

IULIAN IONIȚĂ

MIHAI ȘTEFAN

**TEORIA SOLIDIFICĂRII
METALELOR**

Vasiliiana—'98
2002

Referenți: *prof. dr. ing. Adrian Dima*
prof. dr. ing. Constantin Ciochină
prof. dr. ing. Ion Mălureanu
prof. dr. ing. Vasile Cojocaru-Filipiuc

Grafică: *ing. Nicoleta Ioniță*

Tehnoredactare: *Camelia Aioanei*

Descrierea CIP a Bibliotecii Naționale a României

IONIȚĂ, IULIAN

Teoria solidificării metalelor / Iulian Ioniță, Mihai Ștefan –
Iași: Vasiliana '98, 2002

192 p; 20 cm

Bibliogr.

ISBN 973-8148-41-3

I. Ștefan, Mihai

690.018

Prefață

Cursul "Teoria Solidificării Metalelor", destinat studenților și absolvenților Facultății de Știință și Ingineria Materialelor, secția Știința Materialelor, are ca scop inițierea acestora în interpretarea științifică a proceselor care însoțesc solidificarea metalelor și aliajelor turnate în piese.

Turnarea este cea mai obișnuită și mai economică tehnică de obținere a produselor metalice. Actualmente, turnările de aliaje feroase și neferoase sunt larg răspândite și reprezintă o subramură industrială necesară oricărei economii avansate. Prin operația de turnare se pot obține practic, cu relativă ușurință, piese de forma cea mai complicată, cu un utilaj relativ simplu, din materii prime accesibile și la un preț de cost redus, în comparație cu alte procedee de obținere a pieselor metalice (forjare, laminare, matrițare, sinterizare etc.).

Piese metalice obținute prin turnare pot să aibă mase foarte diferite (de la aproximativ un gram până la câteva sute de tone) și complexitate geometrică deosebită.

Etapele și fenomenele cele mai importante, care se derulează la turnarea unei piese sunt: elaborarea aliajului necesar turnării, pregătirea ansamblului de formare – turnare (a formei de turnare), curgerea prin canalele rețelei de turnare și cavitarea propriu-zisă a formei, umplerea completă cu aliaj lichid, solidificarea și contracția la răcire.

Dintre acestea, solidificarea este etapa decisivă pentru obținerea unei piese fără defecte și cu proprietăți convenabile din punct de vedere economic (fără neglijarea aspectelor privind fiabilitatea sau durabilitatea pieselor turnate).

"Teoria Solidificării Metalelor" analizează fără urmă de pretenții absolutiste și într-un sistem deschis completărilor și interpretărilor, procesul de solidificare a metalelor și aliajelor în strânsă conexiune cu fenomenele de curgere și transfer termic pentru sistemul aliaj-formă.

Bibliografia utilizată arată valorosul material pus la dispoziție de specialiștii în domeniu, care acționează de o perioadă mare de timp pe un tărâm pe căd de dificil, pe atât de spectaculos și incitant.

Cu speranța că această carte se poate constitui într-un posibil răspuns științific, pentru câteva întrebări din domeniul "Turnarea Metalelor", lăsăm celor plini de elan, câmp deschis și dorință de înnoire și progres.

Autorii



CUPRINS

	Pag.
CAP.1 STRUCTURA ȘI PROPRIETĂȚILE METALELOR ȘI ALIAJELOR LICHIDE	9
1.1. Generalități. Comparație între stările de agregare a metalelor și aliajelor	9
1.1.1. Starea solidă	12
1.1.2. Starea gazoasă	21
1.1.3. Starea lichidă	22
1.2. Topirea cristalelor ca proces fizico-atomic	24
1.2.1. Teoria atomilor dislocați	24
1.2.2. Teoria topirii ca proces atomic	25
1.2.3. Teoria echilibrului forțelor interatomicice	26
1.3. Parametrii procesului de topire a metalelor și aliajelor	27
1.4. Teorii asupra stării lichide	30
1.4.1. Teoria modelului cinetic	31
1.4.2. Teoria modelului cristalin	31
1.4.3. Teoria funcțiilor de corelație	32
1.4.4. Teoria structurilor semnificative a lichidelor	33
1.5. Proprietățile metalelor și aliajelor în stare lichidă	33
1.5.1. Tensiunea superficială	34
1.5.2. Metode pentru măsurarea tensiunii superficiale a metalelor și aliajelor lichide	44
1.5.3. Viscozitatea metalelor și aliajelor lichide	47
1.5.4. Metode pentru determinarea viscozității metalelor și aliajelor lichide	50
1.5.4.1. Metoda măsurării debitului printr-un tub capilar la o diferență de presiune dată	50
1.5.4.2. Metoda oscilațiilor amortizate	52
1.5.5. Influența diferenților factori asupra viscozității metalelor și aliajelor lichide	56
CAP.2. CURGEREA METALELOR ȘI ALIAJELOR LICHIDE	60
2.1. Fluiditatea metalelor și aliajelor	60
2.1.1. Determinarea fluidității	61
2.1.2. Factorii principali care influențează fluiditatea	66
2.1.2.1. Influența naturii și proprietăților intrinseci ale aliajelor asupra fluidității	66
2.1.2.1.1. Influența intervalului de solidificare și modului de cristalizare asupra fluidității	66
2.1.2.1.2. Influența temperaturii de turnare asupra fluidității	69
2.1.2.1.3. Influența proprietăților termofizice ale aliajului asupra fluidității	70
2.1.2.1.4. Influența viscozității metalului sau aliajului asupra fluidității	72
2.1.2.1.5. Influența tensiunii superficiale a aliajului asupra fluidității	73
2.1.2.2. Influența naturii materialului formei și a caracteristicilor termofizice ale acestuia asupra fluidității	73
2.1.2.3. Influența condițiilor de turnare asupra fluidității	75

2.1.2.4. Influența geometriei piesei turnate și a cavității propriu-zise a formei asupra fluidității	75
2.2. Curgerea metalelor și aliajelor prin canalele rețelei de turnare și cavitatea propriu-zisă a formei	76
2.2.1. Influența presiunii exterioare asupra curgerii aliajelor	76
2.2.2. Legea continuității curentului de fluid (jetului de aliaj lichid)	77
2.2.3. Legea conservării energiei	79
2.2.4. Caracterul curgerii aliajelor lichide la turnare	84
2.2.5. Fenomene care însoțesc curgerea aliajelor prin canalele rețelei de turnare și cavitatea propriu-zisă a formei	88
2.2.5.1. Pierderi de energie	88
2.2.5.1.1. Pierderi de energie prin frecare	88
2.2.5.1.2. Pierderi de energie în rezistențe locale	89
2.2.5.2. Aspirația de gaze și spumarea	90
2.2.5.3. Fenomene de cavitatie în aliajele lichide aflate în mișcare	93
2.2.6. Curgerea liberă a metalelor și aliajelor lichide	97
2.2.6.1. Forma jetului de metal sau aliaj lichid la turnarea pieselor	97
2.2.6.1.1. Curgerea jetului de aliaj lichid la golirea prin deversare	97
2.2.6.1.2. Curgerea jetului de aliaj lichid prin orificiul de evacuare al oalei de turnare	100
2.2.6.2. Forța și energia de lovire a jetului de aliaj lichid	106
2.2.6.3. Oxidarea aliajelor în timpul curgerii libere	108
CAP.3. SOLIDIFICAREA METALELOR ȘI ALIAJELOR	110
3.1. Cristalizarea metalelor și aliajelor	111
3.1.1. Formarea germenilor de cristalizare	111
3.1.1.1. Germinarea omogenă	113
3.1.1.2. Germinarea eterogenă	116
3.1.2. Îndepărțarea căldurii de cristalizare	118
3.1.3. Creșterea cristalelor	121
3.1.3.1. Mecanismul de creștere continuu a cristalelor	122
3.1.3.2. Mecanismul creșterii laterale	124
3.1.3.3. Mecanismul creșterii pe defecte	124
3.1.4. Forma cristalelor obținute la solidificare	125
3.1.5. Segregarea elementelor de aliere (impurităților) în timpul cristalizării	131
3.1.6. Influența condițiilor de cristalizare asupra dimensiunilor cristalelor	139
3.1.7. Macrostructura cristalină a pieselor turnate	144
3.2. Modul de transmitere a căldurii între sistemul aliaj-formă și mediul înconjurător	147
3.2.1. Particularitățile transmiterii căldurii în sistemul aliaj-formă	152
3.2.2. Clasificarea formelor de turnare din punct de vedere al schimbului de căldură în sistemul aliaj-formă	154
3.2.3. Repartiția temperaturii pe secțiunea de perete a piesei turnate și a formei în care se toarnă	155
3.2.3.1. Câmpul de temperatură în peretele piesei turnate	157
3.2.3.2. Câmpul de temperatură în peretele formei de turnare	158
3.2.4. Factorii care influențează câmpul de temperatură în sistemul aliaj-formă	159
3.2.5. Teoria calculului analitic al câmpului de temperatură	168
3.2.6. Mecanismul solidificării	172

3.2.7. Factorii care influențează procesul de solidificare a metalelor și aliajelor	178
3.2.8. Dirijarea procesului de solidificare	179
3.2.9. Procese de contracție la solidificarea metalelor și aliajelor	184
Bibliografie	188

CAPITOLUL I

STRUCTURA ȘI PROPRIETĂȚILE METALELOR ȘI ALIAJELOR LICHIDE

1.1. Generalități. Comparație între stările de agregare a metalelor și aliajelor

Obținerea pieselor turnate presupune existența metalelor și aliajelor în stare lichidă, turnarea în forme și solidificarea acestora în cavitățile propriu-zise. Formarea structurii primare a materialului metalic înglobat în pereții piesei turnate este influențată în mare măsură de structura și proprietățile metalelor ori aliajelor lichide folosite pentru turnare. Din acest motiv este necesară prezentarea proprietăților generale ale aliajelor metalice aflate în stare lichidă în comparație cu cele ale stării solide sau gazoase.

Metalele și aliajele topite formează grupa *lichidelor metalice*. Legătura între particule este asigurată în aceste lichide prin interacțiunea ionilor cu electronii liberi. Metalele pure în stare lichidă se caracterizează printr-o structură relativ simplă, dar aliajele lor sunt extrem de complexe din acest punct de vedere, ceea ce determină mareea varietate a proprietăților lor. Majoritatea absolută a lichidelor metalice reale sunt soluții sau aliaje de mai multe elemente, adică sisteme multicompONENTE. La studiul lor se acordă o atenție deosebită gradului de microneomogenitate, prin care se înțelege deosebirea între structura ordinii apropiate din diferite microvolume ale lichidelor.

În afară de aceasta, este important să se cunoască în ce măsură structura topiturii se poate modifica în timp și cât de repede se atinge starea de echilibru stabil.

Progresul tehnic, ridicând exigențe din ce în ce mai mari față de calitatea metalelor și aliajelor, a mărit interesul cercetătorilor pentru topurile metalice. Pe lângă importanța aplicativă enormă, problema stabilirii legăturii între structura și proprietățile materialelor metalice și a studierii legăturilor genetice între starea lichidă și starea solidă a devenit una din problemele importante ale fizicii lichide.

Vorbind despre lichide, se subliniază, de obicei că celelalte două stări de agregare a materiei, adică starea gazoasă și cea solidă, cristalină, prezintă avantaje mai mari în ceea ce privește descrierea lor. Aceasta deoarece pentru gaze și corpul solid există deja modele, ce-i drept nu foarte exacte, dar extrem de sugestive: *gazul ideal* și *cristalul ideal*. În gazul ideal forțele de interacțiune moleculară lipsesc, iar poziția și mișcarea moleculelor, care se află la o distanță relativ mare unele față de altele, au un caracter haotic.

În cristalele ideale, dimpotrivă, acțiunea unor forțe mari de atracție între particule determină un aranjament compact și o amplasare regulată, periodică, a atomilor pe distanțe foarte mari. Liniile imaginare care unesc centrele atomilor aflați în pozițiile de echilibru, formează o rețea tridimensională regulată, cu caracteristici proprii pentru fiecare tip de ordine îndepărtată. *Ordinea îndepărtată* este trăsătura caracteristică a corpurilor solide cristaline. Ea este aceeași în orice punct al unui

cristal și poate fi modificată numai de prezența unor defecte punctiforme sau mai extinse.

Pentru lichide nu este valabilă o asemenea imagine simplă. Ele se caracterizează prin faptul că energia de interacțiune a particulelor este foarte apropiată de *energia agitației termice*. Ca urmare, coeziunea particulelor și mobilitatea lichidelor sunt relativ mari, lichidele ocupând astfel un loc intermediar între gaze și corpurile solide, fiind stabile pentru o presiune și o temperatură date (Figura 1.1).

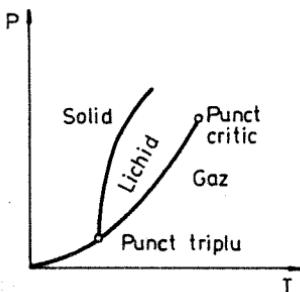


Figura 1.1. Diagrama de stare PTT pentru argon

Ca și gazele ele iau forma vasului în care se află, adică sunt fluide și se caracterizează prin mișcarea browniană, adică mișcarea dezordonată a particulelor. Orice lichid poate fi transformat în vaporii prin încălzire. Totuși, după proprietăți și structură lichidele sunt mult mai propiate de corpurile solide decât de gaze, în special la temperaturi apropiate de temperatura de solidificare. Această concluzie rezultă printre altele, din următoarele date, sintetizate pentru

prima oară de către Frenkel, reconfirmate și completate ulterior:

- la topirea corpurilor solide creșterea în volum nu depășește 10%, aceasta însemnând că distanțele medii dintre atomi nu se modifică aproape deloc la topire, în schimb, la trecerea în stare de vaporii aceste distanțe se măresc de zeci de ori;
- căldura latentă de topire este mult mai mică decât căldura latentă de vaporizare, ceea ce înseamnă că forțele de interacțiune între atomi suferă o micșorare neînsemnată la topire, astfel că la temperaturi apropiate de punctul de topire, diferența dintre valorile căldurilor specifice ale fazelor metalice solide și lichide nu depășește 10%; în schimb diferența dintre căldurile specifice ale metalelor lichide și vaporii metalici este foarte mare, căldura latentă de topire reprezentând doar 3 ... 5% din căldura latentă de vaporizare a aceluiași metal;
- capacitatea calorică a corpurilor solide nu se modifică aproape deloc la topire, aceasta însemnând că și după topire se păstrează același caracter al agitației termice a atomilor, adică aceștia oscilează în jurul unor puncte temporare de echilibru (dobândind energie suplimentară în urma interacțiunii cu vecinii săi, atomul își schimbă poziția în salturi, în lichide frecvența acestor salturi fiind mult mai mare decât în solide; în plus, spre deosebire de corpurile cristaline, pozițiile de echilibru ale atomilor din lichide nu sunt strict constante în spațiu, ci pot să se schimbe, împreună cu ale atomilor învecinați);
- în condițiile acțiunii rapide a unei forțe, lichidele manifestă proprietăți elastice și chiar fragilitate (astfel când un golon lovește un jet de apă, acesta din urmă, după cum dovedește înregistrarea pe peliculă

- cinematografică, se sfârâmă în fragmente de tipul celor de gheătă și nu de tipul picăturilor), în schimb corpurile solide dispun de o anumită fluiditate, manifestată spre exemplu, la deformare plastică;
- analiza cu raze X arată că la temperaturi care nu depășesc cu mult *temperatura de topire*, atomii nu sunt dispuși haotic, ci într-un mod similar cu cel din corpul solid cristalin (difractogramele lichidelor se asemănă cu cele ale corpurilor solide microcristaline, acestea din urmă constând din cristale cu diametrul mediu de circa 10^{-6} cm, orientate diferit unele în raport cu celelalte, aceasta îndemnând să se credă că aranjamentul instantaneu al atomilor în lichide amintește de cel din corpurile solide din care provin), cu deosebirea că starea lichidă este caracterizată de o *ordine apropiată* în aranjamentul atomilor și nu una *îndepărțată* ca în cazul stării solide cristaline.

Noțiunea de *ordine apropiată* include distanța între atomi și numărul de atomi învecinați în raport cu un atom dat (*cifra de coordinație*), la care se adaugă adeseori date privind geometria aranjamentului reciproc al atomilor și natura legăturii interatomice. *Periodicitatea* așezării atomilor în lichide, proprie fiecărui tip de ordine apropiată este valabilă numai pentru un număr restrâns de distanțe interatomice. Pe măsura îndepărțării de un anumit atom, luat ca atom de referință, abaterile față de ordinea apropiată din imediata lui apropiere se accentuează, și astfel, la o distanță suficient de mare dispare orice urmă de periodicitate în așezarea atomilor.

De regulă, comparând lichidele cu corpurile cristaline, se are în vedere următorul aspect, foarte important. Crearea *modelului corpului cristalin real* necesită luarea în considerare a existenței unor *elemente de dezordine* în rețeaua cristalină spațială cum sunt: *golurile, atomii interstitiali* etc. *Modelul structurii lichidelor* presupune dimpotrivă să se admită existența unor elemente de ordine apropiată sau, cum se obișnuiește să se spună: "se admit elemente de ordine în dezordine".

Un exemplu în acest sens, îl constituie *modelul sibotaxic* al structurii lichidelor, creat în jurul anului 1920 și care reprezintă prima încercare reușită de descriere fizică sugestivă a structurii lichidelor.

Elementele fundamentale ale modelului sibotaxic s-au bazat pe studiile cu raze X efectuate de H. Stewart, V.I. Danilov și generalizările lui I.I. Frenkel. Stewart a numit *sibotaxic* (din limba greacă *sibotas* – corabie) domeniile cu un anumit tip de aranjament spațial al atomilor. Mai târziu a apărut un termen similar – *"cluster"* (în engleză cluster însemnând ciorchine). Uneori în același sens, dar cu scopul de a imprima noi nuanțe, care să redea mai exact vederile diferenților autorii, se folosesc termenii *"complex"*, *"microgrupare"*, *"domeniu de ordine locală"*, *"cvasicristal"*, *"cluster fluctuant"*, *"cuant structural"* etc. Ca urmare a agitației termice relativ intense a atomilor, sibotaxisurile nu au limite bine definite. Orientarea preferențială a atomilor coexistă cu așezarea haotică în microvolumele învecinate și chiar sibotaxisurile însă sunt instabile, durata existenței lor depinzând de compozиție și temperatură.

Termenul de *sibotaxis* și termenii similari sunt identificați uneori cu cel de *fluctuație*, care denotă abaterea *mărimii statice* (*densitate, concentrație* etc.) față de valoarea medie. Dar, în general, el presupune o existență mai îndelungată a aranjamentului ordonat comparativ cu fluctuațiile aleatorii, având mult mai mult în comun cu noțiunea de *asociere*.

Într-un lichid multicomponent sibotaxisul reprezintă o formăție relativ stabilă, cu legături interne mai puternice decât cele exterioare. Timpul τ , de existență a unei

grupări de atomi, depinde în primul rând de energia legăturii interatomice din interiorul ei.

O comparație pe plan calitativ între timpii τ , pentru grupări de diferite compozitii, poate fi făcută cu ajutorul relației clasice a lui Frenkel pentru timpul de existență a unui atom într-o poziție dată:

$$\tau = \tau_0 \exp\{\varepsilon/kT\} \quad (1.1)$$

în care:

τ_0 – perioada de oscilație a atomului;

ε - energia legăturii interatomice;

k – constanta lui Boltzmann ($k = 1,380662 \cdot 10^{-23}$ J/K);

T – temperatura la un moment dat.

În cazul unor neechivalențe energetice a legăturilor interatomice, grupurile formate din atomi cu legătură puternică între ei, au un timp de existență mai îndelungată, decât cele formate din atomi cu interacțione relativ slabă. Sibotaxisul, chiar dacă este foarte stabil în timp, caracterizează structura lichidului însuși și deci el nu poate fi considerat ca parte a unei faze distințe. Aceasta îl deosebește în mod esențial de microcristale. Sibotaxisul nu are limite fizice de fază, la trecerea cărora parametrii de stare să se modifice în salt.

Eventuala modificare a *cifrei de coordinație* a atomilor (de exemplu în cazul descompunerii sibotaxisului) nu este legată de anumiți parametri de stare, ci are un caracter continuu. În acest fel, tot ce se leagă de formarea, descompunerea și interacțunea sibotaxisurilor nu afectează noțiunea de *lichid omogen*. După cum rezultă din cele expuse mai înainte, *modelul sibotaxic* poate fi numit *model al structurii microneomogene a lichidelor*, inclusiv a *lichidelor monocomponente*, cum sunt topiturile metalice pure. Bineînțeles, acest model este cu atât mai mult valabil pentru *sistemele multicompONENTE*.

1.1.1. Starea solidă

Între atomii sau moleculele care alcătuiesc un corp se exercită, în general, forțe de interacție de *atragere* și de *respingere*. Atunci când *forțele de atracție* dintre aceste particule predomină față de mișcarea de agitație termică, corpul respectiv se consideră solid în anumite condiții de presiune și temperatură: pentru o presiune dată va exista o temperatură la care are loc transformarea din fază solidă în cea lichidă. Sub această temperatură, până la $0K$, corpul se menține în fază solidă.

Datorită forțelor relativ mari care se exercită între atomii componente într-un corp solid, poziția unui atom este fixă în raport cu ceilalți, generând astfel o anumită ordine (sau simetrie). Rețea cristalină ar trebui să realizeze astfel o construcție spațială, care este supusă unei ordini precise, numită *ordine ideală* (sau *simetrie ideală*). În realitate, nu este posibil să găsim în natură asemenea corpu perfect ordonate și nici nu este cu puțină să le realizăm, datorită faptului că atomii sunt sisteme complexe care interacționează. Ca urmare, pot apărea de exemplu, mișcări oscillatorii care se transmit întregii rețele de atomi, distrugând ordinea ideală. Chiar dacă corpul ar fi menținut la temperatura de $0K$, la care mișcarea de agitație termică dispără, va mai exista o *vibrăție remanentă*, de natură cuantică.

În plus, structura corpului solid depinde și de istoria sa (*ereditatea materialelor metalice*). Datele privind rolul "trecutului" aliajului lichid în geneza proprietăților lui dovedesc că problema legăturii reciproce între starea lichidă și starea solidă nu se reduce la influența structurii aliajului lichid asupra procesului de formare a structurii și defectelor în piesa turnată. Se pare că există și o influență inversă: dacă o piesă turnată, obținută dintr-un aliaj lichid microneomogen, neechilibrat și deci având un număr mare de imperfecțiuni structurale și de compozitie, este retopită, trăsăturile ei, impuse de prezența imperfecțiunilor, se imprimă și asupra aliajului lichid obținut, care este și microneomogen și neechilibrat.

Aducerea acestui aliaj lichid în stare de echilibru necesită un tratament special și consum de timp. Dacă nu se aplică nici un tratament special și nu se dă o menținere suficientă, aliajul lichid rămâne subordonat "trecutului" său. În acest sens se poate vorbi de *efectul de memorie* sau *ereditate* în procesul de transformare de fază lichid-solid.

Probabil că distribuția neomogenă a impurităților și a defectelor perpetuându-se și în aliajul solidificat, supus diferitelor tipuri de prelucrare, când este ulterior topit, este transmisă într-o măsură oarecare băii metalice și, în orice caz, se reflectă asupra structurii acesteia.

După aceea, în procesul solidificării acestui aliaj lichid, neomogenitatea deja existentă în el influențează asupra formării *dislocațiilor* (defect de rețea cristalină). Este firesc să se presupună că acționând asupra băii metalice și dirijând procesul de solidificare, se poate reduce în mod substanțial sau chiar anula influența eredității.

Corpurile solide pot conține domenii cu un mic număr de atomi cu așezare ordonată. Prin trecerea de la un domeniu la altul se schimbă așezarea ordonată (zone diferite). Despre asemenea corpu se spune că au numai o *ordine apropiată* (sau *simetrie apropiată*), spre deosebire de acele coruri care au un înalt grad de *ordine extinsă* (sau *simetrie extinsă*), în fiecare domeniu. Această ordine apropiată sau depărtată impune clasificarea corpurilor solide în trei stări structurale: *amorfă, mezomorfă și cristalină*.

Starea structurală amorfă este caracterizată printr-o dispunere complet dezordonată a particulelor componente în spațiu, lipsind orice orientare și periodicitate. Între aceste particule se exercită totuși forțe de interacțiune. Spre deosebire de *solidele cristaline* care sunt caracterizate de *anizotropia* proprietăților fizice (conductivitate electrică și termică, proprietăți optice, mecanice etc.), *solidelor amorse* le este specifică *izotropia* acestor proprietăți. *Corpurile amorse* au proprietăți analoage lichidelor cu un coeficient de viscozitate foarte mare, fiind caracterizate deci, de o anumită fluiditate. Un exemplu în acest sens este cel al clădirilor foarte vechi unde s-a constatat că, grosimea geamurilor este mai mare în partea de jos, ceea ce înseamnă că, în sute de ani, a avut loc un proces de curgere a sticlei.

O deosebire esențială între substanțele cristaline și cele amorse se constată în procesul de topire al acestora și anume, cristalele au o *temperatură de topire* bine determinată, la care faza solidă și lichidă sunt în echilibru, în timp ce corpurile amorse se înmoaie încet prin încălzire, ele neavând o temperatură de topire bine precizată. Absorbția de căldură de către corpurile amorse conduce la ridicarea continuă a temperaturii, neexistând căldură latentă ca la corpurile cristaline.

Existența stării amorse la metale a fost semnalată încă din 1950, când au fost realizate, prin electrodepunere, pelicule metalice de nichel-fosfor și cobalt-fosfor necristaline.

Totuși, actul de naștere al aliajelor amorfă a fost semnat în anul 1960 odată cu răcirea ultrarapidă din fază lichidă a unui aliaj de compoziție eutectică și anume $\text{Au}_{75}\text{Si}_{25}$.

Producerea aliajelor amorfă direct din faza lichidă prezintă, din punct de vedere practic, cel mai mare interes, întrucât permite realizarea de produse cu forme și dimensiuni dorite, în cantități suficiente de mari pentru a fi utilizate în industrie.

Stările structurale precrystaline sau mezomorfe prezintă un început de ordine uni-și bidimensională a particulelor constitutive și sunt considerate ca stări intermediare între starea amorfă și cristalină. Din această categorie fac parte și cristalele lichide.

Dintre stările mezomorfe distingem:

- *starea nematică* cu o anumită distribuție regulată monodimensională a particulelor alungite și filiforme;
- *starea colesterică* creată de particule alungite și spiriforme cu tendință de aranjare în agregate cu axe paralele unidimensionale;
- *starea smectică* la care particulele de formă tubulară se dispun în agregate cu fețe tubulare paralele.

Starea structurală cristalină prezintă cel mai înalt grad de omogenitate spațială a particulelor componente rezultând o aranjare periodică după cele trei direcții spațiale. *Corpul cristalin* are o formă geometrică delimitată de fețe plane, muchii, colțuri și are o simetrie remarcabilă. La aceste corpi domeniile ordonate se constituie în *grăunți cristalini* care alcătuiesc întregul corp.

Marea majoritate a solidelor se prezintă sub formă cristalină și pot fi studiate mai ușor, atât teoretic cât și experimental. Acest tip de solide este cel studiat, de obicei, în cadrul *fizicii stării solide*.

Un corp cristalin alcătuit dintr-un număr mare de cristale mici, orientate întâmplător unul față de altul, este numit *policristalin*; exemple de policristale constituie majoritatea metalelor.

Principalele proprietăți caracteristice ale corpurilor cristaline sunt:

- obținerea cristalelor naturale și artificiale, în care se constată existența unor plane de creștere cu configurație geometrică regulată, se face prin procese de *germinare* și *creștere*,
- existența atât a unei *simetrii interne* sau *cristalină*, datorită aranjării periodice, regulată în spațiu a particulelor constitutive cât și a *simetriei externe* sau *geometrică* (*singonie*), care se referă la forma poliedrică exterioară;
- un cristal se poate deforma sau rupe sub acțiunea solicitărilor exterioare numai de-a lungul unor plane de densitate atomică maximă numite *plane de alunecare* sau de *clivaj*,
- planele reticulare din cristale se comportă ca o rețea de difracție pentru radiațiile X, fasciculele electronice și cele neutronice;
- caracterul *vectorial* sau *tensional* pe care îl prezintă majoritatea proprietăților fizico-chimice ale cristalelor (proprietățile vectoriale pot fi continue și discontinue ceea ce conferă cristalelor însușirea fundamentală numită anizotropie, care își are originea în faptul că distanțele interatomice sunt diferite în funcție de direcția cristalografică).

Având în vedere cele prezentate mai sus putem defini noțiunea de *cristal* ca un agregat de atomi (ioni, molecule) omogen, anizotrop din punct de vedere al proprietăților vectoriale discontinue, caracterizat printr-o aranjare periodică a particulelor componente.

Metalul pur, privit la scară microscopică, este format dintr-un singur fel de cristale (diferența dintre ele constă doar în mărimea și orientarea lor) cu aceeași compoziție și aceeași rețea cristalină, deci dintr-o singură fază. În cazul aliajelor, care sunt combinații chimice stabile, formate într-un interval larg de compoziție și nu numai pentru o anumită compoziție, aşa cum întâlnim în cazul compușilor chimici obișnuiți, în funcție de modul cum au interacționat la cristalizare metalele topite, se poate obține o substanță, conținând un singur fel de cristale deci cu o singură fază. Dacă se produce amestecul în mod intim, la scară atomică, metalele rămânând dizolvate unul în celălalt, se formează în stare solidă o *soluție solidă* sau pot să apară două sau mai multe tipuri de cristale de natură diferită, deci se formează mai multe faze. Ca urmare, un lichid omogen constituie un *sistem monofazic*, pe când *amestecul mecanic* a două tipuri de cristale este un *sistem bifazic* întrucât fiecare cristal se deosebește de celălalt, fie prin compoziție, fie prin structură, fiind limitate unul față de celălalt *prin suprafete de separație*.

Prin *componenti* înțelegem metalele care alcătuiesc aliaje, iar totalitatea aliajelor posibile formate de către componenti alcătuiesc un *sistem de aliaje*.

Foarte rar găsim componenti în aliaje sub forma lor elementară, în mod obișnuit prezintându-se sub formă de soluții solide, compuși intermetalici și alte faze.

În general, metalele formează o serie continuă de soluții solide deoarece nu prezintă o solubilitate totală în stare solidă formând soluții solide limitate sau terminale, care cuprind un interval de concentrații din vecinătatea componentelor. Prin *faze intermediare* înțelegem, în mod obișnuit, oricare alte faze prezente în soluție. În cazul unei solubilități restrânse spunem că se obțin compuși *intermetalici*.

Cea mai generală clasificare a soluțiilor solide cuprinde două tipuri:

- *soluții solide interspațiale*, în care caz atomii de un tip se află în interstițiile rețelei atomilor de celălalt tip;
- *soluții solide de substituție*, în care caz atomii de orice tip se află numai în nodurile unei rețele unice.

Pentru formarea unei *rețele de substituție* este necesar ca rețelele componentelor să nu fie prea diferite pentru a se putea transforma într-o rețea comună, după răcirea topitului. Este, de asemenea, necesar ca dimensiunile atomilor să fie de același ordin de mărime, din care cauză: Cu și Zn, Ag și Au, Cu și Au etc pot forma asemenea soluții.

În cazul *soluțiilor interstițiale* dimpotrivă, atomii din interstiții trebuie să fie mult mai mici decât cei din noduri, pentru că altfel nu pot încăpea în aranjamentul format. De exemplu, aliajele Fe-C la care atomii de carbon sunt mult mai mici decât cei de Fe.

Metalele având o structură *policristalină* înseamnă că ea poate fi constituită fie din grăunți fără o orientare preferențială, fie din grăunți având o orientare perfectă.

Evident că proprietățile corpului cristalin sunt identice în orice direcție atunci când grăunții edificiului policristalin sunt neorientați, deși în fiecare monocristal aceste proprietăți variază în funcție de direcție. Această proprietate a policristalului numită *cvaziizotropie* se datorează orientării arbitrate a fiecărui cristal, deci existenței în orice direcție a conglomeratului policristalin a unui număr definit de cristale (anizotrope) orientate diferit.

În stare solidă metalele și aliajele sunt constituite dintr-un număr foarte mare de cristale de dimensiuni foarte mici de ordinul a $10 \dots 10 \mu\text{m}$ orientate la întâmplare. În interiorul acestora atomii sunt dispuși în spațiu într-o ordine bine definită numită *rețea cristalină* (Figura 1.2), în care toate nodurile sunt ocupate de atomi, care oscilează în jurul nodurilor respective determinând *mișcarea termică* a stării solide. Cristalele de metal și aliaje diferă de cristalele naturale prin faptul că fețele lor exterioare nu sunt în general fețe plane, datorită faptului că numărul lor în unitatea de volum este foarte mare, astfel încât cristalele nu se pot dezvolta libere în *soluția matcă*, împedindu-și reciproc creșterea în faza finală a solidificării, când ajung în contact direct. Între atomii din rețeaua cristalină se exercită după cum s-a arătat anterior mai multe tipuri de forțe, cum sunt: *forțe de atracție, de respingere, de orientare*. Forțele de orientare fac ca atomii să ocupe numai poziții de-a lungul unor direcții determinate, poziții care în timpul acțiunii acestor forțe sunt poziții de energie minimă.

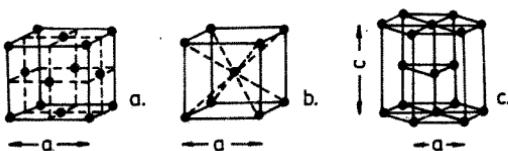


Figura 1.2. Tipuri de rețele cristaline ale metalelor
a.rețea cubică cu fețe centrate; b.rețea cubică cu volum central; c.rețea hexagonală compactă

Numărul atomilor de-a lungul unei direcții este foarte mare, chiar în cazul unui cristal foarte mic. De exemplu, un cristal cubic cu latura de $10 \mu\text{m}$, conține de-a lungul unei laturi un număr de $4 \cdot 10^5$ atomi situați la distanța de $2,5 \text{ \AA}$. Rezultă că starea solidă este caracterizată printr-o ordine cristalină până la mari depărtări în raport cu diametrul atomului.

În stare solidă distanța λ_s dintre centrele a doi atomi vecini din rețeaua cristalină este mai mare decât diametrul atomului, astfel că în stare normală, atomii nu se găsesc în contact, între ei existând o zonă liberă, a cărei dimensiune $\rho \lambda_s$ reprezintă 10% din λ_s . La încercarea de a mări distanța λ_s dintre atomi, de exemplu prin întindere, atomii se opun. Între ei există o *forță de atracție*. Pentru micșorarea distanței $\rho \lambda_s$ este necesară o comprimare deci un lucru mecanic. Între atomi există o *forță de respingere*. Distanța normală $\rho \lambda_s$ corespunde echilibrului acestor forțe. Forțele de atracție și respingere, spre deosebire de forțele de orientare, au o rază mare de acțiune. Atomii sunt ținuți în poziția de echilibru de către forțele de atracție și respingere. Dacă atomii sunt îndepărtați într-o parte sau alta a poziției de echilibru, asupra lor acionează rezultanta acestor forțe care este proporțională cu deplasarea

(x) din poziția de echilibru și orientată spre punctul de echilibru, deci o forță elastică de formă:

$$F = K \cdot x \quad (1.2)$$

în care: x – deplasarea față de punctul de echilibru;
 K – constanta de elasticitate.

Singura mișcare posibilă a atomilor este mișcarea de oscilație în jurul poziției de echilibru, din nodurile rețelei cristaline. Ecuată diferențială a mișcării este dată de expresia:

$$m \frac{d^2x}{dt^2} + K \cdot x \quad (1.3)$$

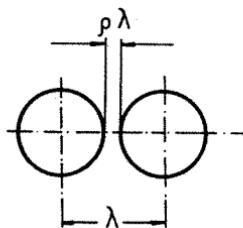


Figura 1.3. Poziția relativă a doi atomi vecini aflați în stare lichidă

Rezultă că mișcarea atomilor este o *oscilație armonică* în jurul punctului de echilibru în care energia potențială este zero, iar energia cinetică maximă. În punctul de amplitudine maximă ($x=A$) energia cinetică este zero și cea potențială are valoarea maximă.

Conform teoriei mecanice a căldurii, energia termică a cristalului (respectiv a corpului solid) este egală cu suma energiei cinetice și potențiale a atomilor în mișcarea oscillatorie. Energia medie a unui atom (q_{med}) care execută simultan mișcări oscillatorii în toate direcțiile este:

$$q_{med} = \frac{3}{2} kT \quad (1.5)$$

în care: k – constanta lui Boltzmann;

T – temperatura la un moment dat.

Energia termică nu este repartizată uniform între atomi. Prin interacțiuni cu atomii vecini, energia fiecărui atom se schimbă permanent, ea ajungând momentan de la valori foarte mari la valori foarte mici, ori invers, depășind valoarea medie a energiei pentru un atom (q_{med}).

Pozиїile stabile pe care le ocupă atomii în cristal sunt pozиї de energie minimă, pozиї de echilibru în jurul căroro atomii oscilează cu amplitudini egale cu distanța liberă ($\rho\lambda_s$) dintre ei. În pozиїile intermediare instabile, atomii au energii mai mari decât în pozиїa de echilibru. Pentru a trece dintr-o pozиїe stabilă într-o instabilă sau altă pozиїe intermediară, trebuie ca atomul să atingă o energie suficient de mare pentru a învinge fortele ce-l reten în pozиїa de echilibru (Figura 1.4). Atomul care a acumulat în acest scop energia necesară se găsește în stare activă, iar energia

în care: m – masa atomului;
 x – deplasarea față de punctul de echilibru;
 t – timpul de deplasare;
 K – constanta de elasticitate.

Soluția acestei ecuații este de formă:

$$x = A \sin \left[t \sqrt{\frac{K}{m}} \right] \quad (1.4)$$

necesă a fi atinsă pentru trecerea într-o nouă poziție stabilă este *energia de activare*. Energia de activare este obținută fie de la ceilalți atomi pe baza repartiției neuniforme a energiei, fie prin ridicarea temperaturii, deci a energiei medii.

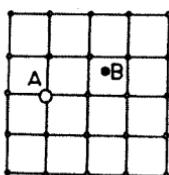


Figura 1.4. Poziționarea atomilor vecini într-o rețea cristalină:

A – atom neactivat;
B – atom activat.

Explicarea coeziunii în corpurile solide cu ajutorul atracției electrostatice dintre electronii de valență și miezurile ionice se poate face folosind una dintre următoarele patru situații:

- considerăm că ionii pozitivi se găsesc la distanțe suficiente de mari unul de altul, astfel încât respingerea electrostatică a acestor sarcini să fie minimă;
- electronii de valență se consideră suficient de depărtați;
- ionii și electronii de valență se găsesc la distanțe cât mai mici, pentru ca atracția coulombiană dintre sarcinile de semn opus să fie cât mai mare;
- teoria cuantică arată că localizarea electronilor duce la o creștere a energiei lor cinetice, din care cauză trebuie ca cele trei situații de mai sus să fie în așa mod îndeplinite încât să micșoreze energia potențială.

Corpurile solide pot fi clasificate fie după proprietățile lor, fie după structura lor. Cel mai simplu mod de a clasifica solidele constă în împărțirea acestora în metale și nemetale.

Metalele sunt bune conducețoare de electricitate având electroni liberi, în timp ce nemetalele sunt izolatoare și au numai electroni legați.

În funcție de modul de distribuție a electronilor de valență între atomii constituENȚI la formarea stării solide, nemetalele pot fi împărțite în trei tipuri: *cristale ionice, cristale covalente și cristale moleculare*.

În cristalele ionice, de exemplu clorura de sodiu ($NaCl$), electronii de valență ai cationului (electronul de valență al Na) sunt transferați complet la anion (Cl). Se formează astfel, ioni de sarcini opuse care sunt menținuți în solid datorită interacțiunii electrostatice dintre ei.

În cristalele covalente electronii de valență sunt împărțiți între atomi. În cristalele moleculare electronii de valență nici nu sunt transferați, nici nu sunt împărțiți între atomi, ci rămân neschimbați față de starea lor din atomul sau moleculea izolată.

Putem deci afirma că există patru tipuri principale de solide cristaline:

- *cristale metalice;*

Deosebirile care se constată că există între formele stării solide, se datorează modului diferit de distribuție în special, a electronilor exterioRORI și miezurilor ionice. Coeziunea corporilor solide este determinată, în mod esențial, de interacțiunea electrostatică atractivă dintre sarcina negativă a electronilor și sarcina pozitivă a nucleelor. Forțele de altă natură: magnetice, gravitaționale etc au un efect slab sau neglijabil asupra coeziunii.

Pentru a calcula energia de legătură a unui cristal este necesar să se cunoască distribuția spațială și distribuția vitezelor electronilor și nucleelor dintr-un corp.

- *cristale ionice;*
- *cristale covalente;*
- *cristale moleculare.*

Dacă energia totală a unui cristal, cinetică și potențială, este mai mare decât energia totală a atomilor (sau moleculelor) considerați neutri, liberi și aflați la distanțe infinite, atunci cristalul poate fi stabil. Diferența dintre energia particulelor libere și energia cristalului se numește *energie de coeziune*.

Pentru fiecare din atomii unui metal vor exista, în general, unul sau doi electroni liberi care, în totalitate fac ca metalul să aibă o înaltă conductivitate electrică. Acești electroni liberi se numesc electroni de conducție și interacțiunea lor cu ioni pozitivi aduce o contribuție însemnată la energia de legătură. Principala caracteristică a *legăturii metalice* constă în micșorarea energiei cinetice a electronilor de valență din metale, în comparație cu atomul liber. Un tip de legătură metalică este acela la care electronii de valență sunt îndepărtați de la fiecare atom alcalin pentru a forma un nor electronic comun în care sunt dispersați ionii pozitivi. Există situații (de exemplu la metalele de tranziție) în care interacțiunea păturilor electronice interioare poate avea unele efecte adiționale asupra legăturii. La elementele grupei de tranziție și metalele imediat următoare, pătura electronică este incompletă și sunt caracterizate de o energie de legătură ridicată datorită atât *legăturii covalente*, cât și interacțiunii de tip *Van der Waals* dintre ioni. La unele elemente, de exemplu fier și tungsten, păturile electronice au o contribuție substanțială la energia de legătură.

Cristalele de metale alcălaine au energia de legătură mult mai mică decât cea a halogenurilor alcălaine, deoarece energia legăturii formată de un electron de conducție cvasiliber nu este prea puternică și, în plus, distanțele interatomice la metalele alcălaine sunt relativ mari și deci energia cinetică a electronilor de conducție va fi mică.

Proprietățile metalelor și soluțiilor solide sunt determinate de compozitia lor chimică, de structura lor și de modul cum se schimbă această structură prin prelucrările la care sunt supuse metalele și aliajele.

Proprietățile fizice ale metalelor și soluțiilor solide sunt cele care determină comportarea acestora la acțiunea câmpului gravitațional, la variațiile de temperatură, la acțiunea câmpurilor electrice și magnetice. Principalele proprietăți fizice sunt:

- *greutatea specifică*, numeric egală cu greutatea unității de volum (greutatea specifică a metalelor și aliajelor are, în general, valori mari datorită îngrămadirii atomilor în rețea cristalină);
- *temperatura de topire*, care este temperatura la care metalele, respectiv soluțiile solide trec din stare solidă în stare lichidă (temperatura de topire este caracteristică pentru fiecare metal în parte, rămânând constantă tot timpul cât durează topirea, în cazul aliajelor, cu excepția aliajelor eutectice, topirea făcându-se într-un interval de temperatură, interval care depinde de compozitia aliajului);
- *dilatarea termică*, adică acea proprietate a metalelor și soluțiilor solide de a-și mări volumul la creșterea temperaturii;
- *conductivitatea termică*, proprietatea pe care o au metalele și aliajele de a transmite bine căldura;
- *conductivitatea electrică*, proprietatea pe care o au metalele și aliajele de a conduce curentul electric;
- *magnetismul*, proprietatea pe care o au unele metale și soluții de a se magnetiza, unele păstrând proprietățile magnetice un timp mai

îndelungat, altele un timp mai scurt, demagnetizându-se la încetarea acțiunii câmpului magnetizant.

- proprietatea metalelor și aliajelor de a emite radiații luminoase atunci când sunt încălzite la temperatură ridicată.

Din punct de vedere metodologic, dintre proprietățile chimice ale metalelor și aliajelor prezintă importanță modul de comportare a acestora la acțiunea diverselor medii, în care obiectele metalice vor trebui să lucreze: agenți atmosferici, gaze, substanțe chimice, apa de mare etc.

În mare măsură, durabilitatea pieselor metalice este determinată de rezistența la acțiunea corozivă a mediului în care lucrează.

Se poate afirma că dintre diferențele și numeroasele proprietăți ale metalelor și soluțiilor solide, cele mai importante sunt proprietățile mecanice, întrucât acestea determină comportarea la acțiunea unor forțe exterioare.

În general, obiectele metalice rezistă bine la acțiunea forțelor exterioare atât timp cât acestea nu depășesc o anumită mărime, care depinde de natura metalului sau a aliajului și de modul cum este aplicată forța sub acțiunea căreia obiectul nu trebuie să se deformeze. În cazul în care după suprimarea forței, obiectul revine la forma și dimensiunile inițiale (deformarea se anulează) deformarea se numește *elastică*, iar dacă nu mai revine la forma și dimensiunile inițiale (deformarea se menține) avem de-a face cu o *deformare plastică*. În unele cazuri deformarea este atât de mare încât obiectul metalic se distrugă. În piesele metalice folosite în instalații complicate și supuse acțiunii unor forțe exterioare complexe, apar forțe interioare numite *tensiuni interne* care dă naștere la deformații complicate, care duc la distrugerea materialului prin rupere, forfecare etc.

Principalele proprietăți mecanice ale metalelor și aliajelor sunt:

- *rezistența mecanică*, proprietatea pe care o au materialele metalice de a se opune distrugerii și deformării la acțiunea unor forțe exterioare (proprietățile ce caracterizează rezistența la deformații se pot separa în două grupe și anume: proprietățile de rezistență a metalului la deformații plastice mici, care se pot produce prin alunecări pe anumite plane cristalografice sau prin maclări, când o parte a cristalului deformat ocupă o poziție simetrică reflectată față de cealaltă parte și proprietățile de rezistență la deformații plastice mari);
- *elasticitatea*, proprietatea pe care o au materialele metalice de a reveni la forma inițială după încetarea acțiunii forței care a produs deformarea, fiind caracterizată de următorii coeficienți:
- *modul de elasticitate longitudinal* (E)

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon} \quad (1.6)$$

În care: σ este tensiunea și ϵ - alungirea relativă.

- *modul de elasticitate transversal* (G)

$$G = \frac{\tau}{\gamma} \quad (1.7)$$

În care: τ tensiunea tangențială și γ deformația tangențială;

- *coeficientul Poisson*, care caracterizează relația dintre deformația transversală și deformația longitudinală

$$G = E/[2(1+\nu)] \quad (1.8)$$

în care: ν constantă pentru contracția transversală (coeficientul lui Poisson)

- **duritatea** este proprietatea materialelor metalice de a se opune patrundерii în ele a unor corpuri nedeformabile;
- **fragilitatea**, proprietatea unor materiale de a se distrugă, fără ca în prealabil să suferă deformații permanente;
- **tenacitatea (reziliența)** este proprietatea materialelor metalice de a rezista la solicitări statice (dinamice), fără să se distrugă;
- **fluajul**, proprietatea metalelor și aliajelor de a se deforma încet și continuu sub o sarcină constantă, mai ales la temperaturi ridicate (*curgerea materialului*);
- **rezistența la oboseală**, proprietatea pe care o au materialele metalice de a rezista la acțiunea unui număr mare de sarcini variabile repetate, fără a se distrugă.

Proprietățile tehnologice sunt acele proprietăți care indică modul de comportare a materialului metalic, când este supus la prelucrare, în vederea transformării lui în obiecte. Cele mai importante proprietăți tehnologice sunt:

- **fluiditatea**, proprietatea metalelor și aliajelor de a curge ușor atunci când sunt topite, în vederea turnării în forme, pentru umplerea corectă și completă a cavității propriu-zise;
- **plasticitatea**, proprietatea pe care o au materialele metalice de a-și schimba formă sub acțiunea unor forțe exterioare și de a-și menține acea formă și după încetarea acțiunii forței exterioare (această proprietate conferă materialelor metalice calitatea de a fi: *maleabile* – posibilitatea de a fi transformate în foi subțiri; *ductile* – posibilitatea de a se transforma în fire; *forjabile* – posibilitatea de a se obține piese prin lovire sau presare);
- **sudabilitatea**, este capacitatea unor materiale metalice de a se putea îmbina cu un alt material metalic de aceeași combinație sau de compoziție asemănătoare, prin formarea unor legături atomice de tip metalic;
- **prelucrabilitatea**, proprietatea pe care o au metalele și aliajele de a se putea prelucra mecanic prin aşchiere.

1.1.2. Starea gazoasă

Gazele au proprietatea de a curge, sunt compresibile și au densitatea mică. Îi pentru gaze există un model teoretic numit *gaz ideal*, care la presiune joasă și medie presupune un ansamblu de molecule punctiforme, între care nu există forțe de interacțiune. Ciocnirile care au loc între particulele ce formează gazul ideal și peretei, sunt centrale și elastice. Mișcarea termică a gazelor se caracterizează prin mișcarea continuă și perfect dezordonată (haotică) a particulelor.

Ecuatia de stare a gazului ideal este:

$$pV = \nu RT = NkT \quad (1.9)$$

$$\nu = \frac{m}{\mu} = \frac{V}{V_m} = \frac{N}{N_A} \quad (1.10)$$

în care:

P – presiunea gazului;

V – volumul gazului;

T – temperatura absolută [K];

ν - numărul de Kmoli;

m - masa gazului [Kg];

μ - masa molară [Kg/kmol];

V_m - volumul molar [$m^3/Kmol$];

N – numărul de particule (molecule) din gaz;

N_A - constanta lui Avogadro ($N_A=6,022045 \cdot 10^{23} \cdot mol^{-1}$);

R – constanta universală a gazelor ($R = 8,31441 \text{ J/mol}\text{K}$);

k – constanta lui Boltzmann.

La presiuni înalte apar unele dificultăți, deoarece interacțiunile dintre atomi nu pot fi neglijate. În aceste condiții ecuația de stare a gazelor perfecte se modifică astfel:

$$\left(P + \frac{a}{V^2} \right) (V - b) = RT \quad (1.11)$$

în care: p , V , R , T au semnificația de la formula (1.9);

a și b – constante care depind de natura gazului.

1.1.3. Starea lichidă

Dacă distanța existentă între atomii cristalelor solide ale unui metal este mărită prin ridicarea temperaturii, atomii ies de sub influența forțelor de orientare și metalul trece în stare lichidă.

După cum se observă în Figura 1.1. la presiuni ceva mai mari, deasupra punctului triplu, apare o nouă stare a materiei, numită *stare lichidă*, cuprinsă între starea solidă și cea gazoasă. Spre deosebire de solide, care se deformează constant, lichidele se deformează continuu și au proprietatea de a curge, iar față de gaze au densitatea mult mai mare, o compresibilitate mult mai mică și prezintă o suprafață liberă aparentă. Ca o consecință a acestor caracteristici, lichidele au fost considerate ca "niște gaze" cu o densitate foarte mare sau "niște solide" cu o aranjare dezordonată a particulelor componente, unde numărul atomilor vecini situați în apropierea unui atom considerat, este mai mic decât în stare solidă.

Structura stării lichide poate fi explicată și pe baza *funcțiilor de corelație*, unde se păstrează ipotezele prezentate anterior, dar se consideră că există o ordine locală, care se strică și se formează continuu.

La trecerea metalelor din fază solidă în lichidă se constată o creștere a volumului cu aproximativ 3 ... 5%, cu excepția câtorva cum sunt *Sb* și *Bi* la care se observă o micșorare a volumelor acestora. În Tabelul 1.1 se prezintă spre exemplificare rezultatele experimentale obținute la trecerea din starea solidă în lichidă pentru câteva metale. Acestea arată că prin topire, distanța dintre atomi crește, în general cu aproximativ 1%, fapt ce influențează asupra exercitării forțelor de orientare. Acestea slăbesc în intensitate, ceea ce face ca în lichid ordinea de

aranjare a atomilor să nu se mai păstreze decât pe distanțe mici, comparabile cu distanțele interatomice.

Tabelul 1.1

Punctele de topire și fierbere, variația volumului la topire și căldurile latente de topire și vaporizare pentru câteva metale.

Nr. crt.	<u>Metalul</u> <u>Structura</u>	Punct de topire, (T_{top}) $^{\circ}\text{C}$	Variația volumului atomic la topire, (V_{at}) [%]	Căldura latentă de topire (L_{top}) [cal/g]	Punct de fierbere, (T_f) $^{\circ}\text{C}$	Căldura latentă de vaporizare (L_{vap}) [cal/g]	Raportul L_{vap}/L_{top}
1.	aluminiu c.f.c	660,2	+6,00	93,96	2500	2206	23,48
2.	aur c.f.c	1063,4	+5,10	46,30	2530	1332,7	28,78
3.	cupru c.f.c	1084	+4,15	43,00	2595	1290	30,00
4.	zinc c.f.c.	419,5	+4,20	25,50	906	450	17,65
5.	fier c.v.c/c.f.c	1535	+3,00	64,38	2880	1515	23,53
6.	cadmiu h.c.	321	+4,00	10,80	767	232,5	21,53
7.	magneziu h.c.	651	+4,10	71,4	1107	1507	21,11
8.	staniu tetragonal	231,9	+2,30	13,96	2430	271	19,41
9.	stibiu romboedric	630,5	-0,95	32,50	1635,8	346	10,64
10.	bismut romboedric	271	-3,35	13,20	1560	214,3	16,23

De asemenea, în lichide se exercită forțe de respingere și forțe de atracție între atomi, în mod similar cu cele existente la starea solidă. Forțele de atracție sunt mai mici, ceea ce determină deformabilitatea lichidelor.

În Tabelul 1.1. se prezintă și valorile căldurilor latente de topire, respectiv vaporizare pentru câteva din metale, constatăndu-se că există un raport destul de diferit între aceste două mărimi, ceea ce arată că energia necesară pentru trecerea completă a atomilor din stare solidă în stare gazoasă, diferă de la un metal la altul, față de cea necesară trecerii complete a atomilor din stare solidă în stare lichidă.

Un salt calitativ în studiul structurii stării lichide s-a făcut odată cu utilizarea razelor X, care au permis să se stabilească *funcția de distribuție radială* a atomilor pentru metale lichide și deci să se tragă concluzii cu privire la structura atomică a lichidelor. Aceste studii au condus la două concluzii importante și anume:

- distanța dintre atomi în stare lichidă este ceva mai mare față de cea în stare solidă;
- numărul de coordinație în stare lichidă este mai mic decât în stare solidă.

1.2. Topirea cristalelor ca proces fizico-atomic

Trecerea cristalelor solide în stare lichidă este un fenomen complex, fără o interpretare unitară acceptată, care să explice satisfăcător fenomenele ce însoțesc topirea și anume: *momentul de început pentru fenomenul de topire la o temperatură anumită, absorbția de căldură și dilatarea în timpul schimbării stării de agregare.*

În prezent explicarea topirii se efectuează frecvent cu ajutorul următoarelor trei teorii:

1. *Teoria atomilor dislocați;*
2. *Teoria topirii ca proces atomic;*
3. *Teoria echilibrului forțelor interatomice.*

1.2.1. Teoria atomilor dislocați

După I.I.Frenkel, trecerea în stare lichidă se explică cu ajutorul *atomilor dislocați* și a *vacanțelor* formate în cristale, creșterii numărului acestora cu temperatura și deplasarea lor în interiorul cristalelor. În rețelele cristaline există întotdeauna un anumit număr de locuri vacante în noduri, în echilibru cu restul rețelei. Numărul vacanțelor crește odată cu temperatura, conducând la perturbarea ordinei cristaline la mari depărtări.

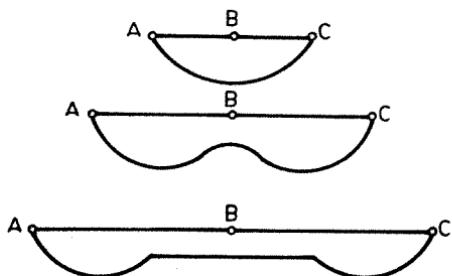
După cum s-a arătat, în cristale există întotdeauna atomi care depășesc mult energia medie. Acest spor de energie permite deplasarea atomilor din poziția de echilibru și constituie o explicație la apariția vacanțelor, în nodurile rețelei cristaline a metalelor. La trecerea în noua poziție de echilibru, atomul își pierde energia în exces și execută din nou mișcări osculatorii, în jurul noii sale poziții de echilibru, până când energia sa va atinge din nou valori foarte mari, determinând trecerea lui într-o nouă poziție.

Atomii dislocați și locurile vacante difuzează pe această cale în masa metalului putând ajunge la suprafață și de aici în atmosferă. În acest fel se explică fenomenele de *difuzie reciprocă* a două metale aflate în contact la temperaturi înalte, *sublimarea, modificarea structurii* etc. Prin apariția unui număr mare de atomi dislocați și de locuri vacante se pierde ordinea cristalină a atomilor, astfel că la un moment dat cristalul se desface în atomi dislocați, situație ce corespunde momentului topirii. Numărul de locuri vacante, la atingerea temperaturii de topire, nu depășește 1% din numărul total al atomilor, dar este totuși suficient pentru a asigura atomilor o mare mobilitate în întregul volum.

La topire stabilitatea rețelei cristaline dispără brusc. Slăbirea forțelor de coeziune dintre atomi este însoțită de o modificare a structurii. astfel, se explică apariția deodată a primelor picături de lichid la topire.

Efectul creșterii distanței dintre atomi, asupra modificării energiei de interacțiune poate fi reprezentat și grafic. Astfel, după A.A.Râjicov, schimbarea curbei energiei atomului *B* (în funcție de distanța față de atomii *A* și *C*) este redată în trei etape caracteristice în Figura 1.5.

În poziția *a* din Figura 1.5. atomii sunt în echilibru și în consecință rețeaua este stabilă. Mărinindu-se distanța dintre atomi, poziția *b*, se pierde starea stabilă și se trece spre starea metastabilă. În final, în poziția *c* se ajunge la situația când atomul *B* nu se mai găsește sub acțiunea atomilor *A* și *C*, putându-se deplasa fie spre atomul *A*, fie spre atomul *C*, în acest mod demonstrându-se grafic ruperea legăturilor dintre atomi la topire.



- a. Figura 1.5. Schema de modificare a curbei energiei potențiale în funcție de distanța dintre atomi
- b. a. starea stabilită în cristal solid;
b. starea metastabilă înainte de topire;
c. starea lichidă.

Interpretarea fenomenului topirii pe baza *teoriei atomilor dislocați* nu explică totuși toate fenomenele care însoțesc acest proces.

1.2.2. Teoria topirii ca proces atomic

B. Chalmers și A.K. Jackson au considerat doi atomi situați la distanța λ_s , corespunzătoare stării solide în echilibru, sub acțiunea forțelor de atracție și de respingere (Figura 1.3). Pentru a-i îndepărta (la infinit) unul de altul, este necesar un lucru mecanic, o energie E , pentru învingerea forțelor de legătură. Invers, datorită aceleleași forțe, un atom poate atrage alt atom (de la infinit) la distanța λ_s , efectuând un lucru mecanic egal cu cel necesar pentru îndepărterea lor. Atomul are deci o energie, datorită câmpului său de forțe, care poate fi transformată în lucru mecanic, adică are o *energie liberă*.

Dacă se consideră atomii din straturile apropiate de suprafața cristalului, se constată că cei din interior au ocupate toate pozițiile în jurul lor și nu pot atrage alți atomi. În schimb, atomii de la suprafață pot atrage alți atomi din exterior având legături neocupate și având energie liberă datorită câmpului de forțe. Energia liberă corespunzătoare tuturor atomilor de la suprafață, este *energia liberă de suprafață* a cristalului (E_{sup}):

$$E_{sup} = n \cdot E \quad (1.12)$$

în care: n – numărul de atomi;

E – energia liberă a atomului.

Raționamentul de mai sus poate fi repetat și pentru doi atomi situați la distanța λ , corespunzătoare stării lichide, însă deoarece λ este mai mare decât λ_s , forțele de atracție și de respingere sunt ceva mai mici, deci lucrul mecanic pentru îndepărterea atomilor la infinit este mai mic, la fel și lucrul mecanic ce-l poate săvârși, atomul la atracția altui atom de la infinit la distanța λ , adică energia liberă E este mai mică decât a cristalului solid.

În consecință, la trecerea unui atom de la suprafața cristalului solid în faza lichidă, se va consuma mai multă energie pentru ieșirea din câmpul forțelor de atracție a atomilor solidului, decât energia pe care o câștigă, intrând în câmpul forțelor de atracție a atomilor de la suprafața lichidului. Cu alte cuvinte, atomul va consuma energie pentru învingerea diferenței între energia liberă de suprafață a solidului și cea a lichidului. Atomii trebuie să primească energia din exterior pentru a trece din starea solidă în cea lichidă.

Esența teoriei topirii cristalelor ca proces atomic consideră topirea ca un fenomen de suprafață, care are loc la interfața solid-lichid. Atomii trec din starea solidă în starea lichidă în mod individual, unul câte unul, pe măsură ce energia de activare este suficient de mare, pentru a învinge diferența dintre energia liberă de suprafață a solidului și energia liberă de suprafață a lichidului la interfața solid-lichid. Energia de activare necesară pentru aceasta este căldura latentă de topire. Astfel, se explică de ce la topire se consumă căldură și de ce acest consum de căldură nu duce la creșterea temperaturii. Energia termică medie (E) are următoarea expresie:

$$E = \frac{3}{2}kT \quad (1.13)$$

în care: k – constanta lui Boltzmann;

T – temperatura.

