, 2002
41. Teoreanu, I., Nicolescu, L., Ciocea, N., Moldovan, V., Introducere în știința materialelor anorganice, vol. 1 – Elemente de chimie fizică, Editura Tehnică, București, 1987
42. Ursache, M., Chircă, D., Proprietățile metalelor, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1982
43. Zet, Gh., Ursu, D., Fizica stării solide – Aplicații în inginerie, Editura Tehnică, București, 1989
44. *** Agenda tehnică, Editura tehnică, București, 1990
45. *** Dicționar cronologic al științei și tehnicii universale, Editura Științifică și Enciclopedică, București, 1979
46. *** Protecția conductelor subterane de țitei, produse petroliere și gaze, Editura Tehnică, 1952
47. *** Standarde de stat (Conform indicatorului de standarde 2002)