La temperatura de topire (T_{topire}) energia termică medie (E) are aceleași valori atât în stare solidă cât și lichidă.

Conform acestei teorii, paralel cu trecerea unor atomi de la suprafața cristalului solid în fază lichidă, are loc și trecerea unor atomi din fază lichidă pe suprafața cristalului solid, deoarece în conformitate cu legea repartiției energiei la temperatură T , există întotdeauna atomi a căror energie depășește cu mult valoarea medie a energiei (E) și care pot învinge bariera de energie superficială de la interfață.

Rezultă că fenomenul de topire are loc atunci când numărul atomilor ce părăsesc suprafața cristalului solid este mai mare decât cel al atomilor ce trec din fază lichidă în fază solidă. Când numărul atomilor care părăsesc suprafața cristalului solid este egal cu numărul atomilor care sosesc din lichid, în cristal se stabilește un echilibru între faze (cristalul solid se găsește în echilibru cu fază lichidă).

Pentru începerea procesului de solidificare, este suficientă o mică scădere a temperaturii fazei solide, de o fracțiune de grad pentru ca numărul atomilor care sosesc la suprafața cristalului să fie mai mare decât al celor care pleacă.

1.2.3. Teoria echilibrului forțelor interatomice

O interpretare mai plauzibilă a procesului topirii, care explică și fenomenele însoțitoare (topirea la o anumită temperatură, creșterea discontinuă a volumului la topire, consumul de căldură latentă etc), se bazează pe luarea în considerare a echilibrului între forțele interatomice (de atracție și de respingere) și deplasarea acestui echilibru cu temperatura. Existența forțelor amintite mai sus este o realitate fizică, fiind pusă în evidență de experiență, însă legea de variație cu distanța nu este definită precis.

La schimbarea stării de agregare își manifestă superioritatea forțele de atracție în stare solidă, egalitatea lor cu forțele de respingere în stare lichidă și superioritatea forțelor de respingere în starea gazoasă. Cu ajutorul unor ipoteze rezonabile, asupra formei legilor de variație a forțelor interatomice, se pot explica acceptabil stările de agregare a materiei, starea solidă și lichidă și trecerea de la o stare la alta, adică topirea și solidificarea.

Forțele interatomice de atracție acționează până la distanțe mari între atomi. Acest lucru explică și faptul că gazele reale se abat de la legile gazelor perfecte. Forțele de atracție acționează și la distanțe foarte mici, cum sunt distanțele între atomi în stare solidă. De aici se poate deduce că aceste forțe își au originea în

nucleul atomic și ca atare sunt independente de temperatură. Despre ele se poate afirma numai că valoarea lor scade prin creșterea distanței între atomi. La distanțe mici între atomi (starea solidă), apar forțe de orientare cu rază mică de acțiune, care determină așezarea atomilor într-o ordine cristalină strictă. Aceste forțe sunt și ele din categoria celor de atracție (datorită câmpurilor magnetice ale atomilor), însumându-se cu forțele de atracție cu rază mare de acțiune.

Procesul de solidificare se explică după această teorie relativ simplu. Prin transferul căldurii din metalul ori aliajul lichid micșorăm temperatura și diminuăm forțele de respingere. Echilibrul se deplasează spre puncte cu distanțe interatomice mici. Când aceste distanțe sunt mai mici decât cele critice, atomii intră sub influența forțelor directoare la mari depărtări și apare astfel, *ordinea cristalină*.

1.3. Parametrii procesului de topire a metalelor și aliajelor

Procesul de topire al metalelor și aliajelor este caracterizat printr-o serie de parametri, care influențează hotărâtor obținerea pieselor turnate de calitate. *Punctul de topire, căldura latentă de topire și intervalul de topire* sunt principaliii parametri ai procesului de topire.

Metalele pure și aliajele eutectice la trecerea lor în stare lichidă se comportă identic. Ele reprezintă sisteme constituite dintr-un singur component și două faze. În ambele cazuri faza lichidă are aceeași compozitie cu faza solidă, iar compozitia fazelor nu se schimbă în cursul topirii. Factorii exteriori care determină echilibrul fazelor sunt *presiunea și temperatura*.

Din punct de vedere al legii fazelor un astfel de sistem este monovariant, numărul gradelor de libertate la alegerea factorilor exteriori este 1. Deci, pentru a obține cele două faze de echilibru, se poate varia liber numai unul din factorii exteriori, al doilea păstrând o valoare constantă, dependentă de valoarea aleasă pentru factorul variabil. În procesul de topire factorul exterior care se alege liber este presiunea (topire la presiune atmosferică, în vid redus ori înaintat). Rezultă că în timpul topirii temperatura păstrează o valoare constantă, dependentă de valoarea aleasă pentru presiune.

Metalele pure și aliajele eutectice se topesc și se solidifică la temperatură constantă. Prin *punct de topire* se înțelege temperatura de topire la presiune atmosferică.

Marea majoritate a aliajelor folosite pentru realizarea pieselor turnate sunt hipoeutectice. Modul de topire și solidificare al acestora diferă de cel al aliajelor eutectice. Topirea acestor aliaje începe la o temperatură $T_{solidus}$ și se termină la o temperatură superioară $T_{lichidus}$. Astfel, aliajele hipoeutectice se topesc și respectiv se solidifică într-un interval de temperatură $\Delta T = T_{lichidus} - T_{solidus}$. Mărimea acestui interval crește cu adaosul de aliere. Această concluzie rezultă și conform legii fazelor, ținând seama că în procesul de topire sistemul este constituit din doi compoziții, cu o compozitie diferită, componentul solid și lichid. În acest caz, sistemul este bivariant și la fiecare compozitie a constituenților corespunde altă temperatură de echilibru.

În Figura 1.6 este reprezentată diagrama de echilibru (de tip general) a aliajelor binare (formate din elementele A și B) cu solubilitate parțială. Alăturate sunt prezentate și curbele de topire, respectiv solidificare, pentru componentul pur A, aliajele hipoeutectice B_1 și B_2 și pentru aliajul eutetic B_3 . Aceste curbe de topire-supraîncălzire au în ordonată temperatura, iar în abscisă cantitatea de căldură necesară atingerii temperaturii respective.

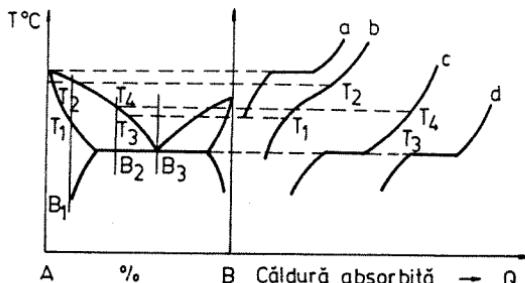


Figura 1.6. Diagrama de echilibru (de tip general) a sistemului de aliaje între elementele A și B, cu solubilitate parțială și curbele de topire și supraîncălzire pentru câteva compozitii date

Așa cum rezultă din Figura 1.6.curbele de topire și supraîncălzire *a* și *d* pentru metalul *A* și aliajul eutectic *B₃* sunt asemănătoare. Transmitând căldura în flux constant metalului, respectiv aliajului, temperatura lor crește până la atingerea punctului de topire. În continuare temperatura rămâne constantă până la topirea completă. Căldura absorbită în cursul topirii rămâne și ea constantă, conducând doar la creșterea energiei interne și nu a temperaturii.

Căldura absorbită la temperatură constantă reprezintă *căldura latentă de topire*, egală cu diferența între entalpia aliajului lichid și solid, la temperatura de topire. După topirea completă, temperatura crește în continuare.

Curbele de topire-supraîncălzire *b* și *c* din Figura 1.6 ale aliajelor care se solidifică într-un interval de temperatură, au formă diferită după cum aliajul are sau nu eutectic. Încălzirea aliajelor fără eutectic, după atingerea punctului de început de topire $T_{solidus} = T_1$, temperatura nu rămâne constantă, ci continuă să crească, însă într-un ritm mai lent decât încălzirea în stare solidă, deoarece o parte din căldura transmisă în ritm constant este absorbită sub formă de căldură latentă de topire și numai diferența servește la creșterea temperaturii. După atingerea temperaturii $T_{lichidus} = T_2$, când aliajul este în întregime topit, temperatura crește din nou în ritm accelerat.

În cazul aliajelor cu eutectic, care se topesc într-un interval de temperatură, la atingerea punctului de topire a eutecticului $T_{solidus} = T_3$, începe topirea acestuia care se face la temperatură constantă T_3 . După topirea eutecticului, temperatura începe să crească în ritm lent în același mod ca și la aliajul *B₁*, până la atingerea temperaturii lichidus $T_{lichidus} = T_4$, când aliajul este topit în întregime. În continuare temperatura crește în ritm accelerat.

Pentru a calcula temperatura necesară topirii și supraîncălzirii (*Q*) metalelor pure și aliajelor eutectice se poate utiliza următoarea expresie:

$$Q = \int_{273}^{T_{topire}} c_{solid} dT + L_{topire} + \int_{T_{topire}}^{T_{supraîncălzire}} c_{lichid} dT, [J/kg] \quad (1.14)$$

în care: c_{solid} , c_{lichid} - căldura specifică în stare solidă, respectiv în stare lichidă, la presiune constantă, [J/kg K];

L_{topire} - căldura latentă de topire, [J/kg];

T_{topire} - temperatura de topire a metalului sau eutecticului, [K];

$T_{supraîncălzire}$ - temperatura de supraîncălzire, [K].

Folosind cădurile specifice medii (c_1 pentru metalul solid și c_2 pentru metalul lichid) se poate calcula Q în felul următor:

$$Q = c_1(T_{topire} - 273) + L_{topire} + c_2(T_{supraîncălzire} - T_{topire}) [J/kg] \quad (1.15)$$

Literatura de specialitate prezintă cădurile specifice medii precum și cădurile latente de topire pentru metalele uzuale. Pentru aliaje, căldura specifică și căldura latentă de topire pot fi calculate după regula amestecurilor, din cădurile metalelor componente (determinările experimentale confirmând acest lucru).

Căldura latentă de topire a metalelor poate fi calculată cu o anumită aproximare și cu ajutorul *regulei lui Trouton*, dată de expresia:

$$L_{topire} = 9,211 \cdot T_{topire}, [J/g \cdot mol] \quad (1.16)$$

Considerând relația lui Trouton (1.16) și împărțind cu T_{topire} se obține:

$$S = \frac{L_{top}}{T_{top}} = 9,211, [J / g \cdot molK] \quad (1.17)$$

în care: S reprezintă tocmai entropia procesului de topire, ea fiind egală cu raportul dintre căldura absorbită într-un proces reversibil și temperatura constantă la care are loc procesul.

Regula lui Trouton este echivalentă deci cu enunțul că entropia procesului de topire este aproximativ constantă pentru toate metalele și egală cu 9,211 J/g·mol·K. Relația lui Trouton nu conduce la valori exacte, dar este utilă în cazurile când nu se cere o precizie mare, temperaturile de topire fiind în general cunoscute ori determinate experimental mult mai ușor decât cădurile latente de topire.

Aliajele care se topesc într-un interval de temperatură absorb la topire pe lângă căldura latentă, o cantitate suplimentară de căldură necesară pentru ridicarea temperaturii aliajului în stare bifazică de la $T_{solidus}$ la $T_{lichidus}$.

Fenomenul se petrece ca și când căldura latentă de topire a acestor aliaje ar fi mai mare decât cea rezultată din cădurile latente ale componentelor, după regula amestecurilor.

La solidificare această căldură trebuie îndepărtată la condiții egale de răcire, procesul de solidificare a acestor aliaje durând mai mult decât în cazul unui aliaj eutectic. Acest lucru influențează structura aliajului solidificat și proprietățile lui, care între altele sunt influențate în mare măsură și de viteza de solidificare.

Căldura latentă de topire și supraîncălzire a aliajelor (Q_{total}), necesară pentru topirea și supraîncălzirea unui kg de aliaj, se compune din căldura necesară pentru încălzirea aliajului la temperatura începutului de topire $T_{solidus}$, căldura absorbită în intervalul de topire ΔT și căldura necesară pentru supraîncălzirea aliajului topit la

temperatura T . Pornind de la temperatura $T_0=273\text{ K}$, această căldură este dată de relația:

$$Q_{\text{total}} = c_1(T_{\text{solidus}} - 273) + \frac{c_1 + c_2}{2} \Delta T + L + c_2(T - T_{\text{lichidus}}) \quad (1.18)$$

În cazul metalelor pure și aliajelor eutectice $\Delta T=0$, $T_{\text{solidus}}=T_{\text{lichidus}}=T_{\text{topire}}$ și relația (1.18) devine identică cu relația (1.15).

Toate metalele și aliajele prezintă o creștere discontinuă (bruscă) a volumului la topire, densitatea lor fiind mai mică în stare lichidă decât în stare solidă. Excepție fac stibiul, bismutul, germaniul și siliciul care au o densitate mai mare în stare lichidă, contractându-se la topire. Atât creșterea de volum, cât și scăderea în volum la topire (sau solidificare) au importanță foarte mare în turnătorii, prin faptul că la umplerea cavității propriu-zise a formei cu metal lichid, trebuie introdusă o cantitate mai mare pentru a obține în final o piesă întreagă, la precizia dimensională cerută și fără abateri la masa nominală indicată de standard.

Dacă metalul ori aliajul lichid este încălzit în continuare, fenomenul de dilatare se menține (dilatarea este direct proporțională cu temperatura), coeficientul de dilatare în stare lichidă fiind mai mare decât cel din stare solidă.

În Figura 1.7. a și b se prezintă variația volumului specific al metalelor și aliajelor în funcție de temperatură, în stare solidă, la topirea și supraîncălzirea metalului sau aliajului lichid.

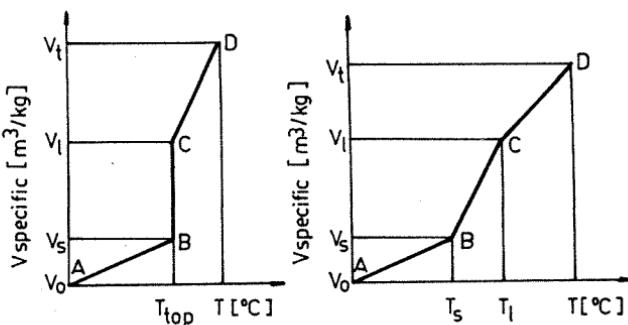


Figura 1.7. Variația volumului specific al metalelor și aliajelor cu temperatură: a – metale; b – aliaje.

1.4. Teoria asupra structurii stării lichide

Teoria stării lichide s-a dezvoltat pe trei direcții distincte, direcții care au fost determinate de modelul care a fost adoptat pentru starea lichidă.

Prima direcție este aceea în care lichidul se consideră ca un gaz condensat, denumită *teoria cinetică*.

A doua direcție de dezvoltare a teoriei stării lichide se bazează pe primele date röentgenografice ale lichidelor, care au adus informații utile privind ordinea moleculară a lichidelor. Astfel, se dezvoltă teorii care consideră starea lichidelor ca un solid, în care atomii sunt aranjați ordonat, denumită *teoria modelului cristalin*.

A treia direcție de dezvoltare a teoriei stării lichide impune o teorie proprie lichidelor, diferită de modelul cinetic sau modelul cristalin, dar păstrându-se ipotezele valabile din cele două concepții anterioare. Este vorba despre *teoria funcțiilor de corelație*, cunoscută și sub denumirea de *teoria geometrică*.

În continuare se prezintă foarte pe scurt esența acestor trei teorii.

1.4.1. Teoria modelului cinetic

Această teorie consideră lichidele gaze puternic comprimate, în care se păstrează noțiunea de *drum liber mediu*, noțiune care la lichide este cu totul impropriu, având în vedere că fiecare moleculă de lichid se află în interacțiune doar cu vecinii cei mai apropiati. Teoria cinetică poate descrie cu rezultate bune fenomenele de viscozitate și de conductivitate termică a lichidelor.

În formularea teoriei cinetice se pleacă de la ecuația generală de stare a gazelor, modificată în vederea luării în considerare a efectului interacțiunii ocazionale, care apare între moleculele unui gaz foarte dens.

1.4.2. Teoria modelului cristalin

Această teorie are ca punct de plecare presupunerea că starea lichidă este asemănătoare stării solide, adică se prezintă sub o formă foarte apropiată de cea cristalină.

Această formă de rețea cristalină are în nodurile sale molecule de lichid. În funcție de modul de umplere a rețelei celulare, de modul în care interacționează particulele, au apărut mai multe teorii ale modelului cristalin, dintre care menționăm pe cele mai importante:

- *Modelul celular*, care este și cel mai simplu model cristalin, în care într-o rețea celulară, de un anumit tip se introduc molecule de lichid. Se consideră că celulele și moleculele sunt identice, iar într-o celulă se introduce doar o singură moleculă, în centrul acesteia. Mișcarea moleculei (particulei) este independentă de mișcarea celorlalte molecule din celulele vecine.
- *Modelul Lennard-Jones-Devonshire (L.S.D.)*, consideră sistemul împărțit tot în celule ale căror centre formează o rețea cubică cu fețe centrate. Ca și la modelul celular numărul de particule este egal cu numărul de celule, dar particulele vecine pot să interacționeze reciproc, ele mișcându-se liber în celule. Rezultatele experimentale obținute cu ajutorul acestui model sunt satisfăcătoare, în special pentru temperaturi joase și înalte ale stării lichide. Modelul L.S.D. a suferit mai multe îmbunătățiri prin care se iau în calcul posibilitățile "ocupărilor multiple într-o celulă mai mare" și a căpătat denumirea de *modelul celular al clusterilor* (un cluster celular reprezintă un grup de celule vecine, care formează o celulă mai mare, unde moleculele se

mișcă sub influența interacțiunilor reciproce). La baza acestui model stă faptul că rețeaua celulară este împărțită în clustere.

- *Modelul cellular cu goluri*, consideră că nu toate celulele conțin câte o moleculă și pe măsură ce crește temperatura, densitatea lichidului și numărul de vecini scade, astfel că există și celule neocupate, care au fost denumite ca și la solide, *goluri*. După această teorie în rețeaua sistemului există goluri, ceea ce înseamnă că volumul liber depinde de temperatură, de volum și de numărul mediu de goluri din rețea. Volumul unor metale crește cu aproximativ 15% la topire, iar numărul vecinilor din prima sferă de coordinație scade de la 12 la 10. În structura de rețea a lichidelor numărul golurilor variază între aproximativ 0,5% pentru lichidele normale și aproximativ 50% în apropierea punctului critic. Prezența golurilor și distribuția lor în rețea, mai mult sau mai puțin întâmplătoare, ar putea explica cel puțin starea de dezordine din lichide. *Modelul cellular cu goluri* dă rezultate satisfăcătoare pentru lichide în apropierea temperaturii solidus ($T_{solidus}$).
- *Modelul tunelar*, consideră că rețeaua ordonată din stare solidă este înlocuită de una dezordonată, care menține totuși noțiunea de celulă ocupată ori celulă goală. Modelul tunelar este un model unidimensional al celulelor ocupate dezordonate, fiind divizat în subsisteme formate din linii de celule ocupate. Moleculele din celule se mișcă numai într-o singură direcție ca într-un tunel. În locul celulei ocupate de o moleculă se consideră un tunel, care conține moleculele însirate pe axa centrală. Mișcarea transversală a moleculei din tunel constă din vibrații cu frecvențe mici, din cauza moleculelor din tunelele vecine. Mișcările transversale și longitudinale se consideră a fi independente. În timpul mișcării particulelor dintr-un tunel, particulele din tunelele vecine rămân pe axele lor.

1.4.3. Teoria funcțiilor de corelație

Ipoteza de bază a teoriei funcțiilor de corelație constă în înlocuirea integralei de configurație, care caracterizează întreg sistemul, cu funcții de corelație definitoare numai pentru un grup de particule din sistem, grup format dintr-un număr extrem de mic de particule, în comparație cu numărul total de particule din sistem. Bazele fizice ale acestei teorii constau în aceea că integrala de configurație pentru un sistem nu poate fi calculată exact, iar la lichide avem de a face cu ordine apropiată și nu îndepărtată.

Funcția radială de distribuție joacă un rol determinant în teoria lichidelor, pe baza ei obținându-se informații privind structura reală a lichidelor. *Funcția de distribuție reală* este caracterizată în cazul unui fluid unicompONENT cu densitatea ρ și temperatura T , prin modul de repartizare a particulelor aflate la o anumită distanță față de o particulă centrală, care nu este fixă și se mișcă la rândul ei. În general se admite că particulele sunt distribuite după o simetrie sferică în jurul unei particule considerată ca origine.

Dacă se consideră un element de volum infinitesimal dv , atunci numărul mediu de particule ce ocupă acest element de volum și care se găsesc la distanța r de o

particulă centrală este reprezentat de produsul ρdv . Ca urmare a interacțiunii dintre particulele vecine, produsul ρdv nu exprimă cu exactitate numărul mediu de molecule din volumul dv . Din acest motiv se exprimă numărul mediu de molecule din volum dv prin relația $\rho g(r)dv$, în care $g(r)$ este *funcția de distribuție radială* și evidențiază devierea (de la densitatea fluidului) densității locale medii $\rho g(r)$ la o distanță r de particula considerată. Se poate aprecia că $g(r)$ reprezintă, o măsură a ordinii locale din fluid în jurul unei particule date. Astfel, în cazul unei dezordini complete când $r \rightarrow \infty$ înseamnă că $g \rightarrow 1$, iar în cazul unei ordini complete $r \rightarrow 0$ înseamnă că $g \rightarrow 0$.

Funcția de distribuție radială $g(r)$ poate fi determinată experimental pentru oricare lichid, prin diferite metode și anume: *difracția de raze X, de neutroni, ultrasunete* etc. Pe baza datelor obținute prin difracție se poate determina valoarea numerelor de coordonată, astfel încât se apreciază că structura metalelor lichide constă din grupe de atomi distribuite neuniform. Poziția unui atom față de cei din jurul său este schimbătoare de la un atom la altul în topitură.

La topire, o serie de metale își măresc volumul cu aproximativ 3% și în interiorul metalului lichid există volume necuocate de atomi. Astfel, compresibilitatea metalelor lichide crește, deoarece spațiile libere (golurile) pot fi mai ușor diminuate. Aceste goluri au dimensiuni foarte diferite, funcție de temperatură și presiune. Mărimea medie a golurilor este apropiată de cea a unui atom, dar există întotdeauna unele mult mai mici și altele mult mai mari, în special când metalul lichid este supraîncălzit sau a ajuns în apropierea punctului de fierbere, când se consideră că are loc o nucleare omogenă a vaporilor în golurile existente în lichid.

1.4.4. Teoria structurilor semnificative a lichidelor

Această teorie consideră structura lichidelor la echilibru ca fiind formată din particule asemănătoare celor solide și gazoase, printre care există goluri cu dimensiuni moleculare.

În aceste ipoteze lichidul posedă un exces de volum față de solid, egal cu diferența dintre volumul molar al lichidului (V_{lichid}) și cel al solidului (V_{solid}), la punctul de topire. Acest volum liber ($V_{liber} = V_{lichid} - V_{solid}$) poate fi utilizat de un număr redus de particule, care posedă un surplus de energie comparativ cu particulele vecine. Particulele din lichid vibrează în jurul unei poziții de echilibru, cu o frecvență corespunzătoare stării solide. Prin ciocnirea cu particulele vecine, particula primește o energie suplimentară pe care o transferă unuia din nodurile sale de vibrație. Vibrând puternic într-o direcție, particula deplasează particulele vecine și obține o nouă poziție, favorizată de existența unui gol. În deplasarea particulei spre o nouă poziție, se transformă gradele de libertate de vibrație, în grade de libertate de translație și în momentul saltului într-un gol vecin, particulele capătă o compozitie asemănătoare gazului.

1.5. Proprietățile metalelor și aliajelor în stare lichidă

Dintre proprietățile cele mai importante ale metalelor și aliajelor lichide (a căror studiere prezintă un interes deosebit) menționăm: *densitatea, tensiunea de vaporii, tensiunea superficială, viscozitatea, căldura specifică și conductivitatea electrică*.

Pentru înțelegerea corectă a fenomenului de solidificare a metalelor și aliajelor se vor analiza în continuare doar două din proprietățile enumerate mai sus și anume: *tensiunea superficială* și *viscozitatea*. Cele două proprietăți influențează decisiv procesul de turnare a metalelor și aliajelor, în cavitățile propriu-zise ale formelor și bineînțeles solidificarea ulterioară a pieselor turnate, condiționând decisiv calitatea acestor produse.

1.5.1. Tensiunea superficială

Când două faze, de exemplu, un lichid și un gaz, sunt în contact una cu alta, acestea sunt în general, separate printr-un strat foarte subțire, numit *interfață* (*interfață sau fază de separație*) ale cărei proprietăți sunt diferite de cele ale fazelor de bază aflate în contact. Teoretic, acest strat poate fi comparat cu o membrană de separație elastică, care are tendința de a-și micșora suprafața.

Tensiunea superficială este o consecință a forțelor de atracție interatomice sau intermoleculare.

În Figura 1.8, este reprezentat schematic modul de compunere a forțelor de coeziune intermoleculară care acționează asupra moleculelor din masa lichidului. Molecule M_1 , care se găsește în interiorul lichidului, este supusă unor forțe de coeziune repartizate uniform din toate direcțiile. În consecință, rezultanta acestui sistem de forțe este nulă. În schimb, în cazul unei molecule M_2 situată la suprafața lichidului (la interfață) forțele de coeziune din partea lichidului sunt mult mai puternice, în timp ce forțele de coeziune din partea gazului sunt extrem de slabe. Din această cauză, asupra moleculelor de lichid de la interfață, acționează o rezultantă \vec{R} diferită de zero, orientată spre interiorul lichidului. Efectul tuturor resultantelor \vec{R} care acționează asupra moleculelor de la interfață este o compresiune asupra lichidului, adăugându-se la compresiunea datorată presiunii gazului. Pe de altă parte, forțele de coeziune \vec{F} , tangente la suprafața liberă, dau naștere unor eforturi pe această suprafață. Dacă se consideră că se face o

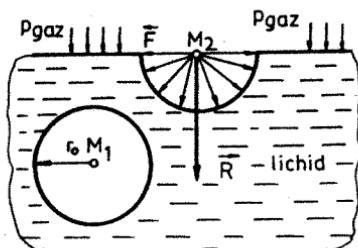


Figura 1.8. Reprezentarea schematică a forțelor ce acționează asupra unei molecule din interiorul unui lichid, (M_1) și al uneia de la suprafața acestuia (M_2)

tăietură rectilinie de lungime ΔS , perpendiculară pe interfață, ca în Figura 1.9, cele două margini de lungime S se vor putea menține în contact numai dacă asupra lor se acționează cu forțele $+\Delta\vec{F}$ și $-\Delta\vec{F}$, situate în planul tangent la interfață și normale la

tăietură. Deoarece lichidul se consideră omogen și izotrop, forțele ΔF nu depind nici de locul nici de direcția tăieturii.

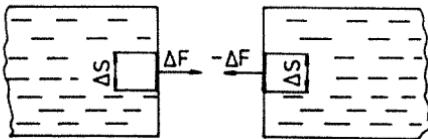


Figura 1.9. Schemă pentru definirea tensiunii superficiale.

Ca urmare în fiecare punct al suprafeței libere se definește *tensiunea superficială* (σ) ca fiind limita raportului dintre forță și lungimea interfeței pe care aceasta acționează:

$$\sigma = \lim_{\Delta S \rightarrow 0} \frac{\Delta F}{\Delta S} = \frac{dF}{dS}, [\text{N/m}^2] \quad (1.19)$$

O altă explicație se poate da în felul următor: urmărind creșterea ariei interfeței, adică aducerea de molecule sau atomi din interiorul masei de lichid la suprafață este necesar să se consume o energie, care să învingă energia de legătură din lichid. În consecință, stratul superficial al lichidului, are o energie mai mare decât masa de lichid. Acest exces de energie superficială este numit în mod ușual *tensiune superficială* și se manifestă prin forțe care acționează paralel la suprafață și se opun oricărei încercări de creștere a acestei suprafețe. Conform acestei explicații, tensiunea superficială se definește ca fiind limita raportului dintre creșterea energiei libere (ΔW) și a ariei interfeței (ΔA) prin relația:

$$\sigma = \lim_{\Delta A \rightarrow 0} \frac{\Delta W}{\Delta A} = \frac{dW}{dA}, [\text{J/m}^2] \quad (1.20)$$

Pentru un sistem dat, tensiunea superficială se definește în condiții de echilibru mecanic și temperatură uniformă.

O altă prezentare a tensiunii superficiale se poate face asemănând suprafața lichidului cu o membrană tensionată. Astfel, în Figura 1.10 se reprezintă două tipuri între care este întins un film de lichid.

De tipul inferioară AB se suspendă o greutate. Jumătatea din mărimea acestei greutăți reprezintă mărimea tensiunii superficiale, deoarece filmul de lichid are două fețe. În aceste condiții se poate considera tensiunea superficială ca fiind forța cu care membrana tinde să-și micșoreze suprafața și se măsoară în dyne/cm, g/cm ori ergi/cm², unități de măsură întâlnite în literatura de specialitate. De exemplu,

tensiunea superficială a apei este de $0,81 \text{ g/cm}$, aceasta înseamnă că un film de apă poate suporta $2 \times 0,081 \text{ g/cm}$.

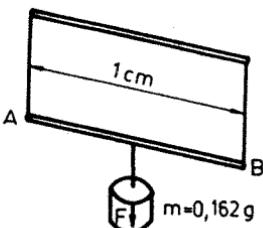


Figura 1.10. Schemă pentru reprezentarea noțiunii de tensiune superficială

În mase mici de fluid, la care raportul dintre suprafață și volum este mare, tensiunea superficială poate să aibă efecte apreciabile. Astfel, picăturile de apă sub acțiunea tensiunii superficiale tend să capete o formă sferică, caracterizată prin suprafața de separație specifică minimă și deci energia liberă este minimă.

La mase mari de lichid forma sferică a picăturilor se deformează ca urmare a forței gravitaționale. În cazul unor picături amplasate pe o suprafață solidă, starea de tensiuni la interfață este mai complexă, deoarece există două tipuri de interfață, una care separă fază lichidă de cea gazoasă și alta care separă fază lichidă de cea solidă. și în acest caz, ca urmare a tensiunii superficiale, picăturile tend să aibă o formă geometrică cu suprafața laterală minimă. În funcție de raportul forțelor de coeziune la cele două interfețe, picăturile de lichid (1) așezate pe o suprafață solidă (2) pot să ia forme diferite, ca în Figura 1.11.

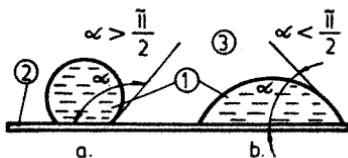


Figura 1.11. Forma unor picături de lichide așezate pe suprafețe solide:
1 – lichid; 2 – suport solid; 3 - gaz

Prima picătură (Figura 1.11.a) este o picătură de mercur, iar a doua (Figura 1.11.b) este o picătură de apă. Unghiul α pe care îl fac tangentele la cele două interfețe (lichid-gaz și lichid-solid) în punctul comun al celor trei medii se numește *unghi de umectare*. Lichidele pentru care $\alpha > \frac{\pi}{2}$ nu umectează suprafața solidului (nu udă), iar lichidele pentru care $\alpha < \frac{\pi}{2}$ umectează suprafața solidului (udă).

Pentru stabilirea unor relații care să dea valoarea tensiunii superficiale se consideră două fluide în echilibru mecanic separate printr-o interfață (Figura 1.12).

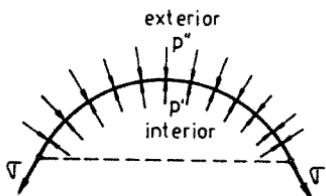


Figura 1.12. Echilibrul în cazul a două fluide separate printr-o interfață

Se notează cu p' presiunea din faza interioară și cu p'' , cea din faza exterioară. Interfața este supusă la o tensiune superficială σ și la cele două presiuni p' și p'' . Notând cu r_1 și r_2 razele de curbură a două secțiuni normale, oarecare, duse prin suprafața curbă, se poate scrie condiția de echilibru mecanic în fiecare punct al suprafeței conform cu *relația lui Laplace* ca fiind:

$$\Delta p = p' - p'' = \sigma \left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right) \quad (1.21)$$

Pentru cazul când $r_1 = r_2 = r$, relația (1.21) devine:

$$\Delta p = p' - p'' = \frac{2\sigma}{r}, \text{ relația lui Kelvin} \quad (1.22)$$

Când $r = \alpha$ se obține $p'' = p'$, care este condiția pentru echilibru mecanic a unei suprafețe plane.

Ca urmare a tensiunii superficiale (σ), suprafețele de separație dintre două lichide sau dintre un lichid și un gaz tind să ia forme sferice sau curbată în funcție de influența altor forțe exterioare.

În cazul contactului dintre trei medii lichide, apar trei suprafețe de separație, fiecare dintre ele fiind supusă tensiunii superficiale. Cele trei suprafețe de separație se intersectează după o linie, care în secțiune normală la suprafețele de separație apare sub forma unui punct. În condiții de echilibru a lichidelor, cele trei suprafețe de separație se orientează astfel încât tensiunile superficiale se echilibrează reciproc, rezultanta celor trei vectori fiind nulă, așa cum este arătat în Figura 1.13.

Suprafața 1 separă fluidele I și III, suprafața 2 separă fluidele I și II, iar suprafața 3 separă fluidele II și III.

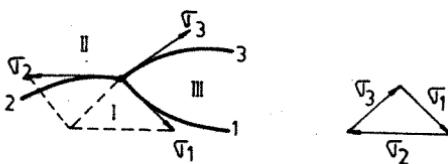


Figura 1.13. Echilibrul între tensiunile superficiale a trei medii lichide
(Echilibrul la o linie de contact – triunghiul lui Neumann)

Deci, la echilibru, între tensiunile superficiale există relația:

$$\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 = 0 \quad (1.23)$$

cunoscută sub numele de *legea triunghiului lui Neumann*.

Un caz des întâlnit în practică îl reprezintă situația când unul dintre cele trei medii este un solid, iar altul este gazos așa cum se arată în Figura 1.14. În acest caz suprafețele de separație solid-lichid și solid-gaz nu au mobilitate. Din această cauză, fenomenele superficiale sunt puțin diferite, astfel încât condiția de echilibru între tensiunile superficiale se poate scrie în acest caz sub forma proiecției pe o axă paralelă cu suprafața solidului:

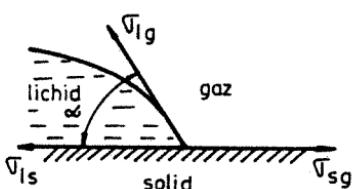


Figura 1.14. Repartizarea tensiunilor superficiale în cazul unui mediu solid, lichid și gazos aflată în contact

$$\sigma_{lg} \cos \alpha = \sigma_{sg} - \sigma_{ls} \quad (1.24)$$

în care: σ_{lg} – tensiunea interfazică lichid-gaz;

σ_{ls} – tensiunea interfazică lichid-solid;

σ_{sg} – tensiunea interfazică solid-gaz;

α - unghiul interfaței lichid-gaz la suprafața solidului.

Din relația 1.24, rezultă că valoarea coeficientului de umectare (K) a suprafeței solidului de către lichid este:

$$K = \cos \alpha = \frac{\sigma_{sg} - \sigma_{ls}}{\sigma_{lg}} \quad (1.25)$$

Dacă $\sigma_{sg} - \sigma_{ls} > 0$, rezultă $\cos \alpha = K > 0$ sau $\alpha < \frac{\pi}{2}$. În acest caz lichidul

umectează peretele solidului, iar suprafața de separație lichid-gaz, are o formă convexă ca în Figura 1.15.a (astfel de contact există în cazul contactului dintre apă, aer și sticlă).

Dacă $\sigma_{sg} - \sigma_{ls} < 0$, rezultă $\cos \alpha = K < 0$ sau $\alpha > \frac{\pi}{2}$. În acest caz lichidul nu

umectează peretele solid, iar interfața lichid-solid formează un menisc concav ca în Figura 1.15.b (astfel de contact există în cazul contactului dintre mercur, sticlă și aer sau metal lichid, amestec de formare – peretele formei de turare – și aer).

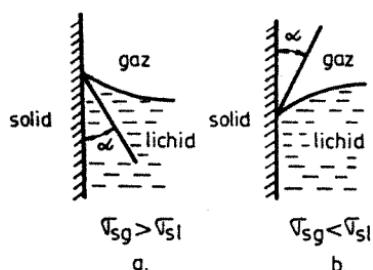


Figura 1.15. Formarea meniscului la suprafața de separație lichid-gaz în funcție de valorile tensiunilor superficiale:

- a- cazul contactului apă, aer și sticlă;
- b- cazul contactului metal lichid, perete formă și aer.

O consecință a tensiunii superficiale, care are un rol important și în procesele de turnare, o constituie *denivelarea lichidelor* în tuburi capilare, cunoscută sub denumirea de *capilaritate*. Sub efectul tensiunii superficiale denivelarea poate avea loc în două moduri, aşa cum se arată în Figura 1.16.

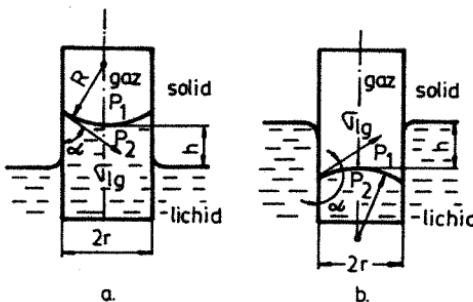


Figura 1.16. Denivelarea lichidelor în tuburi capilare:

- a – lichide care umectează pereții tubului;
- b – lichide care nu umectează pereții tubului.

Lichidul care udă pereții tubului și care formează menisc convex (apă, alcool etc) se ridică, în tuburile capilare.

Dacă σ_{lg} este tensiunea superficială între lichid și gaz, iar raza meniscului este R , atunci diferența de presiune la interfața lichid și gaz este dată de relația lui Laplace:

$$p_1 - p_2 = \sigma_{lg} \frac{2}{R} = \sigma_{lg} \frac{2 \cos \alpha}{r} \quad (1.26)$$

Diferența de presiune realizată de tensiunile superficiale este echilibrată de presiunea hidrostatică, produsă prin denivelarea lichidelor în tub. Scriind condiția de echilibru la nivelul minim al lichidului din vas, pentru fluidul și gazul din Figura 1.16.a, rezultă:

$$p_1 + \rho_{gaz} g \cdot h = p_2 + \rho_{lichid} g \cdot h \quad (1.27)$$

$$p_1 - p_2 = (\rho_{lichid} - \rho_{gaz}) g \cdot h \quad (1.28)$$

Din relația (1.28) se calculează valoarea denivelării tubului capilar (Figura 1.16.a):

$$h = \frac{p_1 - p_2}{(\rho_{lichid} - \rho_{gaz}) \cdot g} = \frac{2\sigma_{lg} \cos \alpha}{g \cdot (\rho_{lichid} - \rho_{gaz}) \cdot r} \quad (1.29)$$

La o relație identică se poate ajunge prin raționamentul că forța de ridicare a coloanei de lichid, datorată tensiunii superficiale (Figura 1.16.b), este echilibrată de greutatea coloanei de lichid ridicat la înălțimea h .

$$(\sigma_{sg} - \sigma_{sl}) \cdot 2\pi r = \pi r^2 h (\rho_{lichid} - \rho_{gaz}) \cdot g \quad (1.30)$$

$$h = \frac{2(\sigma_{sg} - \sigma_{sl})}{(\rho_{lichid} - \rho_{gaz}) \cdot gr} = \frac{2\sigma_{lg} \cos \alpha}{g \cdot (\rho_{lichid} - \rho_{gaz}) \cdot r} \quad (1.31)$$

În cazul lichidelor care nu udă pereții tubului capilar (Figura 1.16.b) raționamentul este același, obținându-se o relație identică. În acest caz însă unghiul de umectare este $\alpha > \frac{\pi}{2}$, deci coeficientul de umectare (K) este negativ și $\cos \alpha < 0$, iar denivelarea h este negativă, ea corespunzând coborârii lichidului în tubul capilar (Figura 1.16.b).

Relațiile (1.29) și (1.31) arată că denivelarea produsă de tensiunea superficială este invers proporțională cu raza tubului capilar (r) și depinde de valoarea unghiului de umectare (α), respectiv a coeficientului de umectare ($\cos \alpha$). Lichidele care umectează pereții urcă în tubul capilar, iar cele care nu umectează pereții, coboară în tubul capilar (Figura 1.16 a și b).

Tensiunea superficială a metalelor și aliajelor lichide și bineînțeles fenomenul de capilaritate joacă un rol important la turnarea metalelor și aliajelor în formele clasice, realizate din amestec de formare pe bază de nisip. Porii acestor forme (spațiile dintre granulele de nisip) reprezintă canale capilare, astfel încât metalele și aliajele lichide turnate, care formează de regulă un menisc convex și nu udă pereții formei, sunt împiedicate să pătrundă de-a lungul acestor canale capilare. Din această cauză metalele și aliajele lichide pot să umple cavitățile propriu-zise din formele din amestec de formare, fără a se scurge prin porii acestora, obținându-se prin solidificare piese turnate cu suprafețe relativ netede.

Din cele arătate rezultă că tensiunea superficială a metalelor și aliajelor lichide are un rol negativ la umplerea formelor, în cazul turnării pieselor cu pereți subțiri deoarece se opune înaintării metalului ori aliajului lichid în cavitatea propriu-zisă a

forme, dar în schimb are și un rol favorabil deoarece se opune pătrunderii metalelor ori aliajelor lichide în porii formelor de nisip (mai ales în cazul cavităților propriu-zise nevopsite) prevenind formarea de aderențe și obținerea unor rugozități mari. Curgerea metalelor și aliajelor lichide prin forme și umplerea cavităților propriu-zise a acestora se realizează ca urmare a presiunii hidrostatică sau ca urmare a aplicării unor presiuni exterioare, care să învingă forțele de frecare (dintre aliaj și materialul pereților formei) și tensiunea superficială, care se opun pătrunderii metalelor și aliajelor în canale. Aceste presiuni (de lucru) trebuie să fie astfel alese încât să asigure umplerea completă și corectă a cavității propriu-zise a formelor, evitându-se pătrunderea metalelor și aliajelor lichide în porii formelor din amestec.

Relațiile anterioare (1.29) și (1.31) permit să se calculeze presiunea metalostatică și respectiv înălțimea coloanelor de metal ori aliaj lichid necesare pentru învingerea tensiunii superficiale și a forțelor de frecare la pătrunderea în canalele formei de turnare, în funcție de raza acestora. De exemplu pentru ca o fontă lichidă să poată pătrunde în canalele capilare (în pori) cu $r = 0,05$ mm este necesară o presiune mult mai mare decât cea hidrostatică, utilizată în mod obișnuit pentru învingerea rezistențelor hidraulice la turnare, corespunzătoare unei denivelări (h) de aproximativ 874 mm.

Metalele lichide au tensiunea superficială ridicată (Tabelul 1.2) comparativ cu tensiunea superficială a apei la 20°C , egală cu $72 \cdot 10^{-3}$ N/m și cea a lichidelor organice la care tensiunea superficială ia valori între 17 și $45 \cdot 10^{-3}$ N/m (dyne/cm).

Tabelul 1.2

Tensiunea superficială a metalelor lichide

Metalul	Temperatura [T], [$^{\circ}\text{C}$]	Tensiunea superficială (σ) [N/m · 10^3]
Cu	1120	1280
Ag	970	920
Au	1070	1127
Zn	420	750
Cd	330	550
Mg	720	465
Ga	30	725
Zn	450	340
Te	460	460
Si	1420	≈725
Ti	≈1670	1510
Sn	≈240	≈550
Pb	400	445
St	640	395
Bi	400	375
Cr	1540	>1590
W	3360	2310
Mn	1250	>1300
Fe	1550	1768
Co	1550	1866
Ni	1550	1934
Pt	1800	1699

O influență deosebită asupra tensiunii superficiale a metalelor lichide o au elementele superficiale active cum sunt: oxigenul, sulful, seleniul, teluriul. În Figura 1.17 și 1.18 se prezintă influența acestor elemente asupra tensiunii superficiale a fierului și respectiv a cuprului lichid.

De o importanță deosebită atât în mecanismul reacțiilor metal-gaz, cât și în procesul de formare a structurii primare o au fenomenele de absorbție superficială, care pot fi evidențiate prin *relația lui Gibbs*:

$$G = -\frac{1}{RT} \left(\frac{\delta \sigma}{\delta \ln a} \right) T \quad (1.32)$$

în care: G este excesul de element superficial pe unitatea de arie a interfeței;

σ - tensiunea superficială;

a – activitatea elementului superficial în sistemul analizat;

R – constanta universală a gazelor;

T – temperatura absolută.

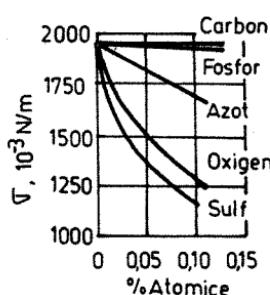


Figura 1.17. Tensiunea superficială a sistemelor binare Fe-P, Fe-N, Fe-O, Fe-S și Fe-C, la temperatura de 1550°C

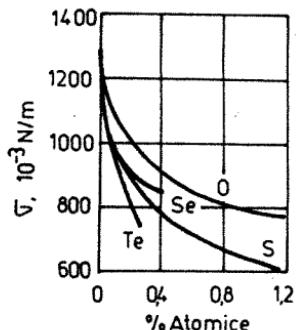


Figura 1.18. Tensiunea superficială a sistemelor Cu-O, Cu-Se, Cu-S, Cu-Fe, la temperatura de 1150°C

Această relație permite să se calculeze valoarea lui G pentru un sistem dat la o temperatură anumită.

În legătură cu stratul superficial este de reținut că acesta se consideră a fi grosime monoatomică și mărimea G are o valoare maximă atunci când suprafața este acoperită de un strat de element superficial activ.

Efectul temperaturii asupra tensiunii superficiale constă în tendința de micșorare a acesteia, în cazul metalelor pure și de creștere în cazul aliajelor lichide, în care se manifestă tendința de micșorare a tensiunii superficiale de către elemente superficiale active.

Este interesant de observat că doar elementele nemetalice au proprietatea de a fi superficial active și de a influența puternic tensiunea superficială. Elementele metalice: Cu , Cr , Ti , V , Ta , Cr , Mo , W , Mn , Co , Ni , Pd sunt practic superficial inactive și nu au o influență deosebită asupra tensiunii superficiale.

Cercetările privind determinarea tensiunii superficiale au arătat că pentru aliajele fier-carbon (0,10-0,50% C) se poate utiliza cu aproximație relația următoare:

$$\sigma = 1600 - 100(\% \text{ C}) [\text{dyne/cm}] \quad (1.33)$$

Elementele însoritoare *Si*, *Mn*, *P* și *S* influențează foarte puțin valoarea tensiunii superficiale în cazul mai sus arătat, în sensul micșorării ei.

Pentru ca o substanță să influențeze tensiunea superficială a altei substanțe este necesar să fie solubilă în aceasta din urmă. Elementele de aliere și însoritoare modifică diferit tensiunea superficială a aliajelor.

De regulă, substanțele care măresc tensiunea superficială a unui aliaj au în stare pură o tensiune superficială mai mare decât aliajul respectiv.

Curbele izoterme ale tensiunii superficiale prezintă la unele sisteme de aliaje puncte caracteristice. Astfel, pentru sistemul *Fe-P* izotermă tensiunii superficiale de la conținutul de 22% *P* în sus, corespunzător compusului *Fe₂P*, prezintă o scădere bruscă (Figura 1.19).

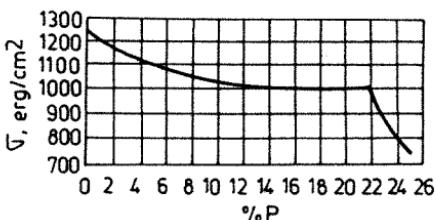


Figura 1.19. Izotermă de tensiune superficială la aliajele *Fe-P* (1550°C)

Având în vedere importanța deosebită a tensiunii superficiale, atât în procesele de elaborare, cât și în cele de turnare și de formare a structurii primare s-au făcut cercetări privind influența concomitentă a carbonului și sulfului asupra tensiunii superficiale a fierului lichid.

În Figura 1.20 se prezintă tensiunea superficială pentru soluții lichide *Fe-C-S*.

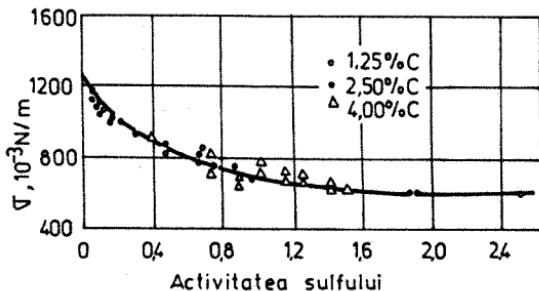


Figura 1.20. Tensiunea superficială pentru sistemul *Fe-C-S* la 1450°C

O atenție deosebită s-a acordat studiilor privind influența siliciului asupra tensiunii superficiale a aliajelor feroase turnate în piese. După cum se constată experimental, siliciul conduce la o creștere a tensiunii superficiale a aliajelor feroase, ceea ce se poate explica prin influența lui puternică de dezoxidare și deci de eliminare a influenței oxigenului ca element superficial activ.

Fosforul conduce la o micșorare a tensiunii superficiale a aliajelor Fe-C (Figura 1.21). La conținuturi scăzute de fosfor este mai dificil de evidențiat influența acestuia, ca urmare a influenței celorlalte elemente din compoziția aliajelor fier-carbon cum sunt: sulful, oxigenul, azotul.

În cazul aliajelor lichide care conțin mai mult de un element este dificil de apreciat influența acestora asupra tensiunii superficiale. De exemplu, tensiunea superficială a oțelului nu poate fi apreciată pe baza compoziției chimice, deoarece efectele sulfului și oxigenului nu se pot însuma, comportarea lor în fierul lichid fiind influențată de prezența celorlalte elemente de aliere. Ca urmare a importanței practice a tensiunii superficiale, s-au făcut determinări ale acestei proprietăți

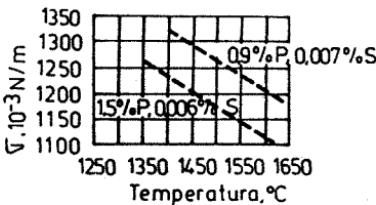


Figura 1.21. Influența fosforului și a temperaturii asupra tensiunii superficiale (σ) a fierului lichid

pentru aliajele tehnice cu largă răspândire în turnătorii, în special pentru fonte și oțeluri. Rezultatele obținute diferă în funcție de metoda de determinare utilizată și de puritatea materialului metalic folosit la experimentări.

Incluziunile nemetalice și peliculele de oxizi măresc tensiunea superficială.

Asemenea pelicule se formează în deosebi în cazul aliajelor de magneziu și provoacă creșterea tensiunii superficiale de 2...3 ori, ducând, în combinație cu eventualele antrenări de aer (în procesul de umplere a cavității propriu-zise a formei) la formarea unei spume, care poate bloca curgerea și conduce la rebuturi (discontinuități în masa aliajului din pereții piesei turnate, zone neumplute etc).

1.5.2. Metode pentru măsurarea tensiunii superficiale a metalelor și aliajelor lichide

În cazul altor lichide decât metale și aliaje, lichide care umezesc sau nu pereții, tensiunea superficială se măsoară pe baza fenomenului de capilaritate. Metoda constă în scufundarea capătului unui tub capilar cu diametrul $2r$ în lichid aşa cum se arată în Figura 1.22.

În cazul lichidelor care formează un menisc concav (udă pereții) lichidul urcă în tub până la înălțimea h (Figura 1.22.a) determinată de echilibrarea tensiunii superficiale prin greutatea coloanei de lichid denivelate. Dacă r este raza tubului capilar, tensiunea superficială σ_{tg} este dată de relația următoare care derivă din relația (1.29) și (1.31):

$$\sigma_{tg} = \frac{(\rho_{lichid} - \rho_{gaz}) \cdot h \cdot g \cdot r}{2 \cos \alpha} \quad (1.34)$$

În cazul metalelor și aliajelor care nu umezesc pereții tubului, meniscul este convex. Introducând tubul capilar în lichid, nivelul lichidului în tub scade, până ce se realizează echilibrul între tensiunea superficială și presiunea hidrostatică

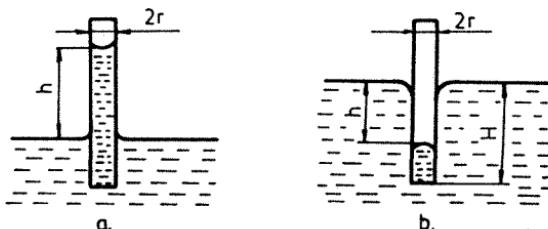


Figura 1.22. Măsurarea tensiunii superficiale cu tubul capilar

(Figura 1.22.b). Deoarece, în cazul aliajelor lichide măsurarea înălțimii coloanei h este dificilă, se aplică *metoda expulzării lichidului din tubul capilar cu ajutorul unui gaz*. Metoda constă în a realiza în tub o presiune p , cu ajutorul unui gaz inert (argon), care este mărită treptat, până când lichidul este expulzat din tub și apare prima bulă de gaz ieșind la suprafață prin învingerea coloanei de lichid H . Nivelul lichidului în tub se găsește în acest moment la adâncimea H , mărime mai ușor de măsurat. În acest moment presiunea din tub (p) echilibrează presiunea metalostatică dată de coloana de metal lichid la înălțimea H și tensiunea superficială (σ_{tg}):

$$\pi r^2 \cdot p = 2\pi r \sigma_{tg} + \pi r^2 \cdot \rho_{lichid} \cdot g \cdot H \quad (1.35)$$

iar tensiunea superficială (σ_{tg}) este:

$$\sigma_{tg} = \frac{p \cdot r}{2} \left(1 - \frac{\rho_{lichid} g H}{p} \right) \quad (1.36)$$

O relație mai exactă, care ține seama că bula de gaz formează o semisferă la capătul tubului înainte de a părăsi tubul, precum și de alte corecții, este următoarea:

$$\sigma_{tg} = \frac{pr}{2} \left[1 - \frac{2}{3} \cdot \frac{r \cdot \rho_{lichid} \cdot g}{p_1} - \frac{1}{6} \cdot \frac{r^2 \cdot \rho_{lichid}^2 \cdot g^2}{p_1} \right] \quad (1.37)$$

$$\text{relație în care: } p_1 = p - (\rho_{\text{lichid}} - \rho_{\text{gaz}})gH \quad (1.38)$$

O altă metodă pentru determinarea tensiunii superficiale a metalelor și aliajelor lichide a fost elaborată de Pohl-Schell. Prințipiu metodei este reprezentat schematic în Figura 1.23.

După această metodă metalul lichid este lăsat să curgă liber, sub presiune constantă, dintr-un rezervor printr-un orificiu de secțiune eliptică. Sub acțiunea tensiunii superficiale, jetul de metal în cădere liberă are tendință să treacă de la secțiunea eliptică la secțiunea rotundă.

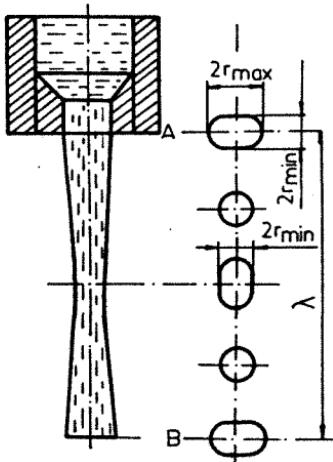


Figura 1.23. Măsurarea tensiunii superficiale după metoda Pohl-Schell

Tensiunea superficială se calculează cu relația:

$$\sigma = \frac{2}{3} \cdot \frac{\pi^2 \cdot a^3 \cdot \rho_{\text{lichid}}}{\tau^2} \quad (1.40)$$

în care: a - raza medie a orificiului de ieșire, [cm];

ρ_{lichid} - densitatea lichidului, [g/cm^3];

τ - durata de oscilație, [s];

Raza medie a secțiunii de ieșire se calculează din valoarea semiaxei mari (r_{max}) și a semiaxei mici (r_{min}) cu relația:

$$a = \frac{1}{2} (r_{\text{max}} - r_{\text{min}}) \left(1 - \frac{1}{6} A^2 \right) \quad (1.41)$$

Când secțiunea circulară este atinsă, particulele au o viteză datorită căreia ele continuă mișcarea, trecând din nou în secțiunea de formă eliptică, însă cu axele perpendiculare pe cele ale secțiunii eliptice de la ieșire. Mișcarea se oprește când elipsa ajunge la dimensiunile elipsei de la ieșire și începe un nou ciclu în sens contrar.

În timpul unei oscilații complete cu durata τ , jetul parcurge distanța λ care poate fi măsurată. Timpul τ poate fi calculat, cunoscând viteza medie a jetului $v_{\text{mediu jet}}$ între punctele A și B (căderea liberă). Durata unei oscilații complete este:

$$\tau = \frac{\lambda}{v_{\text{mediu jet}}} \quad (1.39)$$

Valoarea lui A are următoarea expresie:

$$A = \frac{r_{\max} - r_{\min}}{r_{\max} + r_{\min}} \quad (1.42)$$

1.5.3. Viscozitatea metalelor și aliajelor lichide

Această proprietate se manifestă numai la fluidele în mișcare și exprimă frecarea interioară dintre straturile de fluid, care se deplasează cu viteze diferite. Viscozitatea caracterizează deci tendința fluidelor de a se opune deformării sau mișcărilor relative a particulelor, prin apariția unor eforturi unitare. Pentru a pune în evidență natura viscozității și relațiile de calcul, se consideră un fluid între două plăci plane paralele, situate la distanța L (Figura 1.24).

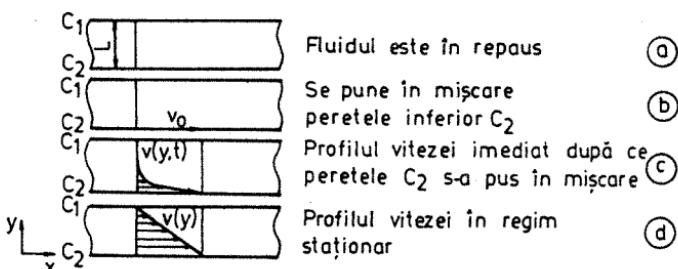


Figura 1.24. Obținerea profilului vitezei pentru un fluid care curge laminar între doi pereți C_1 și C_2 (care se deplasează cu viteza relativă v_0 unul față de altul):
 a – fluidul este în repaos;
 b – placa C_2 se pune în mișcare cu viteza v_0 ;
 c – profilul vitezei imediat după ce s-a pus în mișcare placa C_2 ;
 d – regim staționar de curgere.

La momentul $t = 0$, se imprimă plăcii inferioare C_2 o mișcare în direcția x cu viteza v_0 , în timp ce placa C_1 rămâne în repaos. Placa C_2 antrenează și o deplasare a straturilor de fluid dintre plăci, astfel că după un timp relativ scurt curgerea se desfășoară în regim staționar. În aceste condiții straturile de lichid în contact cu pereții plăcilor au viteze egale cu viteza acestora, iar viteza straturilor intermediare variază liniar.

Variatia vitezei (v_x) pe distanța L se exprimă prin relația:

$$v_x = v_0 \frac{y}{L} \quad (1.43)$$

Pentru menținerea mișcării plăcii inferioare C_2 este necesară o forță F , care se poate calcula cu relația:

$$F_x = \eta \frac{v_0}{L} \quad (1.44)$$

În care: η - o constantă de proporționalitate funcție de natura lichidului și reprezintă viscozitatea absolută (sau dinamică) a acestuia.

Rezultă deci că forța ce acționează pe unitatea de suprafață este proporțională cu viteza de deplasare a plăcii C_2 și invers proporțională cu distanța dintre plăci (L).

Considerând că viteza are o variație liniară, se poate reformula ecuația de mai sus în vederea obținerii expresiei eforturilor tangențiale ce acționează în direcția x la o distanță y :

$$\tau_{xy} = -\eta \left(\frac{dv}{dy} \right) \quad (1.45)$$

În care: τ_{xy} - forță de frecare care acționează pe unitatea de suprafață în direcția x , la o distanță y ;

$\frac{dv}{dy}$ - gradientul de viteză pe direcția perpendiculară deplasării.

Relația (1.45) este expresia matematică a *legii lui Newton*, care spune că efortul tangențial între două straturi adiacente este proporțional cu valoarea negativă a gradientului local de viteză. În general, toate gazele, metalele și aliajele lichide, zgurile metalurgice lichide respectă această lege și din acest motiv sunt numite *fluide newtoniene*.

Din analiza ecuației (1.45) rezultă expresia analitică de definire a *viscozității absolute* și unitățile de măsură a viscozității:

$$\eta = -\tau_{xy} \left(\frac{dv}{dy} \right)^{-1}, [\text{P}] \quad (1.46)$$

Unitatea de măsură pentru viscozitate este denumită poise (P). Un poise (1P) este egal cu un gram pe cm și secundă ($1 \text{ g cm}^{-1} \text{ sec}^{-1}$). Unitatea de măsură din sistemul internațional este $1 \text{ N s/m}^2 = 10^3 \text{ cP}$ (cP = centipoise; $1 \text{ cP} = 0,01 \text{ P}$).

În practica de laborator și industrială se utilizează în anumite cazuri noțiunea de *viscozitate cinematică* (v) definită prin raportul dintre viscozitatea dinamică și densitate (ρ):

$$v = \frac{\eta}{\rho}, [\text{m}^2/\text{s}] \quad (1.47)$$

Pentru unitatea de măsură a viscozității cinematicice (v) se folosește în literatura de specialitate și cea denumită *stokes* ($1 \text{ m}^2/\text{s} = 10^4 \text{ stokes}$).

Viscozitatea cinematică a metalelor și aliajelor la temperatura de turnare este practic mai mică decât a unei la temperatura mediului ambiant, ceea ce ilustrează fluiditatea ridicată a lor.

În aplicațiile tehnice se utilizează uneori noțiunea de *viscozitate relativă*, care reprezintă raportul dintre viscozitatea dinamică (η) sau cinematică (v) a unui lichid și viscozitatea similară (η_0 sau v_0) a unui lichid de referință (de obicei apă) conform relației:

$$\eta_{\text{relativ}} = \frac{\eta}{\eta_0}; v_{\text{relativ}} = \frac{v}{v_0} \quad (1.48)$$

Viscozitatea (respectiv fluiditatea) aliajelor joacă un rol important în turnătorii în ce privește:

- ridicarea la suprafață a incluziunilor nemetalice în vederea eliminării lor;
- asigurarea vitezei de umplere a formei;
- asigurarea unei viteze mari de reacție și de difuzie în procesele ce au loc la elaborarea aliajelor.

Problema ridicării la suprafață a incluziunilor nemetalice (produse de reacție solide, gazoase sau lichide - incluziuni de zgrădă, gaze etc) sau rămânerea lor în suspensie este o problemă care joacă, în numeroase cazuri, un rol important.

Incluziunile nemetalice au o greutate specifică mai mică decât a aliajului lichid. Ele sunt supuse unei forțe verticale de ascensiune (F_a), care derivă din *legea lui Arhimede*.

$$F_a = \frac{4\pi}{3} r^3 (\gamma_{\text{lichid}} - \gamma_{\text{inclusiuni}}) \quad (1.49)$$

în care: r – raza particulei, [m];

γ_{lichid} – greutatea specifică a lichidului, [N/m^3];

$\gamma_{\text{inclusiuni}}$ – greutatea specifică a inclusiunilor, [N/m^3];

Sub acțiunea acestor forțe, particulele se pun în mișcare spre suprafață. Datorită viscozității lichidului, particulele în mișcare întâmpină o rezistență (F_r) care, după legea lui Stokes, este proporțională cu raza particulei (r), cu viteza (v) și cu viscozitatea lichidului (η):

$$F_r = 6 \cdot \pi \cdot r \cdot \eta \cdot v \quad (1.50)$$

Cât timp viteza particulei este mică, predomină o forță de ascensiune (F_a), iar particula execută o mișcare accelerată, cu viteza crescândă. La o anumită valoare a vitezei, rezistența (F_r) ajunge să fie egală cu forța de ascensiune (F_a). Din acest moment, particula se mișcă în continuare cu viteza constantă de ascensiune. Valoarea acestei viteze se determină din egalitatea relațiilor (1.49) și (1.50).

$$v = \frac{2}{9} \cdot \frac{r^2}{\eta} (\gamma_{\text{lichid}} - \gamma_{\text{inclusiuni}}) \quad (1.51)$$

Se observă că viteza de ascensiune este invers proporțională cu viscozitatea și crește cu pătratul razei particulelor. Rezultă că particulele mici se deplasează cu o viteza mai mică decât particulele mari.

Există o legătură strânsă între viscozitatea cinematică și volumul atomic și chiar între acestea și entropie. Cu cât este mai mare volumul atomic (V) cu atât viscozitatea este mai mică:

$$\nu = K \frac{1}{V} \quad (1.52)$$

în care: K - coeficient cu valori între 4 și 5 pentru metalele lichide, în apropierea temperaturilor de cristalizare;

V - volumul atomic (raportul dintre greutatea atomică și densitate).

Influența factorului geometric (volumul atomic) se explică prin aceea că el exprimă distanța dintre atomi și deci valoarea forțelor de legătură (coezione), precum și a frecării interioare. Volum atomic mare înseamnă distanță mare între atomi, forțe de coezion mici, frecări interioare slabe și capacitate de curgere mare.

Factorul energetic (entropia) exprimă modul de ordonare a atomilor la trecerea dintr-un sistem în altul, lucru arătat de legea lui Trouton, relația (1.16). Cu cât entropia (S) este mai mare, cu atât căldura latentă de topire (L_{top}) este mai mare și deci diferența dintre starea solidă și cea lichidă a metalului este mai mare (structură mai diferită), existând schimbări esențiale între forțele de coezion și respingere între atomi. Metalele care au valoarea entropiei (S) mică, posedă o viscozitate mai mare, deoarece la topire nu au loc schimbări esențiale în ceea ce privește ordinea îndepărtată și apropiată a atomilor.

Interdependența dintre viscozitate și volumul atomic (sau entropie) arată că, în aceleași condiții de turnare, metalele și aliajele ușor fuzibile (de exemplu Pb, Bi, Sn) au o capacitate de curgere mai mare, față de cele greu fuzibile (de exemplu Fe). Aliajele de Al. Cu și Zn ocupă din această perspectivă o poziție intermedieră.

1.5.4. Metode pentru determinarea viscozității metalelor și aliajelor lichide

Pentru determinarea viscozității se folosesc două grupe de metode și anume: *staționare* (prin măsurarea debitului de curgere printr-un tub capilar la o diferență de presiune dată; prin măsurarea vitezei de deplasare prin lichid a unui corp căzător; prin măsurarea vitezei de rotație în lichid a unui corp rotitor etc) și *nестaționаре* (măsurarea decrementului logaritmic de amortizare a oscilațiilor rotative, atunci când aliajului i se imprimă o mișcare de oscilație prin intermediul unui electromagnet).

Se prezintă în continuare pentru exemplificare două metode de determinare a viscozității dinamice a metalelor și aliajelor lichide, una din grupa metodelor staționare și una din cele n'estaționare.

1.5.4.1. Metoda măsurării debitului printr-un tub capilar la o diferență de presiune dată

Această metodă dă rezultate bune în cazul lichidelor cu temperatură joasă de topire (sub 1000°C) folosind tuburi de cuarț. În Figura 1.25 este reprezentat un lichid în curgere laminară (linii de curent paralele) printr-un tub cu raza R și lungimea l , sub acțiunea diferenței de presiune Δp .

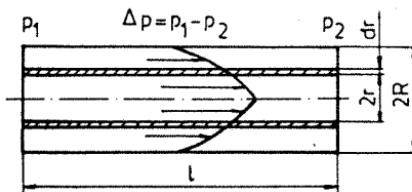


Figura 1.25. Schema curgerii laminare printr-un tub capilar de cuarț

Considerând în interiorul lichidului un tub de curent cu raza r , asupra lichidului din acest tub va lucra forță exteroară activă F :

$$F = \pi \cdot r^2 \cdot \Delta p = \pi r^2 (p_1 - p_2) \quad (1.53)$$

Datorită frecările interioare și cu peretii tubului capilar cu raza R , viteza lichidului variază pe secțiune fiind maximă pe axa tubului și nulă la periferie. Se crează astfel un gradient de viteză. La distanța r de la axă, gradientul de viteză este $\frac{dv}{dr}$. La periferia tubului de curent cu raza r acționează o forță de frecare F_r , care se opune mișcării lichidului din interiorul său. Această forță este proporțională cu viscozitatea (η), cu suprafața laterală cilindrică (A) și cu gradientul de viteză $\frac{dv}{dr}$.

$$F_r = -\eta \cdot A \cdot \frac{dv}{dr} = -\eta \cdot 2 \cdot \pi \cdot r \cdot l \cdot \frac{dv}{dr} \quad (1.54)$$

În curgerea staționară, cele două forțe sunt egale și de sens contrar ($F = F_r$). Rezultă:

$$\pi r^2 \Delta p = -\eta \cdot 2 \pi \cdot r \cdot l \cdot \frac{dv}{dr} \quad (1.55)$$

sau:

$$dv = -\frac{\Delta p}{2\eta l} \cdot r^2 dr \quad (1.56)$$

și integrând:

$$v = -\frac{\Delta p}{4\eta \cdot l} \cdot r^2 + C \quad (1.57)$$

Pentru $r=R$, $v=0$ (viteza la periferia tubului capilar este zero) rezultă:

$$C = \frac{\Delta p}{4\eta \cdot l} \cdot R^2 \quad (1.58)$$

iar expresia vitezei devine:

$$v = \frac{\Delta p}{4\eta \cdot l} \cdot (R^2 - r^2) \quad (1.59)$$

Se observă că viteza variază cu raza după o parabolă.

Debitul de lichid care curge prin tubul capilar se calculează prin integrare, pornind de la ecuația diferențială care exprimă debitul dQ , printr-o suprafață inelară, dS cu raza r și grosimea dr :

$$dQ = v \cdot dS = v \cdot 2\pi r \cdot dr \quad (1.60)$$

$$Q = \int_0^R dQ = 2\pi \int_0^R vr \cdot dr \quad (1.61)$$

$$Q = 2\pi \frac{\Delta p}{4\eta \cdot l} \int_0^R (R^2 - r^2) \cdot r \cdot dr = \frac{\pi \Delta p}{8\eta \cdot l} \cdot R^4 \quad (1.62)$$

Într-un interval de timp (t) volumul total (V) de lichid scurs prin tubul capilar va fi:

$$V = Q \cdot t = \frac{\pi \cdot \Delta p \cdot R^4}{8 \cdot \eta \cdot l} \cdot t \quad (1.63)$$

Această relație este cunoscută sub denumirea de relația lui Hagen-Poiseuille și poate fi utilizată pentru determinarea experimentală a viscozității dinamice:

$$\eta = \frac{\pi \cdot \Delta p \cdot R^4}{8 \cdot V \cdot l} \cdot t \quad (1.64)$$

sau în urma modificărilor aduse de Hagenbach:

$$\eta = \frac{\pi \cdot \Delta p \cdot R^4}{8 \cdot V \cdot l} \cdot t - \frac{\rho V}{8\pi lt} \quad (1.65)$$

relație în care ρ este densitatea lichidului, celelalte simboluri având semnificațiile explicitate mai sus.

1.5.4.2. Metoda oscilațiilor amortizate

În cazul lichidelor cu temperatură ridicată de topire, metoda cu tubul capilar nu este aplicabilă, în special din cauza dificultăților de măsurare și a celor legate de materialul refractar al tubului. În acest caz se folosește metoda oscilațiilor amortizate. Un sistem oscilant (un pendul, un cilindru suspendat de un fir metalic etc) scos din poziția de echilibru, execută mișcări oscilatorii cu amplitudine constantă. Dacă un asemenea sistem este scufundat într-un lichid vâscos, sistemul execută mișcări oscilatorii amortizate. Între decrementul logaritmice al oscilațiilor și viscozitatea η a mediului lichid, se poate stabili o relație care poate servi la determinarea viscozității. Decrementul logaritmice este o caracteristică cantitativă a vitezei de amortizare a unui

fenomen oscilatoriu și este egal cu logaritmul natural al raportului dintre două amplitudini consecutive de același sens ale oscilației amortizate.

În Figura 1.26 este reprezentat un sistem oscilant, construit dintr-un pendul suspendat pe un reazem prin intermediul unei prisme. Bila pendulului este scufundată în mediul lichid a cărei viscozitate trebuie determinată.

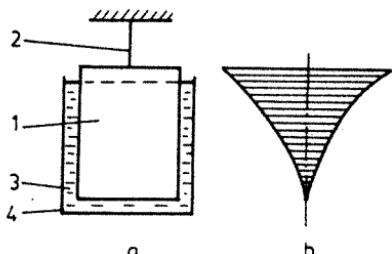
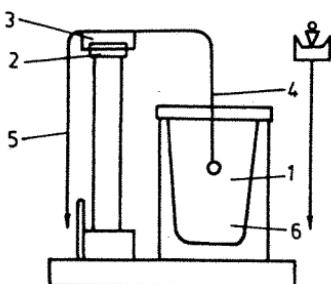


Figura 1.26. Sistem oscilant cu pendul

1 – creuzet; 2 – reazem; 3 – prismă;
4 – pendul; 5 – indicator; 6 – lichid.

Figura 1.27. Sistem oscilant cu cilindru

1 – cilindru oscilant; 2 – fir metalic;
3 – lichid; 4 - creuzet.

În Figura 1.27 sistemul oscilant este construit dintr-un cilindru suspendat de un fir metalic și scufundat în lichid. Momentul de torsiune al firului de care este suspendat cilindrul este proporțional cu unghiul de rotație (φ) al cilindrului:

$$M_t = \frac{I_p \cdot G}{l} \cdot \varphi \quad (1.66)$$

în care: I_p - momentul de inerție polar al firului;

G - modulul de alunecare al materialului firului ($G = 0,385 E$; unde
 E - modulul de elasticitate);
 l - lungimea firului.

În absența mediului vâscos ecuația de mișcare a sistemului este:

$$I_p \frac{d^2\varphi}{dt^2} = - \frac{I_p \cdot G}{l} \cdot \varphi \quad (1.67)$$

sau:

$$\frac{d^2\varphi}{dt^2} + \frac{I_p \cdot G}{I_p \cdot I} \cdot \varphi = 0 \quad (1.68)$$

în care: $\frac{d^2\varphi}{dt^2}$ - accelerarea unghiulară a sistemului sub acțiunea momentului de torsion a firului;
 I_p - momentul de inerție polar al sistemului oscilant.
 Soluția ecuației este:

$$\varphi = A \cos \omega t \quad (1.69)$$

în care: A – constantă de integrare (valoarea amplitudinii pentru $t = 0$);
 ω - viteza unghiulară.

Expresia vitezei unghiulare (ω) este:

$$\omega = \sqrt{\frac{I_p \cdot G}{I_p \cdot I}} \quad (1.70)$$

Dacă sistemul oscilant se mișcă într-un mediu cu viscozitatea η , trebuie să se ia în considerare rezistența care apare la această mișcare (frecare cu lichidul analizat). Această rezistență este proporțională cu suprafața de contact (S), viscozitatea (η), densitatea lichidului (ρ) și viteza periferică (v) a cilindrului. Notând cu R raza cilindrului și cu $\frac{d\varphi}{dt}$ viteza unghiulară, viteza periferică este:

$$v = R \frac{d\varphi}{dt} \quad (1.71)$$

Forța de frecare se scrie atunci:

$$F = \eta \cdot \rho \cdot S R^2 \frac{d\varphi}{dt} \quad (1.72)$$

Ecuția de mișcare devine:

$$I_p \frac{d^2\varphi}{dt^2} + \eta \rho S R^2 \frac{d\varphi}{dt} + \frac{I_p \cdot G}{I} \cdot \varphi = 0 \quad (1.73)$$

sau dacă se simplifică prin I_p :

$$\frac{d^2\varphi}{dt^2} + \frac{\eta \cdot \rho \cdot S \cdot R^2}{I_p} \cdot \frac{d\varphi}{dt} + \frac{I_p \cdot G}{I_p \cdot I} \cdot \varphi = 0 \quad (1.74)$$

Notând pentru simplificare:

$$a = \frac{\eta \cdot \rho \cdot S \cdot R^2}{I_p} \quad \text{și} \quad b = \frac{I_p \cdot G}{I_p \cdot I}$$

ecuația (1.74) devine:

$$\frac{d^2\varphi}{dt^2} + a \frac{d\varphi}{dt} + b\varphi = 0 \quad (1.75)$$

Această ecuație admite o soluție de forma $\varphi = A e^{rt}$. Introducând această soluție în relația (1.75) se obține forma caracteristică a ecuației diferențiale:

$$r^2 + ar + b = 0 \quad (1.76)$$

ale cărei rădăcini sunt:

$$r_1 = -\frac{a}{2} + \sqrt{\frac{a^2}{4} - b} \quad \text{și}$$

$$r_2 = -\frac{a}{2} - \sqrt{\frac{a^2}{4} - b}$$

Acstea rădăcini sunt imaginare, deoarece b , în a cărui expresie intră modulul de alunecare G , este mai mare decât $\frac{a^2}{4}$.

Dacă se notează $\sqrt{\frac{a^2}{4} - b} = i\beta$ rădăcinile se pot scrie sub forma:

$$r_1 = -\frac{a}{2} + i\beta \quad \text{și} \quad r_2 = -\frac{a}{2} - i\beta.$$

Celor două rădăcini le corespund două soluții particulare:

$$\varphi_1 = A e^{-\frac{a}{2}t} \cdot e^{i\beta t} = A e^{-\frac{a}{2}t} (\cos \beta t + i \sin \beta t) \quad (1.77)$$

$$\varphi_2 = A e^{-\frac{a}{2}t} \cdot e^{-i\beta t} = A e^{-\frac{a}{2}t} (\cos \beta t - i \sin \beta t) \quad (1.78)$$

Suma celor două soluții reprezintă și ea o soluție particulară:

$$\varphi = \varphi_1 + \varphi_2 = A \cdot e^{-\frac{a}{2}t} \cdot \cos \beta t \quad (1.79)$$

Relația (1.79) reprezintă oscilațiile amortizate ale sistemului, durata oscilațiilor fiind $\frac{2\pi}{\beta}$. Notând cu t_0 timpul când una din oscilații atinge amplitudinea maximă, rezultă că oscilația următoare va atinge amplitudinea maximă după timpul t , adică la momentul $t_0 + t$. Raportul celor două amplitudini consecutive este:

$$\delta = \frac{Ae^{-\frac{a}{2}t_0}}{Ae^{-\frac{a}{2}(t_0+t)}} = e^{\frac{\pi a}{\beta}} \quad (1.80)$$

Acest raport poate fi măsurat pe oscilograme. Logaritmând relația (1.80) se obține decrementul logaritmic:

$$\ln \delta = \frac{\pi a}{\beta} = \frac{\pi \cdot \eta \cdot \rho \cdot S \cdot R^2}{\sqrt{\frac{I_p \cdot I_p \cdot G}{I} - \frac{(\eta \cdot \rho \cdot S \cdot R^2)^2}{4}}} \quad (1.81)$$

Relația (1.81) poate servi pentru determinarea viscozității (η).

1.5.5. Influența diferenților factori asupra viscozității metalelor și aliajelor lichide

Viscozitatea aliajelor depinde de viscozitatea metalului de bază, precum și de compoziția, puritatea și temperatura lor.

Aliajul binar lichid poate fi considerat ca un sistem constituit din atomii A și B. Forțele de legătură dintre atomii de același tip și de tipuri diferite pot fi simbolizate astfel:

- | | |
|----------------------------------|-----|
| $F_{A,A} = F_{A,B} = F_{B,B}$ | (a) |
| $F_{A,A} < F_{A,B} > F_{B,B}$ | (b) |
| $F_{A,A} > F_{A,B} < F_{B,B}$ | (c) |
| $F_{A,A} > F_{A,B} \geq F_{B,B}$ | (d) |

Forțele de legătură arătate pot fi determinate pe baza variației de energie (călduri degajate, consumate la dizolvare, coeficienți de activitate etc), precum și a volumului specific, care are loc la obținerea sistemului.

În aliajele binare cu solubilitate nelimitată a elementelor A și B, căldura de amestecare, în cele mai multe cazuri este egală cu zero, iar forțele de legătură între atomii de același tip și de tipuri diferite sunt egale (cazul a), neexistând variație de energie. Tensiunea vaporilor substanței dizolvate se micșorează corespunzător concentrației existente. Viscozitatea se va schimba liniar în funcție de concentrație.

În sistemele cu compuși intermetalici, prin amestecare are loc degajare de căldură (procesul este exoterm) și micșorarea volumului. Căldura degajată reprezintă diferența dintre căldura de formare a compusului A-B și căldurile de disociere A-A și B-B. Forțele de legătură sunt mai mari decât $F_{A,A}$ sau $F_{B,B}$ (cazul b) și determină creșterea viscozității.

La aliajele eutectice procesul de aliere are loc cu un consum de căldură (procesul este endoterm). Efectul endoterm indică rezistența opusă de componente ale sistemului procesului de amestecare. Forțele dintre atomii de tip diferit sunt mai mici (cazul c) ceea ce determină micșorarea viscozității aliajului.

În cazul (d) alierea poate fi însotită de degajare sau absorbie de căldură, iar viscozitatea poate să crească sau să scadă în funcție de ponderea atomilor în componența aliajului.

Rezultă că metalele pure și aliajele eutectice au viscozitatea mai mică decât aliajele cu interval de solidificare. Elementele de aliere pot să micșoreze sau să mărească viscozitatea, în funcție de mărimea forțelor de legătură dintre atomi de tip diferit.

Influența elementelor de aliere asupra viscozității se manifestă prin schimbarea densității și a temperaturii de cristalizare. Elementele care micșorează densitatea (măresc volumul specific sau molar) micșorează și viscozitatea (la temperatură constantă). Dacă elementul de aliere micșorează temperatura de cristalizare, la același grad de supraîncălzire a aliajelor, contribuie la micșorarea viscozității.

Viscozitatea metalelor și aliajelor lichide este influențată de condițiile de turnare, adică, în primul rând, de *temperatură, compozиie și presiune*. În urma cercetărilor s-a constatat că efectul presiunii asupra viscozității metalelor și aliajelor este nesemnificativ.

Viscozitatea (η) scade odată cu creșterea temperaturii conform relației:

$$\eta = \eta_0 \cdot e^{-\frac{E_v}{RT}} \quad (1.82)$$

în care: η_0 – viscozitatea la temperatura de referință;

E_v – energia de activare a curgerii vâscoase.

De exemplu, comparând viscozitatea diferitelor aliaje feroase se remarcă că viscozitatea fontelor albe eutectice (cu aproximativ 4% C și la 1400°C) este mai mică decât viscozitatea apei la temperatură ambientă, ceea ce ilustrează proprietățile bune de turnare a acestor fonte. În schimb, fontele cenușii au o viscozitate de 6-7 ori mai mare, deoarece existența resturilor de grafit nedizolvat mărește frecările interioare în acest tip de fonte.

Viscozitatea oțelurilor este cuprinsă între viscozitatea fontelor albe și a fontelor cenușii. În schimb, viscozitatea oțelurilor înalt aliate, este mai mare decât a oțelurilor obișnuite.

În Tabelul 1.3 se arată influența elementelor însotitoare *P, Si, S, Mn și C* asupra viscozității fontelor, influență determinată cu metoda oscilațiilor amortizate. În tabelul amintit mai sus se prezintă variația decrementului logaritmic al oscilațiilor la un adăos de 0,1% element, precum și domeniul de compozitie cercetat.

Tabelul 1.3.

Influența elementelor P, S, Si, Mn și C asupra viscozității fontelor

Elementul	Domeniul de concentrație cercetat [%]	Variația decrementului logaritmic la un adăos de 0,1%
P	0,186-2,700	-5,8
S	0,032-0,208	+21,8
Si	0,420-2,400	-2,5
Mn	0,680-2,440	-2,2
C	0,950-3,690	-4,7

Semnul "+" din Tabelul 1.3 înseamnă că la un adăos de 0,1% element, decrementul crește cu cifra arătată în tabel și deci crește viscozitatea. Semnul "-" înseamnă în concluzie deci, o scădere a viscozității pentru aliajul feros analizat.

Menținerea valorii viscozității la un nivel cât mai scăzut posibil, prezintă o mare importanță în majoritatea sistemelor metalurgice. Astfel, în procesele de transfer de masă la care este necesar un contact intim între faze, valoarea viscozității trebuie să fie cât mai mică.

În general, viscozitatea metalelor și zgurelor lichide utilizate este situată între 0,005 ... 0,05 P.

În cele mai multe sisteme binare curbele de viscozitate, urmăresc în general, curba lichidus din diagrama de echilibru binar, constatăndu-se un minim de viscozitate la compozиi corespunзtoare celei eutectice, acest lucru confirmând odată în plus interacțiunea atomică puternică din starea solidă, păstrată și în cea lichidă.

Aliajele lichide conțin întotdeauna în suspensie *inclusiuni nemetalice*, provenite de la elaborare (produse de dezoxidare sau desulfurare – oxizi, silicii solizi sau lichizi etc), materiale erodate din căptușeala cuporului sau din pereții formei, precum și alte inclusiuni nemetalice (carburi, nitruri etc). Proportia acestor inclusiuni poate reprezenta 0,1-2,5% din greutatea aliajului. Dat fiind densitatea lor mult mai mică, decât a metalului ori aliajului lichid, ca volum ele reprezintă un procent de 2,6 – 3,5 ori mai mare decât procentul de greutate.

Inclusiunile nemetalice solide măresc frecarea interioară și măresc astfel viscozitatea aliajului lichid. În această categorie intră, în primul rând, în cazul fontelor sulfura de mangan (MnS), iar în cazul aliajelor usoare, oxizi Al_2O_3 și MgO .

De exemplu, punctul de topire a sulfurii de mangan (MnS) este la 1650^0C , deci la temperatura de turnare a fontei ($1250 - 1350^0C$) este o inclusiune nemetalică solidă, dispersată în masa aliajului. La conținuturi mari de sulf ($S > 0,15\%$) viscozitatea fontei crește atât de mult încât nu poate fi turnată în piese cu pereți subțiri (fonta nu curge complet din oală, solidificându-se pe pereții acesteia).

Același rol îl joacă Al_2O_3 , cu punctul de topire 2050^0C , în aliajele de aluminiu (cu temperatura de elaborare de aproximativ 700^0C) și în aliajele de cupru aliata cu Al (cu temperatura de elaborare de aproximativ 1100^0C). Dacă de exemplu, se aliază cuprul cu aluminiul fără dezoxidare prealabilă a cuprului, rolul de dezoxidant îl preia aluminiul și oxidul de aluminiu (Al_2O_3) format mărește într-atât viscozitatea aliajului, încât acesta nu poate fi evacuat prin curgere din creuzet.

Oxidul de magneziu (MgO), cu o temperatură de topire de aproximativ 2500^0C , mărește viscozitatea aliajelor pe bază de magneziu (cu temperatura de elaborare $700 - 750^0C$).

Inclusiunile nemetalice aflate în stare lichidă micșorează viscozitatea aliajului. Acest caz se întâlnește la elaborarea și turnarea oțelului acid și bazic, când dezoxidarea se face de exemplu, cu silico-mangan. În aceste cazuri produsele de dezoxidare se găsesc sub formă de silicii de fier și mangan (lichizi) care reduc frecările interioare din lichid. Viscozitatea mai mică a oțelului acid față de cel bazic se explică prin mai puține inclusiuni provenite de la dezoxidare (dezoxidarea făcându-se prin difuziunea oxizilor din baie în zgură și nu prin precipitatea acestora în baie, cu ajutorul dezoxidanților). Viscozitatea mai mică a oțelului acid față de cel bazic se explică și prin conținutul mai mare de fosfor al oțelului acid și temperatura lui mai ridicată.

Inclusiunile nemetalice solide influențează și structura, deci proprietățile fizico-mecanice ale aliajului solidificat. Inclusiunile în cantitate mai mică și de dimensiuni foarte mici conduc la o structură cu grăunți fini și caracteristici fizico-mecanice superioare, datorită germinării într-un număr mai mare de centre. Inclusiunile în

cantitate mare și de dimensiuni mari influențează negativ asupra structurii și proprietăților fizico-mecanice, astfel că ele trebuie eliminate în cursul elaborării aliajelor.

Modificarea aliajelor contribuie la creșterea viscozității. Aceasta se explică de exemplu în cazul fontelor, prin introducerea în fonta lichidă a unor particule solide. Astfel, la modificarea fontei cu *Fe-Si*, compusul chimic care rezultă este foarte stabil și nu se dizolvă, chiar la supraîncălzirile mari. La menținere, procesele de difuzie din fonta lichidă determină distrugerea legăturilor din compusul *Fe-Si*. Acest fenomen evoluează în timp, ceea ce influențează asupra viscozității, micșorând-o din nou la valori acceptabile.

CAPITOLUL 2

CURGEREA METALELOR ȘI ALIAJELOR LICHIDE

În procesul de realizare a pieselor turnate un rol deosebit îl are umplerea formelor cu metale și aliaje lichide. Turnarea, care cuprinde evacuarea metalului lichid din agregatul de elaborare în oala de turnare și umplerea cavității propriu-zise a formei, este însoțită de fenomene (discontinuități ale jetului de metal, turbulentă, aspirația de gaze, spumare etc) ce influențează calitatea pieselor turnate. Aceste fenomene însoțesc curgerea metalului sau aliajului lichid prin canalele rețelei de turnare și prin cavitarea propriu-zisă a formei. Rezultă, astfel, antrenări de zgură, amestec de formare, aer și gaze din atmosferă sau din porii pereților formei (cazul formelor clasice realizate din amestec de formare) în jetul de aliaj lichid și apariția după solidificare a defectelor de turnare de tipul: incluziunilor de oxizi și de zgură, incluziuni de amestec de formare (nisip), sufluri, părți neumplute ale formei (piesei), suduri reci etc.

Un alt grup de fenomene sunt acțiunile fizico-chimice ale metalului sau aliajului lichid asupra materialului formei în intervalul de umplere a cavității propriu-zise a formei și de la terminarea umplerii, până la solidificarea completă a aliajului.

Curgerea aliajelor este influențată îndeosebi de fluiditate (viscozitate) și caracterul curgerii (laminar ori turbulent), având loc în cele mai multe din cazuri sub acțiunea forței gravitaționale (turnarea prin cădere liberă). Există și cazuri când asupra aliajului lichid acționează și alte forțe (centrifugă, presiunea exercitată de un piston ori un gaz inert etc) decât forța gravitațională (cazul procedeeelor speciale de turnare – turnarea centrifugă, sub presiune, expulzarea continuă etc).

Procedeul de turnare prin cădere liberă a aliajului este cel mai folosit în turnătorile de aliaje feroase (fonte și oțeluri), în timp ce procedeele speciale de turnare sunt utilizate mai ales în turnătorile de aliaje neferoase.

2.1. Fluiditatea metalelor și aliajelor

Fluiditatea este una din cele mai importante proprietăți de turnare și este definită prin:

- *capacitatea de curgere a aliajului prin canale în cavitarea formei, exprimată prin durata de umplere, viteză de curgere și lungimea canalelor și cavităților umplute;*
- *capacitatea de umplere corectă a cavității formei cu redarea celor mai fine detalii de configurație, exprimată prin precizia dimensională a pieselor turnate;*

- *capacitatea de eliminare în timpul curgerii a incluziunilor nemetalice (gazoase și solide) din aliaj, exprimată prin compactitatea piesei turnate.*

2.1.1. Determinarea fluidității

După principiul metodelor de determinare acestea pot fi împărțite în trei grupe:

- *probe care se bazează pe curgerea metalului ori aliajului lichid în canalele cu secțiune mică și lungime mare, la care fluiditatea se apreciază după lungimea parcursă de aliaj până la încetarea curgerii datorită solidificării, în respectivele canale cu secțiune constantă;*
- *probe care se bazează pe umplerea unor cavitați cu secțiune variabilă, la care fluiditatea se apreciază după fidelitatea reproducerei cavitații utile;*
- *probe care constau în curgerea aliajului lichid prin orificii de secțiune mică, la care fluiditatea se apreciază după cantitatea de aliaj scursă până la blocarea orificiului;*

Cel mai mult utilizate în practică sunt probele din prima grupă. În această categorie intră probele cu canal spiral (Figura 2.1), cu canal drept (Figura 2.2), cu canal în formă de "U" (Figura 2.3), proba harfă (figura 2.4).

În Figura 2.1 se prezintă schema probei spirale, cea mai cunoscută și frecvent folosită. Fluiditatea se apreciază după lungimea parcursă de aliajul lichid într-un canal cu secțiune triunghiulară sau trapezoidală cu traseu spiral. Proba spirală are avantajul că ocupă dimensiuni reduse în plan.

Pentru a se măsura mai ușor lungimea parcursă de aliajul lichid pe canal sunt aplicate adâncituri la distanțe de 50 mm. Turnarea se poate face în forme crude, uscate sau chiar în forme metalice. Pentru asigurarea condițiilor de umplere identice, turnarea se face prin intermediul unui filtru din nisip de quart.

În Figura 2.2 se prezintă schema probei cu canale drepte și paralele, la care fluiditatea se măsoară ca o medie a lungimilor canalelor umplute cu aliaj.

În Figura 2.3 este reprezentată proba cu canal sub formă de "U", utilizată în special la aliajele neferoase. Proba se toarnă în formă metalică prin intermediul unei pâlnii din material refractar. Canalul descendente și partea inferioară au diametrul mai mare, față de canalul ascendent. Fluiditatea se măsoară prin lungimea parcursă de aliaj în canalul ascendent.

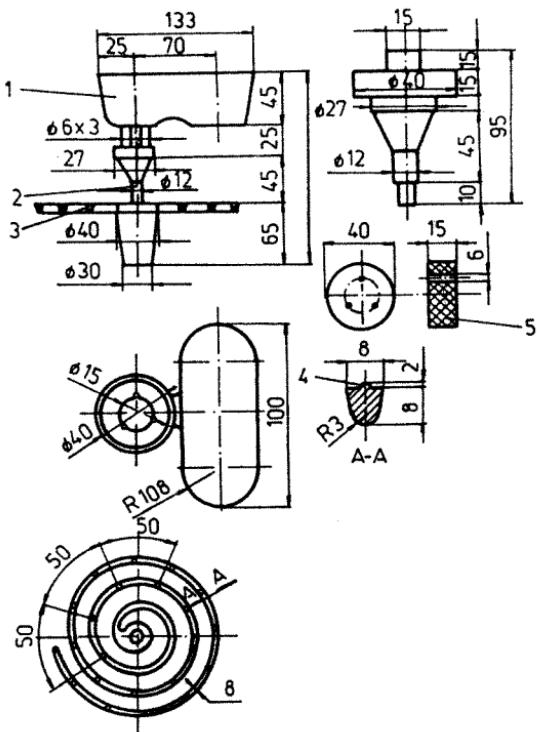


Figura 2.1. Proba cu canal spiral pentru determinarea fluidității aliajelor

- 1 – bazin de turare;
- 2 – picior de turare;
- 3 – canal spiral;
- 4 – proeminențe;
- 5 – filtru.

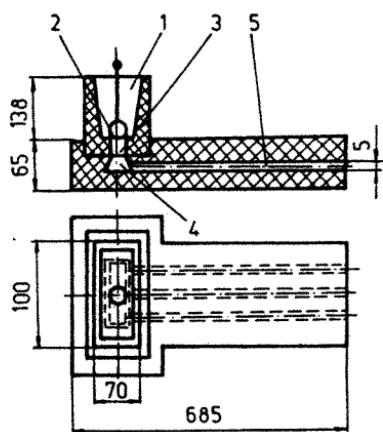


Figura 2.2. Proba cu canale drepte și paralele pentru determinarea fluidității aliajelor

- 1 - pâlnie de turare;
- 2 - dop pâlnie;
- 3 – orificiu de turare;
- 4 - canal distribuție;
- 5 - canal drept.

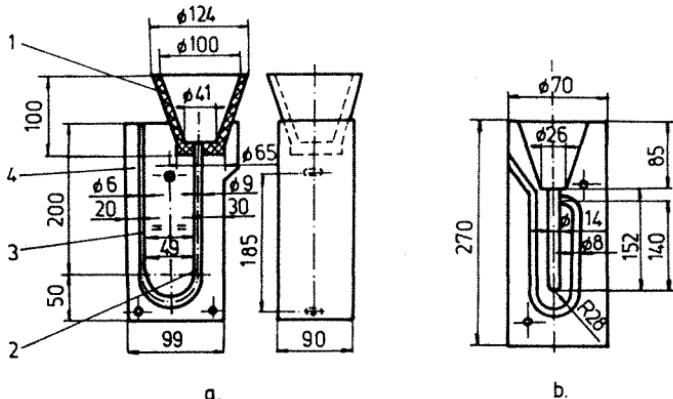


Figura 2.3. Proba cu canal sub formă de "U" pentru determinarea fluidității aliajelor (forme de turnare):

- a – pentru aliaje neferoase fără tendință de spumare;
- b – cu tendință de spumare
- 1 – pâlnie;
- 2 – canal descendente;
- 3 – canal ascendent;
- 4- semiformă.

În Figura 2.4 se prezintă proba tip harfă pentru determinarea fluidității, la care se folosesc mai multe canale ascendente de diametre diferite, analizându-se astfel influența secțiunii canalelor asupra fluidității aliajelor.

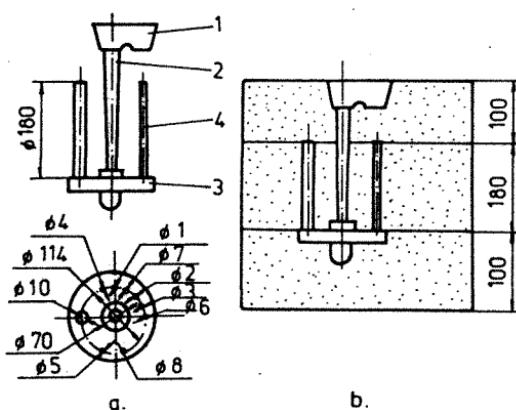


Figura 2.4. Proba tip harfă pentru determinarea fluidității aliajelor

- a – probă; b – formă asamblată;
 - 1 – bazin de turnare; 2 – picior de turnare; 3 – disc distribuitor; 4 – canale verticale.
- Pentru ca rezultatele probelor de fluiditate din prima grupă să fie comparabile este necesar ca înălțimea de turnare, temperatura formelor și umiditatea acestora (în

cazul formelor crude) să fie aceeași, deoarece acești factori influențează rezultatele experimentale.

Dintre probele din a doua grupă, cel mai frecvent folosite sunt proba pană (Figura 2.5) și proba sferică (Figura 2.6).

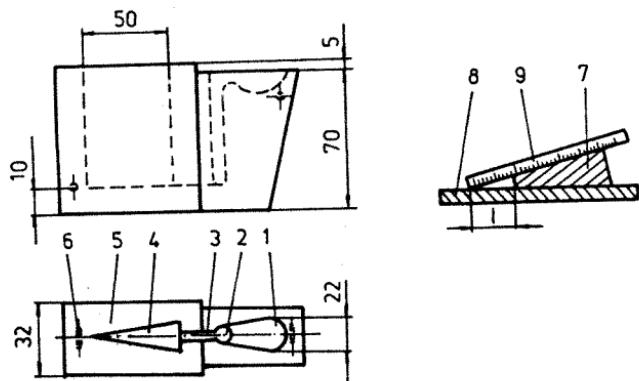


Figura 2.5. Proba pană pentru determinarea fluidității aliajelor:

1 – pâlnie de turnare; 2 – picior de turnare; 3 – alimentator tip fantă; 4 – cavitate tip pană; 5 – semiformă metalică; 6 – sistem de îmbinare; 7 – probă pană; 8 – suport; 9 – riglă.

În cazul probei pană, fluiditatea se apreciază după lungimea “/” a colțului cavitații din formă, care nu se umple datorită tensiunii superficiale a metalului.

Proba sferică (Figura 2.6) se toarnă într-o formă金属ică, unde aliajul umple cavitatea propriu-zisă delimitată de o bilă și o pană metalică (amplasate între semiforme în locașuri speciale).

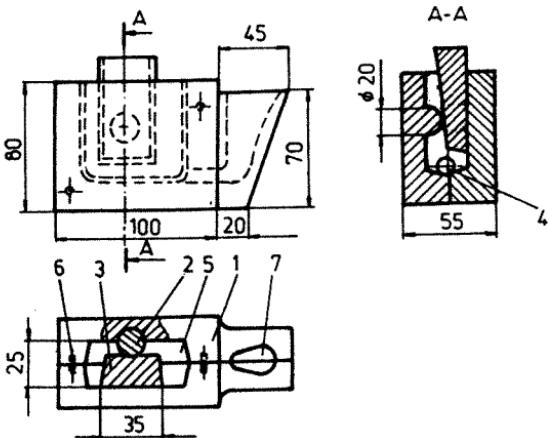


Figura 2.6. Proba sferică pentru determinarea fluidității aliajelor

1 – semiformă; 2 – bilă; 3 – pană; 4 – alimentator; 5 – cavitatea formei; 6 – sistem îmbinare; 7 – pâlnie.

Spațiul dintre bilă (diametrul bilei este $d_{bilă}$) și pană nu se umple complet, ci rămâne un gol circular (de diametrul $d_{orificiu}$) cu atât mai mare, cu cât fluiditatea aliajului este mai mică.

Fluiditatea (F) se măsoară cu relația:

$$F = \frac{d_{bilă} + d_{orificiu}}{2} \quad (2.1)$$

Principiul metodelor din grupa a treia este schematizat în Figura 2.7. Fluiditatea se exprimă prin volumul de aliaj lichid scurs printre-un orificiu, până la închiderea curgerii datorată solidificării aliajului în orificiul de evacuare.

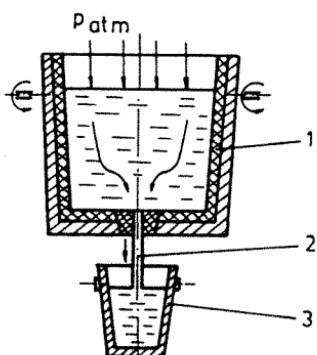


Figura 2.7. Principiul determinării fluidității bazat pe curgerea aliajelor lichide printre-un orificiu care urmează să se obțureze prin solidificarea aliajului:

1 - rezervor aliaj;
2 - aliaj scurs;
3 - oală pentru captarea aliajului scurs.

Determinarea fluidității cu ajutorul uneia sau mai multora din probele arătate mai sus, prezintă importanță practică în următoarele cazuri:

- pentru controlul capacității aliajului de a umple cavitatea propriu-zisă, de exemplu la turnarea pieselor cu pereți foarte subțiri de lungime (circumferință) mare și complexitate geometrică ridicată (în aceste condiții se precizează de obicei numai limita inferioară a fluidității, necesară pentru umplerea completă a cavitații formei, evitându-se apariția părților neumplute);
- pentru controlul temperaturii aliajului la o compozitie chimică dată, determinându-se atât temperatura minimă a aliajului, necesară pentru umplerea completă a cavitații propriu-zise, cât și temperatura maximă de turnare, în vederea preîntâmpinării apariției defectelor de turnare de tipul retasurilor, fisurilor, tensiunilor, transcrystalizațiilor, aderențelor etc;
- pentru controlul calitativ al compozitiei chimice a aliajului, a variației acestei compozitii în timpul elaborării, în condițiile menținerii constante a temperaturii de turnare.

2.1.2. Factorii principali care influențează fluiditatea

Fluiditatea este o proprietate tehnologică care depinde de foarte mulți factori. Acești factori pot fi împărțiți în patru categorii:

- factori care depind de natura și proprietățile intrinseci ale metalelor și aliajelor turnate* (proprietățile fizice, chimice și metalurgice – intervalul de solidificare și modul de cristalizare, căldura specifică la presiune constantă în domeniul lichid, căldura latentă de solidificare, conductivitatea termică, tensiunea superficială, viscozitatea, puritatea aliajului etc);
- factori care depind de natura materialului formei și caracteristicile termofizice ale acestuia* (conductivitate termică, densitate, căldura specifică la presiune constantă în domeniul solid, difuzivitatea termică, coeficientul global de acumulare a căldurii etc);
- factori care depind de condițiile de turnare* (impuse de tehnologia folosită - gradul de supraîncălzire, viteza de turnare, presiunea de lucru etc);
- factori care depind de complexitatea geometrică a piesei turnate, respectiv a formei în care se toarnă.*

Toți factorii enumerați anterior influențează interacțiunea termică, mecanică și chimică care are loc permanent între aliajul care curge și materialul pereților formei (cu care vine în contact), determinând în final capacitatea de curgere a aliajului. Aprecierea corectă a influenței unui factor asupra fluidității aliajului se poate face numai în condițiile în care valoarea celorlalți factori este menținută constantă.

2.1.2.1. Influența naturii și proprietăților intrinseci ale aliajelor asupra fluidității

2.1.2.1.1. Influența intervalului de solidificare și a modului de cristalizare asupra fluidității

Aliajul curge atâtă timp cât se găsește în stare lichidă, precum și o perioadă când el se găsește în curs de solidificare. Temperatura la care începează curgerea, denumită *temperatura fluidității zero (nule)*, se găsește în intervalul de solidificare, corespunzătoare unei cantități de 20 ... 30% cristale din masa aliajului.

În Figura 2.8 este arătată poziția liniei (curbei) de fluiditate nulă în raport cu intervalul de solidificare pentru un sistem de aliaje A-B, cu solubilitate parțială și eutetic.

Fluiditatea aliajului în intervalul de solidificare este cu atât mai mică, cu cât proporția de cristale este mai mare și cu cât suprafața lor specifică este mai mare (raportul dintre suprafață și volum este mai mare), adică cu cât dendritele sunt mai puternic dezvoltate.

Aliajele cu cristale compacte (sferice) au fluiditatea mai mare și fluiditatea nulă apare la cantități mai mari de cristale în suspensie (de exemplu 30 ... 40%).

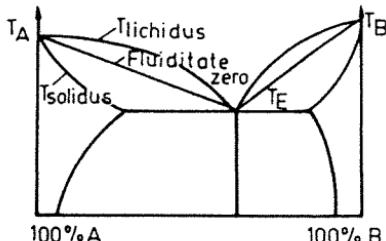


Figura 2.8. Poziția curbei de fluiditate nulă în raport cu intervalul de solidificare

Metalele pure, aliajele eutectice și compușii chimici cristalizează la temperaturi constante, întotdeauna la o aceeași compoziție chimică. În aceste condiții cristalul se poate alimenta în mod uniform în toate direcțiile. Ca urmare cristalitele prezintă aproximativ aceleași dimensiuni în toate direcțiile (cristale echiaxiale) sau se obțin sub formă de dendrite slab ramificate și groase din care se obține crusta solidificată, compactă la suprafața piesei turnate, la contactul cu pereții formei de turnare. Limita crustei solidificate se deplasează succesiv de la suprafața de contact aliaj-formă spre interiorul cavității propriu-zise a formei umplute cu aliaj lichid.

Suprafața de separație dintre faza lichidă și crusta solidificată este relativ netedă, iar aliajul cuprins între crustele solidificate poate curge ușor, așa cum este arătat în Figura 2.9.a. Din acest motiv, fluiditatea metalelor pure, a compușilor chimici și a aliajelor eutectice este maximă.

La aliajele cu intervale de solidificare, care formează soluții solide, cristalitele cresc într-un interval de temperatură, în condițiile variației compoziției chimice și a apariției segregărilor dendritice. Ca urmare ele cresc de preferință într-o anumită direcție obținându-se dendrite ramificate, ca în Figura 2.9.b. Cristalitele dendritice ajung ușor în contact unele cu altele formând un schelet continuu, iar în cazul când ele aderă la pereții formei lasă la interior un canal cu pereți rugoși și unele cristalite mai ramificate spre axa peretelui pot frâna considerabil viteza de curgere.

Mecanismul curgerii aliajelor lichide cu interval de solidificare, conform modelului din Figura 2.9.b, poate avea loc numai în cazul vitezelor mici de deplasare, de exemplu în condițiile alimentării piesei turnate cu aliaj lichid din maselotă. În cazul curgerii aliajelor lichide prin canale, cristalitele dendritice se rup și sunt antrenate de jetul de aliaj, contribuind astfel la formarea unui sistem vâscos, care încețează repede să mai curgă. Cu cât cristalitele sunt în cantitate mai mare și mai dezvoltate perpendicular pe direcția de deplasare a aliajului, cu atât ele se vor rupe mai ușor și vor bloca mai repede curgerea. Acest lucru se intensifică odată cu creșterea intervalului de solidificare.

Temperatura corespunzătoare fluidității zero este mai apropiată de curba lichidus la aliajele hipoeutectice, față de cele hipereutectice (Figura 2.10).

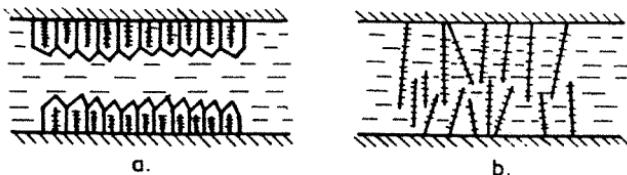


Figura 2.9. Modul de solidificare a metalelor și aliajelor fără interval de solidificare (a) și a aliajelor cu interval de solidificare (b)

Aceasta înseamnă că la aceeași subrăcire (sub curba lichidus), aliajele hipereutectice conțin o cantitate mai mică de cristale primare și de aceea au o fluiditate mai mare. Aceasta se explică prin efectul de încălzire a aliajului, determinat de degajarea căldurii latente de cristalizare a fazelor primare. De asemenea, cristalele primare din domeniul hipereutectic au în general o formă mai compactă decât cele din domeniul hipoeutectic, ceea ce face ca fluiditatea să crească.

Aliajele turnate în forme metalice se răcesc de obicei cu viteze mari, ceea ce face ca ele să cristalizeze la subrăciri însemnate, conform diagramelor metastabile (Figura 2.11). Deplasările punctelor critice în diagramele metastabile explică anomaliiile fluidității și anume: deplasarea minimului de pe curba fluidității în direcția unor conținuturi mai mici ale elementelor din compoziție, în comparație cu cele necesare obținerii soluțiilor solide suprasaturate (Figura 2.11.a).

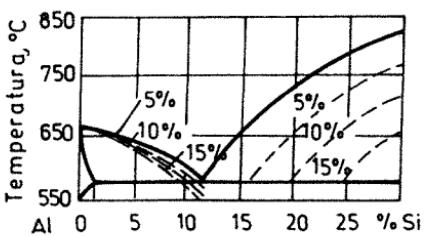


Figura 2.10. Poziția curbelor corespunzătoare fluidității zero pentru aliajele hipo și hipereutectice din sistemul Al-Si

Se constată și situații inverse (Figura 2.11.b). Maximul fluidității la mărirea vitezei de răcire se deplasează spre partea hipereutectică a diagramei (Figura 2.11.c).

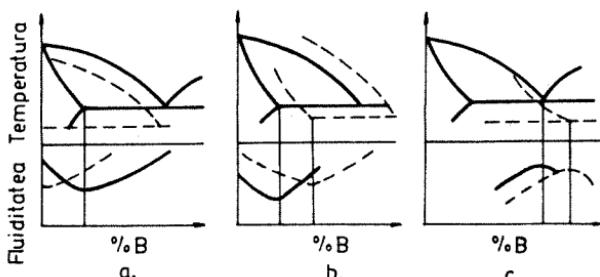


Figura 2.11. Deplasarea valorilor minime și maxime ale curbelor fluidității zero în cazul turnării în forme metalice unde subrăcirile sunt însemnate:

- a - deplasarea minimului spre stânga (cazul sistemelor Al-Mg, Cu-Al, Mg-Zn);
- b - deplasarea minimului spre dreapta (cazul sistemelor Al-Si, Pb-Sn, Sn-Bi);
- c - deplasarea maximului spre dreapta (cazul sistemelor Al-S, Pb-Sb, Fe-C).

Intervalul de solidificare și modul de solidificare sunt influențate de natura aliajului și de compoziția lui chimică. În felul acesta poate fi explicată influența elementelor chimice de bază și de aliere asupra fluidității. Astfel, de exemplu, în cazul fontelor carbonul, siliciul și fosforul micșorează intervalul de solidificare și împreună cristalizării un caracter exogen. Ca urmare, aceste elemente măresc fluiditatea întrinsecă a aliajului.

2.1.2.1.2. Influența temperaturii de turnare asupra fluidității

Metalul sau aliajul lichid în procesul de curgere pierde căldură treptat (se răcește) în timp ce materialul din care este realizată forma asimilează căldura (se încălzește). Pierderile de căldură până la terminarea turnării nu trebuie să depășească căldura de supraîncălzire ($Q_{supraîncălzire}$), consumată pentru ridicarea temperaturii aliajului deasupra temperaturii corespunzătoare fluidității zero:

$$Q_{supraîncălzire} = M[c_l(T_t - T_{fluid.zero}) + xL], [^{\circ}\text{C}] \quad (2.2)$$

în care: M - masa aliajului lichid, necesar pentru obținerea unei piese de calitate,[Kg];

c_l - căldura specifică la presiune constantă a aliajului aflat în stare lichidă, [$\text{J/Kg}^{\circ}\text{C}$];

L - căldura latentă de cristalizare, [J/Kg];

x - proporția de fază solidă în aliaj corespunzătoare fluidității zero (pentru aliajele cu soluție solidă $x \approx 0,2$);

T_t - temperatura de turnare, [$^{\circ}\text{C}$];

$T_{fluid.zero}$ - temperatura corespunzătoare fluidității zero, [$^{\circ}\text{C}$].

Cu creșterea temperaturii de turnare, crește și valoarea cantității de căldură conținută în aliaj și ca urmare, acesta se va găsi în stare de curgere o

perioadă de timp mai mare și fluiditatea lui va crește. În general, pentru asigurarea fluidității optime aliajul lichid se supraîncălzește cu 25...100°C deasupra curbei lichidus.

Influența naturii aliajelor asupra fluidității poate fi apreciată numai atunci când gradul de supraîncălzire deasupra temperaturii corespunzătoare fluidității zero este menținut constant, diversele aliaje fiind turnate la temperaturi diferite (Figura 2.12.a). În acest caz se determină *fluiditatea reală* a aliajului. Deși fluiditatea reală caracterizează cel mai bine capacitatea de curgere a aliajelor, ea are o importanță practică mică, deoarece curba de fluiditate zero este greu de stabilit cu precizie.

Din acest motiv, pentru compararea aliajelor din anumite sisteme din punctul de vedere al fluidității, acestea se toarnă la aceeași temperatură, deci la grade diferite la supraîncălzire (Figura 2.12.b). În felul acesta se determină *fluiditatea practică*, mărime care reflectă atât influența supraîncălzirii, cât și a intervalului de solidificare asupra fluidității. Astfel, de exemplu, în cazul oțelului fluiditatea scade odată cu mărirea conținutului de carbon datorită creșterii intervalului de solidificare, însă în același timp crește datorită măririi gradului de supraîncălzire. De regulă influența supraîncălzirii este mai puternică decât cea a intervalului de solidificare. Așa se explică de ce fluiditatea practică a aliajelor cu interval mare de solidificare este mai ridicată decât cea a metalelor pure.

Creșterea temperaturii de turnare este un mijloc folosit frecvent în turnătorii, în vederea măririi fluidității, deoarece schimbarea compozitiei pentru un aliaj dat, nu se poate face practic, din cauză că modificarea compozitiei chimice ar atrage schimbarea structurii și evident a caracteristicilor fizico-mecanice.

2.1.2.1.3. Influența proprietăților termofizice ale aliajului asupra fluidității

Din relația (2.2) rezultă că în afară de gradul de supraîncălzire ($T_f - T_{fluid.zero}$), căldura de supraîncălzire a aliajului ($Q_{supraîncălzire}$) este influențată de căldura specifică la presiune constantă a aliajului aflat în stare lichidă (c) și căldura latentă de solidificare (L).

De asemenea, fluiditatea este funcție de viteza de răcire a aliajului în formă, viteză care depinde de valoarea conductivității termice (λ) a aliajului, de densitatea acestuia (ρ) și de căldura specifică (c).

Influența combinată a lui λ, ρ și c asupra fluidității poate fi exprimată prin *coeficientul de difuzivitate termică* (a) și cel de *acumulare globală a căldurii* (b) care au expresiile următoare:

$$a = \frac{\lambda}{c \cdot \rho}, [m^2 / s] \quad (2.3)$$

și

$$b = \sqrt{\lambda \cdot c \cdot \rho}, [W \cdot s^{1/2} / m^2 \cdot K] \quad (2.4)$$

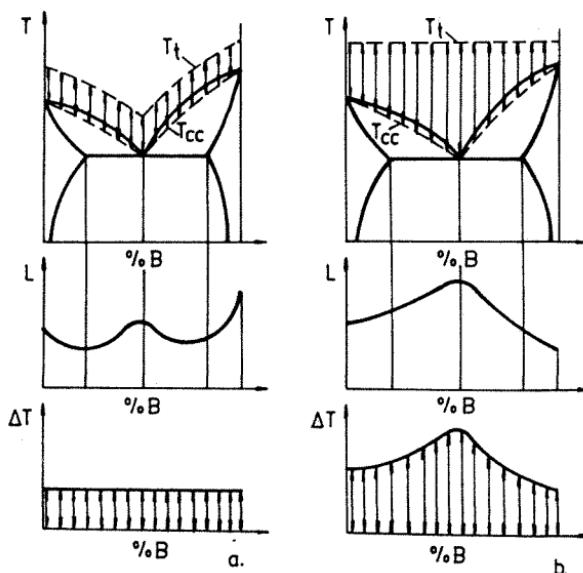


Figura 2.12. Influența temperaturii de turnare asupra fluidității aliajelor:
a – fluiditatea reală; b – fluiditatea practică

Aliajele cu un coeficient mare de difuzivitate termică pierd mai repede căldură și deci fluiditatea lor scade (cazul aliajelor neferoase pe bază de *Al* și *Mg*). Atunci când valoarea difuzivității este mică și coeficientul global de acumulare a căldurii este relativ mare (cazul aliajelor feroase) aliajul pierde mai greu căldura și fluiditatea se păstrează în condiții acceptabile mai mult timp.

Căldura specifică (*c*) a metalelor care stau la baza principalelor aliaje de turnătorie variază în limite foarte largi de la 113 J/kg·K, în cazul *Pb*, până la 1287 J/kg·K, în cazul *Al*, deci de aproximativ 11 ori mai mare. Căldura specifică crește puțin cu temperatura aliajului fiind cu aproximativ 20% mai mare decât în stare solidă.

Conductivitatea termică (λ) a metalelor folosite în turnătorie variază de asemenea, în limite foarte largi, între $0,34 \cdot 10^2$ W/mK pentru *Pb* și $3,9 \cdot 10^2$ W/mK pentru *Cu*, deci aproximativ de 10 ori mai mare. Cu mărirea temperaturii conductivitatea celor mai multe metale se micșorează, iar a aliajelor se mărește.

Densitatea (ρ) metalelor variază de asemenea, în limite largi și anume de la 1,7 g/cm³ pentru *Mg*, la 11,34 g/cm³ pentru *Pb*.

Căldura latentă de solidificare (*L*) influențează fluiditatea în sensul că o cantitate mare de căldură eliberată la formarea primelor cristale în timpul curgerii contribuie la menținerea temperaturii, deci a fluidității. Variația căldurii latente de solidificare este de la 24 700 J/kg pentru *Pb* până la 39 000 J/kg pentru *Al*.

În funcție de valoarea căldurii specifice și a căldurii latente de cristalizare se determină căldura necesară de topire, iar la răcire, viteza de răcire. Așa se explică de

ce uneori pentru topirea unui metal ușor fuzibil este necesară o cantitate mai mare de căldură, decât în cazul metalului mai greu fuzibil. De exemplu, pentru încălzirea cuprului de la 20 până la 1133°C este necesară o cantitate de căldură de două ori mai mică decât în cazul încălzirii aceleiași cantități de aluminiu de la 20 până la 710°C . Aliajele de aluminiu se vor răci mai lent decât aliajele de cupru, deci posedă o fluiditate mai ridicată. Căldura latentă de cristalizare joacă un rol important în ceea ce privește fluiditatea în cazul proceselor de alimentare cu aliaj lichid a diferitelor zone din peretii piesei (în curs de solidificare) și de asemenea în cazul turnării pieselor cu pereti subțiri ori la turnarea în forme metalice, atunci când viteza de răcire, respectiv solidificare este mare.

2.1.2.1.4. Influența viscozității metalului sau aliajului asupra fluidității

Modul de curgere a aliajului depinde de viscozitatea lui cinematică (ν), deoarece aceasta intră în expresia criteriului adimensional Reynolds (Re), care caracterizează regimul de curgere a lichidului, conform relației:

$$R_e = \frac{\nu \cdot d}{\eta} = \frac{\nu \cdot d \cdot \rho}{\eta} \quad (2.5)$$

în care: ν - viteza de curgere liniară, [m/s];
 d - diametrul hidraulic al canalului (raportul dintre suprafața secțiunii transversale a canalului și perimetru secțiunii), [m];
 ρ - densitatea, [kg/m^3];
 η - viscozitatea dinamică, [P];

Pentru aliaje lichide s-a stabilit că la valori $Re < 2500$ curgerea este liniară. Acest regim de curgere este caracterizat prin traectorii paralele ale particulelor de lichid, orientate în lungul axei canalului și o distribuție parabolică a vitezelor în secțiune (viteză maximă pe axa centrală și practic zero la exterior), aşa cum se arată în Figura 2.13.a.

La valori $Re > 3000$, curgerea devine turbulentă, traectoriile particulelor de lichid fiind neregulate, iar viteza fiind distribuită aproape uniform pe secțiune, ca în Figura 2.13.b.

Influența viscozității asupra fluidității se manifestă prin aceea că viscozitatea determină viteza de umplere a formei și viteza de ridicare la suprafață a incluziunilor nemetalice (gazoase sau solide) din aliajul lichid. Viscozitatea poate influența viteza de umplere a aliajului numai în cazul curgerii laminare, când frecările interioare joacă un rol important, cum este cazul turnării pieselor cu pereti groși. În cazul curgerii laminare se poate considera că fluiditatea este invers proporțională cu viscozitatea.

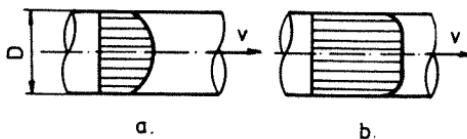


Figura 2.13. Repartizarea vitezelor pe secțiunea canalelor prin care curge aliajul lichid: a – regim laminar; b – regim turbulent

2.1.2.1.5. Influența tensiunii superficiale a aliajului asupra fluidității

Tensiunea superficială determină umectarea sau neumectarea pereților formei de către metalele sau aliajele lichide și deci pătrunderea mai ușoară sau mai dificilă a metalului ori aliajului lichid în pereții formei, prin canalele capilare formate de rețeaua porilor amestecului de formare.

Aliaje cu tensiune superficială mare nu umectează pereții formei; în canale ele prezintă *menisc convex* și de aceea au capacitate mică de umplere a cavităților propriu-zise înguste și de asemenea de obținere a pieselor cu pereți subțiri și muchii precise.

Aliaje cu tensiune superficială mică umectează pereții formei și pătrund în canalele capilare (au un *menisc concav*) formate din porii amestecului de formare. Capacitatea de umplere cu aliaj lichid este bună și există posibilitatea redării celor mai fine detaliilor de configurație geometrică.

Oxizii care se dizolvă în aliaje, de obicei oxizii elementelor mono și bivalentă măresc capacitatea aliajului lichid de a umecta pereții formei și deci fluiditatea lui. Oxizii elementelor trivalente (Cr_2O_3 , Al_2O_3) nu se dizolvă în aliaj, având temperatură ridicată de topire. Ei formează la suprafața aliajului lichid o peliculă solidă, care frânează oxidarea în interiorul jetului de aliaj lichid. Formarea peliculelor oxidice are loc în cazul turnării aliajelor de aluminiu și magneziu, al oțelurilor și fontelor aliate cu aluminiu și crom, precum și a bronzurilor cu aluminiu. Aceste pelicule (inclusiuni nemetalice solide) nicșorează capacitatea de umectare a aliajului și prin aceasta fluiditatea lui. Piesele urmărate în aceste condiții se obțin cu părți neumplate, cu nervuri, muchii și colțuri imprecise.

2.1.2.2. Influența naturii materialului formei și a caracteristicilor termofizice ale acestuia asupra fluidității

În timpul curgerii prin canalele rețelei de turnare și prin cavitatea propriu-zisă a formei, metalul ori aliajul lichid cedează căldură către mediul ambiant prin intermediul pereților formei. Această căldură cedată (Q_{cedat}) prin unitatea de suprafață este proporțională cu coeficientul de transmitere a căldurii (α) și cu diferența de temperatură între metal și formă ($T_{metal} - T_{formă}$):

$$Q_{cedat} = \alpha(T_{metal} - T_{formă}) \quad (2.6)$$

Această căldură cedată de metal determină o scădere a temperaturii (ΔT) și prin aceasta scăderea fluidității:

$$Q_{cedat} = M \cdot c_i \cdot \Delta T \quad (2.7)$$

în care: M - masa metalului turnat în formă;

c_i - căldura specifică la presiune constantă pentru domeniul lichid;

ΔT - variația temperaturii metalului lichid.

Capacitatea formelor de absorbție a căldurii cedate de aliajul lichid se poate determina cu ajutorul coeficientului global de acumulare a căldurii ($b_{formă}$):

$$b_{formă} = \sqrt{\lambda_{formă} \cdot c_{formă} \cdot \rho_{formă}} \quad (2.8)$$

în care: $\lambda_{formă}$ - conductivitatea materialului din care este realizată forma de turnare;

$c_{formă}$ - căldura specifică la presiune constantă (pentru domeniul solid) a materialului formei;

$\rho_{formă}$ - densitatea materialului formei.

În cazul formelor realizate din amestecuri de formare (pe bază de grăunți de nisip) micșorarea volumului de pori conduce la creșterea conductivității termice și a valorii coeficientului de acumulare a căldurii ($b_{formă}$).

O parte din căldura primită de peretele formei contribuie la ridicarea temperaturii acestuia, deci la micșorarea diferenței $T_{metal} - T_{formă}$, iar o altă parte este transmisă prin peretele formei către mediul ambiant.

În cazul turnării în forme metalice, conductivitatea termică a formei este mare și cantitatea de căldură transmisă prin pereti este mare, deci creșterea temperaturii peretelui este mică, diferența $T_{metal} - T_{formă}$ se menține mare, metalul pierde o cantitate mare de căldură și în consecință temperatura și fluiditatea lui scad.

În cazul turnării în forme clasice, realizate din amestec de formare conductivitatea este mică și cantitatea de căldură transmisă de aliaj prin intermediul formei este redusă, astfel că temperatura peretelui formei crește, diferența $T_{metal} - T_{formă}$ scade, metalul se răcește mai puțin și fluiditatea se menține la un nivel optim o perioadă mai lungă de timp.

Rezultă că la turnarea în forme metalice, pentru a asigura o capacitate de curgere și umplere a formei acceptabilă, formele se preîncălzesc înainte de turnare, pentru a micșora diferența $T_{metal} - T_{formă}$, iar la interior se acoperă cu o vopsea refractară din materiale termoizolante, pentru menținerea fluidității la nivel optim, în vederea obținerii unor piese de calitate.

În cazul turnării pieselor cu pereti subțiri, din aliaje neferoase pe bază de Al și Mg , în forme metalice, pentru asigurarea unei fluidități optime, se utilizează procedeul de turnare sub presiune înaltă, astfel încât viteza de umplere este mare și durata de contact, între aliajul lichid și peretii formei metalice, minimă.

Dacă în contact cu aliajul lichid în peretii formei se formează gaze, filmul de gaze reduce frecarea de pereti și aliajul își păstrează fluiditatea acceptabilă o perioadă mai mare de timp. Un astfel de film de gaze se formează la turnarea în forme crude prin evaporarea apei din amestecul de formare. De aceea, piesele din aliaje feroase (fonte și oțeluri) cu pereti subțiri se pot turna în condiții mai bune (umplere mai ușoară) în forme crude.

Un alt aspect important în ceea ce privește umplerea corectă și completă a cavitații propriu-zise a formei este evacuarea ușoară și rapidă a gazelor din formă.

Formarea unei contrapresiuni în cazul unei ventilații insuficiente poate perturba umplerea formei cu aliaj lichid.

2.1.2.3. Influența condițiilor de turnare asupra fluidității

Gradul de supraîncălzire a aliajului turnat este un factor mai rar utilizat pentru mărirea fluidității, deoarece creșterea temperaturii conduce la creșterea valorilor arderilor elementelor chimice, astfel încât există riscul neîncadrării în standardele referitoare la compoziția chimică, ceea ce atrage și modificarea structurii respectivelor aliaje, în sensul înrăutățirii caracteristicilor fizico-mecanice.

Cu cât *viteza de umplere (de turnare)* a formelor este mai mare, cu atât pierderea de căldură spre mediu ambiant prin pereții formelor va fi mai mică și cu atât mai ridicată temperatura și bineînțeles fluiditatea. Viteza de umplere este determinată pe baza vitezei liniare a aliajului lichid în secțiunea de intrare spre cavitatea propriu-zisă a formei (secțiunea alimentatorului). Această viteză depinde de înălțimea hidrostatică a coloanei de aliaj lichid în rețeaua de turnare. Cu cât această înălțime este mai mare, cu atât viteza liniară de curgere și deci fluiditatea aliajului va fi mai mare.

În cazul turării sub presiune, atunci când suprafetele active ale cavitații propriu-zise a formei sunt vopsite cu vopsea refractară (termozolatoare), contactul dintre aliaj – formă este deosebit de puternic și transferul termic (predomină fenomenul de conducție) intens, astfel că fluiditatea scade semnificativ. Ritmul de cedare a căldurii se păstrează la un nivel ridicat și după apariția crustei solidificate, deoarece presiunea de lucru acționează și pe durata solidificării, menținând contactul permanent între crustă și formă (intersticiu dintre piesă și formă are grosime foarte mică).

Modul de alimentare cu aliaj lichid (poziția și numărul alimentatorilor) condiționează procesul de umplere a cavitații propriu-zise a formei și influențează fluiditatea. O alimentare incorrectă, mai ales în cazul pieselor cu pereți subțiri și suprafață foarte mare, conduce la scăderea pronunțată a fluidității și la blocarea curgerii defecte de turnare de tipul reprizelor și părților neumplute).

2.1.2.4. Influența geometriei piesei turnate și a cavitații propriu-zise a formei asupra fluidității

În legătură cu configurația geometrică a cavitații propriu-zise a formei, o influență deosebit de mare asupra fluidității aliajului o are *grosimea echivalentă* (R_{ech}) a peretelui piesei, care este raportul dintre volumul piesei (V) și suprafața de răcire a acesteia (F):

$$R_{ech} = \frac{V}{F}, [m] \quad (2.9)$$

Atunci când piesa are o suprafață de răcire mare în raport cu volumul (valoarea lui R_{ech} este mică) aliajul transmite formei, în unitatea de timp, o cantitate mai mare de căldură, solidificarea începe mai devreme și capacitatea de curgere, exprimată prin uiditate se micșorează.

Pentru piesele cu o complexitate geometrică deosebit de ridicată, la care există un număr mare de muchii exterioare și de detalii ale suprafetelor, se vor lua măsuri analogice privind menținerea fluidității aliajului la cote acceptabile, în vederea realizării recipziei dimensionale și a calității suprafetelor. La piesele foarte mari (cu mase de zeci și sute de tone) construcția rețelei de turnare influențează umplerea și deci fluiditatea.

Se practică mai multe canale de alimentare în toate zonele piesei, evitându-se astfel pierderea prea rapidă a capacitatei de umplere a aliajului, prin scăderea pronunțată a fluidității.

2.2. Curgerea metalelor și aliajelor prin canalele rețelei de turnare și cavitarea propriu-zisă a formei

Curgerea metalelor și aliajelor lichide are la bază legile hidrodinamice ale curgerii fluidelor. Studiul curgerii și aplicarea acestor legi este dificilă din cauza variației temperaturii de-a lungul traseelor de curgere, ceea ce determină variația caracteristicilor fizice ale metalului ori aliajului lichid: *tensiune superficială, viscozitate, densitate etc.* Dacă se are în vedere timpul scurt de turnare (de umplere cu aliaj lichid a formei), se poate face abstracție de această variație, luându-se în considerare valoarea medie a proprietăților amintite.

Legile hidrodinamice sunt aplicate pentru calcului vitezelor și presiunilor în diverse puncte ale curentului de aliaj lichid, calculul debitelor de umplere și nu în ultimul rând pentru înțelegerea și interpretarea fenomenelor care au loc la curgerea metalelor și aliajelor, prin canalele rețelei de turnare și cavitarea propriu-zisă a formei (aspirația de gaze, spumarea, cavitarea etc.).

2.2.1. Influența presiunii exterioare asupra curgerii aliajelor

Influența presiunii asupra curgerii aliajelor lichide se poate analiza pornind de la *legea conservării energiei* a lui Bernoulli (considerând curgerea fără pierderi de presiuni):

$$Hy + \frac{v^2}{2g} \cdot \gamma + p = \text{const} \quad (2.10)$$

în care: H - înălțimea relativă a coloanei de aliaj lichid;

γ - greutatea specifică a aliajului lichid;

g – accelerația gravitațională;

v – viteză medie de curgere;

p – presiunea exterioară exercitată asupra aliajului lichid în mișcare.

Cei trei termeni ai relației (2.10) reprezintă *presiunea hidrostatică* ($H \cdot \gamma$), *hidrodinamică* $\left(\frac{v^2}{2g} \cdot \gamma\right)$ și *exterioară* (p). Viteză de curgere se determină în cele două cazuri extreme întâlnite la turnarea pieselor și anume:

- *curgerea aliajului numai sub influența forței de gravitație* (turnarea prin cădere liberă în forme clasice, combinate și metalice);
- *curgerea aliajului sub influența unei forțe suplimentare* (centrifugă, mecanică, vacumetrică).

În cel de-al doilea caz se observă că viteză de curgere v depinde atât de caracteristicile aliajului (greutatea specifică), cât și de procedeul de turnare (presiune suplimentară presiunii atmosferice aplicată aliajului):

$$v = \sqrt{2g \frac{P_{\text{sup lim}}}{\gamma}} = \sqrt{\frac{2g}{\gamma}} \cdot \sqrt{P_{\text{sup lim}}} = K \sqrt{P_{\text{sup lim}}}. \quad (2.11)$$

în care: K – caracteristică a fiecărui tip de aliaj turnat.

În Tabelul 2.1 se prezintă vitezele de curgere ale aliajelor neferoase la turnare sub presiune (la o aceeași presiune de lucru în camera de compresie). Se observă valori mari ale vitezelor obținute prin calcul, în comparație cu viteza stabilită la curgerea prin cădere liberă ($v \approx 1,5$ m/s).

Tabelul 2.1.

Vitezele de curgere ale aliajelor neferoase la turnarea sub presiune

Nr. crt.	Aliaj turnat	γ [daN/m ³]	K [m ² · s ⁻¹ · daN ^{-1/2}]	v [m/s]
1	baza de Al	2 700	0,085	8,5
2	baza de Zn	7 000	0,053	5,3
3	baza de Mg	1 700	0,106	10,6
4	alamă	7 500	0,051	5,1

2.2.2. Legea continuității curentului de fluid (jetului de aliaj lichid)

Această lege exprimă principiul conservării masei și anume: *de-a lungul unui curent de fluid, debitul masic este constant în orice secțiune transversală, dacă nu apar schimbări de energie cu exteriorul și mișcarea este permanentă.*

Considerând un tub de curent mărginit de suprafața S , ca în Figura 2.14, dacă la momentul t lichidul este mărginit de suprafețele frontale S_1 și S_2 , iar după un moment Δt , este mărginit de suprafețele S'_1 și respectiv S'_2 , în conformitate cu principiul conservării masei rezultă:

$$m_{11} + m_{12} = m_{12} + m_{22} \quad (2.12)$$

De aici rezultă:

$$m_{11} = m_{22} \quad (2.13)$$

Fluidul (aliajul lichid) se consideră *omogen* și *incompresibil* și relația (2.13) devine:

$$v_1 \cdot \Delta t \cdot A_1 = v_2 \cdot \Delta t \cdot A_2 \quad (2.14)$$

în care: v_1 și v_2 – vitezele medii din secțiunile 1 și 2;

A_1 și A_2 – arile secțiunilor 1 și 2.

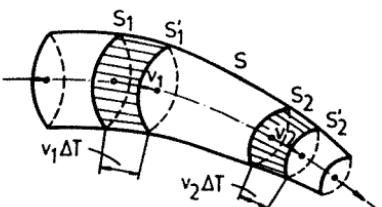


Figura 2.14. Schemă pentru ilustrarea legii continuării curentului de fluid (jetului de aliaj)

Rezultă în final:

$$v_1 \cdot A_1 = v_2 \cdot A_2 \quad (2.15)$$

Sau:

$$Q_1 = Q_2 \quad (2.16)$$

în care: Q_1 și Q_2 – debitele volumice care trec prin secțiunile 1 și 2.

Relația (2.15) permite determinarea vitezei v_2 în funcție de v_1 . Atunci când v_1 are valori diferite, față de cele reiese din relația (2.15), rezultă că în fluid apar goluri (discontinuități).

La curgerea printr-un canal cu secțiunea constantă este posibil ca $v_2 > v_1$, de exemplu, în cazul canalelor înclinate ori verticale. În acest caz relația (2.15) conduce la următoarea concluzie:

$$A_2 = A_1 \frac{v_1}{v_2} \text{ și } A_2 < A_1 \quad (2.17)$$

Acest lucru înseamnă desprinderea jetului de aliaj de pereții canalului și micșorarea secțiunii lui. Dacă profilul geometric al canalului nu respectă concluzia (2.17) apar zone depresionare și antrenarea gazelor de către jetul de aliaj provoacă defecte de turnare de tipul: suflurilor (golurilor datorate inclusiunilor gazoase), neomogenităților chimice și structurale (inclusiuni oxidice) etc.

De multe ori rețelele de turnare sunt ramificate și în acest caz *legea continuării* se exprimă pe baza schemei de calcul prezentată în Figura 2.15.

În acest caz relația finală este de forma:

$$A_1 \cdot v_1 = A'_1 v'_1 + A'_2 v'_2 + \dots + A'_n v'_n \quad (2.18)$$

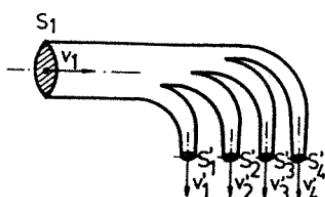


Figura 2.15. Schema pentru ilustrarea legii continuării jetului de aliaj dispersat în mai multe subjeturi.

2.2.3. Legea conservării energiei

Această lege exprimă principiul general al conservării energiei și anume: *fluxul de energie E_1 , care intră prin secțiunea 1-1 a unui tub de curent este egal cu suma dintre fluxul de energie E_2 , care părăsește o secțiune consecutivă 2-2 a aceluiași tub de curent și energia disipată ΔE_{1-2} între cele două secțiuni* (Figura 2.16).

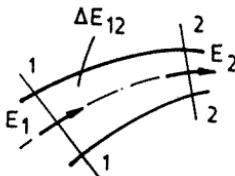


Figura 2.16. Pierderea de energie între două secțiuni consecutive dintr-un tub de curent (jet de aliaj)

$$E_1 = E_2 + \Delta E_{1-2} \quad (2.19)$$

Termenul ΔE_{1-2} este introdus în relația energiilor datorită existenței frecările interne la fluidele reale aflate în mișcare prin conducte sau canale.

Pentru un fluid omogen, incompresibil și aflat în mișcare continuă legea energiilor este utilizată în calculul hidraulic al procesului de curgere.

Dacă se consideră, în fluxul cu densitate constantă (ρ), o particulă cu masa dm , volumul dV , a cărei viteză locală este v și asupra căreia acționează o presiune p se poate scrie relația energiei specifice totale a particulei (e), ca sumă a energiei potențiale (e_p) și cinetice (e_c):

$$e = e_p + e_c \quad (2.20)$$

Stiind că:

$$e_p = z + \frac{p}{\rho g} \quad (2.21)$$

în care: z – energia specifică de poziție;

$\frac{p}{\rho g}$ - energia specifică la presiunea p .

rezultă:

$$e_c = \frac{v^2}{2g} \quad (2.22)$$

$$e = z + \frac{p}{\rho g} + \frac{v^2}{2g} \quad (2.23)$$

Fluxul de energie (E) printr-o suprafață de secțiune elementară dA , din secțiunea unui tub de curent se exprimă, dacă se ține cont de debitul elementar volumic, prin relația:

$$E = \int_A e \cdot \rho \cdot g \cdot v dA \quad (2.24)$$

Înlocuind valoarea lui e din relația (2.23) în relația (2.24) se va obține:

$$E = \int_A \left(z + \frac{p}{\rho g} + \frac{v^2}{2g} \right) \rho \cdot g \cdot v dA \quad (2.25)$$

Considerând $\rho = \text{constant}$, rezultă:

$$E = \rho g \int_A \left(z + \frac{p}{\rho \cdot g} \right) v dA + \rho g \frac{1}{2g} \int_A v^3 dA \quad (2.26)$$

care după rezolvare devine:

$$E = \rho g \left(z + \frac{p}{\rho g} \right) Q + \rho g Q \frac{\alpha v^2}{2g} \quad (2.27)$$

în care: Q - debitul volumic;

α - *coeficientul lui Coriolis*, care ține seama de distribuția vitezei în secțiunea transversală considerată.

Valoarea lui α se calculează cu relația:

$$\alpha = \frac{\int_A v^3 dA}{v_m^3 A} \quad (2.28)$$

în care: v_m – viteza medie în secțiune.

De asemenea, *coeficientul lui Coriolis* se poate determina și cu relația:

$$\alpha = \frac{1}{A} \int_A K^3 dA \quad (2.29)$$

în care: K - coeficientul adimensional de distribuție de la un punct la altul în interiorul curentului de fluid

Coeficientul Coriolis (α) are în general următoarele valori:

$\alpha \approx 1,03 - 1,05$ pentru curgerea în regim turbulent prin canale cu pereti netezi;

$\alpha \approx 1,05 - 1,10$ pentru curgerea în regim turbulent prin canale cu pereti rugoși;

$\alpha \approx 2$ pentru curgerea în regim laminar.

Dacă fluxul de energie (E) dintr-o secțiune a tubului de curent se raportează la debitul de greutate ($\rho g Q$) se va obține expresia energiei ca *sarcină hidrodinamică* (H) a lichidului în secțiunea considerată:

$$H = \frac{E}{\rho g Q} \quad (2.30)$$

sau

$$H = z + \frac{p}{\rho g} + \frac{\alpha v^2}{2g} \quad (2.31)$$

Sarcina hidrodinamică (H) reprezintă energia specifică medie în secțiunea considerată, raportată la unitatea de greutate a fluidului, ea mai purtând și numele de *înălțime totală de presiune*.

Pentru energia disipată între secțiunile 1 și 2 (ΔE_{1-2}) rezultă o pierdere de sarcină H_{1-2} . În aceste condiții relația conservării energiei (relația 2.19) devine:

$$H_1 = H_2 + H_{1-2} \quad (2.32)$$

explicitând:

$$\left(z + \frac{p}{\rho g} \right)_1 + \frac{\alpha_1 v_1^2}{2g} = \left(z + \frac{p}{\rho g} \right)_2 + \frac{\alpha_2 v_2^2}{2g} + H_{1-2} \quad (2.33)$$

sau

$$z_1 + \frac{p_1}{\rho g} + \frac{\alpha_1 v_1^2}{2g} = z_2 + \frac{p_2}{\rho g} + \frac{\alpha_2 v_2^2}{2g} + H_{1-2} \quad (2.34)$$

Relația (2.34) reprezintă *legea energiilor* aplicată la un curent de fluid necompresibil (în mișcare permanentă) sau *legea lui Bernoulli* generalizată.

Termenii relației (2.32) reprezintă din punct de vedere energetic *forme de energie hidraulică specifică medie în secțiune* și caracterizează mișcarea unui curent de fluid real (jet de aliaj lichid):

z – energie specifică de poziție;

$p/\rho g$ – energie specifică la presiune;

$H_p = z + \frac{p}{\rho g}$ – energia specifică potențială sau sarcina piezometrică;

$\alpha \frac{v^2}{2g}$ – energia specifică cinetică;

$H = z + \frac{p}{\rho g} + \alpha \frac{v^2}{2g}$ – energia specifică totală a secțiunii sau sarcina hidrodinamică;

H_{1-2} – pierderea de sarcină între secțiunile 1 și 2.

Din punct de vedere dimensional, termenii relației (2.32) sunt lungimi (după cum rezultă din analiza dimensională) și acest lucru permite o reprezentare grafică a legii energiilor (Figura 2.17).

Din punct de vedere grafic, termenii relației (2.32) reprezintă:

z - *înălțimea de poziție*;

$p/\rho g$ - *înălțimea de presiune sau înălțimea piezometrică*;

$H_p = z + \frac{p}{\rho g}$ - *cota piezometrică*;

$\alpha \frac{v^2}{2g}$ - *înălțimea cinetică*;

$H = z + \frac{p}{\rho g} + \alpha \frac{v^2}{2g}$ - *cota energetică*;

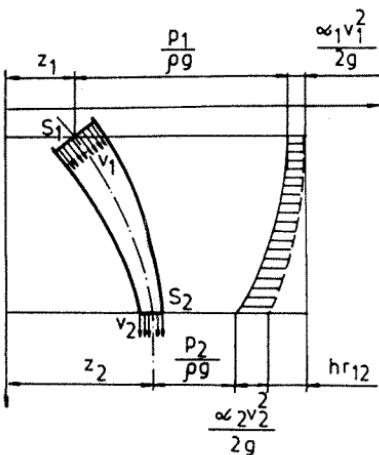


Figura 2.17. Reprezentarea grafică a legii energiilor

La turnarea pieselor metalice se folosesc de multe ori rețele de turnare ramificate (cu mai mulți alimentatori). În acest caz legea conservării energiei se scrie în mod similar, deoarece ea exprimă conservarea energiei specifice (oricare ar fi traectoria).

Considerând schema din Figura 2.18, legea lui Bernoulli pentru secțiunile S și S_i se scrie similar:

$$z = \frac{p}{\rho g} + \frac{\alpha v^2}{2g} = z_2 + \frac{p_i}{\rho g} + \frac{\alpha_i v_i^2}{2g} + H_i \quad (2.35)$$

în care: H_i – pierderile de sarcină hidrodinamică între secțiunile S și S_i .

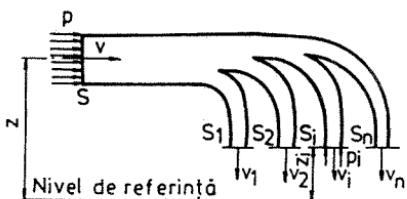


Figura 2.18. Schema pentru ilustrarea legii lui Bernoulli la rețelele de turnare ramificate

Pentru a calcula viteza aliajelor lichide la curgerea liberă dintr-un bazin de turnare sau la curgerea prin canalele rețelei de turnare și a cavității propriu-zise a formei se va utiliza *legea lui Bernoulli* și *legea continuității* conform schemei din Figura 2.19, referitor la secțiunile S_1 (nivelul suprafeței libere a aliajului lichid din bazinul de turnare) și S_2 (secțiunea de ieșire a jetului de aliaj prin orificiul de evacuare).

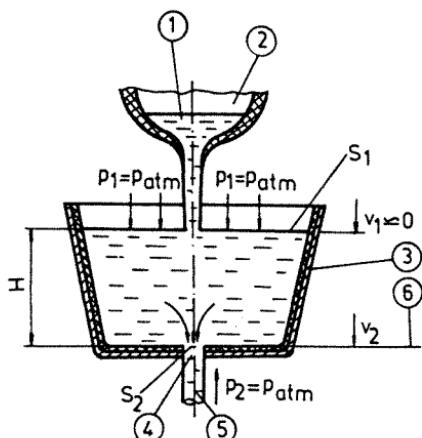


Figura 2.19. Schemă pentru aplicarea legii lui Bernoulli la curgerea liberă prin orificii:
1 – aliaj; 2 – oală; 3 – bazin de turnare; 4 – orificiu evacuare; 5 – jet aliaj; 6 – nivel referință.

Tinând cont de nivelul de referință a înălțimilor, indicat în Figura 2.19 se poate scrie:

$$h_1 + \frac{p_1}{\rho g} + \frac{v_1^2}{2g} = h_2 + \frac{p_2}{\rho g} + \frac{v_2^2}{2g} + H_{1-2} \quad (2.36)$$

Înlocuind mărimile indicate cu valorile care reies din schema de calcul ($h_1 = H$, $h_2 = 0$, $p_1 = p_2$, $v_1 = 0$) rezultă:

$$H = \frac{v_2^2}{2g} + H_{1-2} \quad (2.37)$$

și

$$v_2 = \sqrt{2gH \left(1 - \frac{H_{1-2}}{H}\right)} = \mu \sqrt{2gH} \quad (2.38)$$

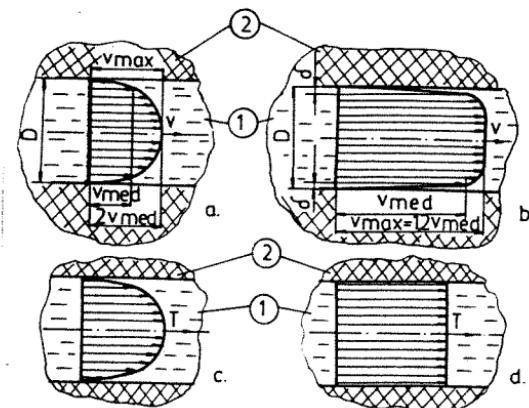
în care: μ - coeficient de viteză ($\mu = \sqrt{1 - \frac{H_{1-2}}{H}}$).

Relația (2.38) poartă numele de *relația lui Toricelli* și ea poate fi generalizată pentru cazul tumării prin cădere liberă a aliajului dintr-un bazin de turnare cu secțiuni relativ mari, în comparație cu secțiunile canalelor de curgere.

2.2.4. Caracterul curgerii aliajelor lichide la turnare

În mareea majoritate a cazurilor curgerea aliajelor prin canalele rețelei de turnare și cavitățile propriu-zise a formei are un caracter turbulent.

În cazul curgerii laminare repartizarea vitezelor pe secțiunea canalului are un caracter parabolic, viteza fiind egală cu zero la contactul cu pereții canalului și maximă pe axa canalului așa cum se prezintă în Figura 2.20.a.



*Figura 2.20. Repartizarea vitezelor și temperaturii aliajelor pe secțiunea canalului de curgere, funcție de regimul de curgere:
a și c – regim laminar; b și d – regim turbulent; 1 – aliaj; 2 – perete formă.*

În cazul curgerii turbulente legea repartizării vitezelor este complexă, viteza fiind mai uniformă pe secțiune și apropiată de valoarea maximă în axa canalului. La contactul perete-aliaj, viteza scade brusc datorită frecărilor, fiind practic zero la contactul cu peretele, ca în Figura 2.20.b. Datorită acestei scăderi a vitezei, în apropierea peretelui canalului se formează un strat în care aliajul are o curgere laminară, strat de grosime foarte mică (δ), care poartă denumirea de *strat limită*. Grosimea acestui strat (δ) scade odată cu creșterea vitezei de curgere și a gradului de turbulență.

Regimul de curgere a metalelor și aliajelor lichide influențează și asupra repartiției temperaturii pe secțiunea jetului de aliaj lichid, care curge prin canalele rețelei de turnare ori a cavității propriu-zise. În cazul curgerii laminare, gradientul temperaturii pe secțiune este mai mare, diferența dintre temperatura axei fluxului de aliaj lichid și a stratului marginal fiind mult mai mare, decât la curgerea turbulentă, așa cum se arată în Figura 2.20.c și d.

Turbulența curgerii poate să apară chiar și la numere Reynolds mai mici decât valoarea critică ($Re = 2500$), ca urmare a unor perturbații locale (schimbări de direcții și secțiune). Un factor important în acest caz îl constituie *lungimea de stabilizare a curgerii*, care reprezintă distanța de la locul perturbației până la secțiunea în care curgerea aliajului se readaptează la valoarea numărului Reynolds. Această lungime depinde de diametrul fluxului de aliaj lichid (d) și de numărul Reynolds (Re).

Pentru canale circulare lungimea de stabilizare (Figura 2.21) a curgerii laminare este dată de relația:

$$L_{\text{stabiliz.}} = 0,06 \cdot d \cdot Re \quad (2.39)$$

în care: d - diametrul fluxului de aliaj lichid;

Re - numărul Reynolds.

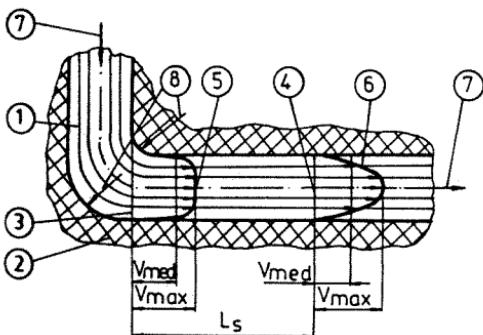


Figura 2.21.
Reprezentarea lungimii de stabilizare ($L_{\text{stabiliz.}}$) a regimului laminar de curgere:

1 - aliaj lichid; 2 - perete canal; 3 - secțiune perturbare; 4 - secțiune stabilizare; 5 - repartiția turbulentă a vitezelor; 6 - repartiția laminară a vitezelor; 7 - sensul de curgere; 8 - raze racordare.

Dacă regimul de turbulentă nu depășește o anumită limită, efectul nu este dăunător calității piesei turnate. Curgerea de tip laminar se întâlnește foarte rar, numai la umplerea formelor mici, la care diametrul hidraulic este mic.

La curgerea metalului lichid de-a lungul suprafeței orificiilor de turnare, peretilor și despărțiturilor în pălnile intermediare și oalele de turnare apar forțe de adeziune la suprafețele solide. Stratul de lichid care aderă de peretele solid și în care forțele interne de frecare au același ordin de mărime cu al forțelor de inerție se numește *strat limită*.

Tensiunile tangențiale determinate de viscozitatea aliajului micșorează viteza particulelor lichide și provoacă rotirea acestora din urmă în stratul limită, formând *turboanele*.

Structura curgerii aliajului lichid în stratul limită determină în mare măsură caracterul curgerii jetului de metal prin orificiul de turnare, cantitatea de aer absorbită, condițiile de transmitere a căldurii de la aliajul lichid la frontul de solidificare și mai departe prin intermediul peretilor formei de turnare spre mediul ambiant, intensitatea spălării comprienților insolubili (licuați) din aliaje (componenții segregati la limita frontului de solidificare) în cazul vitezelor mici de răcire (piese cu pereti groși), precum și o altă serie de procese conexe.

Pentru rezolvarea tuturor acestor probleme practice este necesar să se precizeze, în fiecare caz concret, repartizarea vitezelor în stratul limită, tensiunile tangențiale la perete și să se stabilească caracteristicile de bază ale turbulentei în vederea determinării condițiilor de dezvoltare ale acesteia din urmă, formarea câmpurilor turbinare, locul de desprindere a jetului de peretele canalului etc.

În continuare se analizează curgerea unui lichid vâscos pe lângă o plăcuță cu lungimea L (Figura 2.22.a). Particulele de lichid care vin în contact cu suprafața plăcuței sunt în totalitate frânate și viteza lor devine nulă. Pe măsura îndepărterii de plăcuță viteza se mărește apropiindu-se de viteza propriu-zisă a jetului (v_0). De obicei, grosimea stratului limită (δ) este distanța de la suprafața corpului la cea la care viteza v_x devine egală cu viteza jetului v_0 . Înaintea suprafeței plăcuței curgerea pe grosimea stratului limită este laminară. Pe măsura îndepărterii de suprafața plăcuței curgerea se transformă în turbulentă (Figura 2.22.b).

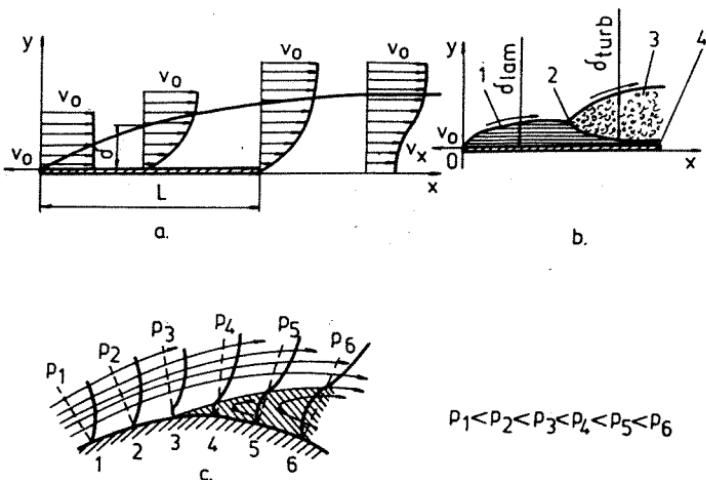


Figura 2.22. Structura stratului limită:

a - curgere laminară; b - curgere turbulentă; c - punct de rupere.
1 – strat laminar; 2 – punctul de trecere; 3 – stratul turbulent; 4 – plăcuță.

În stratul limită turbulent (3), cu excepția unui strat subțire legat direct de suprafața corpului, mișcarea este turbulentă, iar grosimea acestuia este mult mai mare decât a celui laminar.

Există o lungime critică (l_c) determinată, la care este posibilă existența stratului limită laminar, după care depășirea acesta devine strat limită turbulent. Această lungime se poate determina cu relația:

$$l_c = \frac{Re_{critic} \cdot v}{v_0} \quad (2.40)$$

în care: Re_{critic} – cifra Reynolds, pentru trecerea de la un strat la altul în cazul curgerii pe plăcuță ($Re_{critic} = 4,85 \cdot 10^5$);

v – coeficientul viscozității cinematică a lichidului;

v_0 – viteza propriu-zisă a jetului înainte de a atinge plăcuța.

Valoarea lui Re_{critic} și amplasarea punctului de trecere depind de turbulentă fluxului, rugozitatea suprafeței, caracterul repartizării presiunii în jet etc. Repartizarea presiunii pe suprafață activă a orificiului de turnare sau a altui corp depinde de

caracteristicile geometrice și forma corpului respectiv. Stratul limită cu regim de curgere laminar se păstrează numai la valori negative ale presiunii de-a lungul liniei curentului respectiv. Acest strat se distruge la schimbările brusă ale profilului, în cazul unghiurilor de racordare neadecvate, în zonele de intrare ale orificiului de turcare, în zonele de amplasare a fanteelor, la pragurile ce apar pe direcția de curgere a aliajului etc. Trecerea stratului limită în regim turbulent este dovedită în primul rând de creșterea bruscă a grosimii sale și de mărirea tensiunilor de frecare, după depășirea punctului de trecere.

În stratul limită turbulent există un substrat laminar, aderent la suprafața corpului solid a cărui grosime la viteze mici de curgere reprezintă 1% din grosimea totală a stratului. Influența rugozității asupra procesului de turbulentă este legată de existența în flux a substratului laminar.

Este important de precizat că rugozitatea suprafeței corpului conduce, de asemenea, la deplasarea spre înainte a punctului de trecere a stratului laminar în cel turbulent.

Dacă la curgerea lichidului în unele puncte ale fluxului mărimile fizice ca viteza, presiunea, lungimea de deplasare a particulei suferă în timp abateri dezordonate de la valorile lor medii, atunci curgerea se numește *turbulentă*. Mișcarea particulelor în curgerea turbulentă este stimulată de turbioanele locale și căderile de presiune. Turbulența este cauzată în principal de trei cauze: *frecarea fluxului de lichid de corpul solid, deplasarea turboanelor și încălzirea locală a mediului*.

Rezistența la mișcare și apariția turbulentei fluxului se pot produce nu numai pe seama forțelor de frecare ci și pe seama schimbării presiunii în flux. Desprinderea fluxului de lichid se petrece în acel loc, în care energia cinetică a acestuia nu poate învinge acțiunea contrară a presiunii și viscozității (Figura 2.22.c, punctul 3). Punctul de desprindere nu își menține constantă poziția; după ce turbionul s-a deplasat pe suprafața corpului, punctul în care se petrece desprinderea lui se deplasează în jos, pe direcția de curgere a fluxului de lichid. Urmează apoi procesul de acumulare a maselor în punctul în care curgerea inversă este îndreptată în sens invers fluxului de bază. În această situație punctul de desprindere se deplasează înainte, în sens invers direcției de curgere.

S-a constatat, experimental, că mărirea curburii corpului învăluit de lichid determină desprinderea fluxului și încetinirea vitezei acestuia. În fluxurile de lichid care se deplasează accelerat (cazul deplasării aliajelor și metalelor lichide prin canale), deci în acelea care au un gradient negativ al presiunii, nu se produce desprinderea stratului limită.

În lichidele vâscoase se întâlnesc întotdeauna două forme de bază ale rezistenței: *frecarea și presiunea*. Raportul dintre aceste componente depinde de forma corpului. Când corpul are dimensiuni mari pe secțiunea transversală în comparație cu cea longitudinală, atunci pe suprafața acestuia se observă întotdeauna desprinderea stratului limită și ca urmare insuficientă refacere a presiunii în zona marginală a corpului. Presiunea fluidului în zona de început a corpului este mai scăzută, decât cea din zona de capăt a acestuia. Presiunea rezultată frânează mișcarea jetului în flux.

Când corpul are formă alungită în direcția mișcării fluxului și configurație lină, desprinderea fluxului, chiar dacă se petrece, are loc pe o mică zonă a suprafeței, cea mai mare parte a rezistenței reprezentând-o frecarea. Asemenea corpuși favorizează curgerea și învăluirea lor de către lichide.

Probabilitatea apariției desprinderii stratului limită poate fi micșorată prin *reducerea gradientului de presiune pozitiv sau prin influențarea caracterului curgerii*.

în stratul limită. Cu cât este mai mare gradul de turbulentă a curgerii în stratul limită, cu atât mai intens se petrece schimbul de mișcare dintre straturile exterioare și cele adiacente peretelui, mai mare va fi viteza în apropierea suprafeței și mai redus pericolul de desprindere a jetului.

Gradul de turbulentă în stratul limită se mărește pe măsura creșterii criteriului Re . Acest lucru înseamnă de fapt că mărirea criteriului Re micșorează pericolul de desprindere a stratului limită. Gradul de turbulentă în stratul limită se mărește cu creșterea gradului de turbulentă în fluxul propriu-zis. Se pot crea în mod artificial condiții pentru apariția turbulentei în stratul limită, prin amplasarea pe suprafața corpului (peretelui canalului) a unor ieșinduri speciale. În acest caz, mărirea rezistenței prin frecare se compensează prin micșorarea rezistenței de presiune.

Pentru preîntâmpinarea desprinderii și dirijarea stratului limită se folosesc o serie de metode energetice de acțiune asupra fluxului de lichid (mărirea vitezei propriu-zise a jetului în apropierea obstacolului, poziționarea optimă a obstacolelor etc).

2.2.5. Fenomene care însoțesc curgerea aliajelor prin canalele rețelei de turnare și cavitarea propriu-zisă a formei

2.2.5.1. Pierderi de energie

La curgerea aliajelor lichide, prin canalele rețelei de turnare și cavitarea propriu-zisă a formei au loc întotdeauna pierderi de energie datorate frecările de pereții canalelor, între particulele de lichid care au viteze diferite sau datorită ciocnirilor neelastică ale particulelor de lichid cu pereții canalelor sau dintre particule, la schimbările bruse de direcție sau secțiune. Pierderile de energie se transformă în căldură, vibrații etc. Ele se manifestă ca o pierdere de energie cinetică a aliajului lichid, pentru unitatea de volum:

$$E_c = \Delta p \cdot \frac{v^2}{2g} \quad (2.41)$$

Pierderea energiei cinetice micșorează viteza de curgere, reprezentând o pierdere de înălțime, dacă se consideră că fenomenul de curgere se realizează numai sub influența înălțimii coloanei de aliaj. Pierderea de înălțime reprezintă la rândul ei o pierdere de presiune.

2.2.5.1.1. Pierderi de energie prin frecare

Pierderile de energie, respectiv de înălțime prin frecare (h_f) la curgerea aliajelor prin canale drepte umplute sau neumplute, după cum ne aflăm la începutul sau în timpul fenomenului de curgere depind de coeficientul de frecare (λ_f), lungimea traseului de curgere (l), viteza aliajului lichid (v) și de diametrul hidraulic (d).

$$h_f = \lambda_f \cdot \frac{l}{d} \cdot \frac{v^2}{2g} \quad (2.42)$$

Notând cu $\psi_f = \lambda_f \cdot \frac{l}{d}$ relația de mai sus devine:

$$h_f = \psi_f \frac{v^2}{2g} \quad (2.43)$$

Valoarea coeficientului de frecare λ_f depinde de regimul de curgere (exprimat prin valoarea numărului lui Reynolds) precum și de rugozitatea relativă a suprafețelor active a canalelor de curgere (la turnarea aliajelor în forme nepermanente, rugozitatea este determinată de dimensiunile granulelor de cuart, iar la turnarea în forme metalice de rugozitatea obținută prin prelucrarea mecanică).

Dacă ne referim la pierderile de presiune (Δp) relația (2.42) devine:

$$\Delta p = \gamma \cdot h_f = \psi_f \frac{v^2}{2g} \cdot \gamma \quad (2.44)$$

2.2.5.1.2. Pierderi de energie în rezistențe locale

Rezistențele locale sunt rezistențele provocate de schimbările brusete de direcție și secțiune.

Pierderile de energie, respectiv înălțime în rezistențele locale (h_r) se exprimă prin relația:

$$h_r = \psi_r \frac{v^2}{2g} \quad (2.45)$$

În care: ψ_r – coeficient de rezistență.

Pierderilor de înălțime datorate schimbărilor de direcție (h_{rd}) le corespunde un coeficient ψ_{rd} a căruia valoare este în funcție de unghiul cotului pe care îl face canalul (Tabelul 2.2).

Tabelul 2.2

Valorile coeficientului ψ_{rd} funcție de unghiul cotului pe care îl face canalul

Unghiul cotului canalului [grade sexazecimale]	30°	60°	90°	120°
ψ_{rd}	0,20	0,55	1,10	1,40

În marea majoritate a cazurilor unghiurile coturilor canalelor rețelelor de turnare și a cavităților propriu-zise a formelor sunt 90°.

Pierderile de înălțime datorate schimbărilor brusete de secțiune (h_{rs}) sunt caracterizate de un coeficient ψ_{rs} a căruia valoare este în funcție de valoarea raportului dintre cele două secțiuni diferite. În Tabelul 2.3 este prezentată dependența dintre coeficientul ψ_{rs} și valoarea raportului dintre secțiuni, în cazul trecerii de la o secțiune mai mică la una mai mare.

Tabelul 2.3.

Valorile coeficientului ψ_{rs} funcție de raportul dintre secțiuni, în cazul trecerii de la o secțiune mai mică la una mai mare

Raportul secțiunilor	0,2	0,4	0,6	0,8
ψ_{rs}	0,42	0,34	0,25	0,15

În cazul majorității canalelor rețelei de turnare valoarea coeficientului ψ_{rs} este de aproximativ 0,15.

Pierderile de înălțime, respectiv de presiune apar și la trecerea de la o secțiune mai mare la una mai mică, în acest caz coeficientul ψ_{rs} fiind aproximativ 0,5.

O rezistență locală apreciabilă (datorată schimbărilor de secțiune) apare și la utilizarea sitelor amplasate în canalele rețelei de turnare, valoarea coeficientului de rezistență ψ_{rs} fiind de aproximativ 5.

Pierdere totală de înălțime (h), între două secțiuni S_1 și S_2 (la care se aplică legea lui Bernoulli) datorită frecării și rezistențelor locale va fi:

$$h = \frac{\sum S_2 h_{fi}}{S_1} + \frac{\sum S_2 h_{ri}}{S_1} \quad (2.46)$$

în care: h_{fi} și h_{ri} - pierderile de energie datorate frecărilor respectiv rezistențelor locale pe traseul de curgere între secțiunile S_1 și S_2 .

Viteza de curgere a aliajului prin canale (la un anumit moment dat) este dată de relația:

$$v = \mu \sqrt{2gH} \quad (2.47)$$

în care: H - înălțimea de curgere;

μ - coeficient de pierdere de viteză.

Valoarea coeficientului μ se calculează astfel:

$$\mu = \frac{1}{\sqrt{1 + \sum \psi_i}} \quad (2.48)$$

în care: ψ_i - coeficienții de rezistență de pe traseul de curgere.

Determinarea cât mai exactă a vitezei de curgere (v) este necesară, deoarece există o viteză optimă pentru care calitatea piesei turnate este cea mai bună.

2.2.5.2. Aspirația de gaze și spumarea

În porii amestecului de formare (care pot reprezenta 15 – 30% din volumul amestecului) se găsește aer la presiune atmosferică. La acest volum de aer se adaugă vaporii proveniți din evaporarea apei din zona de contact cu aliajul lichid, precum și alte gaze rezultate din arderea liantilor organici. Aceste gaze conduc la creșterea presiunii din porii amestecului de formare în imediata apropiere a suprafeței de contact aliaj – formă.

Dacă într-un loc al rețelei de turnare apare o depresiune, gazele pătrund în acest loc fiind antrenate în cavitatea formei de jetul de aliaj lichid. Prin această antrenare depresiunea se menține și cantității noi de gaze iau locul gazelor antrenate de jet.

Apariția depresiunilor în care aliajul lichid se desprinde de peretii canalului de curgere este cauzată de:

- secțiunea canalului, care nu urmărește micșorarea secțiunii jetului de aliaj, datorită creșterii vitezei la curgerea prin canale verticale sau înclinate;
- schimbarea bruscă de direcție (coturi nerotunjite);

- schimbarea bruscă de secțiune (îmbinări de canale cu secțiuni diferite neracordate);
- intrarea aliajului lichid la deversarea dintr-un recipient (oală de turnare, bazin etc) într-un canal cu muchiile neracordate.

Acstea fenomene pot fi atenuate sau chiar eliminate prin construcția unor rețele de turnare a căror traseu și contur geometric să urmărească liniile de curent, așa cum se arată în Figura 2.23.

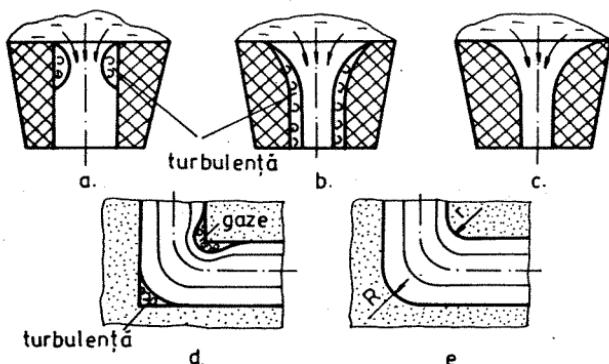


Figura 2.23. Apariția zonelor depresionare la schimbări brusă de secțiune și direcție și evitarea lor

În cazul când aceste zone depresionare există și aliajul are o fluiditate mare, gazele antrenate se pot ridica la suprafață, datorită forței ascensionale (derivată din principiul lui Arhimede), în timp util și piesa se solidifică cu pereți sănătoși.

Dacă viscozitatea aliajului este mare, gazele rămân incluse în corpul piesei turnate sub formă de sufluri (goluri).

În zonele depresionare are loc în același timp un *fenomen de turbionare* a aliajului lichid, datorită desprinderii unor particule de lichid din fluxul principal și deplasarea acestora în sens invers sub influența depresiunii, așa cum se arată schematic în Figura 2.24, în cazul schimbării brusă de secțiunii canalului de curgere.

În cazul aliajelor metalice cu oxidabilitate ridicată (aliaje pe bază de aluminiu și magneziu) particulele turbionate se oxidează și ajung din nou la suprafața lichidului contribuind la oxidarea altor porțiuni din acesta. Deoarece oxizii formați la suprafața jetului au o tensiune superficială mare, când incluziunile nemetalice gazoase antrenate caută să iasă la suprafață (fie la curgerea prin canale sau prin cavitatea propriu-zisă a formei), ele sunt reținute de stratul de oxizi formând astfel o peliculă rezistentă. Un ansamblu mai mare de astfel de bule formează spumă de gaze și oxizi. *Fenomenul de spumare* este foarte dăunător și el poate fi prevenit prin evitarea zonelor depresionare și a turbionărilor.

$$S_1 > S_2$$

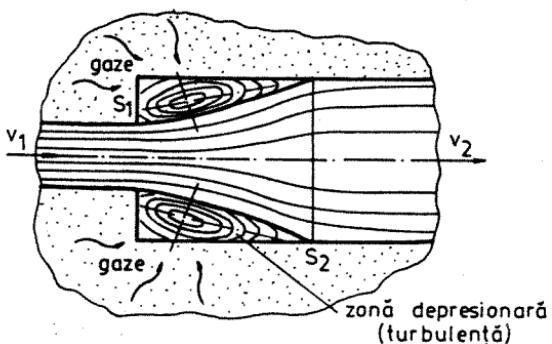
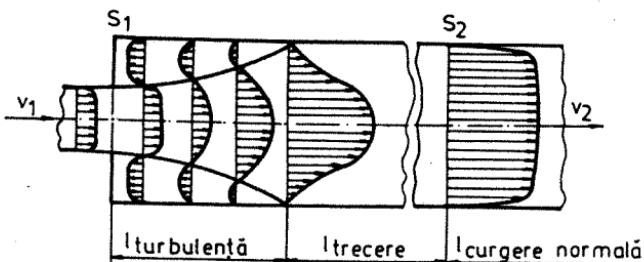
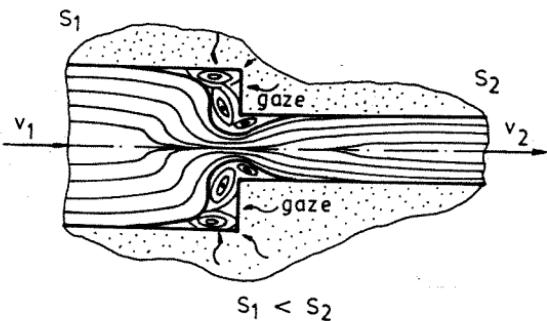
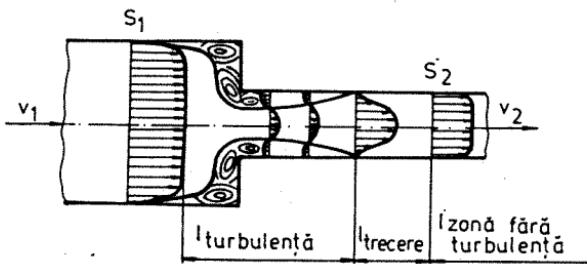


Figura 2.24. Apariția fenomenului de turbionare și a zonelor de turbulență a aliajului lichid la schimbarea bruscă a secțiunii canalului de curgere
 a – de la secțiunea mică la mare;
 b – de la secțiune mare la mică.

2.2.5.3. Fenomene de cavitatie în aliajele lichide aflate în mișcare

Fenomenul de *cavitatie* constă în întreruperea continuității în unele porțiuni ale jetului de aliaj, care se deplasează prin canalele rețelei de turnare și formezi. Discontinuitățile apar întotdeauna acolo unde are loc o scădere locală de presiune. Apariția cavităției se caracterizează înainte de toate prin apariția în mediul lichid a bulelor de vaporii și gaze de mărime redusă, al căror volum se mărește rapid pe măsura creșterii vitezei locale de mișcare și micșorării corespunzătoare a presiunii. La o suficient de avansată presiune, pe corpul învăluit de aliajul lichid aflat în mișcare se formează caviatii staționare mari și mișcarea lor capătă un caracter de jet. În acest fel are loc o redistribuire a mișcării și tensiunilor tangențiale care acționează asupra perețiilor orificiului de evacuare sau piesei turnate; se schimbă nu numai valoarea coeficienților de rezistență a forțelor care acționează ci și legea după care aceste mărimi depind de viteză fluxului și de unghiul de atac al corpului învăluit de aliajul lichid. Această formă a cavităției apare în fluxurile de aliaj lichid de lângă corpuri necorespunzător învăluite (care intră în jetul de aliaj, în anumite părți ale piesei turnate) și de lângă suprafețele portante.

Golurile de cavitatie apar în acele puncte de presiune ale fluxului de aliaj lichid în care tensiunea de întindere care acționează asupra lichidului depășește forța de legătură dintre molecule. Dacă se presupune că întreruperea continuității lichidului are loc numai în microvolumele cele mai slabe ale nucleului, atunci rezistența la rupere a lichidului atinge valoarea de $15 \cdot 10^6$ daN/m². În realitate, ca urmare a existenței în lichide a bulelor mari de gaze care servesc drept nuclee de cavitatie, lichidele reale își întrerup continuitatea la valori mult mai reduse ale tensiunii de întindere.

Cea mai redusă presiune în lichid apare de obicei fie pe suprafața corpului învăluit, fie, dacă se ia în considerare formarea turboanelor în stratul limită, în imediata apropiere a acestuia. De aceea presiunile foarte mari, care se dezvoltă la închiderea golurilor de cavitatie, acționează înainte de toate pe suprafața învăluită de aliajul lichid.

Cea mai mare scădere a rezistenței la rupere a lichidului este determinată de prezența particulelor solide neumectate și a gazelor insolubile. Nucleul cavităției are dimensiuni reduse, care în condiții obișnuite nu se poate vedea cu ochiul liber. La asemenea dimensiuni ale nucleului, forțele de suprafață care comprimă bulele trebuie să fie foarte mari, iar gazele conținute în acestea teoretic trebuie să difuzeze și să se dizolve în lichidul înconjurător, chiar dacă acesta se găsește în stare de suprasaturare. Din contră, nucleul de gaze cu dimensiuni mari se ridică și plutește sub acțiunea forței hidrostatică ascensionale, adică rezultă faptul cunoscut că, atât în primul caz, cât și în cel de al doilea, nucleele gazoase nu pot exista un timp mai îndelungat în lichide.

Acest paradox se explică prin aceea că dacă în lichide, în afara bulelor gazoase, mai există și microparticule, atunci acestea se absorb și formează pe suprafața bulelor un strat monomolecular, care micșorează în mod vizibil forțele de tensiune superficială pe suprafața nucleului, asigurând stabilizarea acestuia. Acest nucleu se poate forma de asemenea, în fisurile particulelor solide neumectate care sunt umplute cu gaze. Întrucât suprafața fisurii în acest caz nu este umectabilă, lichidul care intră în aceste locuri va avea un menisc convex care nu mărește, ci scade presiunea gazului în nucleu.

Condiția de echilibru (făcând abstracție de fenomenul de difuzie) a bulei umplute numai cu vaporii lichidului se poate exprima sub următoarea formă:

$$p_{\text{vapor}} = p_{\text{alaj}} + \frac{2\sigma}{r} \quad (2.49)$$

sau

$$p_{\text{alaj}} = p_{\text{vapor}} - \frac{2\sigma}{r} \quad (2.50)$$

în care:

p_{vapor} - presiunea vaporilor saturati;

p_{alaj} - presiunea aliajului lichid care înconjoară bula;

r - raza bulei;

σ - tensiunea superficială pe suprafața bulei

Presiunea lichidului înconjurator (p_{alaj}) are următoarea expresie:

$$p_{\text{alaj}} = p_{\text{atmosf.}} + \gamma \cdot h \quad (2.51)$$

în care:

$p_{\text{atmosf.}}$ - presiunea atmosferică;

γ - greutatea specifică a aliajului;

h - înălțimea coloanei de aliaj lichid.

Din relația (2.50) rezultă că mărirea bulei este posibilă la presiuni exterioare mai mici decât presiunea de saturatie, deci când:

$$p_{\text{alaj}} < p_{\text{vapor}} - \frac{2\sigma}{r} \quad (2.52)$$

În cazul turnării aliajelor lichide, bula conține în afară de vapori și o oarecare cantitate de gaze, iar ca urmare ecuația de echilibru poate fi scrisă și în forma:

$$p_{\text{alaj}} = p_{\text{vapor}} + p_{\text{gaz}} - \frac{2\sigma}{r} \quad (2.53)$$

în care: p_{gaz} – presiunea gazului din interiorul bulei.

Presiunea gazului din bulă (p_{gaz}) poate fi determinată cu expresia:

$$p_{\text{gaz}} = \left(p_{0,0} - p_{\text{vapor}} + \frac{2\sigma}{r_0} \right) \frac{r_0^3}{r^3} \quad (2.54)$$

în care: indicele "0" se referă la valori initiale ale mărimilor respective (înainte de apariția gazului).

Raza critică a bulei (r_{critic}) și presiunea la care aceasta capătă o stare stabilă ($p_{\text{alaj critica}}$) au următoarele expresii:

$$r_{\text{critic}} = \sqrt[3]{\frac{r_0}{2\sigma} \left(p_{0,0} - p_{\text{vapor}} + \frac{2\sigma}{r_0} \right)} \quad (2.55)$$

$$p_{\text{alaj critica}} = p_{\text{vapor}} - \frac{2}{3} \frac{\sigma}{r_{\text{critic}}} \quad (2.56)$$

Dacă se consideră faptul că gurile de cavitație se formează cu prioritate în stratul limită, la înveluirea suprafețelor solide, valoarea aproximativă a lui r_0 poate fi considerată ca egală cu grosimea acestui strat la valori ale numărului Reynolds (Re), la care apare cavitația.

Datele experimentale arată că numărul gurilor de cavitație (n_c) este:

$$n_c \approx Re^{0,282}$$

(2.57)

Grosimea stratului limită turbulent ($\delta_{turb.}$) este:

$$\delta_{turb.} \approx X/Re^{0,2} \quad (2.58)$$

în care: X – dimensiunea caracteristică a curentului.

Apariția vitezelor ridicate de deplasare și a forțelor de lovire ale golurilor de cavităție se poate atenua în prezență lichidelor viscoase (cu creșterea viscozității durată de lovire a bulelor se mărește). Creșterea tensiunii superficiale, din contră, accelerează procesul de comprimare a bulelor. Din aceste motive fenomenele de cavităție în aliajele lichide sunt mai periculoase decât în apă sau în alte lichide, care au valoare mică a tensiunii superficiale.

Creșterea tensiunii superficiale (comprimarea bulei) determină o mai rapidă difuzie a gazului dizolvat din bulă în lichidul înconjurător și încetinirea creșterii dimensiunilor geometrice ale bulei. Accelerarea proceselor de difuzie este ușurată, de asemenea, de deplasarea bulei în fluxul de lichid.

În practică se poate folosi pentru calculul numărului de bule (n_b) de vapori, care se formează pe secundă, într-un cm^3 de aliaj lichid, următoarea formulă (după datele lui Ia.B. Zeldovici):

$$n_b = ke^{\frac{W}{K_0 T}} \quad (2.59)$$

în care: W – lucru mecanic de formare a bulei cu raza r ;

T – temperatura absolută a aliajului;

k – constanta lui Boltzmann;

K_0 – constantă ($K_0 = 10^{31} \cdot s^{-1} \cdot m^{-3}$).

Studiul prin filmare al dinamicii de creștere a bulelor arată existența a trei perioade în procesul de creștere a acestora. În punctul corpului învăluit, în care presiunea statică este aproximativ egală cu presiunea vaporilor suprasaturați, fluxul se desprinde de suprafața corpului (Figura 2.25.a). Apoi, fluxul desprins se întoarce din nou spre suprafață formând treptat o cavitate ovală (Figura 2.25.b). În procesul de creștere a cavității, în zona sa inferioară se formează un flux invers (Figura 2.25.c), care o desprinde în totalitate pe aceasta de corpul solid (Figura 2.25.d).

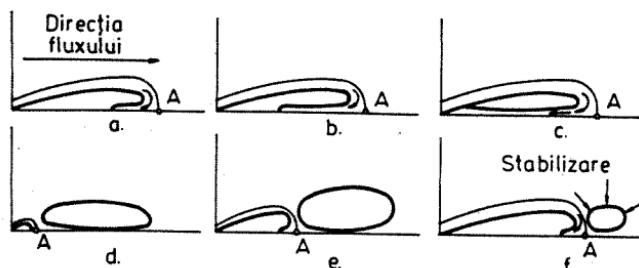


Figura 2.25. Stadiile dezvoltării golurilor (cavernoelor) de cavităție

Curgerea de cavităție are următoarele particularități:

- *Liniile marginale ale jetului de aliaj lichid care se deplasează și în interiorul căruia s-a format cavitatea au formă curbată, cu centru curburii aflat în interiorul acesteia. Spumarea și turbionarea lichidului se constată numai în partea finală a cavității.*
- *Un factor deosebit de important, care înlesnește apariția cavității, este existența în metalele lichide a gazelor dizolvate și a bulelor de aer. La trecerea acestora prin zonele cu presiune scăzută are loc creșterea intensă și mărirea concentrației volumice a gazului și dezvoltarea rapidă a cavității. Un efect similar îl are și adăugarea în lichid a particulelor solide, care înlesnesc apariția cavității din cauza existenței în acestea a crăpăturilor și în condițiile unor presiuni mult mai mari decât presiunea de vaporii saturati ai lichidului în cauză. În acest caz forțele de legătură dintre lichid și particula sunt mai reduse decât dintre moleculele lichidului însuși. De aceea, pentru desprinderea acestei particule și formarea bulei este nevoie de mai puțină energie, decât pentru formarea unui gol identic în volumul de lichid.*

Când cavităția are loc în fluxul de lichid ce conține și particule în suspensie, atunci lovirea pereților marginali se petrece nu numai de către jetul de lichid ci și de către particulele respective. În afară de aceasta, ca urmare a puternicei acțiuni pulsatorii a bulelor de cavităție particulele aflate în zona de cavităție capătă o accelerare suplimentară care mărește acțiunea lor distructivă. Așadar acțiunea particulelor în suspensie este dublă: direct în zona de cavităție și în porțiunile adiacente acesteia.

Existența fenomenului de cavităție în lichidele aflate în mișcare poate să conducă la distrugerea pereților canalelor. Când bulele, în timpul mișcării, ajung în zona presiunilor mărite, creșterea acestora încețează și începe procesul de lovire reciprocă a golurilor. Acest proces se petrece foarte rapid, iar în etapa sa finală se dezvoltă presiuni mari, care pot provoca distrugerea cavității interioare a orificiului de evacuare sau a crustei primare de aliaj solidificat din piesa turnată.

Presiunile mari rezultate în urma lovirii reciproce a volumelor cavitационale pot să apară nu numai în centrul acestora, ci și la o oarecare distanță de acestea.

Lichidul înconjurător curge în volum pe direcție radială și cu viteză mare. După terminarea procesului de lovire reciprocă a golurilor, apare unda de soc, care distrugе suprafetele învecinate.

Unda de soc apare în lichide când valoarea maximă a presiunii, în locul de lovire reciprocă a bulelor, depășește aproximativ 2 000 atm.

Fenomenul de cavităție poate să apară pe suprafetele rugoase și pe neuniformitățile de pe traseul de curgere a aliajului lichid. La deplasarea lichidului de-a lungul rugozităților, după acestea se formează turbioane cu centre gazoase foarte active. Cavităția apare când bulele aflându-se sub influența presiunii, care este mai redusă decât cea critică, încep rapid să se împărtășie. Cavităția gazoasă se constată în canelurile rugozității, iar cavităția de vaporii în centrul stratului limită. Elementul izolat sau un ieșind de pe suprafața peretelui canalului determină apariția unei cavități mai intense decât suprafața care are o rugozitate cu ieșinduri egale ca înălțime. De aceea, dacă nu se poate evita existența ieșindurilor singulare sau a

suprafețelor izolate, atunci este mai indicat să se mărească în mod artificial rugozitatea întregii suprafețe înaintea acestor proeminente.

Dirijarea fenomenelor de cavităție permite, ca în aliajele reale, să se realizeze purificarea acestora de incluzuni nemetalice și gaze, dirijarea cu ajutorul numărului de centre de cristalizare a parametrilor structurii dendritice a cristalelor etc. De exemplu, pentru asigurarea eficacității degazării aliajelor de aluminiu cu ajutorul ultrasunetelor, presiunea sonică trebuie să fie inferioară celei limită, la care apare cavităția. În zona de cavităție activă se poate regla apariția constantă a volumelor de cavităție, lovirea lor reciprocă și formarea gologorilor care pulsează, în mod constant. Limita de separație a acestor zone depinde de temperatură, viscozitate și volumul aliajului.

2.2.6. Curgerea liberă a metalelor și aliajelor lichide

2.2.6.1. Forma jetului de metal sau aliaj lichid la turnarea pieselor

Curgerea liberă a aliajului în câmp gravitațional (cădere liberă) apare la evacuarea aliajului din agregatele de elaborare și golirea oalelor de turnare (deversare prin ciocul oalei sau pe la partea inferioară a oalei de turnare).

2.2.6.1.1. Curgerea jetului de aliaj lichid la golirea prin deversare

La golirea prin deversare, înclinarea cuporului sau a oalei crează o diferență de nivel (Δh) între nivelul aliajului (din cupor sau oală) și pragul de deversare, ca în Figura 2.26.

Datorită acestei diferențe de nivel, aliajul începe să curgă (să se miște), ajungând la un moment dat la o viteza (v) exprimată prin relația:

$$v = \mu \sqrt{2g\Delta h} \quad (2.60)$$

În care: μ - coeficient de viteza care ține seama de pierderile de presiune cauzate de frecarea de muchia peste care se face curgerea ($\mu \approx 0,97$ pentru marea majoritate a aliajelor).

Viteza în punctul de deversare se poate descompune între o componentă orizontală (v_x) și o componentă verticală (v_y). Alegând un sistem de axe cu originea în punctul de deversare (D) și descompunând mișcarea unei particule după cele două axe, particula va descrie în timpul t traectorie sub formă de parabolă:

- pe axa O_x distanța $x = v_0 t$ (2.61)

- pe axa O_y distanța $y = v_y t + \frac{gt^2}{2}$ (2.62)

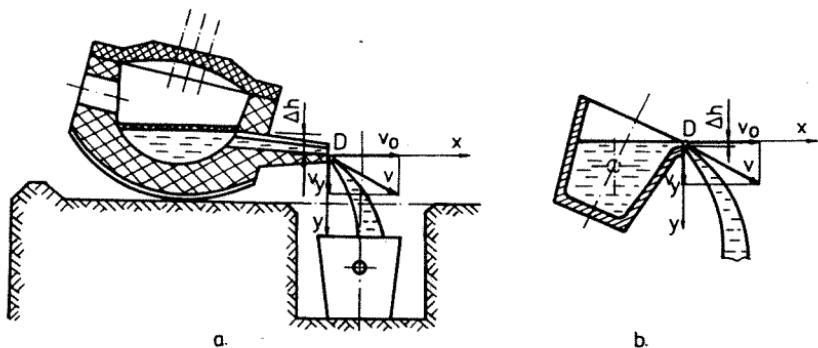


Figura 2.26. Curgerea liberă prin deversare:
a – evacuarea din agregatul de elaborare;
b – evacuarea din oală, pe la partea superioară

Eliminând timpul între cele două ecuații (2.61) și (2.62), se obține ecuația traiectoriei:

$$y = \frac{v_v}{v_0} x + \frac{gx^2}{2v_0^2} \quad (2.63)$$

Din cauza frecările care apar, particulele lichide din jet au viteze diferite în punctul de deversare (D). Parabolele parcuse de particule apar în consecință dispersive.

În cazul turnării pe la fundul oalei, jetul este rectiliniu, iar viteza și secțiunea lui depind de mărimea orificiului de evacuare și de poziția acestuia.

La umplerea formei cu aliaj lichid este necesar să se asigure un debit de umplere anumit, astfel încât viteza de umplere să fie aproximativ constantă. La turnarea prin deversare acest debit poate fi asigurat prin înclinarea corespunzătoare a oalei de turnare. În cazul oalei cu dop, debitul poate fi asigurat prin dimensionarea optimă a orificiului de evacuare (este necesară și cunoașterea timpului de golire a aliajului din oală).

Pentru calculul timpului de golire a aliajului (t_g) din oala de turnare (bazin de turnare) se consideră schema din Figura 2.27. Astfel, dacă se notează cu F suprafața secțiunii medii a oalei, cu f suprafața secțiunii orificiului de turnare și se consideră momentul când nivelul aliajului lichid în oală este la înălțimea x , viteza jetului de aliaj la ieșire (v_{golire}) va fi în acest moment:

$$v_{golire} = \mu \sqrt{2gx} \quad (2.64)$$

Aplicând *legea continuității* se obține:

$$-F \frac{dx}{dt_g} = f \mu \sqrt{2gx} \quad (2.65)$$

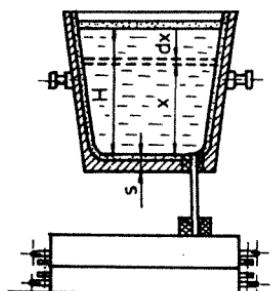


Figura 2.27. Schema pentru calculul timpului de golire (t_g)

și

$$dt_g = - \frac{F dx}{f \cdot \mu \sqrt{2gx}} \quad (2.66)$$

Integrând se va obține:

$$t_g = - \frac{F}{f \cdot \mu} \int_{H}^s \frac{dx}{\sqrt{2gx}} = \frac{F}{\mu f g} (\sqrt{2gH} - \sqrt{2gs}) \quad (2.67)$$

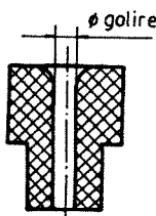


Figura 2.28. Orificiu de golire a oalei de tipul ajutaj cu muchii rotunjite

Orificiul de golire are forma unui ajutaj rotunjit, ca în Figura 2.28, iar coeficientul de pierdere a vitezei (μ) are valoarea, în cazul turnării oțelului, aproximativ 0,80. În general, coeficientul de pierdere de viteză (μ) la curgerea prin orificii depinde de coeficientul de pierdere de viteză prin frecare la nivelul orificiului ($\varphi_{orificiu}$) și de coeficientul de contracție a jetului de aliaj lichid (α_{jet}). Notând cu h înălțimea hidrostatică, cu f suprafața secțiunii orificiului de golire, debitului la golire (Q_{golire}) este:

$$Q_{golire} = \varphi_{orificiu} \alpha_{jet} \cdot f \sqrt{2gh}, [m^3/s] \quad (2.68)$$

La curgerea prin orificii subțiri (Figura 2.29) folosite în general la măsurarea debitelor (aer, gaz, lichide), coeficientul de pierdere de viteză (μ) are aproximativ valoarea 0,62, spre deosebire de cazul orificiilor de tip ajutaj, atunci când $\mu \approx 0,80$.

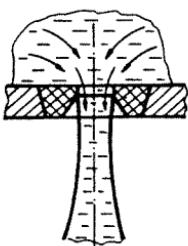


Figura 2.29. Orificiu de golire pentru măsurarea debitelor

La turnarea prin deversare (prin ciocul oalei), viteza și debitul de lichid pot fi reglate prin înclinarea oalei, spre deosebire de turnare prin orificiu, unde viteza și debitul de golire a oalei sunt determinate de înălțimea aliajului în oală și nu pot fi reglate cu aceeași elasticitate ca în primul caz (reglarea se poate realiza numai în sensul micșorării lor, prin închiderea repetată a orificiului de evacuare cu dopul oalei de turnare).

2.2.6.1.2. Curgerea jetului de aliaj lichid prin orificiul de evacuare al oalei de turnare

La curgerea jetului de aliaj prin orificiul de evacuare, în oală se crează o repartiție a vitezelor, prin care cea mai mare parte din aliajul lichid se deplasează pe axa orificiului. Astfel, se obține o schemă a mișcării la care coloana de lichid aflată deasupra orificiului de evacuare cade continuu, iar volumul de aliaj aflat în vecinătatea peretelui oalei este nedislocat până la sfârșitul turării propriu-zise. Acest volum nedislocat de aliaj ajunge la turnare printre ultimile porții de lichid care se evacuatează din oală. Temperatura și proprietățile acestui volum se deosebesc foarte mult de volumele anterioare de aliaj lichid scurs prin orificiul de evacuare (neomogenitatea fizico-chimică și structurală a pieselor turnate cu mase mari și pereti foarte groși – cazul lingourilor de oțel).

Curentul de aliaj lichid, nelimitat de perete, care după ieșirea din orificiul de turnare ia contact cu aerul din mediul înconjurător se numește *jet liber*. Straturile exterioare ale jetului în timpul deplasării acestuia se amestecă cu aerul, iar la o anumită distanță de fundul oalei își pierde stabilitatea și se dispersează. În acest fel jetul de aliaj are acțiune dinamică nu numai asupra orificiului de turare, ci și asupra peretilor canalelor rețelei de turnare și formei, influențând repartiția vitezelor fluxului de aliaj din interiorul piesei turnate.

Întrucât lungimea jetului stabil de aliaj depinde de procesele care au loc în interiorul orificiului de turnare, în continuare se va analiza mai în amănunt procesul propriu-zis de curgere a aliajului lichid prin acesta.

La intrarea aliajului în orificiul de evacuare are loc deformarea liniei fluxului și apariția forțelor centrifuge, care desprind jetul de peretele orificiului. Comprimarea jetului continuă apoi în interiorul orificiului, până la o anumită adâncime după care acesta crește din nou, ocupând întreaga secțiune transversală a orificiului.

Dacă timpul de golire al oalei de turnare este mai mare decât timpul optim de umplere a formei (atunci când din aliajul din oală se toarnă o singură piesă sau mai multe, dar într-o singură formă), se va modifica diametrul orificiului de golire, în sensul măririi acestuia. Viteza de curgere prin orificiu și debitul de aliaj lichid (oțel lichid) variază în timp cu înălțimea x a oțelului din oală. Viteza de golire a oalei (v_{golire}) crește odată cu creșterea lui x și a diametrului orificiului de golire (ϕ_{golire}).

Desprinderea jetului de peretele canalului și formarea turboanelor creează în orificiul de turnare o zonă cu presiune statică coborâtă, care este cauza principală a rezistenței crescânde asupra mișcării lichidului în jet, precum și a absorției aerului de către acesta din urmă.

Mișcarea aliajului lichid se poate analiza prin *metoda construirii rețelei de deplasare* a diferitelor particule din jet prin orificiul de turnare. Schema deformării jetului la deplasarea aliajului lichid printre un orificiu se prezintă în Figura 2.30. În aceasta se prezintă liniile fluxului lichidului în mișcare, la care în fiecare punct presiunea și viteza de deplasare sunt constante. Gradul de îngustare a jetului este notat cu Δr .

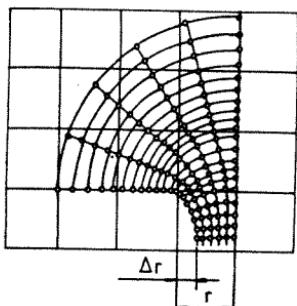


Figura 2.30. Liniile de curent ale fluxului (jumătate din jet care se scurge prin orificii cu pereți neînclinați)

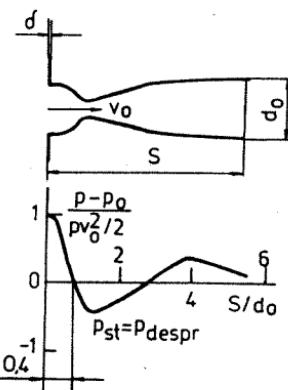


Figura 2.31. Repartizarea presiunii statice pe înălțimea orificiului de turnare

În Figura 2.31 se prezintă graficul de repartiție a mărimii presiunii statice pe înălțimea peretelui orificiului de turnare, presiune determinată cu formula:

$$p_{\text{statică}} = \frac{2(p_0 - p)}{\rho_{\text{lichid}} \cdot v^2} \quad (2.69)$$

În care:
 p_0 - presiunea în afara orificiului de evacuare;
 p - presiunea pe peretele canalului orificiului;
 v - viteza medie la ieșirea din orificiu;
 ρ_l - densitatea lichidului.

Din datele experimentale rezultă că la scurgerea jetului prin orificii cu înălțimi foarte mici ($\delta/d_0 \approx 0$), îngustarea maximă a acestuia are loc la adâncimea $x = 0,4 d_0$, de la intrare (d_0 - diametrul orificiului de evacuare). Apoi pe măsura surgerii jetului, presiunea statică începe să crească și la distanța de $x = 4 d_0$ atinge valoarea maximă.

Cresterea acestei presiuni are loc ca urmare a scăderii vitezei de curgere și a lărgirii treptate a jetului. În aceeași secțiune se ajunge și la egalizarea integrală a presiunii. Uniformizarea vitezei de deplasare a lichidului începe la distanța $x = 8 d_0$.

Repartizarea vitezelor pe secțiunea orificiului se prezintă în figura 2.32 din care se observă că viteza de cădere pe verticală a jetului (v_z) este constantă aproape

pe întreaga secțiune a orificiului și se micșorează brusc spre secțiunea de ieșire. Viteza maximă a jetului la secțiunea de ieșire rezultă pe seama forțelor centrifuge, care apar la răsucirea lichidului în jurul peretelui orificiului de evacuare, ceea ce determină valori ridicate ale vitezelor radiale și totale în acest loc. Componenta radială a vitezei (v_r) este neînsemnată aproape pe întreaga secțiune a orificiului cu excepția zonei din vecinătatea secțiunii de ieșire.

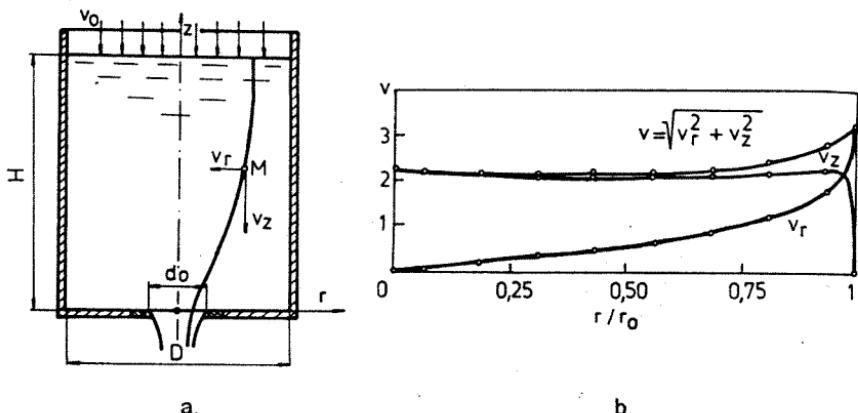


Figura 2.32. Repartizarea vitezei în suprafața orificiului
a – schema surgerii aliajului lichid prin orificiu de evacuare;
b – diagrama repartizării vitezei pe secțiunea orificiului de evacuare.

Cu totul alte condiții se obțin la curgerea prin orificii cilindrice lungi de 2 ... 6 ori diametrul acestora și fără rotunjirea muchiilor de la intrare. Curgerea prin astfel de orificii se poate desfășura în două moduri distincte.

A. După intrarea în orificiu de evacuare jetul de aliaj se contractă și deoarece această zonă este înconjurată de turbioane de lichid, diametrul jetului se mărește până la dimensiunile orificiului de intrare (Figura 2.33.a). Debitul în acest caz este mai mare decât la curgerea prin orificiile cu înălțime mică, ca urmare a lipsei gâtuirii jetului la ieșirea prin orificiu. Viteza fluidului în acest caz va fi mai redusă, ca urmare a rezistențelor mărite la curgere create de zonele de turbulentă.

B. Dacă jetul din interiorul orificiului de evacuare după contracție nu se desface și se deplasează fără să se atingă de peretei acestuia, atunci curgerea se desfășoară după cel de-al doilea regim (Figura 2.33.b). La trecerea pe acest regim viteza curgerii crește, iar debitul se micșorează datorită contracției jetului.

Din cele arătate anterior rezultă că orificiul de evacuare cilindric are o serie de deficiențe:

- *în cazul regimului de curgere din Figura 2.33.a există o turbulentă mare a jetului, o rezistență mare la curgere, iar coeficientul de debit este insuficient de mare;*

- în cazul regimului de curgere din Figura 2.33.b, nu există turbulențe, dar coeficientul de debit are o valoare foarte mică.

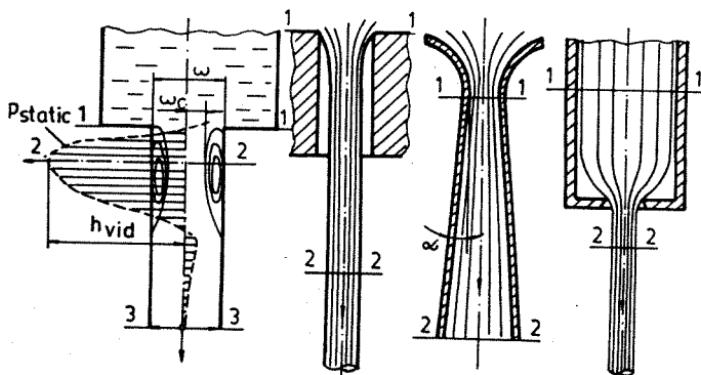


Figura 2.33. Schema de curgere a jetului de aliaj lichid prin orificii de turnare cu forme diferite

De aceea, din punct de vedere al stabilității jetului, la turnarea oțelului lichid (în vederea realizării unei repartizări mai uniforme a circulației fluxului de aliaj în interiorul lingotierei) este mai avantajos cel de-al doilea regim de curgere.

Condițiile curgerii prin orificiul de turnare cilindric pot fi sensibil îmbunătățite prin raccordarea muchiilor de la intrarea în orificiu. Cu cât este mai mare raza de racordare, cu atât este mai mare coeficientul de debit și mai mic coeficientul de rezistență la curgere. Dacă partea de intrare a orificiului de evacuare este executată după forma de contracție reală a jetului, care asigură continuitatea fluxului de metal în interiorul orificiului precum și paralelismul strict al jetului, după ieșirea din orificiu de evacuare aliajul va avea un coeficient de debit apropiat de unitate și pierderi foarte mici, iar după formă va fi apropiat de forma unui ajutaj. Dacă la acest orificiu se aplică un difuzor cu unghiul de degajare a peretilor ($\alpha = 5 \dots 6^\circ$) în direcție laterală (Figura 2.33.c), atunci într-o zonă îngustă din interiorul orificiului se realizează o scădere bruscă a presiunii, iar viteza și debitul lichidului prin difuzor, la aceeași presiune metalostatică (înălțime coloană aliaj), se mărește de 2,5 ori în comparație cu partea cilindrică a orificiului de evacuare. Asemenea orificii de evacuare se folosesc în acele cazuri, când este necesar ca, la diametre mici și presiune metalostatică determinată, să se obțină debite maxime.

Folosirea difuzorului este eficientă când presiunea coloanei de aliaj lichid este de 2 – 4 m, deoarece la viteze mai mari de curgere a aliajului (de exemplu, pentru oțel viteza este mai mare de 7 m/s), în locul îngust din orificiul de turnare apare fenomenul de *cavitație*, care mărește rezistența și capacitatea de curgere prin orificiu.

În cazul situației prezentate în Figura 2.33.d, importantă influență asupra coeficientului de contracție a jetului poate exercita apropierea peretilor laterali ai rezervorului de aliaj lichid de axa orificiului de turnare. În acest caz peretii lateralii micșorează contracția jetului și măresc coeficientul de debit.

Forma jetului de aliaj nu corespunde exact cu forma orificiului de evacuare a oalei de turnare. De exemplu, dacă secțiunea transversală a orificiului este pătrată, atunci forma jetului care se scurge se obține în formă de "cruce", dacă este triunghiulară, în formă de "stea" (cu trei nervuri subțiri), iar dacă este rotundă, în formă de "elipsă" (Figura 2.34).

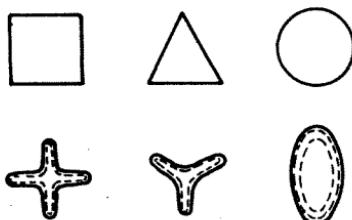


Figura 2.34. Forma secțiunii transversale a jetului de aliaj după ieșirea din orificiu de evacuare cu diferite forme

În general, orificiile de evacuare ale oalelor de turnare sau bazine de turnare trebuie să îndeplinească următoarele condiții:

- *obținerea jeturilor de aliaj cu viteză stabilă de curgere și debit constant* (aceste condiții sunt îndeplinite de orificiile de evacuare cilindrice, care au raze mari de racordare la muchiile de intrare);
- *micșorarea turbulentei jeturilor* (pentru acest lucru fiind necesar ca orificiul de evacuare să aibă o înălțime minimă în zona sa cilindrică - înălțimea orificiului este determinată de durabilitatea acestuia în timpul interacțiunii cu oțelul lichid);
- *obținerea unor viteze de curgere și debite optime, la diametre și presiuni metalostatice determinante* (pentru aceasta este necesar ca partea de ieșire din orificiu de evacuare să fie realizată în formă de difuzor cu deschidere maximă de 6° pe o parte);
- *micșorarea vitezei de ieșire a jetului și a forței de impact cu peretii rețelei de turnare și formei* (pentru acest lucru este necesar ca în partea inferioară a orificiului de evacuare să se realizeze o cavitate cu un diametru mai mare, iar zona de trecere dintre cele două diametre să aibă o înclinare optimă de $7 \dots 9^{\circ}$).

Toate condițiile amintite anterior sunt valabile pentru curgerea aliajului lichid prin orificii cu diametre mai mici de $0,1 H$ (H - înălțimea coloanei de aliaj lichid). La valori mai reduse ale presiunii metalostatice din oala de turnare are loc dereglarea curgerii normale a jetului, datorită formării turbioanelor, apariției forțelor tangențiale la intrarea în orificiul de turnare și curgerii prin rotere a metalului.

La curgerea concomitentă a aliajului din bazinile de turnare și umplerea acestora din oalele de turnare, dereglarea curgerii normale are loc ca urmare a faptului că adâncimea de pătrundere a jetului din oală este mai mare decât înălțimea

nivelului aliajului în bazinul de turnare. În aceste condiții, la presiunea metalostatică obișnuită se mai adaugă și presiunea creată de viteza jetului principal de aliaj.

Jetul de aliaj nu are suprafața perfect plană, chiar dacă suprafața orificiului de evacuare din oala de turnare este netedă. Inegalitățile de pe suprafața jetului de aliaj apar ca urmare a frecările acestuia de peretele orificiului. De aceea, orificiile de evacuare cu lungime mare nu asigură forme îmbunătățite ale jetului de aliaj. Jeturile stabilă și netede de aliaj se pot obține numai atunci când se asigură desprinderea acestuia de pe peretele orificiului, iar curgerea în continuare se execută cu un jet care este înconjurat de o peliculă de gaze ce nu permite contactul cu peretele canalului.

În cazul folosirii la turnare a suprafețelor înclinate, componenta vitezei, perpendiculară pe pereti (v_p) se anulează, iar componenta de-a lungul peretelui (v_l) scade (Figura 2.35) mult datorită frecărilor. La contactul cu peretele de bază sau cu aliajul din cavitatea propriu-zisă a formei, jetul de aliaj își schimbă direcția și valoarea vitezelor este:

$$v_2 = v_1 \cdot \sin\alpha \quad (2.70)$$

sau

$$v_2 = v_0 \cdot \sin\alpha \cos\alpha \quad (2.71)$$

Ca urmare se micșorează forța de lovire a jetului de aliaj și tendința de turbionare. În acest caz forța de pătrundere pe verticală va fi dată de relația:

$$P_v = \frac{\gamma A}{g} \cdot v_3^2 \quad (2.72)$$

sau:

$$P_v = \frac{\gamma A}{g} \cdot v_0^2 \cos^2 \alpha \quad (2.73)$$

În care: A – aria secțiunii jetului de aliaj.

Metoda turnării pe un plan înclinat se folosește mult la turnarea în formemetalice a aliajelor neferoase pe bază de Al și Mg. De asemenea, se folosește la turnarea lingourilor de Zn, Al și Mg (Figura 2.36).

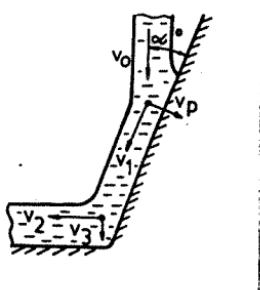


Figura 2.35. Curgerea liberă pe plan înclimat

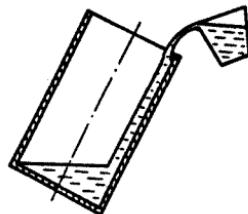


Figura 2.36. Turnarea pe plan înclimat a lingourilor din aliaje neferoase

2.2.6.2. Forță și energia de lovire a jetului de aliaj lichid

Jetul de aliaj lichid lovește în cădere liberă pereții formelor sau ai oalelor de turnare (ori suprafața aliajului lichid din cavitatea propriu-zisă a formei sau din oala de turnare) exercitând asupra acestora o forță de lovire, care poate fi calculată cu ajutorul legii impulsului pentru un punct de masă m .

$$m \, dv = P \, dt \quad (2.74)$$

În care: P – forță ce acționează în timpul dt , provocând o variație a vitezei cu dv sau a impulsului cu $m \, dv$.

Dacă se consideră un element de masă (dm), ecuația impulsului devine:

$$dP = \frac{dm}{dt} \, dv \quad (2.75)$$

În care: $\frac{dm}{dt}$ - debitul de aliaj lichid al jetului aflat în cădere

Rezultă:

$$\frac{dm}{dt} = Q \cdot \gamma \quad (2.76)$$

În aceste condiții ecuația impulsului devine:

$$dP = \frac{Q \cdot \gamma}{g} \, dv \quad (2.77)$$

Integrând rezultă valoarea forței P :

$$P = \frac{Q\gamma}{g} \int_{v_1}^{v_2} dv \quad (2.78)$$

sau:

$$P = \frac{Q\gamma}{g} (v_2 - v_1) \quad (2.79)$$

La impactul cu suprafața aliajului lichid, viteza v_2 a jetului de aliaj se anulează și deci:

$$P = -\frac{Q\gamma}{g} v_1 \quad (2.80)$$

Semnul minus din relația (2.80) arată că forța exercitată de aliajul lichid asupra jetului de aliaj are sens contrar vitezei de deplasare.

Forța exercitată de jetul de aliaj asupra aliajului lichid din oală sau cavitatea propriu-zisă a formei are aceeași valoare cu semnul plus.

Dacă în relația (2.80) se înlocuiește debitul de aliaj Q cu $A \cdot v_1$ (unde A este aria secțiunii jetului de aliaj), forța de lovire (P) va avea următoarea expresie:

$$P = \frac{\gamma A}{g} \cdot v_1^2 \quad (2.81)$$

sau:

$$P = 2\gamma A \frac{v_1^2}{2g} \quad (2.82)$$

în care: $\frac{v_1^2}{2g}$ - înălțimea de cădere a jetului de aliaj (H).

Rezultă:

$$P = 2\gamma \cdot A \cdot H \quad (2.83)$$

Din relația (2.83) rezultă că forța de lovire este egală cu dublul greutății jetului de aliaj, aflat în cădere liberă. Datorită acestei forțe, jetul de aliaj lichid pătrunde în aliajul lichid din oala de turnare (sau din cavitatea propriu-zisă a formei – la turnarea directă) și provoacă fenomenul de turbionare și antrenare de aer.

Energia de lovire a jetului de aliaj lichid se calculează pornind de la expresia energiei cinetice:

$$E = M \frac{v^2}{2} \quad (2.84)$$

Exprimând masa (M) cu ajutorul debitului de aliaj se va obține:

$$E = \frac{Q \cdot \gamma}{2g} v_2^2 \quad (2.85)$$

Dacă înlocuim în relația (2.85) debitul de aliaj (Q) cu produsul dintre aria secțiunii jetului (A) și viteza de deplasare a jetului de aliaj (v) se va obține expresia energiei de lovire a jetului de aliaj (E_{lovire}):

$$E_{lovire} = \frac{A \cdot \gamma \cdot v^3}{2g} \quad (2.86)$$

2.2.6.3. Oxidarea aliajelor în timpul curgerii libere

În timpul curgerii libere, în contact cu aerul atmosferic, aliajul lichid se oxidează, pelicula de oxizi putând fi antrenată în cavitatea propriu-zisă a formei.

Procesul de oxidare este influențat în principal de următorii factori:

- înălțimea de cădere a jetului de aliaj lichid;
- diametrul jetului de aliaj lichid;
- numărul de jeturi de aliaj lichid.

În Figura 2.37 sunt prezentate rezultatele cercetărilor efectuate pe modele fizice (cu lichide transparente de diverse viscozități) pentru stabilirea cantitativă a fenomenului de oxidare.

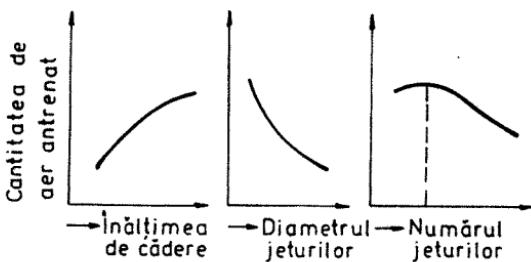


Figura 2.37. Cantitatea de aer antrenat de jetul de aliaj lichid la curgerea liberă

La curgerea aceleiași cantități de lichid, cantitatea de aer antrenat a fost cu atât mai mare, cu cât înălțimea de cădere a fost mai mare și jetul de aliaj mai mic în secțiune, adică cu cât suprafața totală de contact între lichid și aer a fost mai mare.

În cazul subdivizării jetului de aliaj, cantitatea de aer antrenat prezintă un maxim, la un anumit număr de jeturi, scăzând la creșterea în continuare a numărului acestora. Partea ascendentă a curbei se explică prin creșterea suprafeței de contact, cu creșterea numărului de subjeturi, păstrând secțiunea lor totală constantă. Partea descendente se explică prin scăderea forței de lovire, cu scăderea secțiunii și deci scăderea adâncimii de pătrundere a jetului de aliaj lichid (aerul antrenat pătrunde mai puțin adânc și poate ieși mai ușor la suprafață).

La turnarea metalelor și aliajelor lichide se petrec aproximativ aceleasi fenomene, agravate de faptul că aerul antrenat de jetul de aliaj provoacă oxidări (cu formarea peliculelor de oxizi) și rămâne chiar înglobat în pereții piesei turnate (sufluri, spumă de oxizi etc).

Pentru micșorarea gradului de oxidare a aliajului în timpul turnării (curgerii libere) este necesară luarea următoarelor măsuri:

- *micșorarea înălțimii de cădere a jetului de aliaj lichid;*
- *utilizarea unor jeturi de aliaj cu diametre mai mari;*
- *folosirea suprafețelor inclinate pe care să cadă jetul de aliaj lichid.*

CAPITOLUL 3

SOLIDIFICAREA METALELOR ȘI ALIAJELOR

Trecerea metalului sau aliajului din stare lichidă în stare solidă este însotită întotdeauna de două procese relativ distincte:

- *formarea cristalelor izolate și a zonelor cristaline pe secțiunea peretelui piesei turnate (cristalizare),*
- *creșterea cantității de fază solidă (mărirea grosimii stratului solidificat) până la dispariția completă a zonelor de metal sau aliaj lichid (solidificarea propriu-zisă).*

Solidificarea poate fi de mai multe tipuri în funcție de următoarele criterii:

1. *modul de creștere a zonei în curs de solidificare;*
2. *viteza de creștere a zonei în curs de solidificare;*
3. *structura zonei în curs de solidificare.*

Din punct de vedere al modului de creștere a zonei în curs de solidificare, se deosebesc două tipuri de solidificare:

- *succesivă (exogenă)*, caracterizată prin aceea că suprafața stratului solidificat (frontul de solidificare) se deplasează din aproape în aproape de suprafața de contact *aliaj lichid – perete formă* spre interiorul peretelui piesei turnate (axa termică);
- *în volum (endogenă)*, caracterizată prin aceea că frontul de solidificare nu este continuu și nu se deplasează succesiv spre axa termică, astfel încât fază solidă apare deodată în mai multe zone din interiorul peretelui piesei turnate.

Din punct de vedere al vitezei de creștere a zonei solidificate se deosebesc două tipuri de procese de solidificare:

- *continuă* (frontul de solidificare se deplasează continuu de la suprafața de separație spre axa termică, cu o anumită viteză de solidificare – variabilă în timp);
- *discontinuă sau intermitentă* (frontul de solidificare este fragmentat și nu se deplasează pe o direcție anume, ce acționează concomitent în diverse zone ale peretelui piesei turnate).

Din punct de vedere al structurii zonei în curs de solidificare există, de asemenea, două tipuri de procese de solidificare:

- *fără zonă bifazică*, caracterizată prin aceea că fază solidă (stratul solidificat) vine în contact direct cu fază lichidă;

- cu zonă bifazică, caracterizată prin aceea că între faza solidă și cea lichidă există o zonă intermediară (bifazică), constituită din cristale solide și aliaj lichid.

3.1. Cristalizarea metalelor și aliajelor

Cristalizarea primară a pieselor turnate reprezintă factorul care determină proprietățile fizico-mecanice și speciale ale acestora, iar defectele care apar la cristalizarea aliajelor practic nu pot fi reparate. Cristalizarea primară reprezintă în sine un proces deosebit de complicat, care influențează structura grăuntelui primar, forma și ramificațiile dendritelor, deplasarea fluxului cald de aliaj lichid prin rețeaua cristalelor, determină influența orientării cristalografice asupra gradului de ramificație și distanței dintre ramurile dendrelor, microsegregarea și intensitatea dezvoltării acestora între ramurile de ordinul I, II și III, durata de omogenizare, densitatea piesei turnate (compactitatea), transferul de masă a lichidului și fazelor care licuează, segregarea și proprietățile fizico-mecanice, nu numai în piesele turnate, ci și în cele supuse deformării ulterioare (lingouri din oțel).

3.1.1. Formarea germenilor de cristalizare

La temperatura metalului mai joasă decât temperatura de cristalizare (T_{crist}) are loc trecerea din stare lichidă în cea solidă, urmată de micșorarea energiei libere și formarea unor grupe stabile de atomi (*germeni de cristalizare*). În acest caz se deosebesc două forme de stabilitate: mai mică în cazul existenței unei suprafețe plane de separație între fazele lichid-solid și mai mare în cazul existenței unei suprafețe sferice (rotunjite) de interacțiune, ca în cazul cristalelor echiaxiale fine (rotunjite). Dacă $\Delta S = L_{crist}/T_{crist} > 4$ se obțin cristale cu fețe plane, iar dacă $\Delta S < 4$, cu fețe rotunjite.

Când fazele au suprafața de separație plană și se găsesc sub presiunea de atmosferă, germinarea cristalelor are loc la T_{crist} , iar diferența dintre energiile libere ale fazelor respective (ΔG) este:

$$\Delta G = L_{crist} \cdot \frac{\Delta T}{T_{crist}} \quad (3.1)$$

în care: L_{crist} - căldura latentă de cristalizare a metalului;

T_{crist} - temperatura de cristalizare;

ΔT - variația temperaturii de început de cristalizare în urma creșterii cu Δp a presiunii .

Procesul de cristalizare se desfășoară sub influența presiunii, conform *ecuației lui Klapeyron*.

$$\Delta T = T_{crist} \cdot \frac{V_2 - V_1}{L_{crist}} \Delta p \quad (3.2)$$

în care: V_1 și V_2 - volumele unui kilogram de fază solidă, respectiv lichidă;

Δp - variația presiunii în raport cu cea obișnuită, atmosferică, care acționează asupra lichidului.

De exemplu, calculul arată că la creșterea presiunii asupra fierului lichid cu o atmosferă, temperatura de cristalizare crește numai cu $\Delta T \approx 3 \cdot 10^3$ grade.

Când fazele au suprafață de separație sferică are loc o acțiune principal deosebită a forțelor de acțiune, în acest caz adăugându-se tensiunea superficială. De exemplu, pentru mărirea dimensiunilor germenului sferic de rază r cu d este necesar să se aplique o energie suplimentară pentru formarea unei suprafețe interfaciale suplimentare cu o valoare mai mare a perimetruului germenului (Figura 3.1). Această energie se consumă pentru învingerea forței de tensiune superficială la limita interfazică:

$$\Delta F_o = 2\sigma/r \quad (3.3)$$

De aceea, ambele faze se găsesc sub una și aceeași presiune numai în acel caz când diferența energiilor libere ΔG este egală cu energia consumată pentru învingerea forțelor de tensiune superficială a sferei cu raza r (ΔF_o):

$$\frac{L_{crist} \cdot \Delta T}{T_{crist.}} = \frac{2 \cdot \sigma}{r} \quad (3.4)$$

sau:

$$r_{critic} = \frac{2\sigma \cdot T_{crist.}}{L_{crist.} \cdot \Delta T} \quad (3.5)$$

în care: ΔT - subrăcirea fazelor lichide;

r_{critic} - raza critică a germenului de cristalizare stabil.

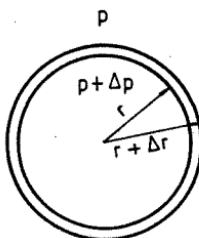


Figura 3.1. Presiunea determinată de tensiunea superficială, pentru interfața germenului solid în curs de formare

Experimental s-a dovedit că, în cazul existenței temperaturii de echilibru $T_{crist.}$, procesul de cristalizare începe la o temperatură ceva mai joasă decât $T_{crist.}$, adică se constată fenomenul de *subrăcire* a metalelor lichide.

Acest fenomen este ilustrat în Figura 3.2.a, în care se prezintă curba de răcire ce indică variația temperaturii în funcție de timp la solidificarea unei anumite cantități de metal lichid. La temperatură mai joasă decât $T_{crist.}$, lichidul rămas atinge destul de rapid temperatura normală de cristalizare, ca urmare a separării căldurii de cristalizare. La cristalizarea unor cantități nu prea mari de metal, căldura care se separă poate să fie insuficientă pentru creșterea temperaturii până la cea de echilibru. În acest caz curba de răcire va avea forma apropiată de cea prezentată în Figura 3.2.b.

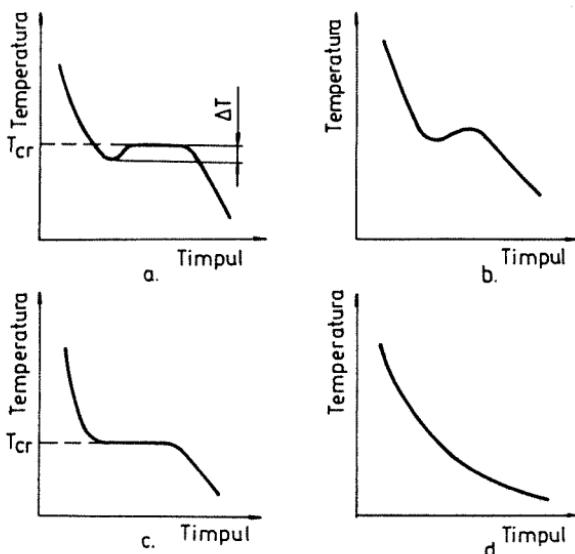


Figura 3.2. Curbe de răcire la solidificarea metalelor și a sticlelor metalice:
a, b și c - metale; d - aliaje metalice amorfice.

În cazul lipsei subrăcirii, deci dacă nu există o întârziere în procesul de germinare a cristalelor, curba de răcire va fi asemănătoare cu cea prezentată în Figura 3.2.c.

Toate metalele reprezintă corpuri cristaline și au curbe de răcire analoage cu cele prezentate în Figura 3.2.a,b și c.

Unele substanțe, la solidificare, se transformă în corpuri solide amorfice cu structură ce amintește de structura lichidelor subrăcite. În acest caz în substanță nu au loc schimbări mari, nu se separă căldura latentă de cristalizare și curba de răcire are forma identică cu cea prezentată în Figura 3.2.d.

Germenii de cristalizare se formează spontan la subrăcire rapidă în volumul aliajului sau pe suprafața particulelor aflate în suspensie în aliajul metalic lichid.

Procesul de germinare spontană se numește *cristalizare omogenă*, iar cel bazat pe particule în suspensie *cristalizare eterogenă*.

3.1.1.1. Germinarea omogenă

Cristalizarea omogenă se produce atunci când, la răcire, aglomerarea diferenților atomi ajunge la o mărime critică, la care forțele interne de legătură a atomilor din această grupare, depășește tensiunea superficială a metalului lichid. În aceste condiții are loc apariția germenului de cristalizare, urmată de formarea în metalul lichid a limitei de separație și eliminarea căldurii latente de cristalizare (L_{crist}). La trecerea unui volum oarecare (de formă sferică) de metal lichid în fază solidă se produc două fenomene energetice:

1) micșorarea energiei volumice (ΔG_v), pentru metalul lichid care se solidifică:

$$\Delta G_v = -\frac{L_{\text{crist}}}{T_{\text{crist}}} \Delta T \cdot \frac{4}{3} \pi r^3 \quad (3.6)$$

2) mărirea energiei libere de suprafață (ΔG_s), a sistemului la formarea limitei de separație dintre lichid și cristalul solid:

$$\Delta G_s = 4\pi r^2 \cdot \sigma \quad (3.7)$$

Raportul dintre aceste două variații de energie explică și faptul că răcirea metalului lichid sub temperatura de cristalizare nu conduce la formarea cristalelor deoarece cea mai mare parte a energiei se adaugă la sistem pe seama energiei libere de suprafață. De aceea, la germinarea omogenă a centrelor de cristalizare este necesar să se asigure o importantă subrăcire a metalului ΔT , pentru micșorarea la maximum a energiei libere volumice (ΔG_v).

Variația totală a energiei libere a sistemului la formarea germanilor fazei solideva fi:

$$\Delta G_{\text{total}} = \Delta G_v + \Delta G_s \quad (3.8)$$

Energia liberă va avea valoarea maximă la valoarea critică a razei germanului (r_{critic}), respectiv când:

$$\Delta G_{\max} = -L_{\text{crist}} \frac{\Delta T}{T_{\text{crist}}} \cdot \frac{4}{3} \pi \cdot r_{\text{critic}}^3 + 4\pi r_{\text{critic}}^2 \cdot \sigma \quad (3.9)$$

Dacă se formează un germane cu raza mai mare ca r_{critic} (Figura 3.3), atunci pe măsura creșterii acestuia energia liberă totală (ΔG_{total}) a sistemului se micșorează, iar orice germane în acest caz devine centru de cristalizare. Cu cât este mai mare subrăcirea (ΔT), cu atât mai mult se micșorează energia volumică (ΔG_v) și energia totală (ΔG_{total}).

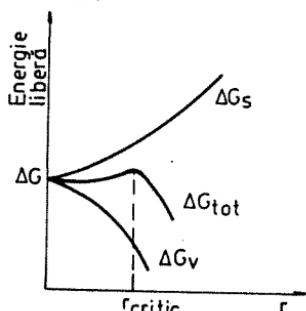


Figura 3.3. Variația energiei libere (ΔG) în funcție de raza germanului (r)

Schimbarea energiei libere de suprafață (ΔG_s) nu depinde de subrăcire (ΔT) și de aceea dimensiunea germanului critic este determinată numai de dependența energiei libere de volum (ΔG_v) de subrăcirea sistemului (ΔT).

Subrăcirea calculată (ΔT), necesară pentru cristalizarea omogenă a oțelului obișnuit, la diferite valori ale razei critice (r_{critic}) a germanului este arătată în Tabelul 3.1.

Tabelul 3.1.

Valorile subrăciri (ΔT) funcție de raza critică (r_{critic}) a germenului, pentru un oțel obișnuit

(ΔT) , [K]	50	100	200	300	400
r_{critic} , [cm]	$2,7 \cdot 10^{-6}$	$1,4 \cdot 10^{-5}$	$6,8 \cdot 10^{-7}$	$4,6 \cdot 10^{-7}$	$2,7 \cdot 10^{-7}$

Cercetările au arătat că raportul dintre energia atomică liberă de suprafață ($\Delta G_{atomic,s}$) și căldura atomică latentă de topire ($L_{atomic,top}$) are următoarea valoare:

$$\frac{\Delta G_{atomic,s}}{L_{atomic,top}} \approx 0,4 \quad (3.10)$$

La formarea omogenă a cristalelor, în germenele critice sunt cuprinși circa 100...200 atomi. Numărul de germenii cu dimensiune critică ($N_{g,critic}$) pe unitatea de volum a aliajului lichid și viteza de formare a germenului (v_g) sunt:

$$N_{g,critic} \approx N \cdot e^{-\frac{\Delta G_{max}}{kT}} \quad (3.11)$$

și

$$v_g \approx \frac{n^{2/3}}{\tau} \cdot N \cdot e^{-\frac{\Delta G_{max}}{kT}} \quad (3.12)$$

în care: N - numărul de atomi pe unitatea de volum;

n - numărul de atomi din germenele critice;

ΔG_{max} - energia procesului de formare a germenilor;

τ - perioada de timp;

k - constanta lui Boltzmann;

T - temperatura la care are loc germinarea.

Din relația (3.12) se constată că există o dependență mare între viteza de germinare (v_g) și subrăcirea termică (ΔT). În Figura 3.4 se prezintă această dependență constătându-se că există o anumită valoare pentru ΔT , la care are loc o creștere foarte rapidă a vitezei de germinare (v_g).

Cercetările experimentale au demonstrat că mărimea critică a lui ΔT pentru germinarea omogenă este dată de relația:

$$\Delta T_{critic} = 0,2 \cdot T_{top} \quad (3.13)$$

Pentru verificarea teoriei germinării omogene au fost efectuate experimentări pe picături de aliaj, obținute printr-o topire extrem de rapidă. Pe baza acestor analize (microscopice și termice) s-a constatat că la solidificare are loc o subrăcire a fazelor lichide până la ΔT_{critic} (temp în care nu se desfășoară nici un proces de germinare). După atingerea acestui prag critic al subrăciri, procesul de germinare se desfășoară cu o viteză mare. La subrăciri mai mici decât valoarea celei critice, faza lichidă poate fi menținută o durată mare de timp, fără riscul schimbării stării de agregare.

Germinarea omogenă în cazul aliajelor metalice, este un proces mult mai complex, dacă se ține seama că diagrama de faze presupune echilibrul între solid și lichid la diferite compozitii. În aceste situații procesele de difuzie joacă un rol deosebit

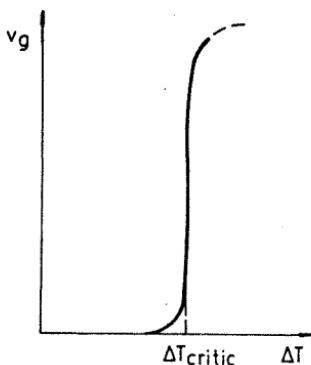


Figura 3.4. Dependența dintre viteza de germinare (v_g) și subrăcire (ΔT)

de important, astfel încât viteza de creștere a germanilor cristalelor (v_c), ca urmare a dislocațiilor elicoidale se poate determina cu formula:

$$v_c = \frac{3 \cdot \Delta S^2 \cdot D \cdot \Delta T^2}{4\pi \cdot V_m \cdot R \cdot T \cdot \sigma} \quad (3.14)$$

în care: ΔS - diferența de entropie a fazelor lichid și solid;

D - coeficientul de difuzie;

ΔT - subrăcirea lichidului;

V_m - volumul molar;

R - constanta gazelor;

T - temperatura sistemului;

σ - tensiunea superficială la limita interfazică aliaj lichid-crystal.

Pentru subrăciri deosebit de mari are loc o micșorare a vitezei de germinare și creștere a cristalelor, ca urmare a scăderii capacitatei de mișcare a atomilor. În aceste condiții curba din Figura 3.4 va prezenta un maxim pentru o valoare apropiată de subrăcirea critică (ΔT_{critic}).

3.1.1.2. Germinarea eterogenă

Experiența practică arată că marea majoritate a metalelor și aliajelor lichide prezintă un grad de subrăcire mult mai mic decât cel calculat pe baza teoriei germinării omogene, doar de câteva grade, înainte de a începe procesul de cristalizare (subrăciri de $1\dots 10^0$ C). Acest lucru este posibil datorită topirii metalelor și aliajelor în condiții normale, atunci când nu se poate asigura lipsa totală a impurităților solide, care servesc drept amorse pentru formarea germanilor, deci a fazelor cristaline. În condiții reale de cristalizare a metalelor și aliajelor are loc procesul eterogen de formare a germanilor de cristalizare.

Suprafețele solide ale impurităților din baia metalică acționează ca un factor catalizator al procesului de germinare, viteza de germinare depinzând de modul de interacțiune atât a fazei lichide, cât și a fazei solide cu aceste suprafete (ușurința cu care metalul sau aliajul lichid umectează suprafețele impurităților solide).

În continuare se prezintă mecanismul formării eterogene a germenilor pe impuritățile existente în metalul sau aliajul lichid. Pentru creșterea cristalelor este necesar ca germenele să ajungă la mărimea sa critică, nefiind obligatoriu ca acesta să fie de formă sferică. Se consideră că orice parte a suprafeței germenului, care are o suficient de mare rază a curburii, posedă capacitatea de creștere. Unui grăunte care se abate de la forma sferică, îi corespunde un volum critic mai mare decât celu de formă sferică (Figura 3.5). Ca urmare a faptului că

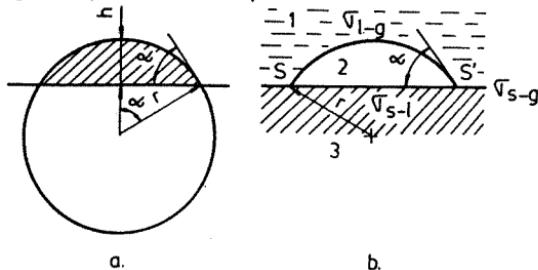


Figura 3.5. Stabilitatea germenului pe suport solid

a – germen sferic; b – germen care se abate de la forma sferică;
1 – fază lichidă; 2 – cristal; 3 – suport solid.

abaterea de la forma sferică a volumului mărește suprafața (care revine pe unitatea de volum) și în mod corespunzător energia liberă de suprafață (ΔG_s), germenele critici va crește rapid și se va rotunji în mod corespunzător.

Stabilitatea germenului depinde de raza curburii r (Figura 3.5.b), precum și de stabilitatea limitei interfațe SS' . Ultima condiție este îndeplinită când componenta orizontală a tensiunii superficiale se echilibrează:

$$\sigma_{s-l} - \sigma_{s-g} = \sigma_{l-g} \cos \alpha \quad (3.15)$$

și

$$K = \cos \alpha = \frac{\sigma_{s-l} - \sigma_{s-g}}{\sigma_{l-g}} \quad (3.16)$$

În care: σ_{s-l} - energia liberă a suprafeței de separație dintre amorsă(solid) și lichid;

σ_{s-g} - energia liberă a suprafeței de separație dintre amorsă (solid) și
germene;

σ_{l-g} - energia liberă a suprafeței de separație dintre lichid și germene.

Segmentul sferic se poate forma pe suportul solid al amorsei numai în condițiile când $0 < k < 1$, deci când raza curburii segmentului sferic este egală sau mai mare decât raza critică. Cristalizarea în acest caz se petrece la subrăciri mult mai mici decât în cazul lipsei amorsei de cristalizare.

Din Figura 3.5.a rezultă că raportul dintre volumul segmentului $V_{segment}$ cu înălțimea h și volumul sferei V_{sfera} va fi:

$$\frac{V_{\text{segment}}}{V_{\text{sferă}}} = \frac{h^2}{4r^3} (3r - h) \quad (3.17)$$

Mărimea $\cos\theta = K$ în funcție de raportul acestor volume rezultă din Tabelul 3.2:

Tabelul 3.2.

Valorile coeficientului de umectare K în funcție de raportul volumelor V_{segment} și $V_{\text{sferă}}$

h/r	1,0	0,8	0,5	0,3	0,1	0,01	0,001
$\frac{V_{\text{segment}}}{V_{\text{sferă}}}$	0,5	0,35	0,16	0,06	0,007	0,00007	0,000007
K	0	0,21	0,50	0,72	0,90	0,99	0,999

Cu cât valoarea coeficientului de umectare (K) este mai apropiată de 1, cu atât mai repede și la subrăciri mai mici are loc formarea germenei critice.

Dacă tensiunea interfazică la limita germene-suport solid al amorsei este mai mică decât valoarea același parametru la limita suport solid amorsă-lichid, germinarea cristalului are loc la subrăciri mai mici. Energia superficială interfazică la limita suport solid amorsă-germene este mai mică atunci când rețelele atomice ale suprafețelor în contact sunt apropiate ca geometrie și distanță interatomică.

Atomii aliajului grupăți în stratul adsorbit (la suportul solid al amorsei) pot să joace, de asemenea, rolul de amorsă de germinare. Cea mai puternică acțiune catalitică o au particulele solide care satisfac principiul asemănării fizice, structurale și dimensionale în raport cu substanța (aliajul) care cristalizează. În acest caz energia interfazică la limita suport solid amorsă-germene (σ_{s-g}) este apropiată de zero.

În practică, pentru desfășurarea efectivă a proceselor de germinare eterogenă a cristalelor, adesea, se adaugă amorse artificiale de cristalizare sub formă de pulberi metalice, inoculanți și alte particule. Aceste substanțe pot fi compuși chimici insolubili în aliajul lichid și cu un unghi de umectare (α) scăzut. Asemenea catalizatori de cristalizare pot fi și compuși care se formează ca rezultat al interacțiunii cu aliajul (produse de dezoxidare a oțelului etc.).

Subrăcirea în aliaje este determinată de intensitatea evacuării căldurii din volumul de aliaj care se solidifică. Construcția și forma cristalelor primare depinde de raportul dintre intensitatea fluxului termic și tensiunea superficială la limita dintre fazele solid-lichid. Dacă această tensiunea interfazică este mare, iar fluxul termic redus se formează cristale grosolane cu ramificații neînsemnată a axelor.

Existența curenților în aliajul lichid influențează procesul de germinare în sensul diminuării intensității lui. Dacă în aliaj apar curenți, atunci germenele spontan formată în zona subrăcitată se poate topi din nou întrucât această zonă se amestecă cu aliajul mai cald ce nu conține germeni spontani de cristalizare (astfel de fenomene apar la piesele turnate de dimensiuni foarte mari, cu grosimi mari de perete – lingouri din oțel).

3.1.2. Îndepărarea căldurii de cristalizare

Viteza de creștere a cristalului este determinată de diferența dintre temperaturile de echilibru și cea de pe suprafața de separație dintre fazele lichid-solid. Dacă viteza de degajare a căldurii de cristalizare este egală cu viteza ei de îndepărare, atunci creșterea cristalului are loc cu o viteză constantă.

Îndepărtarea căldurii de cristalizare se face prin conductivitate termică, de la cristalul în curs de formare și creștere, către peretele formei și prin aliajul lichid înconjurător.

Pentru ilustrarea mecanismelor de îndepărtare a căldurii de cristalizare, B. Chalmers a adoptat ipoteza că suprafața de separație dintre fazele lichid-solid este reprezentată de planul *I-I* din Figura 3.6, care are o temperatură mai mare decât limita cristal-formă (planul *S-S*).

Pentru a asigura îndepărtarea căldurii de cristalizare și deci micșorarea temperaturii (reprezentată prin curba *a b c* din Figura 3.6), în cristal trebuie să existe un gradient de temperatură $\left(\frac{dT_{\text{cristal}}}{dx}\right)$.

Îndepărtarea căldurii de supraîncălzire ($q_{\text{supr.}}$) și a căldurii latente de cristalizare ($L_{\text{crist.}}$) este simbolizată prin relația:

$$\frac{dT_{\text{cristal}}}{dx} = \frac{q_{\text{supr.}} + L_{\text{crist.}}}{\lambda_{\text{cristal}}} \quad (3.18).$$

În care: λ_{cristal} - conductivitatea termică a cristalului;

T_{cristal} - temperatura cristalului.

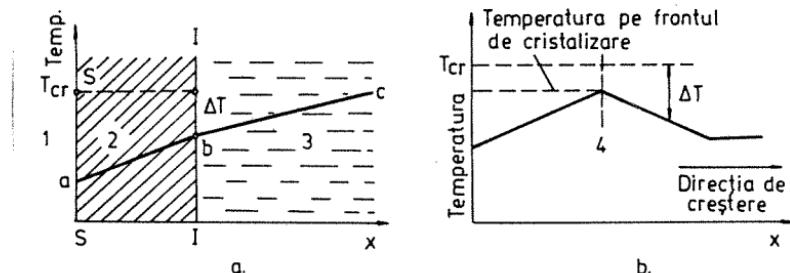


Figura 3.6. Mecanismul de eliminare a căldurii de cristalizare prin fazele solidă (a) și lichidă (b):

1 – formă; 2 – cristal; 3 – fază lichidă; 4 – amplasarea frontului de solidificare.

Gradientul de temperatură în fază lichidă (în condițiile lipsei deplasării convective a aliajului) este:

$$\frac{dT_{\text{cristal}}}{dx} = \frac{q_{\text{supr.}}}{\lambda_{\text{cristal}}} \quad (3.19)$$

În ecuațiile (3.18) și (3.19) căldura fizică de răcire a cristalului este neglijată pentru a pune în evidență numai rolurile lui λ_{cristal} și λ_{lichid} .

Creșterea cristalelor, în cazul unui gradient pozitiv de temperatură în aliaj, se desfășoară după un front plan. Dacă frontul de solidificare se deplasează uniform, cantitatea de căldură separată în fază solidă este egală cu suma căldurilor de

supraîncălzire a lichidului și cea separată sub formă de căldură de cristalizare a aliajului:

$$\lambda_{\text{cristal}} \frac{dT_{\text{cristal}}}{dx} = \lambda_{\text{lichid}} \frac{dT_{\text{lichid}}}{dx} + L_{\text{crist}} \cdot v \cdot S \quad (3.20)$$

În care: v - viteza de deplasare a frontului de solidificare;

S - suprafața secțiunii transversale a probei.

Creșterea cristalului are loc succesiv de la suprafața formei spre axa peretelui piesei turnate. Viteza de deplasare a suprafeței cristalului depinde înainte de toate de gradientul de temperatură în fază solidă. Mărind cantitatea de căldură dirijată spre aliaj și micșorând intensitatea îndepărțării căldurii de la faza solidă se poate regla viteza de deplasare a frontului de solidificare.

Atunci când temperatura faziei lichide este mai joasă decât temperatura suprafeței de separație se observă creșterea neechilibrată a cristalului în aliajul lichid. Repartiția temperaturii pentru acest caz se prezintă în Figura 3.6.b, la început suprafața plană a suprafeței de separație a fazelor fiind instabilă. Dezvoltarea cristalelor după această schemă este posibilă cu condiția ca temperatura pe frontul de creștere a cristalului să fie mai joasă decât temperatura de echilibru a începutului cristalinării, adică decât linia de echilibru lichidus.

Pentru apariția și creșterea cristalului, în zona subrăcită a aliajului, trebuie să existe un gradient de temperatură (dT_{lichid}/dx).

De exemplu, pentru o suprafață $S = 1 \text{ cm}^2$, cantitatea de căldură de cristalizare separată (q) este:

$$q = L_{\text{crist}} \cdot \rho \cdot v \quad (3.21)$$

În care: ρ - densitatea aliajului;

v - viteza de cristalizare.

Această căldură de cristalizare (q) trebuie îndepărtaată de la suprafața cristalului aflat în creștere, prin lichidul care îl înconjoară (prin conductivitate) și de aceea aceasta este proporțională cu produsul dintre gradientul de temperatură și conductivitatea termică, conform relației:

$$q = \lambda_{\text{lichid}} \frac{dT_{\text{lichid}}}{dx} \quad (3.22)$$

Egalând relațiile (3.21) și (3.22) rezultă:

$$L_{\text{cristaliz.}} \cdot \rho \cdot v = \lambda_{\text{lichid}} \frac{dT_{\text{lichid}}}{dx} \quad (3.23)$$

și

$$\frac{dT_{\text{lichid}}}{dx} = \frac{L_{\text{crist}} \cdot \rho \cdot v}{\lambda_{\text{lichid}}} \quad (3.24)$$

Cu ajutorul acestei relații (3.24) se poate determina gradientul de temperatură necesar să existe în faza lichidă, pentru a asigura creșterea în aceasta a cristalelor, cu viteza medie v_m .

Calculele efectuate cu relațiile (3.21...3.24) sunt aproximative, deoarece nu țin cont de o serie de factori perturbatori, dar ele arată, totuși, că pentru apariția și creșterea cristalelor în fază lichidă este suficientă o valoare cât de mică a gradientului de temperatură pe secțiunea fazei lichide (peretelui piesei turnate).

3.1.3. Creșterea cristalelor

Procesul de creștere a cristalelor determină structura cristalină a pieselor turnate. Cinetica procesului de creștere depinde în mare măsură de usurința cu care atomii din fază lichidă se pot ataşa la suprafața germanelui solid, care la rândul ei depinde de structura interfeței solid-lichid. Această structură și formă a interfeței solid-lichid influențează atât morfologia cristalelor cât și numărul și distribuția defectelor din structura cristalină a fazei solide. Modul de creștere a cristalelor individuale, cât și de avansare a frontului de solidificare depind de schimbările termice și constitutionale care apar în lichidul adiacent fazei solide.

Creșterea din fază lichidă se poate considera ca fiind rezultatul a două mișcări diferite ale atomilor. Astfel, la interfața cristalului are loc o trecere din lichid în solid, care determină viteza de solidificare și trecerea din solid în lichid care determină viteza de topire.

Interfața solid-lichid poate fi definită ca un strat limită între lichid și solid. De obicei, se consideră că există două tipuri de interfețe sau suprafete de separație, după cum se arată în Figura 3.7, și acestea pot fi suprafete plane bine definite (treceri abrupte -Figura 3.7.a) sau nedefinite când trecerea de la lichid la solid se extinde peste câteva straturi de atomi (trecerea gradată, conform Figurii 37.b).

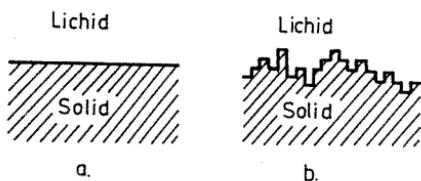


Figura 3.7. Tipuri de interfețe
a - definite; b - nedefinite

În primul caz, trecerea de la lichid la solid se consideră a avea loc prin intermediul unui singur strat atomic (în realitate în procesul de creștere această trecere presupune mai multe straturi atomice).

În cel de al doilea caz, trecerea de la lichid la solid se face prin intermediul unei zone care cuprinde mai multe straturi atomice, denumită suprafață de separație difuză, în care spre deosebire de primul caz, ordonarea atomilor crește dinspre fază lichidă spre cea solidă, până când atomii își ocupă poziția lor în rețeaua cristalină a solidului. În Figura 3.8 se prezintă o zonă difuză de separație indicându-se prin linia punctată atomii care aparțin fazei solide și cei care aparțin fazei lichide. Este de remarcat că în zona difuză proprietățile termodinamice ale straturilor atomice se schimbă continuu de la cele caracteristice fazei lichide, la cele pentru faza solidă.

Fețele care corespund unei treceri neabrupte nu sunt atomic plane și se numesc fețe rugoase.

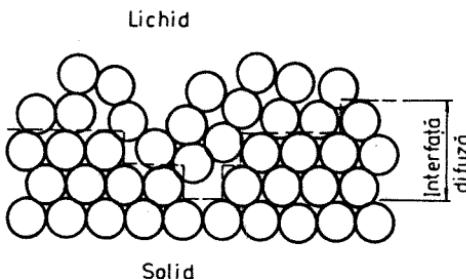


Figura 3.8. Distribuția atomilor într-o zonă de separație, în cazul unei interfețe difuze

Practica a demonstrat că mai toate metalele au o suprafață de separație solid-lichid difuză.

În funcție de forma pe care o au suprafețele de separație lichid-solid creșterea cristalelor se poate face prin mai multe mecanisme:

- a – *mecanismul creșterii continue;*
- b – *mecanismul creșterii laterale;*
- c – *mecanismul creșterii pe defecte.*

3.1.3.1. Mecanismul de creștere continuu a cristalelor

Acet mecanism presupune că toate locurile de pe suprafața de separație sunt egale ca proprietăți și că suprafața de separație avansează prin depunerea succesivă a atomilor, pentru transportul cărora este necesară o energie de activare (ΔG_a) (Figura 3.9).

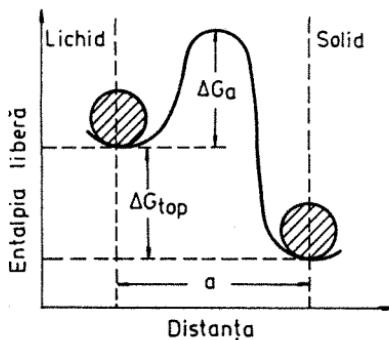


Figura 3.9. Reprezentarea schematică a diagramei energiei libere pentru interfața lichid-solid

Atomii din fază lichidă pot trece în fază solidă, dacă acumulează energie (sunt activați) și depășesc bariera de energie ΔG_a . Frecvența de trecere din domeniul lichid în solid (v_{l-s}) are următoarea expresie:

$$v_{l-s} = v_0 \cdot e^{-\frac{\Delta G_a}{kT}} \quad (3.25)$$

în care: v_0 - frecvența de vibrație a atomilor în domeniul lichid;

ΔG_a - energia de activare necesară trecerii din lichid în solid;

k - constanta lui Boltzmann;

T - temperatura lichidului.

Similar se poate scrie pentru atomii care trec din fază solidă în lichidă o relație asemănătoare:

$$v_{s-l} = v_0 \cdot e^{-\frac{(\Delta G_a + \Delta G_{top})}{kT}} \quad (3.26)$$

Frecvența reală de depunere a atomilor din mediul lichid în cel solid este:

$$v_{real} = v_{l-s} - v_{s-l} \quad (3.27)$$

Rezultă:

$$v_{real} = v_0 \cdot e^{-\frac{\Delta G_a}{kT}} \left(1 - e^{-\frac{\Delta G_{top}}{kT}} \right) \quad (3.28)$$

Considerând că toate locurile de pe suprafața de separație sunt favorabile procesului de creștere și că prin depunerea unui strat atomic suprafața de separație avansează cu distanța "a" se poate scrie că viteza de creștere (v_c) este dată de relația:

$$v_c = a \cdot v_{real} \quad (3.29)$$

Știind că energia liberă de topire (ΔG_{top}) este direct proporțională cu subrăcirea termică critică (ΔT_{critic}), se poate approxima viteza de răcire cu următoarea relație:

$$v_c = \mu_c \cdot \Delta T_{critic} \quad (3.30)$$

în care: μ_c – constantă care depinde de natura metalului lichid.

Vitezele de creștere întâlnite în practică arată că subrăcirile sunt foarte mici, de ordinul a $10^{-4} \text{ } ^\circ\text{C}$.

3.1.3.2. Mecanismul creșterii laterale

Se consideră că suprafața de separație solid-lichid este plană și în trepte, iar procesul de creștere are loc prin germinare omogenă de straturi noi sub forma unor discuri, care cresc lateral până se formează un strat complet.

Figura 3.10 evidențiază schematic modul de creștere laterală.

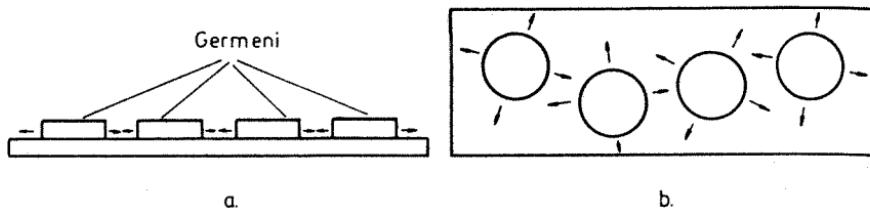


Figura 3.10. Schema formării nucleelor sub formă de disc pe o suprafață de cristal.

- a – vedere laterală la suprafața cristalului;
- b – vedere perpendiculară pe suprafața cristalului.

Viteza de creștere laterală (v_l) se exprimă prin relația:

$$v_l = \mu_l \cdot e^{-\frac{b}{\Delta T}} \quad (3.31)$$

în care: μ_l și b constante care depind de natura metalului lichid.

3.1.3.3. Mecanismul creșterii pe defecte

Se consideră că pe suprafața de separație există mai multe trepte de creștere continuă, pe care atomii de lichid se pot ataşa continuu. Se formează astfel un cristal imperfect, care prezintă o dislocație elicoidală (Figura 3.11):

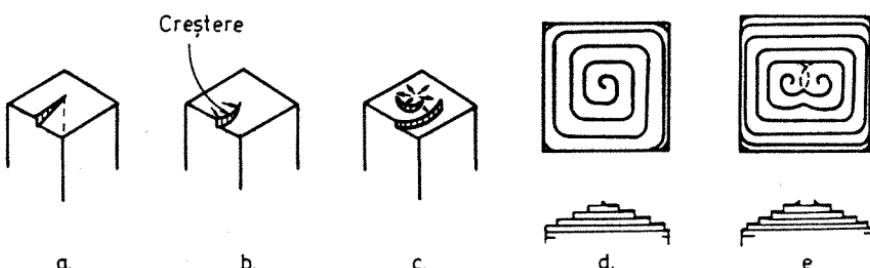


Figura 3.11. Mecanismul creșterii cristalelor prin intermediul dislocațiilor elicoidale:

- a – dislocație elicoidală;
- b și c – stadii succesive ale creșterii cristalului;
- d – creșterea în cazul unei dislocații simple;
- e – creșterea în cazul unei perechi de dislocații.

Că și germenii bidimensionali, dislocațiile elicoidele formează la suprafața cristalului trepte pe care se depun atomi individuali, în condiții energetice avantajoase, producând creșterea același strat atomic sub forma unei spirale.

Viteza de creștere pe defecte (v_d) se exprimă prin relația:

$$v_d = \mu_d (\Delta T)^2 \quad (3.32)$$

în care: μ_d - constantă care depinde de natura metalului lichid și de imperfecțiunile cristaline chiar la nivel de germene.

În cristalele reale metalice numărul de dislocații este de ordinul $10^8/\text{cm}^2$. În cazul existenței mai multor dislocații, contează doar dislocațiile care nu au pereche de sens opus. Viteza de creștere este în acest caz similară cu cea prezentată de relația 3.32, dar se multiplică cu numărul de dislocații fără pereche de sens opus.

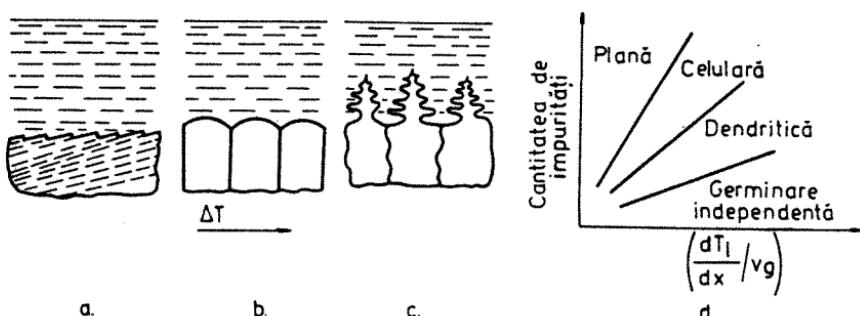
Defectele la scară atomică (vacanțe, dislocații) se pot produce în timpul creșterii cristalelor, în special în prezența impurităților, când au loc deformări și torsionări ale rețelei la interfața suport solid amorsă-germene.

3.1.4. Forma cristalelor obținute la solidificare

Forma cristalelor care se dezvoltă în aliajul lichid depinde de subrăcirea lichidului, direcția de îndepărțare a căldurii, conținutul de impurități din aliaj precum și de alți parametri.

La viteze mici de răcire suprafețele frontului de solidificare rezultă plane, la viteze medii se dezvoltă structura celulară, iar la viteze mari structura dendritică.

La îndepărțarea lentă a căldurii și valori mici ale subrăcirii, apropriate de echilibru, cristalele vor crește de formă regulată cu muchii care intersectându-se formează suprafețe plane cu ieșinduri nu prea mari, în formă de scară (Figura 3.12.a).



*Figura 3.12. Diferite forme de creștere a cristalelor:
a – plană; b – celulară; c – dendritică; d – trecerea de la o structură la alta.*

Dacă în aliajul lichid gradientul de temperatură ($\frac{dT_{lichid}}{dx}$) se mărește pe direcția

axei peretelui piesei turnate, iar cantitatea de căldură evacuată (q) este cu ceva mai mare ca în cazul precedent, atunci cristalul își va întrerupe dezvoltarea sa, iar pe frontul de solidificare vor apărea o mulțime de celule care formează aşa numita structură celulară a aliajului (Figura 3.12.b). Apariția acesteia este legată nu numai de îndepărțarea moderată a căldurii, ci și de prezența în aliaj a unor cantități mici de impurități (sunt suficiente 0,01%). Impuritățile insolubile se vor deplasa de-a lungul frontului de cristalizare (adică în adâncituri), formând mai apoi separări la limita celulelor.

La îndepărțarea intensă a căldurii, când gradientul în aliaj este negativ, în loc de celule va apărea forma neechilibrată de creștere a cristalelor, cristalizarea dendritică. Astfel, în loc de celule vor apărea forme care cresc în direcții transversale și longitudinale față de frontul de solidificare (Figura 3.12.c). Asupra condițiilor de trecere de la o structură la alta, influențează gradientul de temperatură din lichid (dT_{lichid}/dx) și viteza de cristalizare (v_g), conform cu diagrama din Figura 3.12.d. Cu cât este mai mare viteza de cristalizare și mai redus gradientul de temperatură în aliaj, cu atât mai mare este probabilitatea formării structurii dendritice.

Trecerea la structura celulară este determinată de raportul dintre gradientul de temperatură din aliaj (dT_{aliaj}/dx) și viteza de cristalizare (v_g), precum și de conținutul de impurități din aliaj. Între forma celulară și cea dendritică a cristalelor există una intermedieră, când pe frontul de solidificare se observă atât celule cât și dendrite.

În cazul existenței unui gradient de temperatură negativ, la limita de solidificare a aliajului apar cristale ramificate sau dendritice. Cristalizarea dendritică este una din cele mai răspândite forme de solidificare a metalelor și aliajelor. În dendrite se deosebesc ramuri de ordinul unu, doi și trei. Axa principală a dendritei coincide cu o direcție determinată a rețelei cristaline. Viteza de creștere a dendritelor depinde de subrăcirea aliajului lichid. Axele dendritelor vor crește pe lungime cu o viteză de 5...100 ori mai mare decât în direcție transversală.

Cristalizarea dendritică reprezintă în sine un proces extrem de complex, ca urmare a formei geometrice complicate pe care o au dendritele, difuziei impurităților care segregă, posibilității pe care o are faza lichidă de a se deplasa în spațiile interdendritice, formării unor noi faze nemetalice (inclusiuni nemetalice) etc. Structura dendritică influențează dimensiunile grăuntelui și proprietățile mecanice ale aliajului turnat. Acest lucru se explică prin aceea că gradul de omogenitate a aliajului turnat depinde înainte de toate de distanța dintre ramurile dendritelor, ca urmare a faptului că dezvoltarea fiecărei ramuri dendritice începează, atunci când se intersectează cu altă ramură, iar îngroșarea lor are loc pe seama solidificării lichidului remanent din spațiile interdendritice. Grăuntele orientat se obține imediat după ce s-a terminat creșterea dendritelor.

Dacă se consideră că germenele din care rezultă dendrita în piesa turnată are formă cubică, atunci la creșterea acestuia în aliajul subrăcit cea mai mică cantitate de căldură de cristalizare se transmite mediului înconjurător prin zona vârfurilor cubului, iar cea mai mare prin zona centrală a fețelor acestora. De aceea, după atingerea unor dimensiuni critice creșterea corectă a cubului începează și dezvoltarea sa începe în zona vârfurilor. În aceste părți încep să apară mai apoi ramuri secundare ale dendritelor. În metalele care cristalizează din germenii de formă cubică, cristalele vor crește preferențial în trei direcții aflate la unghiuri drepte unele față de altele,

formând dendrite cu șase ramuri, identice cu cele din Figura 3.13. Fiecare dendrită va avea, în acest caz, ramură secundară și terțiară, crescând pe una din cele trei direcții preferentiale de cristalizare. Creșterea fiecărei dendrite se întrerupe în momentul întâlnirii acesteia cu o altă dendrită, iar ramurile se vor îngroși pe seama solidificării metalului lichid din spațiile interdendritice.

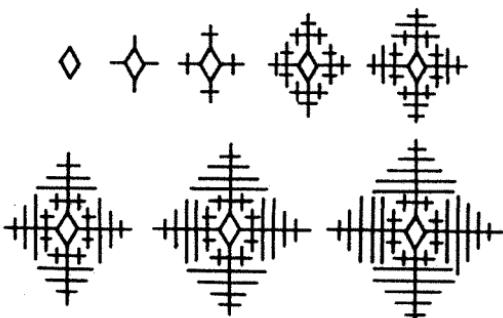


Figura 3.13. Modul de dezvoltare a dendritelor

Ca urmare a micșorării bruște a solubilității impurităților la trecerea aliajului din stare lichidă în cea solidă pe suprafața cristalului se separă un strat de impurități segregate. Cantitatea acestor impurități în zona vârfurilor cristalului este cu mult mai mică decât pe fețele plane. Imediat ce ramura primară crește din stratul îmbogățit în impurități segregate și este încălzit de căldura latentă de cristalizare, pe aceasta încep să apară ramurile secundare. Acestea apar din ieșindurile microscopice ale cristalelor cubice din care a crescut ramura primară. Creșterea ramurilor secundare este ușurată de faptul că stratul segregat de pe suprafața lor este neînsemnat. Pe măsura îndepărțării cantităților următoare de căldură pe ramurile secundare vor crește ramurile de ordinul trei.

În locul de apariție, pe ramura primară, a ramurii secundare se obține o subțiere a celei primare din cauză că în stratul segregat există o cantitate insuficientă de soluție lichidă pentru creșterea mai intensă a ramurii cristalului.

Existența acestei zone subțiate trebuie luată în considerare la calculul rezistenței mecanice a dendritei. Ramurile pot fi destul de ușor rupte la baza acestora de acțiunea unor fluxuri neînsemnante de lichid. Nu este exclusă posibilitatea ruperii ramurilor din cauza tensiunilor termice sau datorită apariției între ramuri a unor particule străine. Asemenea ruperi a dendritelor conduc, în marea majoritate a cazurilor, la mici rotiri ale dendritelor rupte în raport cu ramurile invecinate. Acest fapt duce la schimbarea structurii cristalului obținut ca rezultat al creșterii dendritelor în procesul de răcire ulterioară.

Impuritățile existente în aliajul lichid care cristalizează pot să rămână în aliaj sau să fie adsorbite la suprafața cristalului. În acest al doilea caz, fețele pe care sunt adsorbite impuritățile, își schimbă viteza proprie de creștere. Diferitele fețe ale cristalului în creștere adsorb în mod diferit pe suprafețele lor impuritățile, acest lucru depinzând de amplasarea atomilor sau ionilor pe față considerată. Fețele pe care se separă impuritățile cresc mai mult și mai repede. Astfel, se explică apariția noilor fețe în cazul adaosurilor de substanțe superficiale active. Cu cât este mai mare adaosul de astfel de substanțe în aliajul lichid, cu atât este mai mică distanța dintre ramuri.

Formarea noilor germani pe suprafețele ramurilor dendritice deja formate are loc nu numai pe ieșindurile cristalelor cubice, ci și în zonele unde există defecte ale cristalului. Nu toți acești germani vor crește sub formă de noi ramuri. ieșindurile cristalelor care cresc în aliajul lichid subrăcit formează ramuri de ordinul trei care pot înhăbi creșterea ramurilor de ordinul doi, determinând strangularea ramurilor în formare.

Direcția de creștere a cristalelor și ramificarea acestora depind de condițiile de evacuare a căldurii de cristalizare, conținutul de impuștă și forma limitei interfațe cristal-lichid. Prin evacuarea căldurii de cristalizare prin cristal (Figura 3.14.a), înaintea frontului de cristalizare există o suficientă subrăcire (ΔT), acesta dobândind o formă columnară. Suprafețele laterale ale acestor cristale sunt îmbogățite cu impuștă, iar diametrul mediu al secțiunii lor transversale depinde de viteza de cristalizare (v_g) și gradientul de temperatură în lichid (dT_{lichid}/dx) conform relației:

$$d \approx \frac{1}{v_g \frac{dT_{lichid}}{dx}} \quad (3.33)$$

Dacă evacuarea căldurii de cristalizare se realizează în același timp prin lichidul subrăcit și prin partea metalului solidificat se creează condiții pentru subrăcirea puternică și accelerarea creșterii din toate direcțiile a cristalului (Figura 3.14.b). În acest caz suprafața cristalelor se acoperă rapid cu germani de creștere, care evaucează repede căldura de cristalizare.

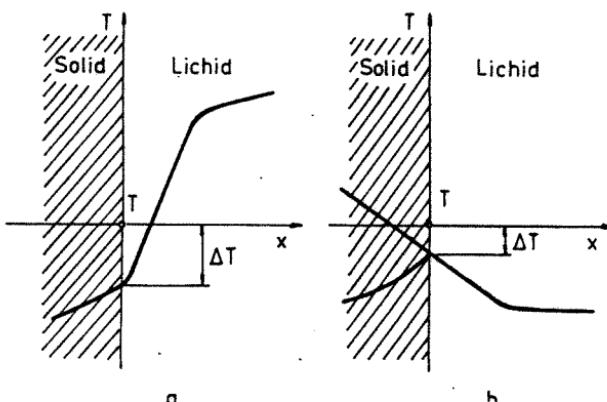


Figura 3.14. Modul de evacuare a căldurii de cristalizare la solidificarea metalelor și aliajelor:

a – prin cristal; b – prin cristal și aliajul lichid subrăcit.

Pentru asigurarea unei bune ramificări a dendritelor, zona de subrăcire trebuie să fie suficient de mare (largă). Dezvoltarea cristalizării dendritelor echiaxe este ușurată de:

- micșorarea gradientului de temperatură în aliajul lichid;
- creșterea vitezei de cristalizare;
- mărirea conținutului de impurități.

Determinarea vitezei de creștere (v_c) a ramurilor dendritelor este importantă pentru stabilirea concentrației impurităților care segregă în volumele de lichid învecinate dendritei, precum și cele existente în celulele interdendritice. Această concentrație este proporțională cu grosimea ramurilor dendritei și viteza de solidificare. Distanța dintre ramurile dendritelor este proporțională cu viteza medie de răcire a aliajului lichid în zona analizată.

În procesul de solidificare ramurile mici ale dendritelor, ajungând în volumele încălzite de căldura latentă de cristalizare și îmbogățite de impuritățile care segregă, vor dispărea rapid, iar dendrita va căpăta, în general, formă de grăunte mare.

Distanța dintre ramurile mari ale dendritei se mărește pe măsura creșterii duratei de menținere a aliajului în intervalul de temperatură lichidus-solidus.

Cercetările au arătat că ramurile dendritice mici dispar rapid în procesul de solidificare, iar cantitatea lor la sfârșitul solidificării rămâne la jumătate, față de cea existentă la separarea a 20% fază solidă.

O mare influență asupra dimensiunilor dendritei o are mișcarea prin convecție a aliajului lichid din peretele piesei turnate. Această influență se exercită mai ales asupra formării cristalelor echiaxe din straturile superficiale și din volumele centrale ale peretilor pieselor turnate. În acest caz, convecția conduce la creșterea de scurtă durată a temperaturii aliajului în locul de creștere a dendritelor și ca urmare la topirea ramurilor mici de ordin mare. Întrucât temperatura de topire a bazei subțiate a ramurilor (ce conțin incluziuni) este mai joasă decât a ramurilor învecinate cu frontul de cristalizare a metalului, stratul de metal solidificat se poate îmbogăti cu resturi de ramuri retopite, care sunt mai pure și au temperatură de topire mai ridicată decât a volumelor înconjurătoare de aliaj. Căldura de cristalizare separată micșorează subrăcirea la limita ieșindurilor ramurii dendritelor, micșorând astfel și viteza de creștere a acestora. De aceea, micșorarea cantității de căldură evacuată conduce la îngroșarea ramurilor dendritelor și în final la o cristalizare pe un front plan.

Creșterea dendritică este specifică proceselor de cristalizare cu desfășurare rapidă, de exemplu la răcirea bruscă a aliajului. Dacă subrăcirea este mai mare decât valoarea critică, atunci nu are loc creșterea ordonată în continuare a germanilor existenți și în mod constant se formează alii germani, noi. Apar locuri noi de creștere, care favorizează formarea ramificațiilor și care sunt caracteristice doar pentru dendrite.

Cristalizarea dendritei încețează atunci când cantitatea de căldură de cristalizare separată este suficientă pentru mărirea temperaturii aliajului lichid înconjurător și a fazei solide până la temperatura de echilibru.

Din punct de vedere cantitativ partea solidificată dendritic din aliajul care solidifică este dată de expresia:

$$M_{\text{dendritic}} = \frac{2c_i \cdot \Delta T}{2L - (c_i - c_s)\Delta T} \quad (3.34)$$

în care: c_s și c_l - căldurile masice a fazelor solide și lichide;
 ΔT - subrăcirea termică inițială.

Întrucât pentru marea majoritate a aliajelor ΔT este mic, iar $c_l \approx c_s$ rezultă:

$$M_{\text{dendritic}} \approx \frac{c \cdot \Delta T}{L} \quad (3.35)$$

în care: c - valoarea medie a căldurii pentru domeniile solid și lichid.

Vârful ramurii dendritei are o formă aproximativ sferică și pierde căldură în direcție radială. Viteza de creștere a ramurii dendritei și frecvența acestei forme de cristalizare este influențată înainte de toate de viteza de evacuare a căldurii și de gradul de subrăcire a aliajului.

În cazul solidificării pieselor turnate cu pereți plani și atunci când nu există interval de cristalizare și nici supraîncălzire, transferul termic făcându-se prin conduction, viteza de evacuare a căldurii este dată de relația:

$$\frac{dQ}{dt} = b_f \cdot T_i / \sqrt{\pi \tau} \quad (3.36)$$

în care: $\frac{dQ}{dt}$ - fluxul termic de la aliaj spre mediul înconjurător, prin intermediul pereților formei sau viteza de îndepărțare a căldurii de către formă,
pe unitatea de suprafață de contact, în unitatea de timp;
 b_f - coeficientul global de acumulare a căldurii pentru materialul din care este realizată forma;
 T_i - temperatura la interfața piesă turnată-formă;
 τ - durata procesului.

N.G. Ghirșovici analizând cristalizarea volumică a pieselor turnate în forme clasice, realizate din amestec de formare pe bază de nisip, a stabilit următorul bilanț termic:

$$\frac{dQ}{dt} S = \frac{dx}{dt} L \cdot \gamma \cdot S + \frac{d(\Delta T)}{dt} c \cdot \gamma \cdot V \quad (3.37)$$

în care: $\frac{d(\Delta T)}{dt}$ - viteza de variație a subrăcirii;
 S - suprafața de evacuare a căldurii din piesă;
 V - volumul piesei turnate;
 γ - greutatea specifică a aliajului;
 c - căldura masică medie;
 t - durata procesului;
 ΔT - subrăcirea termică inițială.

Dacă se ține cont că raportul dintre volumul piesei turnate (V) și suprafața de evacuare a căldurii din piesă (S) reprezintă grosimea echivalentă a piesei turnate ($R_{ech.} = V/S$), relația (3.37) devine:

$$\frac{dQ}{d\tau} = \frac{dx}{d\tau} L + \frac{d(\Delta T)}{d\tau} R_{ech.} \cdot c \cdot \gamma \quad (3.38)$$

Integrând relația (3.38) se obține:

$$Q = \frac{2}{\sqrt{\pi}} b_f \cdot T_i \cdot \sqrt{\tau} = x \cdot L \cdot \gamma + R_{ech.} \cdot c \cdot \gamma \cdot \Delta T \quad (3.39)$$

în care: x - cantitatea de aliaj solidificat exprimată prin grosimea stratului solidificat în perioada de timp τ ;

Conform relației (3.39) procesul de îndepărțare a căldurii în orice moment al solidificării este compensat de căldura de cristalizare și subrăcire.

Din relația (3.39) se poate stabili și subrăcirea termică necesară solidificării ($\Delta T_{necesari}$) pe întreaga grosime de perete, în perioada de timp stabilită (τ_{impus}), care are următoarea expresie:

$$\Delta T_{necesari} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{b_f \cdot T_i}{R_{ech.} \cdot c \cdot \gamma} \sqrt{\tau_{impus}} \quad (3.40)$$

3.1.5. Segregarea elementelor de aliere (impurităților) în timpul cristalizării

La turnarea pieselor cu pereți groși (masivi), majoritatea defectelor apar ca urmare a dezvoltării proceselor de segregare. Solubilitatea diferită a elementelor chimice din compoziția aliajului în fazele lichidă și solidă conduce la îmbogățirea frontului de cristalizare cu un strat de elemente segregate. În cazul existenței de-a lungul suprafeței cristalului a fluxurilor convective de aliaj lichid o parte din atomii acestui strat se îndepărtează în aliajul de bază, măryind concentrația impurităților în volumul de aliaj nesolidificat.

În cazul absenței amestecării segregărilor pe baza curentilor convectivi, în apropierea frontului de cristalizare se formează un strat de soluție lichidă, îmbogățit cu elemente segregate și a cărui grosime efectivă este egală cu grosimea stratului limită de difuzie ($\delta_{difuzie}$), conform Figurii 3.15. Concentrația impurităților în acest strat se schimbă de la valoarea maximă ($C_{l,max.}$) până la valoarea inițială a concentrației inclusiunilor în aliajul lichid (C_l). Ca urmare a solubilității limitate a majorității elementelor care segregă în aliajul în curs de solidificare, concentrația acestora în fază solidă (C_s) este cu mult mai mică decât cea în fază lichidă (C_l).

De aceea, intensitatea proceselor de segregare este determinată de coeficientul de repartie ($K_{repart.}$), care este egal cu raportul concentrațiilor impurităților în fazele solid și lichid aflate în echilibru ($K_{repart.} = C_s/C_l$). Acest parametru, care determină dezvoltarea neomogenităților chimice în aliaje, depinde de solubilitatea elementelor respective. Coeficienții de repartie ($K_{repart.}$) a elementelor de aliere în fier și solubilitatea limită a acestora sunt prezentate în Tabelul 3.3.

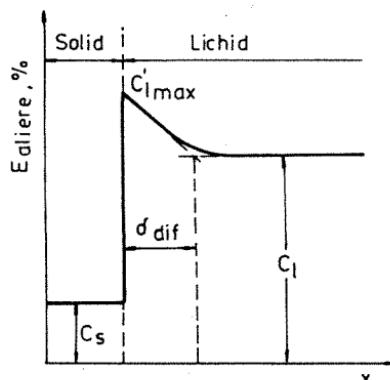


Figura 3.15. Repartiția elementului de aliere (E_{aliere}) lângă frontul de cristalizare

Tabelul 3.3.
Coeficienții de repartiție ($K_{repart.}$) și solubilitatea limită a elementelor de aliere în fier

Nr. crt.	Elementul de aliere	Continutul elementului în fier, [%]	Valoarea medie a lui $K_{repart.}$	Solubilitatea limită în fier, [%]
1.	Carbon	0,30...1,00	0,26	2,04
2.	Sulf	0,01...0,04	0,10	0,18
3.	Fosfor	0,01...0,03	0,06	2,80
4.	Mangan	1,00...2,50	0,14	nelimitat
5.	Siliciu	1,00...3,00	0,65	18,50
6.	Crom	1,00...8,00	0,66	nelimitat
7.	Nichel	1,00...4,50	0,35	nelimitat
8.	Aluminiu	2,00...5,00	0,53	35,00
9.	Molibden	1,00...4,00	0,49	34,00
10.	Wolfram	1,00...10,00	0,30	33,00
11.	Titan	0,20...1,20	0,47	6,00
12.	Vanadiu	0,50...4,00	0,38	nelimitat
13.	Cupru	0,20...1,00	0,50	8,00
14.	Cobalt	1,00...20,00	0,76	nelimitat
15.	Niobiu	1,00...3,00	0,53	12,00
16.	Arsen	0,1...0,45	0,36	7,00

Procesele de segregare au la bază una din următoarele teorii (cu privire la desfășurarea lor):

- uniformizarea concentrației elementelor care segregă atât în fază solidă, cât și în cea lichidă are loc foarte încet, pe calea difuziei moleculare (în cazul aglomerării elementelor segregate pe frontul de cristalizare);
- uniformizarea concentrației elementelor are loc numai în fază lichidă, pe calea difuziei moleculare (în cazul existenței curenților convectivi în aliajul care solidifică);
- uniformizarea concentrației elementelor are loc prin difuzie chiar în fază solidă (în cazul existenței segregării în cristalul solid).

La solidificarea pieselor turnate din aliaje feroase și neferoase, procesele de segregare dendritică au loc în mod preferențial, conform celei de a doua teorii. Acest lucru se explică prin valoarea mică a coeficientilor de difuzie moleculară (D) atât în stare lichidă, cât și solidă (de exemplu, pentru toate metalele în stare lichidă difuzia moleculară este $D \approx 2\ldots5 \text{ cm}^2/24 \text{ h}$, iar pentru faza solidă valorile sunt și mai mici). Datorită vitezelor mari de cristalizare la turnarea aliajelor metalice, uniformizarea concentrațiilor prin difuzie este practic imposibilă, în cazul volumelor de aliaj remanent în timpul solidificării.

Pe măsura creșterii vitezei de cristalizare (v_g) grosimea stratului limită îmbogățit în elementele de aliere separate, se micșorează. Dacă solubilitatea elementelor separate în fază solidă este egală cu conținutul acestora în aliajul lichid, atunci repartitia elementelor de aliere (impurităților) înaintea frontului de cristalizare mobil (Figura 3.16) se face conform expresiei:

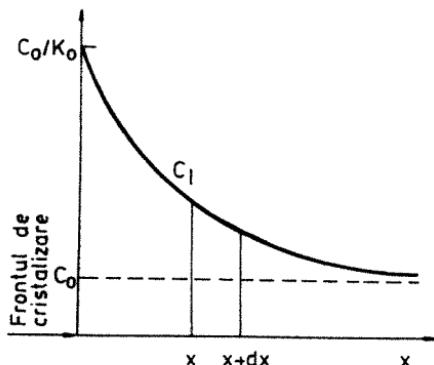


Figura 3.16. Repartitia impuritatilor in lichid inaintea frontului de cristalizare

$$C_{\text{impur}} = C_0 \left(1 + \frac{1 - K_0}{K_0} \cdot e^{-\frac{v_{\text{fc}} \cdot x}{D}} \right) \quad (3.41)$$

în care: C_{impur} - concentrația impurităților în punctul x ;

C_0 - concentrația inițială a impurităților în aliajul lichid;

K_0 - coeficientul de repartitie a impurităților;

v_{fc} - viteză de deplasare a frontului de cristalizare;

D - coeficientul de difuzie a impurităților în lichid;

x - distanța de la punctul considerat în lichid până la frontul de solidificare.

Valoarea coeficientilor de difuzie în fierul lichid conform datelor diferitor autori sunt prezentate în Tabelul 3.4.

Tabelul 3.4.

Coefficienții de difuzie a impurităților în fierul lichid.

Element	Fe	C	Ni	S	O ₂	Si	Mn	Co
Temperatura, [°C]	1620	1600	1600	1600	1630	1600	1600	1638
Coefficient de difuzie [10 ⁻⁹ m ² /s]	0,17	3,28	3,78	1,94	0,30	8,55	11,10	5,38

Întrucât orice creștere a conținutului de impurități în aliaj micșorează temperatura de topire a aliajului, în stratul limită se va schimba temperatura de echilibru lichidus, adică ea va fi minimă lângă frontul de solidificare, iar la atingerea concentrației C_0 va fi egală cu temperatura lichidus a aliajului (Figura 3.17). Temperatura de echilibru lichidus în orice punct al stratului limită se poate calcula cu expresia:

$$T_{e.lich.} = T_0 - mC_0 \left(1 + \frac{1 - K_0}{K_0} \cdot e^{-\frac{V_k}{D} \cdot x} \right) \quad (3.42)$$

în care: $T_{e.lich.}$ - temperatura de echilibru lichidus;

T_0 - temperatura de cristalizare a aliajului inițial;

m - panta curbei lichidus de pe diagrama de echilibru a aliajului.

Subrăcirea termică a aliajului (ΔT) din apropierea frontului de solidificare este influențată de intensitatea de evacuare a căldurii și poate fi determinată cu relația:

$$\Delta T = T_0 - m \frac{C_0}{K_0} + \left(\frac{dT_l}{dx} \right) \cdot x \quad (3.43)$$

în care: $\left(\frac{dT_l}{dx} \right)$ - gradientul temperaturii în aliaj.

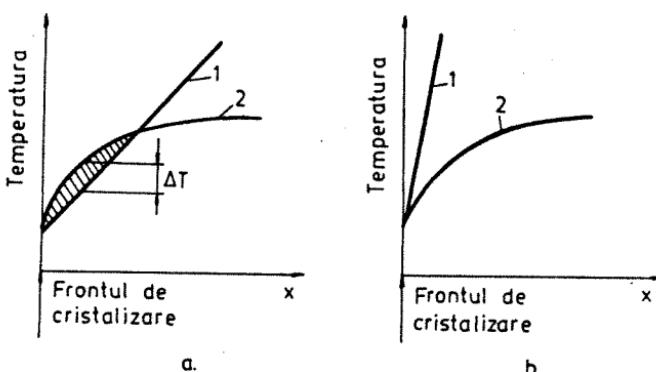


Figura 3.17. Dezvoltarea subrăcirii în procesele de segregare:
1 - temperatura aliajului; 2 - temperatura de echilibru a aliajului.

Dacă gradientul de temperatură $\left(\frac{dT_l}{dx} \right)$ se amplasează pe curba de variație a temperaturii de echilibru lichidus (Figura 3.17.a), atunci se pot obține următoarele două condiții de cristalizare a aliajului:

1. Dacă gradientul de temperatură intersectează curba temperaturilor de echilibru (Figura 3.17.a), atunci aliajul în zona stratului limită va fi subrăcit și în el se creează condiții pentru germinarea centrelor

stabile de cristalizare. Această subrăcire poartă denumirea de *subrăcire de concentrație* ($\Delta T = T_{elich.} - T$).

- Dacă gradientul de temperatură în aliaj este egal sau mai mare decât gradientul temperaturii de echilibru lichidus, atunci zona de subrăcire dispare (Figura 3.17.b).

Repartiția finală a impurităților este în mare măsură influențată de intensitatea difuziei în fază solidă și într-o mai mică măsură de durata acesteia. Procesele de segregare sunt foarte sensibile față de valorile coeficientului de difuzie în fazele solid și lichid. În calcule coeficienții de difuzie se consideră constanti, dar în realitate ei depind de condițiile de răcire a piesei turnate.

Procesul de segregare se bazează, în general, pe presupunerea că la suprafața interfacială aliaj lichid – cristal se stabilește un echilibru al diferențelor de concentrație. În aceste condiții determinate, se poate desfășura în întregime și procesul de cristalizare fără difuzie. În acest caz din aliajul lichid cu concentrații diferite de impurități se pot obține cristale de soluție solidă cu aceeași concentrație.

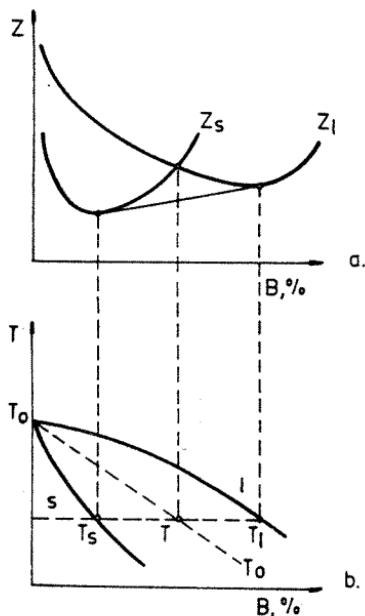


Figura 3.18. Potențialul termodinamic Z la diferite temperaturi (a) și zone ale diagramei de echilibru (b)

Dacă se ia în considerare că potențialul termodinamic depinde de temperatură și de concentrație, atunci aplicând schimbarea acestuia, pentru fazele solid și lichid, la temperaturi diferite, se poate determina pe diagramă punctul de intersecție T în care ambele potențiale pentru cele două faze sunt identice (Figura 3.18). Deplasând aceste puncte pe diagrama de echilibru între linia lichidus (l) și solidus (s) se obține dreapta $T_0 - T_0$ care caracterizează pentru diferite concentrații egalitatea potențialelor termodinamice ale soluțiilor lichide și solide.

Dacă în procesul de cristalizare aliajul se subrăcește sub linia $T_0 - T_0$ atunci potențialul termodinamic al fazei lichide este mai mare decât al celei solide, iar cristalizarea se petrece fără difuzie. În acest caz faza solidă are aceeași compoziție cu a aliajului inițial, iar segregarea intercristalină lipsește.

Calculele amplasării liniei $T_0 - T_0$ pentru sistemele binare ale aliajelor neferoase arată că aceasta se amplasează în cea mai mare parte cu peste 100°C mai jos de curba lichidus (1).

Caracterul repartiției segregărilor și elementelor de aliere pe secțiunea dendritelor depinde de următorii trei factori de bază:

- *coeficientul de repartitie (K_{repar})*;
- *coeficienții de difuzie în fază solidă și transferul de masă în fază lichidă*;
- *viteza de cristalizare a aliajului*.

Într-un aliaj de compoziție determinată, singurul factor de dirijare a segregării este *schimbarea vitezei de cristalizare*. Pe măsura creșterii vitezei de cristalizare segregarea crește la început, ca urmare a întârzierii egalizării difuziei în fază solidă, atinge un maximum, iar mai apoi scade din nou ca urmare a împiedicării difuziei prin separație.

În concluzie, rezultă că *fenomenul de segregare* este consecința directă a proceselor de redistribuire a elementelor de aliere între faza solidă și cea lichidă în timpul formării structurii primare. Apariția neuniformității de compoziție chimică poate fi interpretată ca fiind rezultatul unei diferențe de concentrație care se produce și anume: *micro* și *macrosegregări*.

Microsegregarea

Se consideră drept microsegregări gradiențele de concentrație în interiorul ramurilor dendritice și precipitațiile unor faze secundare sau incluziuni. Microsegregarea rezultă ca urmare a transportului de masă prin difuzie și, în unele cazuri, ca urmare a deplasării locale a unor faze secundare (inclusiuni). Microsegregarea poate fi: *celulară*, *dendritică* și la *limita grăunților*.

Microsegregarea celulară însoțește solidificarea de tip cellular astfel încât, elementul dizolvat este eliminat atât în părțile laterale, cât și în partea frontală a celulelor. Ca urmare a scoaterii elementului dizolvat din soluția solidă și îmbogățirea în acesta a fazei lichide, pe părțile laterale ale celulei are loc o acumulare la limitele dintre celule. Microsegregarea cellulară maximă se va obține în punctul de joncțune a celulelor aşa cum se vede în Figura 3.19.

Variația concentrației elementului dizolvat de la centru către marginea celulelor se numește *microsegregare celulară*. La limita de grăunți concentrația elementului dizolvat poate fi dublă față de cea medie. Cu toate acestea, ca urmare a diferențelor mici pe care apar asemenea abateri de la compoziția chimică medie, poate avea loc o omogenizare a compoziției, datorită difuziei care are loc și în faza solidă, în timpul răciri.

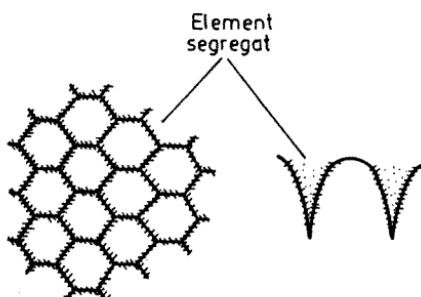


Figura 3.19. Reprezentarea schematică a distribuției dizolvatului în timpul solidificării celulare

Microsegregarea dendritică rezultă ca urmare a redistribuirii elementelor dizolvate în timpul solidificării dendritice, atunci când apar variații de concentrație între centrul și partea exterioară a ramurilor dendritice.

Cu cât distanța dintre ramurile dendritice este mai mare cu atât este mai dificil de a omogeniza compoziția printr-un tratament termic ulterior, știind că pentru un anumit aliaj, timpul de omogenizare la o anumită temperatură este proporțional cu pătratul distanțelor dintre ramurile dendritice.

Pentru calculul solidificării dendritice se poate folosi relația (3.44), aplicată la un element de volum foarte mic, de ordinul de mărime al grosimii ramurilor dendritice (aproximativ 10^{-2} cm).

Concentrația aliajului lichid (C_l) la interfață, în cazul solidificării de tip dendritic este:

$$C_l = C_0 \cdot m_{\text{lichid}}^{(K_{\text{repart}} - 1)} \quad (3.44)$$

În care: C_0 - concentrația inițială a elementului dizolvat;

m_{lichid} - cantitatea relativă de lichid în volumul analizat.

Concentrația aliajului solidificat sub formă dendritică (C_s) depinde de concentrația în fază lichidă la interfață (C_l), astfel încât:

$$C_s = K_{\text{repart}} \cdot C_0 (1 - m_{\text{solid}})^{(K_{\text{repart}} - 1)} \quad (3.45)$$

În care: m_{solid} – cantitatea relativă de solid din volumul analizat.

Ecuția (3.45) poate fi aplicată atât la solidificare, cât și după aceasta, în condițiile când nu există difuzie în stare solidă (ecuația microsegregării dendritice).

Luând în considerare difuzia în stare solidă, *ecuația microsegregării dendritice* (3.45) devine:

$$C_s = K_{\text{repart}} \cdot C_0 \left(1 - \frac{m_{\text{solid}}}{\alpha K_{\text{repart}}} \right)^{(K_{\text{repart}} - 1)} \quad (3.46)$$

În care:

$$\alpha = \frac{D_s \cdot \tau_{solid}}{(d/2)^2} \quad (3.47)$$

D_s - coeficientul de difuzie în stare solidă;

τ_{solid} - timp de solidificare;

d - distanța dintre două ramuri dendritice.

Ecuația (3.46) indică, în concordanță cu rezultatele experimentale, faptul că difuzia în stare solidă, în timpul solidificării, influențează repartiția finală a elementului dizolvat și că influența acestei difuzii este puțin dependentă de timpul de solidificare, deoarece raportul τ_{solid}/d^2 este aproximativ constant la solidificarea dendritică.

O formă importantă a *microsegregării celulare și dendritice* include formarea unor faze secundare în procesul de solidificare a aliajelor ternare cum sunt incluziunile nemetalice, care se formează și cresc în intervalul de temperatură când se solidifică faza metalică formată primar. Un exemplu în acest sens îl constituie segregarea impurităților în timpul solidificării dendritice a pieselor turnate din oțel. Oxigenul dizolvat în oțelul lichid este singurul element care poate intra în reacție cu alte elemente dizolvate, atunci când concentrația lor în fază lichidă devine suficient de mare (pentru germinarea eterogenă a oxizilor de siliciu și de mangan sunt necesare suprasaturări mici ale băii metalice în reactanții considerați).

Microsegregarea la limita grăunților cristalini apare în două situații ce pot fi întâlnite în timpul formării structurii primare a aliajelor.

În primul caz limita grăunților este paralelă cu direcția de creștere și are loc formarea unei adâncituri la limita acestora (Figura 3.20.a), unde, ca urmare a subrăcirii de compozitie, are loc segregarea elementului dizolvat (acest tip de segregare se întâlnește în cazul creșterii cu formarea unei interfețe celulare).

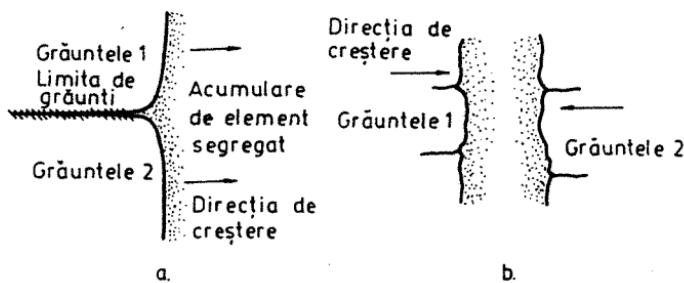


Figura 3.20. Microsegregarea la limita grăunților cristalini:

- a – un singur front de solidificare;
- b – două fronturi de solidificare.

În al doilea caz segregarea la limită de grăunți apare când interfețele de la limită lichid-solid se deplasează aproape paralel, una față de alta, după o direcție de creștere perpendiculară pe acestea. Are loc o deplasare a acestor interfețe, până

când se întâlnesc și lichidul care se solidifică ultimul este mult îmbogățit în elementul dizolvat (Figura 3.20.b).

Segregarea influențează în mod deosebit proprietățile mecanice și rezistența la coroziune a pieselor tinate. De asemenea, afectează proprietățile de prelucrare prin deformare plastică (proprietățile în secțiune transversală).

În cazul creșterii dendritice, ca urmare a micșorării cantității de lichid interdendritic între ramurile dendritice, fenomenul de segregare este mult mai complex și el va fi tratat la subcapitolul privind macrosegregarea.

3.1.6. Influența condițiilor de cristalizare asupra dimensiunilor cristalelor

Forma și structura interioară a cristalelor primare depinde de viteza de răcire (gradientul de temperatură în interval de solidificare), tensiunea interfacială la suprafața de separație cristal – aliaj lichid și numărul de germeni activi pe unitatea de volum a aliajului lichid. Dacă tensiunea superficială este mare, iar fluxul de căldură redus, se formează cristale grosolane cu puține ramificații ale axelor. Creșterea are loc cu viteză constantă în toate direcțiile (Figura 3.21.a). Cristalele grosolane se formează, de obicei, în locurile unde fluxul de căldură nu este prea mare și în mod special în locurile de amplasare a nodurilor termice.

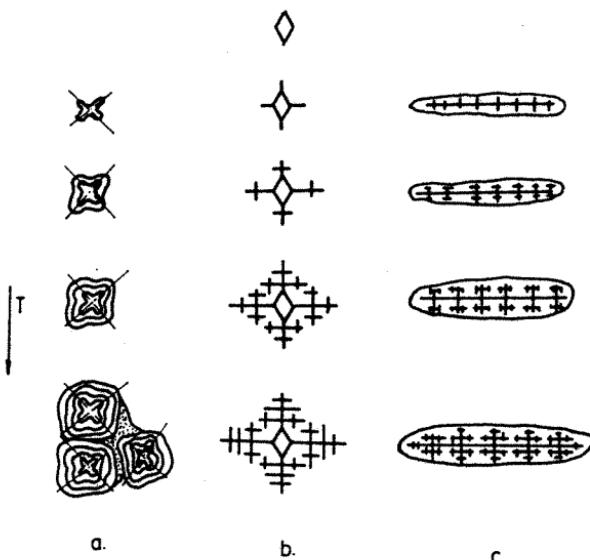


Figura 3.21. Influența tensiunii superficiale și a gradientului de temperatură asupra formei dendritelor:

- a – dendrite grosolane (puțin ramificate);
- b – dendrite ramificate;
- c – dendrite ramificate fine.

Prin creșterea la răcire a gradientului de temperatură, căldura din zona superioară și de la muchii se îndepărtează mai repede decât cea de pe laturi, iar

cristalul va avea o formă dendritică ramificată (Figura 3.21.b). Cu cât este mai intens procesul de evacuare a căldurii, la valori egale sau mai mici ale tensiunii superficiale, cu atât mai mici și mai complexe vor fi structurile interne ale dendritelor. În cazul evacuării dirijate a căldurii, cristalele se obțin cu formă alungită, având structură dendritică fină (Figura 3.21.c).

Structura cristalină a aliajului influențează asupra proprietăților mecanice și speciale ale acestuia, atât în cazul când piesa este realizată prin turnare, cât și atunci când este realizată prin deformare plastică. Acest lucru se explică prin aceea că dimensiunile cristalelor, distanța dintre ramurile dendritelor, precum și neomogenitatea acestora determină durata ulterioară a tratamentului termic de omogenizare.

Dimensiunile grăuntelui cristalin (l_g) în piesele turnate sunt determinate, înainte de toate, de viteza de germinare (v_g) a acestor centre, conform relației:

$$l_g = h \cdot \sqrt[4]{\frac{V_c}{V_g}} \quad (3.48)$$

în care: h – mărime adimensională funcție de forma grăuntelui ($h_{cubic} = 1,093$ și $h_{sferic} = 1,290$)

Viteza de germinare a centrelor de cristalizare (v_g) depinde de mărimea tensiunilor interfazice la interfața impuritate – aliaj lichid și gradul de subrăcire a aliajului. Accelerarea procesului de germinare are loc în situația când tensiunea interfazică dintre germene și impuritate este cu mult mai mică decât tensiunea interfazică dintre aliajul lichid și suportul solid al impurității.

Viteza de creștere a cristalelor (v_c) este, de asemenea, proporțională cu subrăcirea aliajului și cu un coeficient experimental (K_{compoz}) conform relației:

$$v_c = K_{compoz} (\Delta T)^2, [\text{m/s}] \quad (3.49)$$

Parametrii de bază care influențează asupra dimensiunilor cristalelor sunt:

- *gradul de subrăcire a aliajului în apropierea frontului de solidificare (ΔT);*
- *tensiunile interfazice dintre germene, suportul solid al impurității și aliajul lichid;*
- *căldura latentă de cristalizare a aliajului ($L_{crist.}$);*
- *conductivitatea termică (λ) și gradiențele de temperatură în fazele lichid și solid ($\frac{dT_l}{dx}$ și $\frac{dT_s}{dx}$);*
- *temperatura de topire a aliajului ($T_{top.}$);*
- *viteza de germinare (v_g);*
- *viteza de creștere (v_c);*
- *coeficientul de difuzie a impurității în aliaj (D).*

La o compozиție chimică determinată a aliajului în curs de solidificare, parametrii de bază sunt *intensitatea evacuării căldurii* (care determină gradiențele de

temperatură în fazele solid și lichid), gradul de subrăcire (ΔT) și viteza de cristalizare (v_g).

La dirijarea proceselor de germinare a cristalelor este de dorit ca în piesele turnate să rezulte grăunți de dimensiuni reduse și uniformi, care să determine obținerea unor valori ridicate ale caracteristicilor fizico-mecanice, în condițiile existenței unor dure de omogenizare.

În mod practic procesele de germinare și creștere a grăunților se pot regla atât prin lățimea zonei de subrăcire (zona stării bifazice), cât și prin introducerea diferiților inoculatori, care micșorează tensiunea interfazică dintre germene și suportul solid al impurității. În funcție de lățimea zonei stării bifazice se pot obține următoarele tipuri de structuri cristaline: *structură columnară* (Figura 3.22.a), *structură echiaxială fină* (Figura 3.22.b) și *structură echiaxială grosolană* (Figura 3.22.c).

Pentru obținerea *structurii echiaxiale* fine este necesar ca zona stării bifazice să fie îngustă, iar numărul de germeni care se formează în aceasta să fie pe cât posibil mai mare. Pentru unele aliaje aceste condiții nu sunt suficiente, iar reglarea dimensiunilor grăunțului trebuie să se facă nu numai prin crearea gradientului necesar de temperatură, în intervalul de cristalizare a aliajului, ci și prin alegerea unor modificatori, care contribuie la germinarea cristalelor.

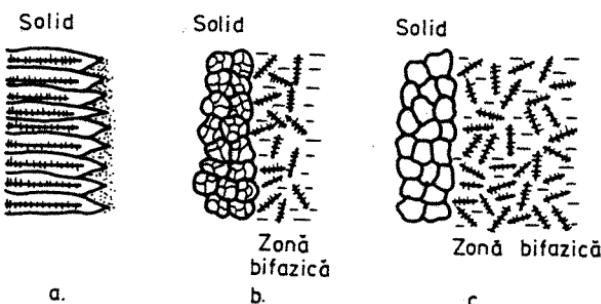


Figura 3.22. Tipuri de structuri cristaline:

- a – columnară;
- b – echiaxială fină;
- c – echiaxială grosolană.

Vitezele mari de răcire la cristalizare conduc la mărunțirea ramurilor dendritelor, micșorarea dimensiunilor spațiilor interdendritice, inclusiunilor nemetalice, fazelor solubile și insolubile și la creșterea generală a densității aliajului.

Dimensiunile dendritelor la cele mai mari viteză de răcire depind de asemenea, de supraîncălzirea aliajului lichid. Există un interval critic, pentru temperatura de turnare a aliajului, care determină dimensiunile grăunțului. Dacă aliajul lichid la intrarea în formă are temperatură superioară acestui interval critic, atunci pot să apară cristale de dimensiuni mari (la temperaturi inferioare acestei zone, dimensiunile cristalelor se micșorează brusc).

Apariția și mărunțirea ramurilor dendritelor poate fi determinată de interacțiunea dintre cristale și impurități în aliajul lichid. Cristalul deplasează mai ușor impuritățile când are viteză mică de creștere. De aceea, la cristalizarea lentă impuritățile au dimensiuni mai mari. Cristalul de dimensiuni mari nu mai este capabil să deplaseze

multitudinea de impurități, el fiind obligat să le ocolească, suprimând tot mai multe ramuri fine și izolate. În acest caz, dispersia și repartizarea impurităților în aliajul care se solidifică se apropie de situația care a existat inițial în aliajul lichid.

Luarea în considerare a tuturor factorilor amintiți, care influențează dimensiunile cristalelor în piesele turnate este foarte dificil de realizat. De aceea, studierea dimensiunilor dendritelor și a distanțelor dintre ramurile lor este mai simplă și se poate realiza mai ușor, pe probe luate din piese turnate (în corelare cu studiul repartiției câmpurilor de temperatură în pereții acestora și a vitezei de solidificare a aliajului).

Presiunea de cristalizare este presiunea pe fețele în creștere ale cristalului, la care creșterea acestuia se întrerupe. În condiții reale de solidificare, presiunea de cristalizare atinge valori de zeci de atmosfere și poate influența substanțial asupra reordonării impurităților insolubile și formării structurii cristaline a aliajului.

Presiunea de cristalizare ($p_{crist.}$) pentru un metal lichid este presiunea maximă posibilă la o subrăcire dată, a feței cristalului aflate în creștere și este dată de relația:

$$p_{crist.} = - \frac{\Delta T \cdot L_{crist.}}{T \cdot V_0} \quad (3.50)$$

în care: ΔT - subrăcirea metalului lichid;

$L_{crist.}$ - căldura latentă de cristalizare;

T - temperatura absolută;

V_0 - volumul moleculei în rețeaua cristalului.

La cristalizarea unui sistem bicomponent presiunea de cristalizare ($p_{crist.}$) are următoarea expresie:

$$p_{crist.} = - \frac{kT \ln \frac{C_{sol}}{C_{sat.}}}{V_0} \quad (3.51)$$

în care: k - constanta lui Boltzmann;

C_{sol} - concentrația soluției;

$C_{sat.}$ - concentrația de saturatie.

În concluzie, presiunea de cristalizare ($p_{crist.}$) se mărește pe măsura creșterii subrăcirii (ΔT). Folosirea însă a acestui parametru pentru curățirea cristalelor de impurități are următorul inconvenient: la subrăciri mari în aliaj apar foarte mulți germeni, care cristalizează policristalin, înglobând toate impuritățile. La subrăcire ceva mai mică cristalele cresc sub formă dendritică, iar impuritățile sunt de asemenea, înglobate prin creșterea ramurilor de ordinul doi și trei.

Presiunea de cristalizare ($p_{crist.}$) are influență deosebită asupra repartiției produselor de dezoxidare a aliajului lichid (otel) și a altor incluzuni nemetalice, inoculatori, modificatori, microrăcitorii etc.

Din partea cristalului, asupra particulei acționează forța presiunii de cristalizare ($F_{p_{crist.}}$), sub influență căreia aceasta se poate deplasa în aliaj cu viteză de cristalizare (v_g). La această deplasare se opun tensiunile interfazice dintre impuritate

și aliajul lichid (F_σ) și rezistența hidrodinamică de mișcare (F_{rh}) a suprafeței sferice în aliaj (Figura 3.23).

În condiții de echilibru a forțelor:

$$F_{pcrist} = F_\sigma + F_{rh} \quad (3.52)$$

sau

$$\frac{\Delta TL_{crist}}{TV_0} = \pi \cdot r \cdot \sigma_{l-p} + C_{rh} \cdot \rho \cdot \frac{v_g^2}{2} \cdot \pi \cdot r^2 \quad (3.53)$$

în care: C_{rh} - coeficientul de rezistență la mișcarea particulei prin lichid;
 r - raza particulei de impuritate.

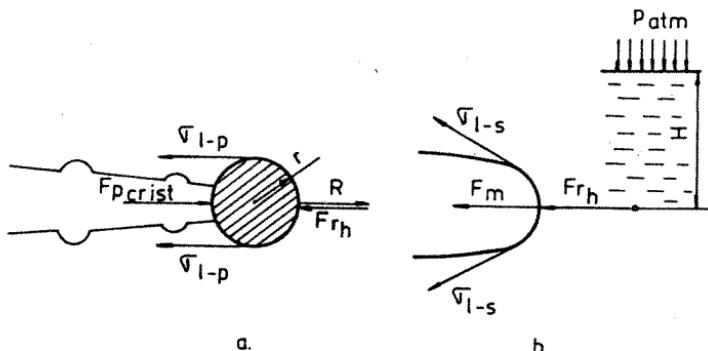


Figura 3.23. Schema acțiunii forțelor în zona particulelor străine aflate în aliajul lichid:

- a – la interacțiunea cu particula de impuritate;
- b – la depășirea presiunii metalostatice;

Cunoșcând viteza de cristalizare (v_g) și subrăcirea (ΔT) se poate determina raza admisibilă a inclusiunii (r), care va fi separată de presiunea de cristalizare în interiorul piesei în curs de solidificare, unde mai apoi se va putea coagula și ridică la suprafață (în condițiile păstrării valorii optime a fluidității). Dacă se cunoaște dimensiunea medie a impușărilor insolubile în aliaj se pot determina condițiile termofizice optime de cristalizare pentru separarea acestora sau invers, de înglobare a lor în cristalele aflate în formare și de repartizare uniformă a lor pe întregul volum al piesei turnate.

În procesul de cristalizare a aliajului la formarea cristalului se pot opune forțele de presiune metalostatică (F_m) și rezistența hidrodinamică a aliajului însuși (Figura 3.23.b). Analizând schema pentru acest caz rezultă că asupra cristalului aflat în curs de formare cu viteza v_g acționează:

- *Forța presiunii metalostatice*

$$F_m = p_{atm} + \gamma H \quad (3.54)$$

în care: p_{atm} - presiunea atmosferică;

H - înălțimea stratului de aliaj de deasupra cristalului;

γ - greutatea specifică a aliajului.

- *Forța rezistenței hidrodinamice*

$$F_{rh} = C_{rh} \cdot \rho \cdot \frac{v_g^2}{2} \cdot \pi \cdot r^2 \quad (3.55)$$

- *Forțele capilare de umectare*

$$F_\sigma = \pi \cdot r \cdot \sigma_{l-s} \quad (3.56)$$

în care: σ_{l-s} – tensiunea interfazică la limita aliaj-cristal.

Pe baza acestor ecuații se poate presupune că dacă:

$$F_{pcrist} > F_m + F_{rh} + F_\sigma \quad (3.57)$$

creșterea cristalului poate avea loc.

Sau dacă:

$$F_{pcrist} < F_m + F_{rh} + F_\sigma \quad (3.58)$$

atunci creșterea este frânată sau se întrerupe.

La echilibru se va putea determina *viteza optimă de cristalizare* ($v_{g, optim}$):

$$F_{pcrist} = F_m + F_{rh} + F_\sigma \quad (3.59)$$

și

$$v_{g, optim} = \frac{1}{r} \sqrt{\frac{2}{C_{rh} \cdot \pi \rho} \left[\frac{\Delta TL_{crist}}{TV_0} - (p_{atm} + \gamma H + \pi r \sigma_{l-p}) \right]} \quad (3.60)$$

Rezultă că în afară de condițiile termofizice cristalizarea este influențată și de cele hidrodinamice (mai ales în cazul pieselor turnate cu înălțime mare, acolo unde forța metalostatică este apreciabilă).

3.1.7. Macrostructura cristalină a pieselor turnate

Structura cristalină a metalelor și aliajelor turnate este determinată de:

- *compoziția chimică,*
- *condițiile termofizice în sistemul aliaj-formă și mediu înconjurător,*
- *condițiile de germinare și creștere a cristalelor.*

Compoziția chimică influențează formarea structurii primare prin coeficientul de repartiție (K_{repart}), coeficienții de difuzie a elementelor de aliere în faza lichidă și solidă (D) și subrăcirea de compoziție (ΔT_{compoz}).

Condițiile termofizice în sistemul aliaj-formă și mediu înconjurător se manifestă prin gradiențele de temperatură (pe grosimea de perete a piesei turnate și formei) și viteza de răcire a piesei turnate, funcție de temperaturile inițiale de lucru (temperatura de turnare și temperatura de preîncălzire a formei) și constantele și caracteristicile termofizice ale aliajului turnat și materialului formei.

Condițiile de germinare și creștere a cristalelor în aliajul lichid sunt exprimate prin posibilitățile existente pentru germinarea omogenă sau eterogenă, funcție de prezența în aliaj a unor particule străine sau adăugate deliberat.

Dintre cei trei factori principali care acționează asupra structurii cristaline, *condițiile termofizice* prezintă cea mai mare variație în decursul formării structurii primare a unei piese turnate. Ca urmare, structura piesei turnate va consta din zone distincte cu proprietăți diferite. În Figura 3.24 se prezintă structura unui lingou turnat din oțel carbon sau slab aliat, care are următoarele zone caracteristice:

- *prima zonă* constituită dintr-un strat îngust de *cristale echiaxiale fine*, formate în condiții de germinare eterogenă (favorizată de suprafața activă a formei);
- *a doua zonă* constituită din cristale dezvoltate alungit în direcția de transmitere a căldurii (perpendicular pe pereții formei), denumite *cristale columnare*;
- *a treia zonă* constituită din *cristale echiaxiale grosolane*, formate în centrul piesei, în apropierea axei termice a peretelui piesei turnate.

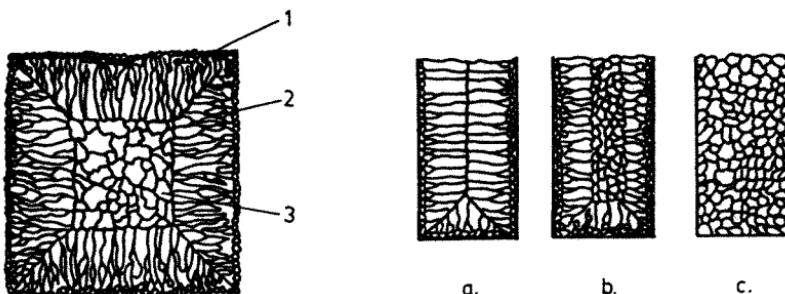


Figura 3.24. Reprezentarea schematică a structurii unui lingou.

1 – cristale echiaxiale fine;
2 – cristale columnare;
3 – cristale echiaxiale grosolane.

Figura 3.25. Diferite structuri de turnare:
a – fără zonă cu cristale echiaxiale grosolane;
b – cu toate cele trei zone;
c – numai cu cristale echiaxiale fine.

Una din zone poate să lipsească, cazul oțelurilor inoxidabile, unde structura columnară elimină zona cu cristale echiaxiale grosolane și chiar zona cu cristale echiaxiale fine (Figura 3.25.a).

În aliajele de aluminiu cu structură fină (modificată), există doar zona cu cristale echiaxiale fine (Figura 3.25.c).

Zona de cristale echiaxiale fine se formează în straturile de aliaj adiacente cavitatei propriu-zise a formei de turnare, acolo unde temperatura scade imediat până la temperatura suprafeței active de contact. Gradientul de temperatură care asigură evacuarea căldurii de supraîncălzire, a căldurii latente de cristalizare și a căldurii de răcire a stratului solidificat sub temperatura solidus este aproximativ egal cu $\Delta T = T_{solidus} - T_{supraf.contact}$.

Grosimea primei zone depinde de conductivitatea termică a aliajului solidificat și de coeficientul de transport de căldură prin limita de separație piesă turnată-formă. Cristalele din această zonă sunt echiaxiale și cu orientare întâmplătoare. Numărul de cristale din această zonă depinde de supraîncălzirea aliajului lichid, temperatura de preîncălzire a formei și capacitatea de germinare a aliajului la contactul cu suportul solid al peretilor formei.

Zona cristalelor columnare apare ca urmare a scăderii intensității de evacuare a căldurii, datorită rezistenței termice a primului strat solidificat în procesul de răcire ulterioară a aliajului lichid (în curs de solidificare). Aceasta determină reducerea numărului de centre de cristalizare, evacuarea căldurii realizându-se doar prin puține cristale. Energia termică se transmite unidirectional, spre peretele formei. Această evacuare dirijată a căldurii rămâne constantă pe toată perioada necesară formării zonei de cristale columnare (zonă de transcrystalizare).

Solidificarea unidirectională încețează atunci când în zona de subrăcire maximă apar centre de cristalizare. Apariția acestora are loc în urma acumulării unui strat gros de adaosuri, care segregă. Datorită faptului că viteza de evacuare a căldurii din acest strat este mai mare decât difuzia adaosurilor, care segregă în situația de bază, temperatura acestui strat scade rapid și când devine egală cu temperatura de solidificare a segregărilor, în acesta vor apărea centre de cristalizare a cristalelor echiaxiale. Extinderea acestor procese este determinată de reducerea gradientului de temperatură în aliajul lichid și de scăderea vitezei de cristalizare, de creșterea concentrației adaosurilor (care segregă în aliaj) și de reducerea intervalului de temperatură de cristalizare a aliajului.

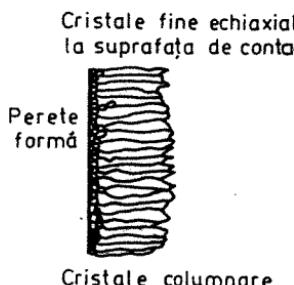


Figura 3.26. Trecerea de la zona cu cristale fine la zona cu cristale columnare

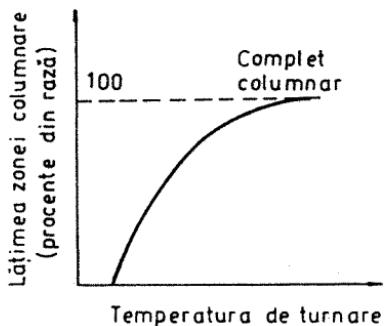


Figura 3.27. Variația mărimii zonei cristalelor columnare cu temperatura de turnare

Cristalele columnare cresc de la zona de cristale echiaxiale fine (Figura 3.26) și au o puternică orientare cristalografică. Axele cristalelor columnare sunt paralele cu

direcția fluxului termic. Pentru un aliaj de compoziție dată mărimea zonei columnare crește la mărirea temperaturii de turnare (Figura 3.27).

Zona cristalelor echiariale mari apare în centrul pieselor turnate, în apropierea axei termice a peretelui piesei. În legătură cu mecanismul de formare și creștere a cristalelor echiariale mari și implicit a zonei respective, au apărut mai multe teorii dintre care menționăm pe cele mai importante.

1. Winegard și Chalmers consideră că formarea acestor cristale are loc ca urmare a existenței unei zone de subrăcire constituțională în centrul lingoului sau peretelui piesei turnate, consecință a fenomenelor de segregare de la interfața solid-lichid. Această subrăcire creează condiții optime pentru o germinare eterogenă în fața frontului de solidificare, ceea ce blochează avansarea cristalelor columnare.

2. Ca urmare a neconcordanței dintre rezultatele experimentale și condițiile necesare pentru formarea cristalelor echiariale mari, formulate de prima teorie, Chalmers propune un nou mecanism. Acesta presupune ca atât germenii pentru formarea zonei columnare, cât și cei pentru zona echiacială grosolană se formează la începutul procesului de solidificare, la contactul cu peretele formei. Acești germenii pot crește și forma cristalele columnare sau sunt antrenați de curentul convectiv (din aliajul lichid) și ajung în centrul piesei turnate, unde cresc până la dimensiunile finale.

3. Un al treilea mecanism, propus de Papapetrou, constă în retopirea parțială a ramurilor dendritice columnare în creștere, ca urmare a fluctuațiilor de temperatură determinate de convecția naturală, în timpul formării zonei columnare. O dovadă a justăței acestui mecanism constă în faptul că, atunci când curenții de convecție din lichid sunt eliminați (în timpul formării cristalelor columnare), se elimină și zona de cristale echiariale mari.

4. Southin a propus un nou mecanism, care presupune că germenii cristalelor echiariale se formează la suprafața liberă a piesei turnate și ca urmare a densității lor mai mari se deplasează în interiorul băii metalice, în fața zonei columnare (în fața frontului de solidificare), crescând pe măsură ce ei se deplasează în jos și spre axa termică.

Trebuie de remarcat faptul că, în timpul solidificării pieselor turnate acționează de fapt simultan ultimile trei mecanisme analizate mai înainte și ponderea unuia sau altuia depinde de condițiile reale existente în aliaj (pe timpul desfășurării procesului de solidificare).

3.2. Modul de transmitere a căldurii între sistemul aliaj-formă și mediul inconjurător

Din momentul începerii operației propriu-zise de turnare, atunci când primele cantități de aliaj lichid vin în contact direct cu pereții formei, între forma de turnare și aliaj începe un proces de schimb de căldură, astfel încât sistemul termodinamic format se comportă după legile fundamentale ale termodinamicii și anume:

- din punct de vedere *cantitativ* conform *principiului conservării energiei*,

- din punct de vedere calitativ (al sensului), conform principiului al doilea al termodinamicii.

Condițiile schimbului de căldură influențează asupra deplasării frontului de cristalizare, structurii cristaline, dezvoltării neomogenităților fizice și chimice în piesa turnată, precum și asupra caracteristicilor fizico-mecanice ale acesteia. Din aceste considerente *teoria proceselor de turnare este știința care tratează solidificarea pieselor turnate pe baza legilor după care se desfășoară fenomenele termice*.

De aceea, este necesar să se determine nu numai regimul optim de turnare a aliajului, ci și regimul rațional de evacuare a căldurii, care să asigure caracteristicile fizico-mecanice, chimice și speciale prestabilită ale aliajului, în funcție de forma, compozitia chimică, precum și de destinația piesei turnate.

Transferul de căldură este un proces termodinamic în afară de echilibru, care se desfășoară cu o viteză finală, în condiții determinante de spațiu și timp. De aceea, transferul de căldură este o parte a *termodinamicii proceselor ireversibile*.

Transferul de căldură reprezintă procesul de transport al căldurii sub acțiunea diferențelor de temperatură. Sunt cunoscute trei mecanisme ale acestui transfer: *conductivitate, convecție și radiație termică*.

Conductivitatea apare numai în corpurile solide, lichide sau gazoase neuniform încălzite. Ea se manifestă prin schimbul energiei de mișcare între moleculele (atomii) învecinate. Caracterul mișcării moleculelor depinde de starea substanței și se poate schimba de la mișcarea haotică a gazelor, până la oscilația atomilor în rețeaua cristalină. În unele cazuri sunt cunoscute și mecanisme suplimentare ale conductivității termice, ca de exemplu transferul de energie cu ajutorul electronilor liberi în metalele solide.

Convecția apare atunci când căldura se transferă ca rezultat al mișcării totale și deplasării unor volume macroscopice de lichid. Fiind legată de mișcarea fluidului, transferul de căldură prin convecție este determinat într-o oarecare măsură de legile hidrodinamicii. Convecția cauzată de diferențele de densitate apărute în urma diferențelor de temperatură (pe secțiunea piesei turnate) se numește *convecție liberă*. Dacă mișcarea aliajului lichid este cauzată de forțe exterioare, ca de exemplu jeturi care se scurg din oală (bazin), convecția se numește *forțată*.

Radiația termică reprezintă transferul de energie cu ajutorul radiației electromagnetice sau fotonilor, într-un interval determinat al lungimii de undă. De aceea, legile care dirijează acel interval special al radiației numită *vizuală*, guvernează, de asemenea, și acele radiații pe care le numim *termice*. Energia se poate transfera prin radiație în gaze, lichide sau corpuri solide. Aceste medii însă, parțial sau total, absorb energie, așa că transferul efectiv de energie prin radiație se realizează în vid.

La studiul proceselor de transfer a căldurii (de la piesa turnată la formă) se folosește în principal metoda de cercetare fenomenologică. Această metodă constă în folosirea legilor de bază ale fizicii și prezentarea unor evenimente suplimentare, despre desfășurarea procesului, precum și determinarea experimentală a parametrilor termofizici ai substanței, ceea ce ne absolvă de necesitatea studierii mecanismului microscopic de transfer al căldurii.

Ca rezultat al aplicării acestei metode se obțin ecuații diferențiale sau integrale ale transferului de căldură. Aceste ecuații permit ca, în cazurile simple, să se obțină rezultate analitice sau numerice, iar în cele mai complicate se folosesc pentru determinarea criteriilor fizice de similitudine, datele experimentale rezultate din

studiu procesului. Așadar, pentru studiu transferului de căldură este utilă corelarea metodelor teoretice și experimentale de cercetare.

Procesele de termoconductivitate se descriu cu ajutorul câmpurilor de temperatură deci cu funcția:

$$T = T(x, y, z, \tau) \quad (3.61)$$

Câmpul de temperatură este staționar, atunci când nu depinde de timp. Experiența arată că repartizarea temperaturii posedă proprietățile câmpului scalar continuu. De aceea, *suprafețele izotermice* nu se intersectează una cu alta și nu se întrerup în interiorul corpului. Experiența mai arată că procesul de termoconductivitate apare numai în corpurile neuniform încălzite. Pentru caracterizarea acestei neuniformități s-a introdus noțiunea de *gradient de temperatură*.

Gradientul de temperatură ($\frac{dT}{dx}$) este numit viteza variației temperaturii pe normală la suprafața izotermică, într-un punct dat al corpului și într-un moment dat al timpului. Gradientul de temperatură reprezintă acel vector care este îndreptat pe normală la suprafața izotermică, în zona părților mai calde ale corpului.

Fourier și Biot au stabilit următoarea legătură între gradientul de temperatură ($\frac{dT}{dx}$) și densitatea fluxului termic (q): *vectorul densității fluxului de căldură* (q), *datorită termoconductivității într-un punct dat al corpului neuniform încălzit și într-un moment de timp determinat este direct proporțional cu vectorul gradientului de temperatură* ($\frac{dT}{dx}$) *din același punct al corpului și în același moment de timp*.

Această dependență se exprimă cu relația:

$$q = -\lambda \frac{dT}{dx} \quad (3.62)$$

în care: λ - conductivitatea termică.

Fiecare proces de termoconductivitate se petrece într-o împrejurare dată, deci în condiții concrete de spațiu și timp într-o substanță anume; procesul interacționează cu alte procese învecinate, care au asupra sa o influență determinată. *Ecuarea lui Fourier* este generală, exprimând o mulțime de procese și are evident o mulțime de soluții. Pentru a separa din aceste multiple procese acel proces concret, care ne interesează, este necesar să se formuleze *condiția de echivalență*, care conține *condițiile geometrice, fizice, de timp, precum și pe cele limită*.

Condițiile geometrice determină formă și dimensiunile corpului, în care se petrece procesul studiat, precum și orientarea axelor principale ale conductivității (pentru corpurile anizotrope), în raport cu suprafața corpului.

Condițiile fizice determină valorile numerice ale tuturor parametrilor fizici, care influențează asupra procesului studiat și introduc în *ecuația lui Fourier condițiile limită*. În afară de aceasta, condițiile fizice dă indicații despre existența surselor interne, semnul lor, mărimea și repartizarea acestora.

Condițiile de timp indică particularitățile desfășurării procesului în timp (de exemplu, faptul că un proces este staționar sau nestaționar, repartizarea inițială a temperaturii etc.).

Condițiile limită determină particularitățile desfășurării procesului, la marginea volumului ocupat de acesta, precum și interacțiunea procesului studiat cu a celor învecinate, care acționează asupra sa. Dacă pentru condițiile determinate de echivalentă există o singură soluție stabilă, atunci se afirmă că problema a fost enunțată corect, pentru câmpul de temperatură studiat și adiacent.

Din condițiile legate de câmpurile arătate rezultă *patru genuri de condiții limită* (întâlnite cel mai des în practică și studiate de fizica matematică).

1. *Condiții limită determinante de repartizarea temperaturii pe suprafața corpului.* În această situație este necesar să se determine câmpul de temperatură în interiorul corpului.

2. *Condiții limită care stabilesc repartizarea fluxului termic (q) pe suprafața corpului.* Pentru determinarea câmpului de temperatură în acest caz este necesar să se știe măcar valoarea temperaturii într-un singur punct al corpului.

3. *Condiții limită care determină condițiile schimbului de căldură între corpul solid și fluxul de lichid, care încalczește sau răcește corpul respectiv.*

4. *Condiții limită pentru caracterizarea schimbului de căldură a corpului cu mediul înconjurător, conform legii conductivității termice pure.* În acest caz se presupune că între corpi se realizează un contact ideal și că are loc o egalitate a fluxurilor de căldură.

Dacă regimul termic este stabilizat, atunci temperatura în orice punct al câmpului (pe măsura scurgerii timpului) rămâne neschimbăță, iar calculele aferente sunt ușor de rezolvat.

Majoritatea proceselor de turnare și răcire a pieselor aparțin regimurilor nestaționare de transfer termic.

Procesele nestaționare de termoconductivitate au loc la răcirea crustei solidificate a piesei turnate, în cazul încălzirii și topirii microrăcitorilor și inoculatorilor adăugați în aliajul lichid etc.

În cazul turnării aliajelor, transmiterea de căldură prin conductivitate are loc prin peretele piesei turnate și prin peretele formei conform *legii lui Fourier*, pentru o suprafață de schimb de căldură (S) bine precizată:

$$\frac{dQ}{dt} = -\lambda \cdot S \left(\frac{dT}{dx} \right) \quad (3.63)$$

În care: $\frac{dQ}{dt}$ - fluxul de căldură transmisă, [J/s];

λ - conductivitatea termică, [W/m·K];

S - suprafața de schimb de căldură, [m^2];

$\frac{dT}{dx}$ - gradientul de temperatură, [K/m].

Convecția reprezintă un fenomen macroscopic, în care la procesul de schimb participă straturi întregi de purtători de căldură, care au temperaturi diferite și se amestecă cu fluxurile de lichid aflate în mișcare.

Schimbul de căldură de la fluxul supraîncălzit de aliaj lichid (aflat în mișcare), spre frontul de solidificare, poate avea loc prin convecție forțată ori liberă. O mare parte a convecției forțate a aliajului poate fi provocată de forțele de ridicare (forțe ascensionale) la suprafață a bulelor de gaz (cauză solidificării oțelului necalmat). În procesul de convecție volumele de lichid tind să se deplaseze spre suprafața schimbului de căldură, cedând acesteia căldura cu atât mai intens, cu cât este mai mare viteza de mișcare a mediului considerat. De aceea, convecția este strâns legată de fenomenul de turbulentă, a cărui intensitate este determinată de intensitatea fluxului purtătorului de căldură.

Cantitatea de căldură transmisă prin convecție este dată de *legea lui Newton*:

$$dQ = \alpha_c (T_p - T_f) \cdot ds \quad (3.64)$$

în care: α_c - coeficient de transmitere a căldurii prin convecție, $[W/m^2K]$;

T_p, T_f - temperatura piesei turnate, respectiv a formei, $[K]$.

Mărimea coeficientului α_c , depinde de o multitudine de factori și anume:

- *caracterul curgerii fluidului purtător de căldură (aer, gaze, aliaj lichid etc);*
- *complexitatea geometrică a spațiilor prin care are loc curgerea fluidelor;*
- *starea și proprietățile fizice ale fluidului.*

Radiația are loc în timpul umplerii formei cu aliaj lichid, în cavitatea care se umple, în special în părțile superioare ale formei și prin intersticiul care se formează între peretele piesei și al formei, imediat după solidificare (mai ales în cazul formelor metalice).

De asemenea, radiația intervine și la transmiterea căldurii între suprafețele granulelor de nisip, prin porii (spațiile inergranulare) care le separă.

Căldura emisă (sau absorbită) prin radiație de un corp, în unitatea de timp, pe unitatea de suprafață, rezultă din *legea lui Stefan Boltzmann* aplicată pentru corpurile care, spre deosebire de cele negre, nu emit și nu absorb toate radiațiile dirijate asupra lor (corpuși cenușii):

$$Q = \varepsilon_{p-f} \cdot C \left[\left(\frac{T_p}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_f}{100} \right)^4 \right], [J/m^2] \quad (3.65)$$

în care: ε_{p-f} - coeficientul de emisivitate reciprocă între piesa turnată și formă;

C - constanta de radiație a corpurilor negre ($C = 5,7 W/m^2 K^4$);

T_p și T_f - temperatura piesei turnate, respectiv a formei în care se toarnă.

Coefficientul de emisivitate (ε_{p-f}) se determină cu relația:

$$\varepsilon_{p-f} = \frac{1}{\left(\frac{1}{\varepsilon_p} + \frac{1}{\varepsilon_f} \right) - 1} \quad (3.66)$$

În care: ε_p și ε_f – coeficienți de emisivitate pentru piesa turnată și formă.

3.2.1. Particularitățile transmiterii căldurii în sistemul aliaj-formă

Teoria schimbului de căldură dintre piesa turnată (aliaj) și formă reprezintă una din cele mai importante părți ale termofizicii temperaturilor ridicate și ale teoriei proceselor de turnare. Teoria proceselor de realizare a proprietăților piesei turnate este, înainte de toate, teoria solidificării aliajelor. În aceste procese rolul de bază îl au fenomenele termice, care influențează asupra multor proprietăți ale aliajului în curs de solidificare.

Cunoașterea legilor schimbului de căldură dintre aliaj și formă este necesară pentru evacuarea în condiții optime a căldurii aliajului lichid, în vederea obținerii unei piese turnate de calitate.

La solidificarea pieselor turnate au loc fenomene termice complexe: *germinarea și creșterea cristalelor, deplasarea frontului de solidificare, transferul aliajului lichid și filtrarea acestuia printre cristalele aflate în creștere, fenomene de suprafață, mișcarea convectivă a aliajului lichid în interiorul peretelui piesei, deplasarea gravitațională a fluxurilor bifazice a aliajului, transferul de masă turbulent și prin difuzie etc.* Toate aceste fenomene au o mare importanță pentru teoria schimbului de căldură în procesele de turnare.

Imediat după intrarea aliajului lichid în cavitatea propriu-zisă a formei, răcirea acestuia se desfășoară cu mare intensitate. Volumele de aliaj care vin în contact cu peretele formei se rănesc rapid până la temperatura lichidus, după care începe creșterea crustei solidificate. Pe măsura contracției crustei solide între piesa turnată și formă (mai ales în cazul formelor metalice) se formează un interstiu, care micșorează intensitatea schimbului de căldură într-o măsură apreciabilă. În acest timp, ca rezultat al intersectării curbei de răcire cu temperaturile lichidus respectiv solidus, în piesa turnată se formează următoarele două zone: *crusta de aliaj solidificat și zona bifazică a aliajului*.

Legile repartiției câmpurilor de temperatură în direcție transversală și longitudinală, pe grosimea de perete a pieselor turnate și formelor, se schimbă în mod radical în funcție de dimensiunile elementelor de evacuare a căldurii.

Lățimea zonei bifazice depinde de raportul dintre mărimea intervalului de cristalizare (ΔT_{crist}) și gradientul de temperatură pe grosimea zonei bifazice și a crustei solidificate (δT). Când gradientul de temperatură (δT) este mai mare decât intervalul de cristalizare (ΔT_{crist}), deci când $\Delta T_{crist}/\delta T < 1$ are loc *solidificarea succesivă* a piesei cu deplasarea continuă a zonei bifazice către axa peretelui piesei turnate (axa termică), conform Figurii 3.28 a și b. Cu cât este mai mică panta curbei de răcire, deci cu cât gradientul de temperatură (δT) este mai mic în limitele zonei ΔT_{crist} , cu atât este mai mare zona stării bifazice (Figura 3.28.b).

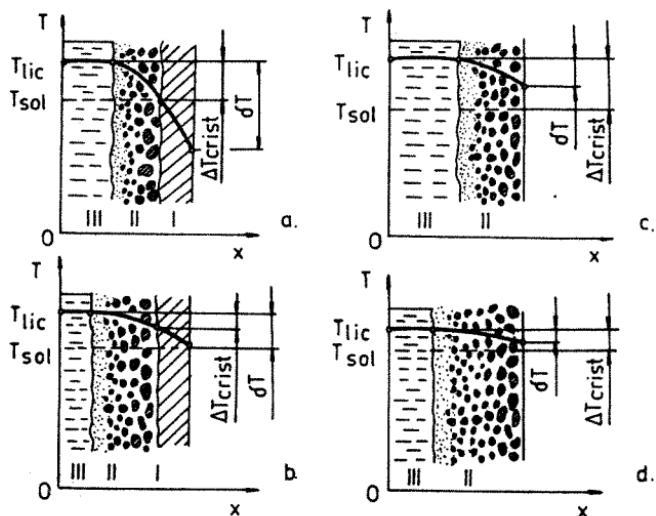


Figura 3.28. Influența gradientului de temperatură și a intervalului de cristalizare asupra formării zonei bifazice; I - crustă solidificată; II - zonă bifazică; III - aliaj lichid.

În aceste condiții vor exista întotdeauna trei zone pe secțiunea peretelui piesei turnate:

- zona crustei solidificate;
- zona bifazică,
- zona aliajului lichid.

Atunci când căderea de temperatură (δT) este mai mică decât intervalul de cristalizare (ΔT_{crist}), deci atunci când $\Delta T_{crist}/\delta T > 1$ are loc *solidificarea volumică* a aliajului, iar pe secțiunea peretelui piesei se observă doar o zonă bifazică și zona aliajului lichid (Figura 3.28 c și d).

Căderea de temperatură (δT) depinde de *criteriul Biot (Bi)* conform relației:

$$Bi = \frac{\alpha_p}{\lambda} \cdot x \quad (3.67)$$

în care: α_p – coeficientul de transmisie termică de pe suprafața piesei turnate;

λ – conductivitatea termică a aliajului turnat;

x – jumătate din grosimea peretelui piesei turnate.

Pe măsura creșterii *criteriului Biot (Bi)*, deci cu creșterea coeficientului de transmisie termică de pe suprafața piesei turnate (α_p) și micșorarea conductivității aliajului (λ), căderea de temperatură (δT) pe secțiunea peretelui piesei turnate se mărește. Din aceste motive, aliajele cu interval de solidificare îngust și cu o conductivitate termică scăzută, cristalizează fără dezvoltarea zonei bifazice. Din

contră, aliajele care au o bună conductivitate termică și interval mare de cristalizare se solidifică în condițiile formării unei dezvoltate zone bifazice. Transmiterea căldurii de la aliajul turnat la formă cuprinde mai multe etape:

- *transmiterea căldurii din interiorul pereților spre suprafața acestora, prin conduction și convecție* (atunci când există curenți convectivi în aliaj);
- *transmiterea căldurii de la suprafața piesei la suprafața formei, prin conduction* (cazul formelor clasice din amestec de formare), *convecție și radiație* (în cazul formelor metalice, acolo unde se formează interstiuții între piesă și formă);
- *transmiterea căldurii de la suprafața activă a formei în interiorul pereților formei* (o parte din căldură este acumulată și o parte difuzată spre mediul ambiant), prin cele trei moduri de transfer.

În cazul formelor metalice transmiterea căldurii prin pereți are loc prin conductivitate, iar de la formă în aerul atmosferic prin convecție și radiație. La formele din amestec transmiterea de căldură se face prin conduction, prin convecție cu ajutorul gazelor care se filtrează printre granulele de nisip și mai puțin prin radiație (aceasta depinzând de volumul porilor în mod direct).

Între forma din amestec și mediul înconjurător, transmiterea căldurii se face prin convecție (în cazul formelor cu pereți subțiri) sau ea poate să lipsească (cazul formelor cu pereți groși).

3.2.2. Clasificarea formelor de turnare din punct de vedere al schimbului de căldură în sistemul aliaj-formă

Din punct de vedere al modului de transmitere a căldurii (care determină câmpul de temperatură în peretele formei și peretele piesei) formele de turnare se împart în două grupe:

- *forme monolitice* constituite dintr-un singur perete omogen;
- *forme nemonolitice* constituite din pereți multistrat.

În Figura 3.29 este prezentată clasificarea formelor de turnare în funcție de câmpul de temperatură și de condițiile de schimb de căldură. În Figura 3.29.a se prezintă formele din amestec de formare obișnuit, care au grosimea de perete mare, comparativ cu grosimea echivalentă a pereților piesei turnate. În Figura 3.29.b se prezintă formele cu grosime mică de perete (specifică formelor coji). Temperatura la exteriorul peretelui formei este mai mare decât a mediului ambiant, deci se va transmite o cantitate mare de căldură mediului înconjurător.

În Figura 3.29. c și d se prezintă situația în cazul formelor metalice cu grosimea mare și respectiv mică de perete.

Cu cât grosimea peretelui va fi mai mică, cu atât temperatura la interfața aliaj-formă va fi mai mare. La aceeași grosime, temperatura la interfața aliaj-formă va fi mai mare la formele metalice.

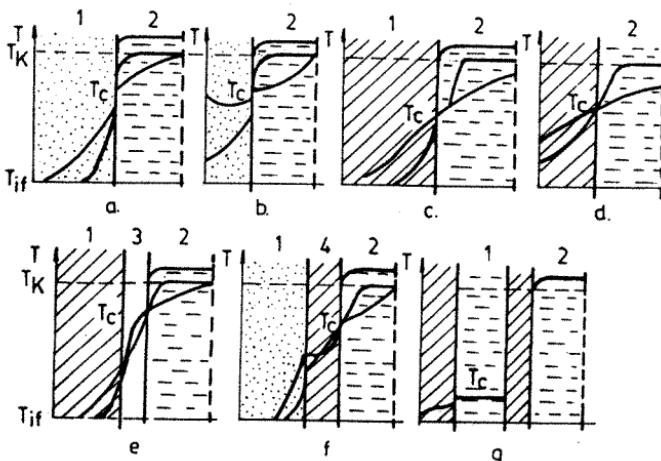


Figura 3.29. Clasificarea formelor de turnare în funcție de modul de transmitere a căldurii de la aliaj la formă:

- a – forme din amestecuri clasice (obișnuite); b – forme cu pereți subțiri (forme coji); c – forme metalice cu pereți groși; d – forme metalice cu pereți subțiri; e – forme metalice cu pereți căptușiți (protejați); f – forme din amestecuri cu răcitori; g – forme metalice răcite cu apă (cristalizoare);
- 1 – forma; 2 – piesa turnată; - 3 – strat de vopsea refracțară; 4 – răcitor.

În cazul formelor metalice protejate cu un strat de vopsea refracțară (Figura 3.29.e) se produce o cădere mare de temperatură, astfel că peretele exterior nu ajunge la o temperatură superioară temperaturii inițiale a formei, deci căldura transmisă spre exterior este aproximativ zero.

În cazul formelor nemetalice protejate cu un strat metalic (Figura 3.29.f), acesta are rolul de răcitor și mărește viteza de răcire a aliajului, temperatura de contact (T_c) este mai mare, dar temperatura la exteriorul peretelui formei este apropiată de temperatură inițială a formei.

Formele metalice răcite cu apă (Figura 3.29.g) realizează o răcire rapidă a aliajului și asigură și o temperatură scăzută la interfața formă-atmosferă.

3.2.3. Repartiția temperaturii pe secțiunea de perete a piesei turnate și a formei în care se toamă

Repartiția temperaturii la un anumit moment dat pe grosimea de perete a piesei turnate și a formei de turnare (în perioada de timp scursă de la terminarea umplerii complete cu aliaj lichid a formei de turnare și până la răcirea finală) poartă denumirea de *câmp de temperatură*.

Transferul termic între aliajul turnat și mediul înconjurător prin intermediul pereților formei, începe de fapt, cu mult mai devreme, atunci când primele cantități din aliajul aflat la temperatura de turnare ($T_{turnare}$) pătrund în canalele rețelei de

turnare și mai apoi în cavitarea propriu-zisă a formei, formându-se astfel un *strat termic limită*, a cărui grosime diferă de cea a *stratului limită hidrodinamic*, chiar dacă parametrii definitorii pentru cele două straturi sunt dependenți între ei. Pe măsura deplasării aliajului lichid de-a lungul traseului de curgere, grosimea zonei stratului termic limită crește.

Grosimea stratului termic limită depinde de legea de repartie a temperaturii în fluxul de lichid și este determinată înainte de toate de *criteriul lui Prandtl (Pr)*. Curbele de repartie a temperaturii și vitezelor în straturile limită ale fluxului laminar de lichid pentru valori limită ale *criteriului Prandtl (Pr)* sunt prezentate în Figura 3.30. Din această figură rezultă că la mișcarea prin convecție a metalelor lichide la care $Pr < 1$ și apropiat de zero, stratul termic limită (δT) este cu mult mai mare decât cel hidrodinamic (δ).

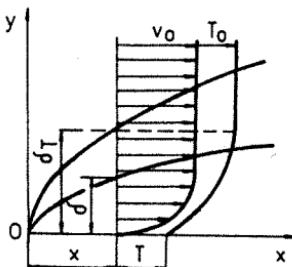


Figura 3.30. Curbele de repartie a temperaturii și vitezelor în straturile limită ale fluxurilor laminare de lichid

La aplicarea *criteriului Prandtl* pentru fluxurile turbulente de lichid (care au $Pr \ll 1$), repartitia neuniformă a temperaturii cuprinde practic întreaga secțiune a fluxului, iar repartitia neuniformă a vitezei este concentrată în principal într-un strat relativ subțire, apropiat de stratul ce vine în contact direct cu peretele solid. În acest strat forțele frecării vâscoase în lichid depășesc cu mult acțiunea forțelor de inerție.

În fluxurile laminare ale lichidelor obișnuite căldura se transmite în direcție radială prin conductivitate, iar în regimul turbulent prin conductivitate și convecție. În metale și aliajele lichide conductivitatea termică este mai mare și de aceea repartitia temperaturilor depinde în mare măsură de aceasta. Astfel, având aceeași viscozitate ca multe alte lichide, metalele posedă conductivitate termică de aproximativ 100 ori mai mare, iar cantitatea de căldură transmisă prin mecanismul molecular și turbionar este cu mult mai mare decât a majorității celorlalte lichide.

Cresterea temperaturii (δT) la trecerea căldurii în direcție axială a fluxului se determină din relația:

$$\delta T = \frac{q_s \cdot \left(1 + \frac{\lambda_m \cdot S_m}{\lambda_l \cdot S_l} \right) d \cdot P}{(Pr \cdot Re)^2 \cdot \lambda_l \cdot S_l} \quad (3.68)$$

în care: q_s - fluxul de căldură care trece prin suprafață;

λ_l, λ_m - conductivitățile termice ale lichidului și materialului din pereții

- canalului;
 S_1, S_m - suprafețele secțiunilor transversale ale fluxului de metal lichid și peretelui canalului;
 P - perimetru secțiunii transversale a canalului;
 d - diametrul interior al canalului;
 Pr și Re - criteriile Prandtl și Reynolds.

3.2.3.1. Câmpul de temperatură în peretele piesei turnate

Imediat după umplerea completă a cavității propriu-zise cu aliaj lichid, se poate considera că temperatura este aceeași pe toată grosimea peretelui piesei și egală cu T_0 . Temperatura inițială a formei (T_{0f}) este egală cu temperatura inițială a amestecului de formare, iar la formele metalice este egală cu temperatura de preîncălzire a formei ($T_{preincalz.forme}$).

Datorită diferenței de temperatură $T_0 - T_{0f}$ începe transmiterea căldurii prin conductivitate de la aliaj la formă și mai departe spre mediul înconjurător. Căldura (ΔQ) cedată de stratul de aliaj lichid din imediata apropiere a peretelui formei, determină scăderea temperaturii acestuia cu ΔT . Înțând cont că masa aliajului este ΔM și notând cu c_{pl} căldura specifică la presiune constantă pentru domeniul lichid, rezultă:

$$\Delta T = \frac{\Delta Q}{c_{pl} \cdot \Delta M} \quad (3.69)$$

Datorită diferenței de temperatură (ΔT) care se formează între stratul de la suprafață și cele din interiorul volumului de aliaj lichid, începe transferul termic de căldură prin conductivitate, între straturile mai îndepărtate ale piesei turnate și stratul de la suprafață după relația generală:

$$Q = -\lambda_4 \cdot \text{grad } T \quad (3.70)$$

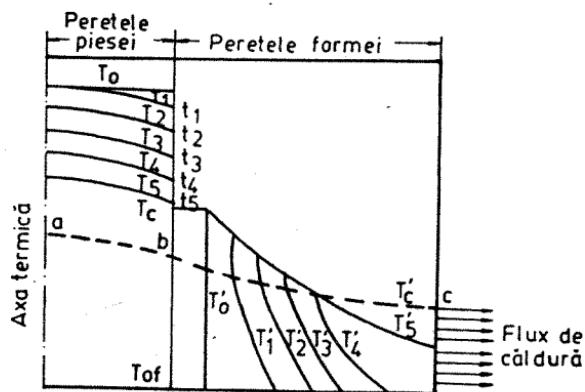


Figura 3.31.
 Câmpul de temperatură
 în peretele piesei
 turnate și al formei în
 care se toarnă

Dacă conductivitatea aliajului (λ) este mare (cazul aliajelor pe bază de Al , Cu și Mg), toate straturile transmit aproape simultan căldură spre stratul de la suprafață și temperatura straturilor scade cu aceeași valoare. În această situație câmpul de temperatură se prezintă sub forma unei drepte orizontale paralelă cu T_0 , situată cu ΔT sub acesta.

La valori mici ale conductivității aliajului (λ), diversele straturi se răcesc succesiv pe măsură ce în fiecare din ele se creează un gradient de temperatură, prin scăderea temperaturii stratului învecinat mai apropiat de suprafață.

Primul va fi stratul 2 care va ceda căldură stratului 1, între ele existând diferență de temperatură ΔT_1 . Rezultă astfel:

$$Q_2 = -\lambda_1 \cdot \text{grad}T = \lambda_1 \frac{\Delta T_1}{\Delta s} \quad (3.71)$$

în care: Δs – distanța dintre centrele celor două straturi din peretele piesei.

În urma pierderii căldurii Q_2 , temperatura stratului 2 scade cu ΔT_2 , față de temperatura stratului 3 și se creează, de asemenea, un gradient de temperatură și un transport de căldură în stratul 2, conform relației:

$$Q_3 = \lambda_1 \frac{\Delta T_2}{\Delta s} \quad (3.72)$$

și aşa mai departe, până când participă la cedarea de căldură și stratul din axa termică a peretelui piesei turnate (vezi Figura 3.31).

Scăderile de temperatură în straturile 2, 3, 4 și 5 (ΔT_1 , ΔT_2 , ΔT_3 și ΔT_4) sunt din ce în ce mai mici, pe măsura creșterii distanței de la suprafață de contact cu peretele formei. În acest fel câmpul de temperatură în peretele piesei turnate la momentul t , (când căderea de temperatură s-a propagat până în axa peretelui) va fi dat de o curbă înclinată apropiată de o linie dreaptă.

La un moment ulterior t_2 , t_3 , t_4 și t_5 , datorită cedării căldurii în continuare către mediul ambient, prin intermediul peretilor formei, temperaturile scad până la valori din ce în ce mai mici, succesiunea lor urmând aproximativ aceeași lege, însă nu exact, deoarece conductivitatea termică (λ) variază cu temperatura (curbele sunt tot mai înclinate).

3.2.3.2. Câmpul de temperatură în peretele formei de turnare

În timpul umplerii formei și în primul moment după aceea, datorită diferenței mari de temperatură, începe transmiterea de căldură de la peretele piesei la materialul de constituție al peretilor formei. Pentru început căldura este acumulată de primul strat al peretelui și prin aceasta temperatura lui crește la valoarea T_c (temperatura de contact), relativ apropiată de temperatura aliajului lichid. Se creează astfel o diferență de temperatură, între acest strat și stratul învecinat. O parte din căldura primului strat este transmisă prin conductivitate la cel de-al doilea strat, care la rândul său acumulează o parte din căldura primită, ceea ce duce la creșterea

temperaturii lui și la crearea unei diferențe de temperatură între el și stratul următor. Mecanismul se repetă până când căldura ajunge și în stratul exterior al formei.

Temperatura diverselor straturi scade cu distanța lor de la peretele piesei, pentru că odată cu mărirea distanței scade cantitatea de căldură primită (straturile din peretele formei acumulează căldura diferențiată).

Pe de altă parte, dacă se are în vedere piesa întreagă cu straturile de material de formare care o înconjoară, masa cuprinsă în straturile de aceeași grosime, crește cu distanța de la piesă, deoarece crește lungimea lor (deci pentru acest considerent temperatura scade cu distanța de la perete la piesă).

Transmiterea căldurii spre interiorul materialului din care este constituită forma, fiind un proces ce se petrece în timp, din cauza valorilor limitate ale conductivității formei (λ) la diverse momente t_1 , t_2 , t_3 , t_4 și t_5 , în cursul răcirii căldura ajunge numai până la anumite distanțe (vezi Figura 3.31) și cîmpul de temperatură la diverse momente, va fi dat de curbele T_1 , T_2 , T_3 , T_4 și T_5 .

După cum se poate observa din Figura 3.31 la momentul t_4 , propagarea căldurii a ajuns la peretele exterior al formei și din acest moment începe cedarea de căldură spre mediul exterior (materialul formei devine din acumulator un conductor de căldură).

Imaginea grafică din Figura 3.31 este valabilă doar pe timpul cedării căldurii de supraîncălzire și în timpul solidificării, atât timp cât temperatura T_c a stratului de contact cu piesa turnată este aproximativ constantă.

Cunoașterea cîmpului de temperatură din peretele piesei turnate și cel al formei este de o importanță deosebită, deoarece permite dirijarea optimă a procesului de solidificare și răcire a aliajului, în sensul creșterii calității piesei turnate.

3.2.4. Factorii care influențează cîmpul de temperatură în sistemul aliaj-formă

Pentru stabilirea unui cîmp de temperatură adecvat atât pe grosimea de perete a piesei turnate, cât și pe cea a formei în care se toarnă, trebuie luate măsuri speciale în ceea ce privește acțiunea factorilor, care influențează transmisia căldurii de la aliaj la mediul ambiant (prin intermediul peretilor formei) și anume:

- natura aliajului turnat;*
- natura materialului din care este realizată forma;*
- condițiile de turnare;*
- geometria piesei turnate.*

Influența naturii aliajului turnat asupra cîmpului de temperatură din piesa turnată este exprimată prin constantele și caracteristicile termofizice. Conductivitatea termică (λ), căldura specifică la presiune constantă pentru domeniul lichid (c_{pl}) și densitatea (ρ) influențează în felul următor:

- cu cât conductivitatea termică a aliajului (λ) este mai mare, cu atât vor participa straturi mai îndepărtate la cedarea de căldură și cădere de temperatură va fi mai mică;

- cu cât căldura specifică (c_p) și densitatea (ρ) sunt mai mari cu atât scăderea de temperatură va fi mai mică, deoarece aliajul reține mai mult timp căldura conținută, iar gradientul de temperatură va fi mai mare.

Coefficientul de difuzivitate termică a aliajului turnat (a) și coefficientul de acumulare globală a căldurii (b) influențează în felul următor:

- dacă valoarea coefficientului de difuzivitate (a) este mare, aliajul conduce rapid căldura spre mediul ambient și căderea de temperatură este mică;
- dacă valoarea coefficientului de acumulare a căldurii (b) este mare, aliajul acumulează o cantitate mare de căldură și căderea de temperatură pe grosimea de perete a piesei turnate este mare.

Influența naturii materialului din care este realizată forma asupra câmpului de temperatură (de pe secțiunea peretelui formei) este exprimată prin acțiunea caracteristicilor termofizice ale respectivului material.

Cu cât coefficientul global de acumulare a căldurii pentru materialul formei (b) este mai mare, cu atât forma acumulează o cantitate mai mare de căldură, iar cu cât coefficientul de difuzivitate termică (a) este mai mare, cu atât forma conduce o cantitate mai mare de căldură spre mediul exterior.

Prin acțiunea asupra celor două caracteristici termofizice se poate regla viteza de răcire (viteza de solidificare) a aliajului turnat, obținându-se în final structura metalografică dorită, corespunzătoare caracteristicilor fizico-mecanice cerute.

De exemplu, coefficientul global de acumulare al căldurii (b) pentru forme metalice are valoarea $215 \text{ W}\cdot\text{s}^{1/2}/\text{m}^2\text{K}$, iar pentru materiale izolante $3,8 \text{ W}\cdot\text{s}^{1/2}/\text{m}^2\text{K}$.

Atunci când este necesară mărirea vitezei de răcire a unor părți ale piesei turnate, cum sunt porțiunile cu grosime mult mai mare de perete (decât porțiunile învecinate) sau porțiunile de la colțuri a unor piese cu pereti groși (cu miezuri la interior), atunci în porțiunile respective se folosesc amestecuri de formare pe bază de magneziu sau cromomagneziu cu valori mari pentru b , respectiv $52 \text{ W}\cdot\text{s}^{1/2}/\text{m}^2\text{K}$.

Un alt exemplu de influențare a câmpului termic al piesei turnate, îl constituie aplicarea unui strat de vopsea izolatoare pe suprafață activă a cavității propriu-zise a formei, la turnarea în forme metalice. Formele metalice au un coefficient de acumulare a căldurii de 10 ori mai mare decât formele din amestec, deci o viteză mare de răcire. Viteza mare de solidificare poate influența negativ atât structura, cât și starea tensională din peretii piesei turnate, dar și integritatea peretelui formei (micșorarea durabilității formelor de turnare). Pentru evitarea acestor deficiențe se aplică un strat de vopsea (0,5 – 2 mm grosime) refractară, care prin ardere va forma un film de gaze (neutru din punct de vedere chimic), cu o conductanță mică în comparație cu valorile corespunzătoare materialului formei. Gradientul de temperatură pe grosimea de perete a formei scade și micșorează în acest fel și valoarea căderii de temperatură de pe secțiunea piesei turnate.

Temperatura peretelui formei metalice poate fi redusă și mai mult aplicând la exterior o răcire cu aer comprimat sau chiar apă. Crește astfel gradientul de temperatură atât în peretele piesei, cât și în stratul izolant de vopsea și peretele formei, deoarece se elimină mai multă căldură în unitatea de timp, *prin răcirea forțată*.

În cazul când se urmărește un gradient mai mic de temperatură, în peretele formei, se poate practica o încălzire a peretelui formei, peste *temperatura de preîncălzire obișnuită* (care asigură durabilitatea formei de turnare).

La turnarea în forme metalice, după solidificarea aliajului, între peretele formei și cel al piesei turnate apare un *interstițiu* (un spațiu gol) de ordinul fractiunilor de milimetru, din cauză că forma încălzindu-se se dilată, iar piesa răcindu-se se contractă. După formarea interstițiului căldura nu se mai transmite de la piesă la formă prin conducție, ci prin convecție și radiație.

Căldura specifică, densitatea și conductivitatea termică a aerului având valori foarte mici, stratul de aer din interstițiu joacă același rol ca și stratul de vopsea refractară aplicată pe peretele formei, adică încetinește răcirea piesei turnate și micșorează gradientul de temperatură în pereții acestora.

Câmpul de temperatură în pereții formelor din amestec de formare crud se deosebește de câmpul de temperatură din pereții formelor realizate din amestec de formare uscat. Acest lucru este posibil datorită curbelor izocrone la formele crude, corespunzătoare temperaturii de 100°C, când se consumă o cantitate mare de căldură pentru evaporarea apei. Vaporii de apă formați umplu cu rapiditate porii formei și încălzeșc prin aceasta întregul volum al peretelui formei, până la aproximativ 100°C. În continuare comportarea formelor crude și uscate este aproximativ aceeași (Figura 3.32).

Amestecul de formare poate fi considerat ca un *corp dispers*, care conține două sau mai multe faze având suprafete de contact. În cazul amestecului constituit din nisip uscat (cu peliculă de liant), sistemul este bifazic și anume conține grăunți de nisip înveliți cu o peliculă de liant (solidă) și aer, iar în cazul amestecului de formare de pildă cu silicat (forme crude), forma reprezintă un sistem trifazic și anume: grăuntele de nisip, pelicula de liant lichid și aer.

Partea granulară de formare, care reprezintă 90...95% din masa amestecului, formează *scheletul* amestecului de formare.

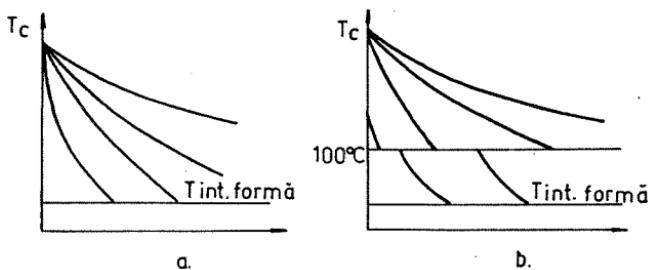


Figura 3.32. Câmpul de temperatură în peretele formei uscate (a) și crude (b)

Partea granulară din amestecul de formare manifestă o mai mare influență asupra căldurii specifice, decât asupra conductivității termice a respectivului amestec de formare.

Literatura de specialitate arată că pentru un sistem constituit din aliole metalice (realizate din aliaje feroase – fontă cenușie obișnuită) a cărui porozitate este 60%, conductivitatea acestui strat din aliole este egală cu conductivitatea unui strat

constituit din granule aproximativ sferice de cuart, deși conductivitatea termică a aliajului feros este de 50 de ori mai mare decât a granulelor de cuart.

Se constată, de exemplu, că în cazul unui material cu granulații diferite apare următoarea situație: pentru materialul cu granulație mai fină conductivitatea crește într-un ritm mai lent, decât în cazul unei granulații mari. Explicația constă în faptul că în materialul cu granulație fină există mult mai multe spații libere (intergranulare), care frânează transferul termic, decât în cazul materialului cu o granulație mare.

De asemenea, forma granulelor și modul cum vin ele în contact influențează asupra densității materialului dispers, deci asupra conductivității termice. O mărire a porozității va micșora conductivitatea termică și deci capacitatea de a conduce ușor căldura, chiar dacă forma poate stoca o cantitate apreciabilă de căldură, dar nu suficientă pentru o răcire optimă.

Căldura specifică a sistemului dispers este egală cu căldura specifică a scheletului, majorată cu valoarea corespunzătoare căldurii specifice a gazelor care se găsesc în pori.

Din analiza proprietăților termofizice a materialelor disperse rezultă următoarele concluzii:

- *influența de răcire a formei poate să fie asigurată printr-o creștere a căldurii specifice și a conductivității termice a acesteia;*
- *conductivitatea termică a amestecului de formare poate fi mărită prin alegerea formei și mărimii grăunților și prin realizarea unei porozități minime;*
- *densitatea materialului dispers poate fi mărită prin utilizarea unor granule cu densitate mai mare, în contextul micșorării porozității;*
- *căldura specifică a materialului dispers depinde de căldura specifică a scheletului.*

Influența condițiilor de tumare poate fi exprimată prin cei trei parametri principali:

- *temperatura de turnare;*
- *locul de alimentare a peretelui piesei turnate;*
- *influența presiunii de turnare.*

Dacă *temperatura de turnare* se mărește, gradientul de temperatură crește și în același timp temperatura la suprafața de contact piesă - formă se majorează, influențând repartizarea curbelor de temperatură, atât pe secțiunea peretelui piesei, cât și pe secțiunea peretelui formei (Figura 3.33).

Influența poziției alimentatorului se exprimă prin aceea că pe măsură ce punctul luat în considerare se îndepărtează de punctul de alimentare a piesei turnate, temperatura aliajului devine mai mică și deci câmpul de temperatură se va schimba (Figura 3.34).

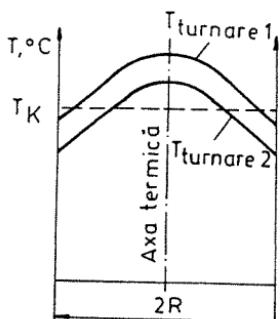


Figura 3.33. Influența temperaturii de turnare asupra câmpului de temperatură pe secțiunea peretelui piesei

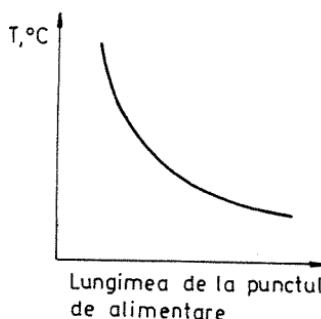


Figura 3.34. Influența modului de alimentare asupra câmpului de temperatură pe secțiunea de perete a piesei turnate

Influența presiunii de turnare se exprimă prin fidelitatea contactului aliaj-formă, funcție de presiunea de lucru, care depinde de modul de turnare (procedeul folosit).

La turnarea sub presiune câmpul de temperatură pe grosimea de perete a piesei turnate și formei în care se toarnă prezintă la suprafața de contact una și aceeași temperatură (Figura 3.35.a).

În cazul turnării aliajelor în forme clasice (din amestecuri de formare), se constată o diferență între temperatura la suprafața piesei și cea la suprafața activă a formei (suprafața piesei turnate se răcește în timp ce suprafața formei se încălzește, iar temperaturile celor două suprafete tind asymptotic la orizontală marcată de temperatura de contact, conform Figurii 3.35.b).

În cazul turnării aliajelor în forme metalice, sub acțiunea forței gravitaționale (Figura 3.35.c), între temperatura suprafeței exterioare a piesei și temperatura suprafeței interioare a cavității active a formei există o mare deosebire. Această deosebire este determinată de calitatea suprafeței (vopsită sau nevopsită), de gradul de oxidare a suprafeței aliajului și mai ales de formarea intersticiului, chiar în primele momente ale procesului de solidificare (intersticiu care este umplut cu gaze).

În primul moment al procesului de solidificare, imediat după umplere, aliajul lichid și apoi crusta solidificată (cu rezistență scăzută) sunt presate pe suprafața activă a formei. Temperaturile suprafeței piesei și a formei se apropie foarte mult, apoi sub acțiunea contractiei peretelui piesei și a dilatării peretelui formei, între acestea apare un intersticiu. Ca urmare a creșterii bruse a rezistenței termice cauzate de apariția acestui intersticiu, temperatura suprafeței piesei se mărește, iar creșterea temperaturii la suprafața formei încreținește și apoi încrețeaază pentru o scurtă perioadă de timp.

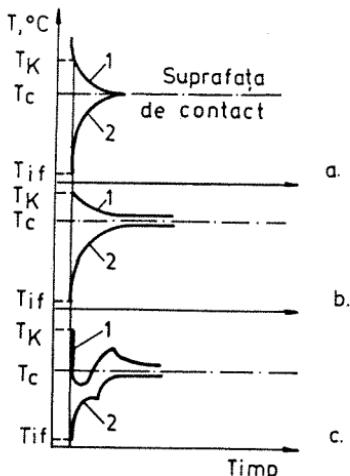


Figura 3.35. Influența condițiilor de contact asupra temperaturii și a câmpului de temperatură:
a - turnarea sub presiune;
b - turnarea în forme din amestec;
c - turnarea în forme metalice;
1 – repartizarea temperaturii pe grosimea peretelui piesei;
2 – repartizarea temperaturii pe grosimea peretelui formei.

În procesul de cedare în continuare a căldurii, temperatura suprafeței piesei turnate începe din nou să se micșoreze, iar temperatura suprafeței peretelui formei începe să crească din nou. După o perioadă oarecare de timp aceste temperaturi se apropiu asimptotic de temperatura de contact (calculată analitic și măsurată experimental).

Influența geometriei piesei turnate asupra câmpului de temperatură este exprimată prin grosimea echivalentă a peretelui piesei. Intensitatea procesului de răcire a piesei turnate este proporțională cu suprafața prin care se cedează căldura, din unitatea de volum.

În Figura 3.36 sunt prezentate câteva scheme de transmisie a căldurii în cazul unor pereți cu anumite forme geometrice: *tip placă*, *cilindru* și *sferă*, care au grosimile și diametrele egale cu $2R$.

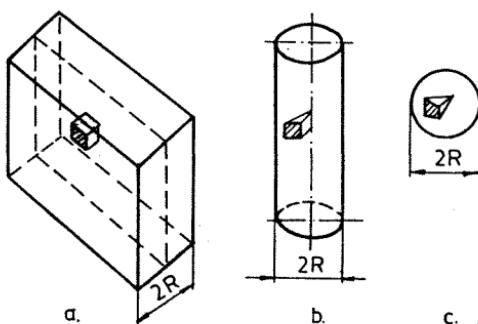


Figura 3.36. Schema de transmisie a căldurii pentru trei corpuri de bază:

- a – placă;*
- b – cilindru;*
- c – sferă.*

Dacă, imaginar, se ia în considerare la suprafața acestor trei corpuri o suprafață egală cu unitatea, atunci în peretele piesei turnate va corespunde fiecărei suprafețe un anumit volum și anume: o *prismă* în cazul peretelui tip placă, o *pană* în cazul

peretelui tip cilindru și o *piramidă* în cazul peretelui tip sferă. La aceeași temperatură de încălzire, cantitatea de căldură cedată prin aceste suprafete se va micșora în următoarea succesiune: peretele tip placă, cilindru și sferă.

În realitate viteza de răcire este determinată de raportul dintre volumul peretelui piesei luat în considerare (V) și suprafața de răcire (F). Acest raport este denumit *grosimea echivalentă a peretelui piesei* ($R_{ech.}$) sau *modul de solidificare*.

Grosimile echivalente ($R_{ech.}$) pentru cele trei corpuși de bază sunt:

- *cazul peretelui tip placă*

$$R_{ech.} = \frac{2R}{2} = R \quad (3.73)$$

- *cazul peretelui tip cilindru*

$$R_{ech.} = \frac{\pi R^2}{2\pi R} = \frac{1}{2}R \quad (3.74)$$

- *cazul peretelui tip sferă*

$$R_{ech.} = \frac{4/3\pi R^3}{4\pi R^2} = \frac{1}{3}R \quad (3.75)$$

Durata de solidificare a corpușilor geometrice de bază arătate anterior (care au aceeași grosime a peretelui și același diametru) este proporțională cu pătratul grosimii lor:

$$t_{solid} = \left(\frac{R_{ech.}}{K_{solid}} \right)^2 \quad (3.76)$$

în care t_{solid} – durata de solidificare;

K_{solid} – coeficientul de solidificare

Grosimea echivalentă ($R_{ech.}$) nu exprimă întotdeauna corect viteza de răcire, deoarece piesele turnate au o complexitate geometrică ridicată în comparație cu exemplurile arătate.

Influența geometriei piesei turnate asupra câmpului de temperatură poate fi exprimată și prin configurația peretelui piesei turnate și anume: prin prezența colțurilor, a unghiurilor de racordare dintre doi sau mai mulți pereti etc. Orice piesă turnată cu o configurație complexă poate fi împărțită în elemente simple (de bază), acestea asimilându-se cu un corp geometric de tipul: *placă, cilindru sau sferă*.

Cele mai răspândite forme de îmbinare a peretilor la piesele turnate sunt cele de tip "L", "T" sau "X", precum și cele de treceri în combinații de pereti cu grosimi diferite. În acest caz, mărirea razei de racordare (curbură) conduce la creșterea temperaturii aliajului și la micșorarea temperaturii formei în zona luată în calcul (Figura 3.37).

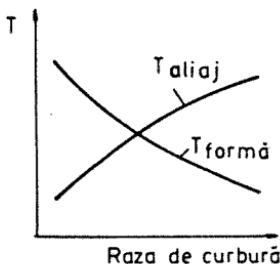


Figura 3.37. Influența razei de curbură (r) asupra temperaturii aliajului (T_{aliag}) și a temperaturii formei în suprafața de contact ($T_{\text{formă-contact}}$).

Din cele prezentate anterior, din punct de vedere a influenței geometriei piesei turnate asupra câmpului de temperatură rezultă următoarele particularități:

- la piesele de formă geometrică simplă, izotermele câmpului de temperatură, atât în peretele piesei, cât și în peretele formei rămân paralele, iar câmpul de temperatură este unul unidimensional;
- în cazul pieselor turnate cu geometrie diferită de cea a corpurilor de bază se constată că la muchii volumul materialului formei (raportat la unitatea de greutatea a piesei turnate) este mai mare decât în părțile laterale ale piesei și izotermele câmpului de temperatură în peretele piesei se găsesc la o distanță mare de suprafață în zona muchiei, iar cele din peretele formei sunt aici apropiate.

În Figura 3.38 se prezintă izotermele câmpului de temperatură în peretele piesei turnate și în peretele formei de turnare, în cazul muchiilor exterioare (a, b, c, d) și al muchiilor interioare (e, f, g, h).

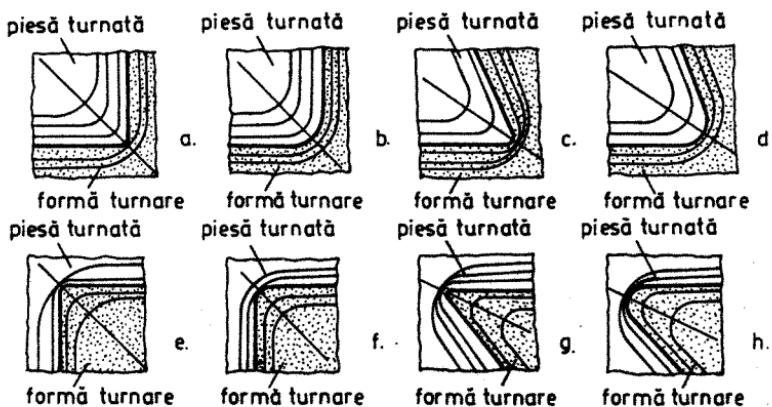


Figura 3.38. Efectul termic al muchiilor exterioare (a, b, c, d) și al muchiilor interioare (e, f, g, h) la piesele turnate asupra izotermeelor câmpului de temperatură din piesa turnată și forma de turnare (muchii racordate cu o rază mică de curbură a, c, e, g)

Din Figura 3.38 rezultă că izotermele câmpului de temperatură nu mai sunt paralele ca în cazul corpurilor de bază. La muchiile interioare ale piesei turnate, distanța dintre izotermele câmpului în peretele piesei este mai mică, acest lucru însemnând o neuniformitate a câmpului de temperatură și o viteză mică de răcire, în schimb izotermele din formă sunt mai depărtate, deci cu gradient mai mare de temperatură.

La muchiile exterioare ale piesei turnate, izotermele câmpului de temperatură în piesă sunt mai depărtate, pe cînd în peretele formei sunt mai apropiate.

În practica industrială, între câmpul de temperatură de pe secțiunea peretelui piesei turnate și cel de pe secțiunea peretelui formei există o dependență, care poate fi utilizată pentru dirijarea vitezei de răcire în vederea obținerii calității dorite pentru piesa turnată.

În cazul turnării unor aliaje cu o conductivitate mare (aliaje pe bază de Cu, Mg și Al) în forme din amestec sau în forme din șamotă ușoară, gradientul termic în piesa turnată va fi mic (δT_{aliaj}), iar gradientul termic în formă ($\delta T_{formă}$) va fi relativ mare (Figura 3.39.a), piesa turnată răcindu-se foarte încet.

Atunci când se toarnă piese cu pereți groși, în forme metalice (Figura 3.39.b), piesa turnată se răcește mai repede decât în cazul anterior, iar gradientul de temperatură din peretele piesei și formei sunt aproximativ egale.

În cazul turnării unor aliaje cu valori reduse ale conductivității termice, densității și căldurii specifice în comparație cu valorile constantelor termofizice pentru materialul formei, se va obține un gradient termic foarte mare în piesa turnată și unul foarte mic în formă (Figura 3.39.c).

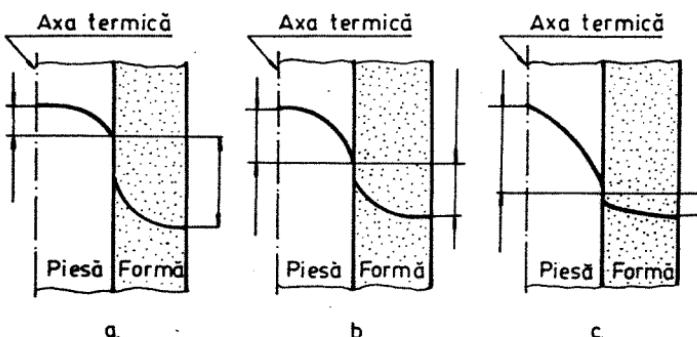


Figura 3.39. Gradientul de temperatură în piesa turnată și formă pentru diferite cazuri:

- a) $b_{aliaj} \geq b_{formă}$; b) $b_{aliaj} \approx b_{formă}$; c) $b_{aliaj} \leq b_{formă}$.

3.2.5. Teoria calcului analitic al câmpului de temperatură

Aliajele reale se solidifică în condiții metastabile și de aceea cantitatea de fază solidă separată nu poate corespunde regulii pârghiei.

Calculul analitic al câmpului de temperatură este dificil de efectuat în condițiile existenței proceselor de filtrare, convecție, transfer de masă prin difuzie, procese care influențează substanțial fenomenele termice din piesele turnate.

Pentru obținerea datelor experimentale s-au efectuat numeroase cercetări în condiții reale de solidificare. Datele obținute permit abordarea metodelor de modelare și prelucrare a proceselor de solidificare a pieselor turnate pe baza criteriilor limită, obținute pe cale experimentală.

Cele mai importante probleme legate de determinările experimentale ale proceselor termice din forma de turnare și piesa turnată sunt următoarele:

- *cinetica deplasării zonei bifazice a aliajului turnat;*
- *viteza de cristalizare a aliajului;*
- *mărimea fluxului termic de la piesa turnată la formă;*
- *dinamica dezvoltării intersticiului dintre piesa turnată și forma de turnare;*
- *legea de variație a coeficientului de schimb de căldură;*
- *repartiția temperaturilor în piesa turnată și forma de turnare.*

La solidificarea aliajelor care au un interval mare de cristalizare se produc următoarele procese de bază:

- *evacuarea căldurii de supraîncălzire;*
- *formarea zonei bifazice în interiorul peretelui piesei turnate (prima etapă de solidificare);*
- *formarea și creșterea crustei solidificate la exteriorul piesei turnate și deplasarea succesivă a zonei bifazice, până la atingerea limitei lichidus în axa termică a peretelui piesei turnate (a doua etapă de solidificare);*
- *micșorarea temperaturii aliajului în axa termică a peretelui piesei turnate, de la temperatura lichidus până la temperatura solidus (a treia etapă de solidificare).*

Pentru determinarea orientativă a lățimii zonei (l) de stare bifazică (în prima perioadă de solidificare și în absența supraîncălzirii aliajului), în condițiile repartiției liniare a temperaturii și a unui slab schimb de căldură ($B < 1$) se poate utiliza formula:

$$l = \frac{\Delta T_{\text{crist}}}{T_{\text{lichidus}} - T_{\text{int erștiu}}} \cdot \frac{\lambda_l}{\alpha_{\text{aliaj-formă}}} \quad (3.77)$$

În care: $T_{\text{intersticiu}}$ - temperatura medie a intersticiului;

λ_l - conductivitatea termică a aliajului;

$\alpha_{\text{aliaj-formă}}$ - coeficientul de transmisie termică de pe suprafața exterioară a piesei turnate.

În cea de a doua perioadă de solidificare are loc deplasarea succesivă a zonei bifazice pe grosimea piesei turnate. Lungimea acestei zone (dacă se ține cont și de prima etapă de solidificare) este dată de expresia:

$$l = \frac{\Delta T_{crist}}{T_{lichidus} - T_{interstiu}} \cdot \left(\frac{D}{2} + \frac{\lambda_1}{\alpha_{alaj-forma}} \right) \quad (3.78)$$

În care: D – coeficientul de difuzie.

La încheierea etapei a doua de solidificare temperatura exterioară a crusei este:

$$T_{crustă} = \frac{T_{lichidus} - T_{interstiu}}{1 + \frac{\Delta T_{crist}}{T_{lichidus} - T_{interstiu}}} \quad (3.79)$$

Grosimea stratului de alaj care s-a solidificat ($G_{al.solid}$) până la terminarea celei de a doua etape de solidificare este:

$$G_{al.solid} = \frac{\Delta T_{crist}}{T_{lichidus} - T_{interstiu}} \cdot \left(\frac{T_{solidus} - T_{interstiu}}{\Delta T_{crist}} \cdot \frac{g}{2} - \frac{\lambda_1}{\alpha_{alaj-forma}} \right) \quad (3.80)$$

În care: g – grosimea peretelui piesei turnate.

În perioada a treia de solidificare nu mai există zonă bifazică lichid-solid, grosimea crusei care se solidifică fiind egală cu grosimea peretelui piesei turnate, iar temperatura suprafeței exterioare a piesei turnate va fi:

$$T_{crustă} = \frac{T_{solidus} - T_{interstiu}}{1 + \frac{\Delta T_{crist}}{T_{solidus} - T_{interstiu}}} \quad (3.81)$$

Fluxul termic total (q) care trece prin interstițiul format între piesa turnată și forma este:

$$q = q_{termocond.} + q_{rad.} \quad (3.82)$$

În care: $q_{termocond.}$ – cantitatea de căldură transmisă prin termoconductivitate; $q_{rad.}$ – cantitatea de căldură transmisă prin radiație.

Datorită capacitatii reduse de acumulare a căldurii de către interstițiul format, proprietățile acestuia pot fi studiate pe baza regimului staționar al conductivității termice. De aceea cunoscând temperatura suprafeței piesei turnate ($T_{crustă}$) și a temperaturii suprafeței interioare a formei de turnare (T_b), cantitatea de căldură transmisă prin conductivitatea termică poate fi determinată cu relația:

$$q_{\text{termocond}} = \frac{\lambda_g}{\delta} (T_{\text{crustă}} - T_{\text{if}}) \quad (3.83)$$

sau

$$q_{\text{termocond}} = \beta (T_{\text{crustă}} - T_{\text{if}}) \quad (3.84)$$

în care: λ_g - conductivitatea termică a gazului din interstiu;

δ - grosimea interstiului;

β - coeficient de schimb de căldură.

Cantitatea de căldură transmisă prin radiație este:

$$q_{\text{rad.}} = C \left[\left(\frac{T_{\text{crustă}}}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{\text{if}}}{100} \right)^4 \right] \quad (3.85)$$

în care: C – coeficient de radiație.

Expresia coeficientului de radiație are următoarea expresie:

$$C = \frac{1}{\frac{1}{C_1} + \frac{1}{C_2} + \frac{1}{4,9}} \quad (3.86)$$

în care: C_1 și C_2 - coeficienții de radiație ai suprafeței piesei turnate (la nivelul crustei solidificate) și formei.

Fluxul termic de la piesa turnată spre forma de turnare se poate determina mai rapid și comod cu ajutorul coeficientului efectiv de conductivitate termică (λ_{ef}), folosind următoare expresie:

$$q = \frac{\lambda_{\text{ef}}}{g} (T_{\text{crustă}} - T_{\text{if}}) \quad (3.87)$$

în care:

$$\lambda_{\text{ef}} = \lambda_g + \alpha_{\text{rad}} \cdot \delta \quad (3.88)$$

în care: λ_g - coeficientul de conductivitate a gazului din interstiu;

α_{rad} - coeficient de transmisie termică prin radiație.

Expresia coeficientului de transmisie termică prin radiație (la nivelul interstiului) este:

$$\alpha_{\text{rad}} = a \left(\frac{T_m}{100} \right)^4 \quad (3.89)$$

în care: a - difuzivitatea termică;

T_m - temperatura medie aritmetică între suprafețele de schimb de căldură.

Rezistența termică (R_t) la transmisie termică prin conductivitate (R_g) și radiație (R_r) este:

$$R_t = \frac{1}{\frac{1}{R_g} + \frac{1}{R_r}} \quad (3.90)$$

în care:

$$R_g = \frac{\delta}{\lambda_g} \quad (3.91)$$

și

$$R_r = \frac{1}{\alpha_{rad}} \quad (3.92)$$

Coeficientul de schimb de căldură (β) are următoarea expresie (atunci când se ține cont și de faptul că forma este acoperită cu un strat de vopsea refractară pe suprafața activă):

$$\beta = \frac{1}{R_t + R_v} \quad (3.93)$$

în care R_v – rezistența termică a stratului de vopsea.

În cazul când interstițiul gazos lipsește, coeficientul de schimb de căldură are următoarea expresie:

$$\beta = \frac{1}{R_v} \quad (3.94)$$

sau

$$\beta = \frac{\lambda_v}{\delta_v} \quad (3.95)$$

în care: δ_v - grosimea stratului de vopsea;

λ_v - conductivitatea stratului de vopsea.

Coeficientul β determină intensitatea schimbului de căldură, fiind un parametru hotărâtor al întregii teorii a schimbului de căldură dintre piesa turnată și forma de turare.

În conformitatea cu relațiile (3.94) și (3.95) intensitatea schimbului de căldură, dintre piesa turnată și formă, poate fi schimbată prin variația conductivității termice a interstițiului gazos sau a stratului de vopsea aplicat. Conductivitatea termică a vopselei refractare variază în limite mici, însă influența acestia asupra intensității schimbului de căldură este mare. Parametrii principali care influențează asupra intensității schimbului de căldură sunt grosimea stratului de vopsea și mărimea interstițiului gazos format. Dependența dintre coeficienții de conductivitate termică a stratului de vopsea (λ_v) și a interstițiului gazos (λ_g) și

coeficientul de transmisie a căldurii (β) este liniară, iar între β și grosimea intersticiului (δ) este hiperbolică.

Chiar la creșterea foarte mică a grosimii stratului de vopsea coeficientul β se micșorează brusc. Schimbarea proprietăților fizice ale stratului de vopsea nu influențează decisiv asupra schimbului de căldură. Cu mărirea grosimii stratului de vopsea refractară, intensitatea schimbului de căldură se micșorează și ca urmare se reduce și contracția suprafetei exterioare a piesei turnate, precum și grosimea intersticiului gazos format.

3.2.6. Mecanismul solidificării

Din punct de vedere practic, situația cea mai frecvent întâlnită este cea corespunzătoare *solidificării succesive cu zonă bifazică*, când se iau în considerare următoarele ipoteze simplificate:

- temperatura de turnare (T_{turn}) a aliajului este mai mică decât temperatura lichidus ($T_{lichidus}$);
- piesa turnată reprezintă o placă semilimitată (adică lungimea și lățimea sunt de șase ori mai mari decât grosimea plăcii);
- din momentul contactului cu forma, aliajul nu mai curge.

În cazul îndeplinirii acestor condiții, grosimea stratului solidificat (pe ambele părți ale piesei turnate) variază în timp după o curbă parabolică conform legii rădăcinii patrate:

$$s = K_{solid.} \cdot \sqrt{t} \quad (3.96)$$

în care: s - grosimea stratului solidificat;

t - perioada de timp luată în calcul;

$K_{solid.}$ - constanta de solidificare.

Această dependență prezentată de relația (3.96), între grosimea crustei solidificate și timp este ilustrată de Figura 3.40.

Cu cât este mai mare valoarea lui $K_{solid.}$, cu atât procesul de solidificare se desfășoară mai repede (Figura 3.40).

Coeficientul de solidificare ($K_{solid.}$) din relația (3.96) caracterizează viteza de solidificare și are următoarea expresie:

$$K_{solid.} = 1,158 \cdot \frac{T_{crist.} - T_f}{Q} \cdot b_f \quad (3.97)$$

în care: $T_{crist.}$ - temperatura de cristalizare a aliajului (media aritmetică între temperatura lichidus și solidus);

T_f - temperatura formei;

b_f - coeficientul de acumulare a căldurii pentru materialul formei;

Q - cantitatea de căldură conținută de aliaj la turnare.

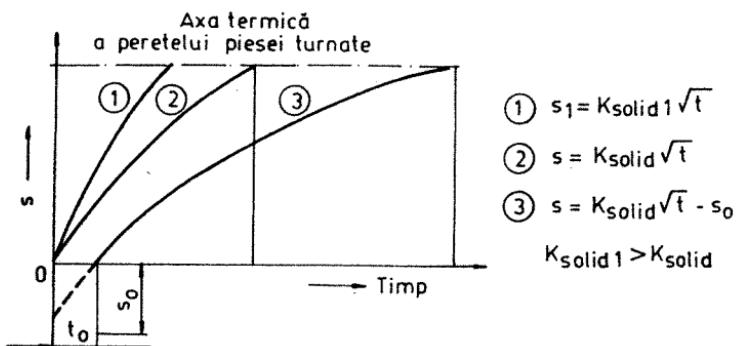


Figura 3.40. Desfășurarea procesului de solidificare succesivă în cazul unui perete de tip placă

Valoarea căldurii Q se calculează cu relația:

$$Q = \rho_l [C_l(T_{turn} - T_{solidus}) + L_{crist.}] \quad (3.98)$$

în care: ρ_l - densitatea aliajului;

C_l - căldura specifică aliajului;

$L_{crist.}$ - căldura latentă de cristalizare;

$T_{turn.}$ - temperatura de turnare;

$T_{solidus}$ - temperatura solidus.

Cu cât este mai mare temperatura de cristalizare a aliajului ($T_{crist.}$), cu atât mai puțină căldură conține aliajul lichid la turnare și cu atât este mai mare valoarea temperaturii formei (T_f), iar procesul de solidificare se desfășoară mai repede.

Se observă din relația (3.97) că valoarea coeficientului de solidificare (K_{solid}) nu depinde de configurația geometrică a piesei turnate.

Cu toate acestea se poate arăta că în cazul muchiilor și unghiurilor exterioare, piesa turnată se solidifică mai repede, decât în zonele perețiilor plani și a muchiilor și unghiurilor interioare. Acest lucru se poate exprima cu ajutorul relației:

$$s = \frac{K_{solid}}{F_{geom.}} \cdot \sqrt{t} \quad (3.99)$$

în care: $F_{geom.}$ - factor care exprimă influența geometriei piesei turnate asupra procesului de solidificare (determinat analitic ori experimental)

Solidificarea succesivă este influențată de următorii factori:

- *natura aliajului exprimată prin căldura conținută (Q) și temperatura de cristalizare ($T_{crist.}$);*

- natura materialului formei exprimată prin coeficientul global de acumulare a căldurii (b_i) și temperatura formei de turnare (T_i);
- condițiile de turnare exprimate prin tehnologia de lucru (procedeul de turnare) folosită, respectiv temperatura de turnare (T_{turn}) și locul de alimentare cu aliaj lichid a peretelui piesei turnate;
- geometria piesei turnate exprimată prin grosimea echivalentă a peretelui piesei ($R_{ech.}$).

Dintre acești factori, în practica industrială se utilizează pentru dirijarea solidificării succesive numai trei factori și anume:

- temperatura de turnare (T_{turn});
- grosimea echivalentă a peretelui piesei ($R_{ech.}$);
- locul de alimentare cu aliaj lichid.

Atunci când temperatura de turnare (T_{turn}) este relativ ridicată și aliajul conține o căldură apreciabilă de supraîncălzire, grosimea stratului solidificat se determină cu relația:

$$s = K_{solid} \sqrt{t} - s_0 \quad (3.100)$$

în care: s_0 - grosimea imaginară a crustei solidificate în timpul de cedare (t_0) a căldurii de supraîncălzire.

În ceea ce privește influența locului de alimentare, aceasta este explicată prin curbele de solidificare prezentate în Figura 3.41.

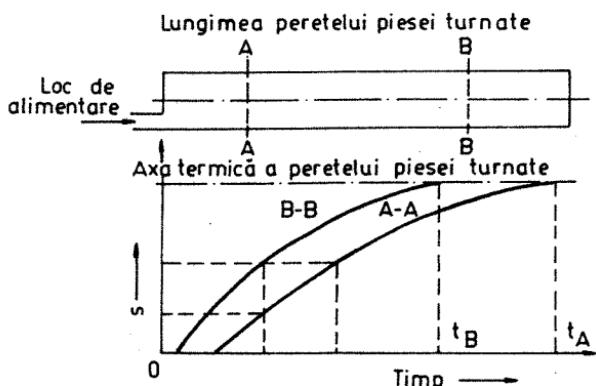


Figura 3.41. Dependența procesului de solidificare de modul de alimentare

Viteza de solidificare a crustei solidificate din peretele piesei turnate se modifică pe măsură ce frontul de solidificare se apropie de axa termică (Figura 3.42).

Creșterea vitezei de solidificare în apropierea axei termice a peretelui piesei turnate se explică în felul următor: posibilitatea de cedare a căldurii de supraîncălzire este mai mare, cu cât este mai mic volumul de fază lichidă rămas în centrul peretelui piesei.

Solidificarea succesivă poate fi *continuă* sau *intermitentă (periodică)*. La majoritatea pieselor turnate, solidificarea este succesiv continuă.

Solidificarea succesivă cu zonă bifazică este prezentată în Figura 3.43. În partea stângă a figurii amintite anterior sunt reprezentate două aliaje de compoziții chimice diferite: aliajul "m" cu interval mare de solidificare și aliajul "n" cu interval mic de solidificare. Corespunzător acestei diagrame sunt prezentate (în partea dreaptă a Figurii 3.43) secțiuni prin peretele piesei turnate din cele două aliaje.

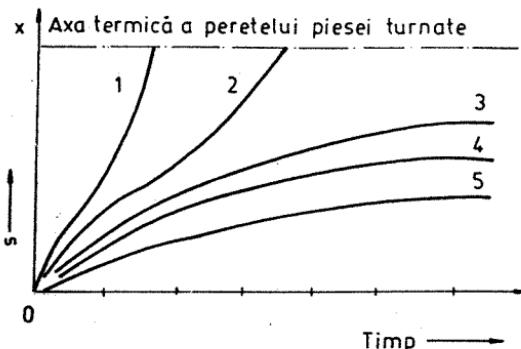


Figura 3.42. Desfășurarea procesului de solidificare a elementelor geometrice simple din pereții pieselor turnate:

- 1 – sferă răcită din exterior; 2 – cilindru răcit din exterior; 3 – placă; 4 – cilindru răcit din interior; 5 – sferă răcită din interior.

Dacă se ia în considerare aliajul "m", în momentul sfârșitului turării repartizarea temperaturii pe secțiunea peretelui este arătată de dreapta 1. După un oarecare timp (momentul 2) începe interacțiunea termică dintre piesă și formă, producând o scădere de temperatură la suprafața de contact. În momentul 3, temperatura aliajului la suprafața de contact s-a micșorat sub temperatura lichidus și de aceea pe o adâncime corespunzătoare a peretelui piesei turnate are loc începutul solidificării (cristalizare), temperatura formei continuând să se mărească (curbele 1' – 6'). În momentul 4 există trei zone: zona solidificată cu grosimea d_4 , zona bifazică cu grosimea δ_4 și zona cu aliaj lichid în interiorul peretelui formei. În momentul 5, zona bifazică a avansat până la axa termică a peretelui piesei turnate, în acest caz sunt deci două zone: zona solidificată cu grosimea d_5 și zona bifazică cu grosimea δ_5 . Procesul de răcire care urmează mărește grosimea stratului solidificat și micșorează grosimea zonei bifazice până în momentul terminării procesului de solidificare (momentul 6).

În cazul aliajului cu compoziția "n", procesul de solidificare este indicat tot în figura 3.43. La acest aliaj grosimea zonelor bifazice corespunzătoare momentelor

4 și 5 sunt mai mici, adică $\delta'_4 < \delta_4$ și $\delta'_5 < \delta_5$. Așadar rezultă că aliajele cu interval mai mic de solidificare au și grosimi mai mici ale zonelor bifazice.

Din Figura 3.43 rezultă că pe secțiunea peretelui piesei apar trei suprafețe de contact:

- *suprafața de contact aliaj-formă* (dintre crusta solidificată și formă);
- *suprafața de contact dintre crusta solidificată și zona bifazică*;
- *suprafața de contact dintre zona bifazică și zona cu aliaj lichid*.

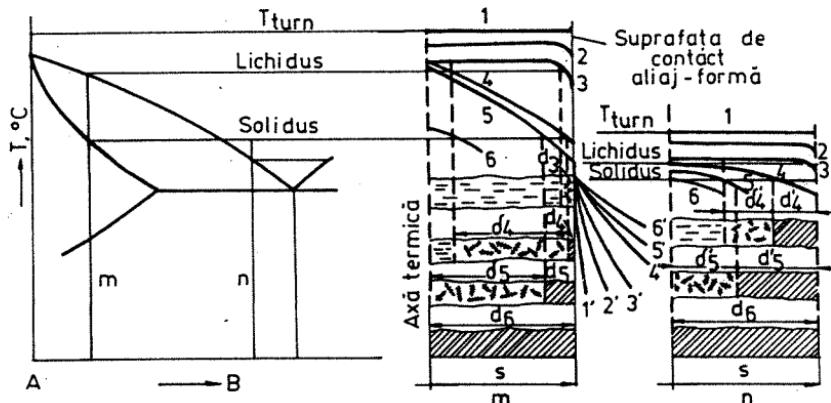


Figura 3.43. Desfășurarea procesului de solidificare a aliajelor cu compoziția "m" și "n" și variația câmpului de temperatură pe secțiunea peretelui piesei turmate (curbele 1 – 6) și a formei în care se toarnă (1'-6'): δ - grosimea zonei bifazice; d - grosimea zonei solidificate

Suprafața de contact dintre zona bifazică și zona solidificată trece prin aceleași puncte, care au aceleași temperaturi. Curba care unește punctele cu aceeași temperatură din această suprafață se numește *curba izosolidus*, iar suprafața de contact *frontul izosolidus*. Punctele care se găsesc pe suprafața de contact dintre zona bifazică și aliajul lichid, au aceeași temperatură și curba care le unește se numește *curba izolichidus*, iar suprafața de contact *frontul izolichidus*.

Din Figura 3.43 rezultă că în procesul de solidificare are loc o deplasare înspre axa termică, mai întâi a curbei izolichidus și apoi a curbei izosolidus (se deplasează mai întâi frontul izolichidus și apoi frontul izosolidus). Grosimea zonei bifazice se mărește în timp, pe măsură ce frontul de solidificare se apropie de axa termică.

Pentru caracterizarea zonei bifazice la solidificarea succesivă continuă, se folosesc următorii parametri:

- structura zonei bifazice;
- grosimea zonei bifazice;
- rugozitatea suprafeței frontului izolichidus;
- valoarea coeficientilor de solidificare.

Zona bifazică poate fi împărțită în trei subzone (Figura 3.44) și anume:

- *subzona transferului de masă macroscopic*, limitată de linia izolichidus și linia limitei de scurgere (care permite o bună alimentare cu aliaj lichid);
- *subzona transferului de fază lichidă* situată între limita de scurgere și limita de alimentare a peretelui piesei turnate (cristalele solide formează un schelet continuu, prin care aliajul lichid poate curge);
- *subzona transferului microscopic de fază lichidă*, situată între limita de alimentare și curba izosolidus (frontul de solidificare propriu-zis).

Caracteristic pentru subzona transferului microscopic de fază lichidă este faptul că porțiuni de fază lichidă sunt izolate între ramurile cristalitelor în curs de creștere. Posibilitatea de transfer de fază lichidă există numai în interiorul subzonei (în microvolume). Din subzona de transfer local în cea de transfer microscopic nu poate să aibă loc nici o deplasare de fază lichidă.

Temperatura la care cristalitele curg în suspensie odată cu faza lichidă, poartă denumirea de *temperatură de scurgere* (temperatura fluidității zero).

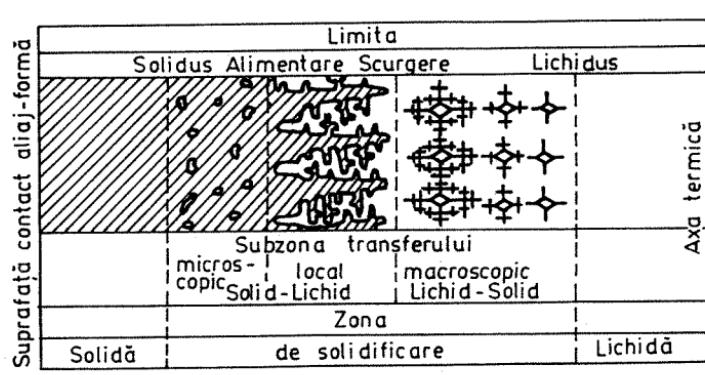


Figura 3.44. Structura zonei bifazice.

Temperatura apropiată de temperatura liniei izosolidus, până la care se poate deplasa faza lichidă (datorită forțelor capilare) se numește *temperatură de alimentare*.

Limitele lichidus și solidus sunt *caracteristici fizico-chimice* ale aliajului, iar *limitele de scurgere și de alimentare* sunt *caracteristici tehnologice* și depind de condițiile de solidificare (existența curentilor de convecție în baia metalică, presiunea de lucru, locul de alimentare etc.).

Pozitia limitelor tehnologice este influentata de mai multi factori in felul urmator:

- *cristalizarea dendritică* deplasează aceste limite spre curba lichidus;
- *cristalizarea sub formă de cristale globulare (echiaxiale)* deplasează aceste limite spre curba solidus;
- *presiunea* deplasează aceste limite spre curba solidus, iar depresiunea invers spre curba lichidus.

Cunoasterea limitei de scurgere are o importanță mare, mai ales, în cazul proceselor de turnare denumite *duplex* (adică procedeul de turnare a pieselor din mai multe aliaje).

În cazul acestei metode de turnare miezul lichid este îndepărtat după solidificarea crustei exterioare. Limita până la care se poate îndepărta aliajul din peretele piesei turnate, în primă fază, trebuie cunoscută și din acest motiv se ține seama de valoarea temperaturii de scurgere.

Cunoasterea limitei de alimentare poate compensa microretasurile care se formează în peretele piesei turnate și creșterea compactității materialului metalic turnat.

3.2.7. Factorii care influențează procesul de solidificare a metalelor și aliajelor

Marea majoritate a defectelor care apar la solidificare (microretasuri, segregării, fisuri, sufluri etc) se formează în perioada cât aliajul este în zona bifazică. Din acest motiv dimensiunile acestei zone reprezintă o importanță deosebită pentru practica industrială.

Factorii care influențează grosimea zonei bifazice pot fi împărțiți în felul următor: *natura aliajului turmat; natura materialului formei; condițiile de turnare; geometria piesei turnate.*

Influența naturii aliajului asupra zonei bifazice se exprimă prin mărimea acestei zone în funcție de caracteristicile fizico-chimice și termofizice ale aliajului. Această zonă bifazică va fi mai îngustată cu cât (Figura 3.28):

- *intervalul de solidificare este mai îngust;*
- *conductivitatea termică este mai mică;*
- *temperatura de turnare a aliajului este mai mică.*

Influența naturii formei asupra zonei bifazice se exprimă prin mărimea acestei zone în funcție de caracteristicile termofizice ale materialului formei și funcție de condițiile de turnare (forma peretilor și temperatura de preîncălzire). Valoarea grosimii zonei bifazice va fi cu atât mai mică cu cât:

- *conductivitatea termică a materialului formei este mai mare;*
- *gradientul termic pe secțiunea peretelui formei este mai mare;*
- *temperatura initială a peretelui formei este mai mică;*
- *pereții formei sunt mai masivi și au un coeficient $b_{formă}$ mare.*

Influența condițiilor de turnare asupra zonei bifazice se exprimă prin mărimea acestei zone în funcție de: locul de alimentare cu aliaj lichid; temperatura de turnare, presiunea de lucru etc.

Cu cât temperatura de turnare va fi mai mare, cu atât gradientul de temperatură pe secțiunea de perete a piesei turnate va fi mai mic și ca urmare întăreala zonei bifazice va fi mai mare.

Cu cât punctul luat în considerare de pe secțiunea peretelui piesei turnate se găsește mai departe de locul de alimentare, cu atât temperatura aliajului va fi mai mică și deci viteza de răcire va fi mai mare, iar grosimea zonei bifazice va fi mai mică.

Cu cât presiunea de lucru este mai mare, cu atât transferul termic este mai intens și grosimea zonei bifazice se micșorează, căldura conținută de aliajul lichid părăsind mai repede piesa turnată.

Influența geometriei piesei turnate asupra zonei bifazice se exprimă prin mărimea acestei zone în funcție de: grosimea echivalentă, raza de curbură la îmbinările de pereți, existența muchiilor interioare sau exterioare.

Cu cât grosimea echivalentă (R_{ech}) a peretelui piesei turnate este mai mare, cu atât viteza de răcire a aliajului la solidificare va fi mai mică și ca urmare valoarea grosimii zonei bifazice (δ) va fi mai mare.

Cu cât raza de curbură va fi mai mare cu atât grosimea zonei bifazice (δ) va fi mai mică și defectele apărute mai puține.

Grosimea zonei bifazice este mică în unghiurile și muchiile exterioare, mare la pereți plani și deosebit de mare în cazul unghiurilor și muchiilor interioare. Grosimea zonei bifazice poate să fie uneori aşa de mare încât să se extindă pe întreaga secțiune a peretelui piesei turnate.

3.2.8. Dirijarea procesului de solidificare a metalelor și aliajelor turnate în piese

Dirijarea procesului de solidificare în vederea optimizării structurii metalografice a metalelor și aliajelor turnate în piese, poate fi efectuată prin influențarea parametrilor care determină formarea diferitelor zone structurale.

Principaliii parametri care determină procesul de solidificare sunt:

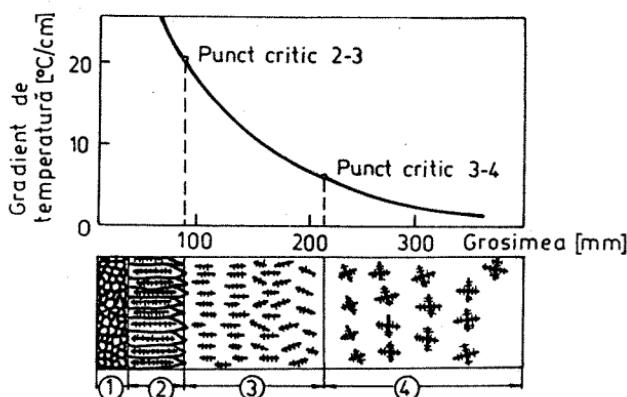
- *intensitatea de răcire a aliajului lichid în toate zonele piesei turnate*, de la exterior spre axa termică a peretelui piesei (înainte de atingerea liniei izolichidus și după formarea zonei bifazice);
- *extinderea stratului de licuație înaintea frontului de solidificare* (concentrația mare de elemente de ados în stratul licuat provoacă apariția germenilor de cristalizare în aliajul lichid adjacent);
- *ritmul de extindere a fluxurilor convective și gravitaționale de cristale*, care provoacă solidificarea neuniformă a peretelui piesei turnate în zona inferioară (cazul perețiilor turnați cu grosime mare).

În practică dirijarea procesului de solidificare se poate realiza prin *modificarea* (în sensul dorit) *vitezei de solidificare* (coeficientului de solidificare) sau *dirijarea frontului de solidificare*.

Dependența dintre intensitatea răciri, respectiv viteza de solidificare și structura aliajului turnat este prezentată în Figura 3.45.

Analiza curbei de răcire (de exemplu pentru un lingou de oțel cu masa de aproximativ 13 t) demonstrează că există câteva puncte critice, iar trecerea prin aceste puncte va determina formarea unei anumite zone structurale în piesa turnată. În funcție de intensitatea de răcire se constată formarea a patru zone structurale și anume:

- zona exteroară cu granulație fină (gradientul de temperatură este egal cu $5\ 000 \div 10\ 000\ ^\circ\text{C}/\text{m}$);
- zona cu cristale columnare (zona de transcrystalizare în care gradientul de temperatură este egal cu $2\ 000 \div 5\ 000\ ^\circ\text{C}/\text{m}$);
- zona de trecere de la cristalele columnare la cele echiaxiale (gradientul de temperatură este egal cu $5\ 000 \div 2\ 000\ ^\circ\text{C}/\text{m}$);
- zona cristalelor echiaxiale (gradientul de temperatură este egal cu $100 \div 500\ ^\circ\text{C}/\text{m}$);



*Figura 3.45. Dependența dintre viteza de solidificare și structura aliajului turnat:
1 – zona cristalelor fine; 2 – zona cristalelor columnare; 3 – zona intermedieră de cristale dendritice globulare; 4 – zona dendritelor echiaxiale.*

Pentru structura cristalină optimă a peretelui piesei turnate se va lăua în calcul și fenomenul de segregare a impurităților. Cu cât este mai mare conținutul de elemente de adăos în aliaj, cu atât trebuie să fie mai mare viteza de răcire a aliajului și cu atât este mai complex procesul de solidificare.

Importanța gradientelor de temperatură se schimbă în funcție de dimensiunile pieselor turnate, grosimea pereților formei de turnare și temperatura aliajului de turnat.

În Figura 3.46. se arată influența temperaturii de turnare asupra formei curbelor de temperatură (temperaturile au fost măsurate în axa termică a pereților piesei turnate) și în mod corespunzător durata de solidificare.

Prin dirijarea frontului de solidificare se înțelege variația poziției frontului de solidificare față de verticală, adică față de direcția de acțiune a forței gravitaționale.

Când se termină procesul de solidificare a peretelui piesei, în axa termică există cea mai mare temperatură și din acest motiv, axa poate fi identificată ca fiind locul geometric al punctelor cu temperatura cea mai mare la sfârșitul procesului de solidificare. Axa termică este influențată de configurația peretelui piesei și de gradul de orientare al frontului de solidificare.

Pentru reglarea poziției și valorii unghiului frontului de solidificare, se utilizează următoarele măsuri tehnologice:

- *alegerea unei geometrii adecvate pentru piesa turmată;*
- *alegerea condițiilor de turnare optime;*
- *intensificarea procesului de solidificare în anumite zone ale pereților piesei turmate.*

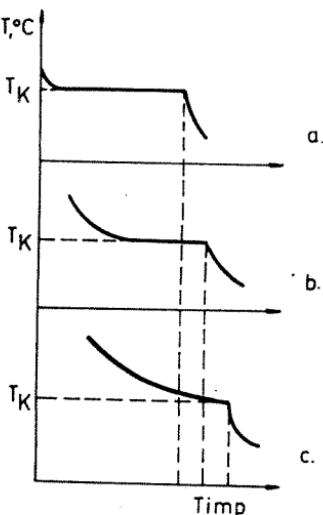


Figura 3.46. Influența temperaturii de turmare asupra solidificării:
a- fără supraîncălzire;
b- supraîncălzire medie;
c- supraîncălzire mare.

Alegerea unei geometrii adecvate pentru piesa turmată, înseamnă proiectarea de piese cu cât mai puține zone termice, evitându-se astfel nodurile termice (locurile în care se formează retasurile, în timpul contractării aliajelor la solidificare).

Influența condițiilor de turmare asupra frontului de solidificare se manifestă prin intermediul gradientului de temperatură format pe secțiunea peretelui piesei turmate.

În funcție de orientarea unghiului frontului, solidificarea poate fi *pozitivă* (frontul se deplasează de jos și lateral spre partea superioară) sau *negativă* (frontul se deplasează de sus și lateral spre partea inferioară).

Influența intensificării procesului de solidificare asupra frontului de solidificare se manifestă prin creșterea vitezei procesului în anumite zone (prin folosirea răcitorilor), mărirea unghiului frontului și a adâncimii zonei lichide, astfel încât, piesa va rezulta fără defecte de tipul micro și macroretasurilor (goluri datorate contractării metalelor și aliajelor la solidificare).

Răcitorii reprezintă adaosuri din materiale cu o conductivitate termică ridicată, amplasată în cavitatea propriu-zisă a formei ori în pereții acesteia, în zona nodurilor termice. Răcitorii interiori trebuie să fie diluați termic în procesul propriu-zis de turnare, pentru a nu crea neomogenități chimice și structurale în peretele piesei turnate. Răcitorii exteriori, sunt de tip placă, iar suprafetele active trebuie să fie compatibile cu zonele pe care le delimită. Răcitorii exteriori pot fi metalici (din fontă în general) sau din material refractar special (magnezită, grafit etc).

Atunci când se fac referiri la *suprafața frontului de solidificare* se pot subînțelege *suprafețele izosolidus*, dar mai ales *suprafețele izolichidus* (pentru aliajele cu zonă bifazică).

În Figura 3.47 sunt prezentate câteva tipuri de poziții ale frontului de solidificare față de axa verticală, poziție exprimată prin valoarea unghiului ω .

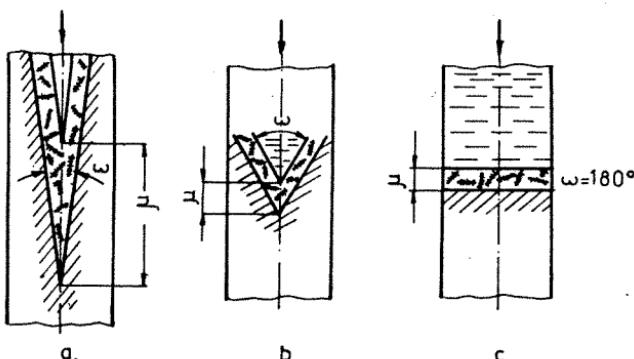


Figura 3.47. Influența unghiului ω asupra poziției frontului de solidificare:

- a – unghi ascuțit (cazul cel mai defavorabil);
- b – unghi ascuțit normal (cazul cel mai frecvent);
- c – unghi optim.

În cazul când $\omega = 0$, frontul de solidificare este paralel cu axa geometrică a peretelui piesei în poziție de turnare. Pătrunderea fazei lichide în axa termică se realizează cel mai greu, iar pereții pieselor se obțin cu compactitatea cea mai scăzută.

Din Figura 3.47.a și b se poate observa influența pozitivă a creșterii valorii unghiului ω asupra posibilității de alimentare a retasurii și a microretasurii care se formează în zona bifazică.

În situația prezentată în Figura 3.47.c, când $\omega = 180^\circ$, frontul de solidificare este perpendicular pe axa verticală și sunt realizate condițiile optime de alimentare

a piesei turnate cu fază lichidă, în acest fel obținându-se piese cu o compactitate ridicată.

Gradul de dirijare (ϕ) a frontului de solidificare poate fi exprimat prin raportul:

$$\phi = \frac{T_1 - T_2}{l}, \quad (3.101)$$

în care: T_1 și T_2 - temperaturile a două puncte de pe axa verticală;
 l - distanța dintre cele două puncte.

Punctul T_2 reprezintă sfârșitul solidificării pe axa termică, iar punctul T_1 solidificarea la o distanță oarecare (Figura 3.48).

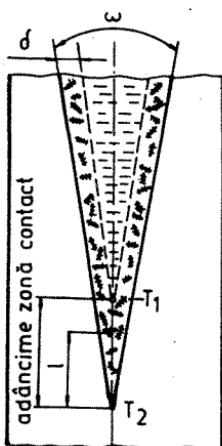


Figura 3.48. Modul de determinare a gradului de dirijare a solidificării

Pentru determinări cât mai corecte, se recomandă ca punctul T_1 să se măsoare cât mai aproape de maselotă. Dacă $\phi > 0$, solidificarea este dirijată pozitiv, iar dacă $\phi < 0$, solidificarea este dirijată negativ. Pentru $\phi = 0$, solidificarea este concomitantă.

Axa termică în peretele piesei turnate nu coincide cu axa geometrică, întrucât condițiile de solidificare nu sunt identice din toate direcțiile de răcire. Deci, prin dirijarea și orientarea frontului de solidificare (adică prin variația unghiului ω din Figura 3.48) practic se orientează și axa termică.

Prin dirijarea și orientarea frontului de solidificare se urmăresc două scopuri:

- transformarea axei termice dintr-o figură geometrică într-un punct și deplasarea acestui punct la partea superioară a peretelui piesei turnate (Figura 3.48);
- orientarea față de verticală la un unghi de $\omega = 180^\circ$ a suprafeței termice (axei termice) și deplasarea acesteia la partea superioară a piesei turnate (în maselotă).

3.2.9. Procese de contracție la solidificarea metalelor și aliajelor

Totalitatea fenomenelor de micșorare a volumului aliajului turnat în formă, la răcirea lui în stare lichidă, la solidificare și în stare solidă, poartă denumirea de *proces de contracție*.

Procesele de contracție prezintă o influență deosebită asupra formării unor defecte în pereții pieselor turnate sub formă de *cavitați (retasuri)*, *deformații* și *fisuri*.

Contractiona aliajelor la răcire are următoarele cauze:

- dezvoltarea componentei anarmonice în procesul de oscilare a atomilor, față de pozițiile lor medii;
- transformările allotropice ale aliajelor în stare solidă (exprimate prin variația tipului și parametrilor rețelei cristaline);
- variația de volum care are loc la schimbarea stării de agregare (în timpul procesului de solidificare).

La solidificare, marea majoritate a metalelor și aliajelor își micșorează volumul și numai câteva din ele (*Ga, Sb, Bi, Li*) și-l măresc. Caracteristicile numerice ale schimbării dimensiunilor corpuri (la răcire) se numesc *coeficienți de contracție (dilatare)*.

Contractiona aliajelor are loc în toate cele trei etape principale ale procesului de răcire: în stare lichidă, în timpul solidificării și în stare solidă.

Contractiona aliajului în stare lichidă are loc în intervalul de temperatură cuprins între temperatura de turnare (T_{turn}) și temperatura lichidus ($T_{lichidus}$), așa cum se arată în Figura 3.49. Fenomenul de contractionă în stare lichidă se manifestă prin micșorarea volumului, exprimat în procente volumice/grade Celsius, în intervalul $T_{turn} - T_{lichidus}$.

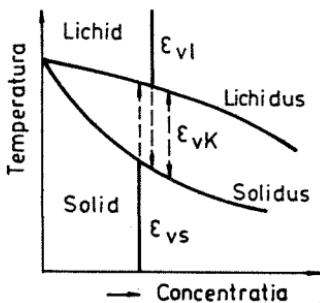


Figura 3.49. Domeniile de temperatură în care au loc procesele de contracție:
 1 - în stare lichidă; 2 - în intervalul de solidificare; 3 - în stare solidă.

$$\varepsilon_{vl} = \alpha_l (T_{turn} - T_{lichidus}) \cdot 100 . [\%] \quad (3.102)$$

În care: ε_{vl} - contracția volumică a aliajului la răcirea în stare lichidă;

α_l - coeficientul de contracție volumică a aliajului la răcirea în stare lichidă;

T_{turn} - temperatura de turnare a aliajului;
 $T_{lichidus}$ - temperatura curbei lichidus.

Dacă se notează:

$$\Delta T_{supraîncălzire} = T_{turn} - T_{lichidus} \quad (3.103)$$

relația (3.102) devine:

$$\varepsilon_{vl} = \alpha_l \cdot \Delta T_{supraîncălzire} \cdot 100, [\%]. \quad (3.104)$$

Coefficientul de contracție (α_l) are următoarea expresie:

$$\alpha_l = \frac{V_{turn} - V_l}{V_l(T_{turn} - T_{lichidus})} \quad (3.105)$$

în care: V_{turn} și V_l – volumul aliajului la turnare, respectiv la atingerea liniei lichidus.

Rezultă că:

$$V_{turn} - V_l = \alpha_l \cdot V_l \cdot \Delta T_{supraîncălzire} \quad (3.106)$$

Contractia aliajului la solidificare are loc fie la temperatură constantă (metale pure, aliaje eutectice – Figura 3.50.a), fie într-un interval de temperatură $T_{lichidus}$ - $T_{solidus}$ (Figura 3.50.b). În acest caz coeficientul de contractie la solidificare poate fi apreciat în două moduri:

$$\alpha_k = \frac{V_l - V_s}{V_l} \quad (3.107)$$

sau:

$$\alpha'_k = \frac{V_l - V_s}{V_s} \quad (3.108)$$

în care: V_l și V_s - volumele ocupate de aliaj în stare lichidă și în stare solidă;
 α_k - coeficientul de contractie la solidificare.

Dependența dintre α_k și α'_k are următoarea expresie:

$$\alpha_k = \frac{\alpha'_k}{1 + \alpha'_k} \quad (3.109)$$

Întrucât valorile coeficienților α_k și α'_k sunt mici în comparație cu unitatea, diferențele dintre aceste două moduri de apreciere a contractiei nu prezintă importanță practică.

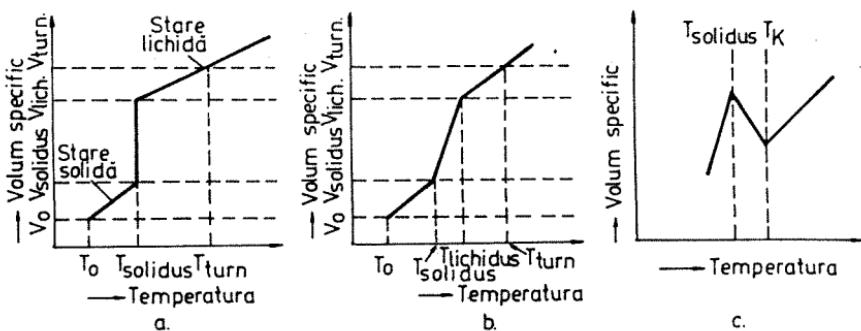


Figura 3.50. Variația volumului specific în funcție de temperatură:

a – metal pur (aliaj eutetic);

b – aliaj cu interval de solidificare;

c – aliaj cu dilatare.

Așadar, contracția la solidificare (ε_{vk}) se manifestă prin micșorarea continuă a volumului specific cauzat de trecerea aliajului din stare lichidă în stare solidă (micșorarea pronunțată a distanțelor interatomice):

$$\varepsilon_{vk} \approx \alpha_k \quad (3.110)$$

Se poate deci approxima contracția la solidificare, ca fiind egală cu valoarea coeficientului de contractie volumică la solidificare.

Contractia aliajului în stare solidă (ε_{vs}), după solidificare poate fi determinată cu expresia:

$$\varepsilon_{vs} = \alpha_s(T_{solidus} - T_0) \cdot 100, [\%] \quad (3.111)$$

sau

$$\alpha_{vs} = \frac{V_s - V_0}{V_0} \quad (3.112)$$

în care: T_0 - temperatura ambiante;

V_0 - volumul aliajului la temperatura T_0 .

Coefficientul de contractie liniară în stare solidă (α_s) este:

$$\alpha_s = \frac{L_s - L_0}{L_0(T_{solidus} - T_0)} \quad (3.113)$$

în care: L_s - lungimea piesei la temperatura de sfârșit de solidificare;

L_0 - lungimea piesei la temperatura ambientă.

Dependența dintre coeficientul de contractie liniară în stare solidă și contractia totală în stare solidă (ε_{vs}) este:

$$\varepsilon_{vs} = 3\alpha_s \quad (3.114)$$

Contractia de turnare se referă la variația dimensiunilor pieselor turnate în intervalul de temperatură $T_{turn} - T_0$. Coeficientul de contractie la turnare (α_t) se calculează cu relația:

$$\alpha_t = \frac{l_t - l_0}{l_0} \quad (3.115)$$

în care: l_t - dimensiunea cavității piesei la turnare;

l_0 - dimensiunea piesei la temperatura ambientă.

Contractia la turnare reprezintă variația dimensiunilor piesei turnate față de cavitatea formei, în care s-a turnat aliajul lichid. Contractia la turnare (ε_t) este:

$$\varepsilon_t = \alpha_t (T_{turn} - T_0) \cdot 100, [\%] \quad (3.116)$$

Valorile coeficienților de contractie pentru principalele metale, care stau la baza aliajelor folosite în turnătorii sunt prezentate în Tabelul 3.5.

Tabelul 3.5

Valorile coeficienților de contractie în părți de unitate pentru câteva metale

Metal de bază în aliaj	$\alpha_t \cdot 10^5$	α_k	$\alpha_s \cdot 10^6$	$\varepsilon_{vs} \cdot 10^6$
Al	≈40	0,066	21	63
Mg	≈35	0,051	29	87
Cu	20	0,044	20	60
Fe	9	0,030	12	36
Titan	-	0,010	10	30

Din analiza coeficienților de contractie prezențați în Tabelul 3.5 rezultă următoarele:

- *valorile cele mai mari ale contractiei se constată la solidificare,*
- *contractia în stare lichidă diferă de la aliaj la aliaj,*
- *contractia volumică în stare solidă nu diferă mult de la aliaj la aliaj.*

În concluzie, contractia aliajelor în stare lichidă, în stare solidă și la solidificare este determinată în principal de intervalul de temperatură la care se referă procesul de contractie și de natura metalelor care stau la baza aliajelor tehnice utilizate în turnătorii.

BIBLIOGRAFIE

1. Albiță, Gh., Rădulescu, C., *Bazele proceselor de turnare a metalelor și aliajelor*, București, Ed. Tehnică, 1970.
2. Alexandru, I., *Metalurgie fizică*, Iași, Institutul Politehnic "Gh. Asachi", 1979.
3. Alexandru, I., ş.a., *Alegerea și utilizarea materialelor metalice*, București, Ed. Didactică și Pedagogică, 1997.
4. Baciu, C., ş.a., *Știința materialelor metalice*, București, Ed. Didactică și Pedagogică, 1996.
5. Barbu, G., *Tehnologia și controlul proceselor tehnologice de turnare*, Iași, Ed. "Vasiliiana'98", 2000.
6. Baum, B.A., *Topituri metalice*, București, Ed. Tehnică, 1982.
7. Brabie, V., Bratu, C., Chira, I., *Elaborarea și turnarea oțelului*, București, Ed. Didactică și Pedagogică, 1979.
8. Briscan, D., *Bazele teoretice ale turnării*, București, Ed. Didactică și Pedagogică, 1966.
9. Buzilă, S., *Procedee speciale de formare*, București, Ed. Didactică și Pedagogică, 1978.
10. Carcea, I., *Bazele elaborării metalelor, aliajelor și superaliajelor neferoase*, Ed. "Cermi", Iași, 1998.
11. Călugăru, Gh., ş.a. *Materiale avansate – Pulberi metalice amorfă*, Bacău, Ed. "Plumb", 1995.
12. Chira, I., Sofroni, L., Brabie, V., *Procedee speciale de turnare*, București, Ed. Didactică și Pedagogică, 1980.
13. Cojocaru, V., *Bazele elaborării aliajelor feroase (fonta maleabilă)*, Iași, Ed. "Cermi", 1997.
14. Ciochină, C., Dănilă, R., Ioniță, I., *Bazele teoretice ale turnării*, Iași, Universitatea Tehnică "Gh. Asachi", 1994.
15. Diaconescu, F., *Teoria și practica formării* (vol. I și II), Iași, Universitatea Tehnică "Gh. Asachi", 1992.
16. Dima, A., *Cuptoare și instalații de încălzire* (vol. I și II), Iași, Ed. "Gh. Asachi", 1994.
17. Efimov, V.A., *Turnarea și cristalizarea oțelurilor*, București, Ed. Tehnică, 1980.
18. Florescu, A., Bejenariu, C., Dima, A., *Știință și tehnologia materialelor*, Iași, Ed. "Panfilius", 2001.
19. Gâdea, S., ş.a., *Manualul inginerului metalurg* (vol. I și II), București, Ed. Tehnică, 1978.
20. Gâdea, S., ş.a., *Metalurgie fizică*, București, Ed. Didactică și Pedagogică, 1985.
21. Geller, Yu.A., Rakhshtadt, A.G., *Science of Materials*, Moscow, Mir Publishers, 1977.
22. Geru, N., ş.a., *Proprietățile metalelor și aliajelor*, București, Ed. Tehnică, 1972.
23. Geru, N., ş.a., *Teoria structurală a proprietăților metalelor*, București, Ed. Didactică și Pedagogică, 1980.
24. Geru, N., ş.a., *Metalurgie fizică*, București, Ed. Didactică și Pedagogică, 1981.
25. Geru, N., ş.a., *Materiale metalice. Structură, proprietăți, utilizări*, București, Ed. Didactică și Pedagogică, 1985.

26. Hasegawa, R., *Amorphous Magnetic Materials, a History*, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 100 (1991), pag.1-12.
27. Iamandi, G., Petrescu, V., *Mecanica fluidelor*, Bucureşti, Ed. Didactică şi Pedagogică, 1979.
28. Ionescu, D., *Introducere în hidraulică*, Bucureşti, Ed. Tehnică, 1977.
29. Klement, W., ş.a., *Non-Crystalline Structure in Solidified Gold-Silicon Alloys*, Nature, 187 (1960), pag. 4096.
30. Oprea, Fl., ş.a., *Teoria proceselor metalurgice*, Bucureşti, Ed. Didactică şi Pedagogică, 1978.
31. Rădulescu, C., Albiţă, Gh., *Reţele de turnare*, Bucureşti, Ed. Tehnică, 1978.
32. Sofroni, L., *Elaborarea şi turnarea aliajelor*, Bucureşti, Ed. Didactică şi Pedagogică, 1975.
33. Sofroni, L., Brabie, V., Bratu, C., *Bazele teoretice ale turnării*, Bucureşti, Ed. Didactică şi Pedagogică, 1980.
34. Schumann, H., *Metalurgie fizică*, Bucureşti, Ed. Tehnică, 1962.
35. Ştefănescu, C., Cazacu, I., *Tehnologii de executare a pieselor prin turnare*, Bucureşti, Ed. Tehnică, 1981.
36. Ştefănescu, C., ş.a., *Îndrumătorul proiectantului de tehnologii în turnătorii*, (vol. II) Bucureşti, Ed. Tehnică, 1986.
37. Zet, Gh., Ursu, D., *Fizica stării solide – aplicaţii în inginerie*, Bucureşti, Ed. Tehnică, 1989.