

# **ÎNNOBILAREA FONTEI PRIN MODIFICARE**

**MONOGRAFIE**

**FORMAT ELECTRONIC – e – learning**

**Disciplina – ALIAJE FEROASE**

**Autor – VASILE COJOCARU FILIPIUC, dr., ing. prof. univ.**

**IAȘI**

**2016**

## 1.SUPRAÎNCĂLZIREA FONTEI ÎN STARE LICHIDĂ

În stare lichidă, fonta, în condițiile temperaturilor de supraîncălzire din agregatele de elaborare, poate avea două tipuri de structuri, respectiv următoarele:

– Soluție coloidală. Mediul de dispersie este soluția lichidă de 1...2%C în fier. Faza dispersată este formată din pachete cristaline de grafit ce au dimensiunile de maximum 100Å;

– Soluție lichidă ideală. Atomi ai elementelor chimice (C, Fe, S, O etc.) se află sub formă de microgrupări (de la ioni la macromolecule de tipul complexelor polimerice necristaline). Particulele de carbon din microgrupări se mai numesc clasteri (de la cuvântul englezesc "cluster" ce înseamnă în limba română ciorchine, aglomerare, concentrare) și nu prezintă o fază termodinamică deoarece atomii de carbon părăsesc clasterul sau alți atomi de carbon difuzează prin lichid și intră în respectivul claster.

Dacă soluția coloidală se întâlnește la temperaturi din apropierea liniei lichidus, soluția lichidă ideală se întâlnește la temperaturi mult mai mari decât temperatura liniei lichidus. Se consideră că temperatura ce se situează în intervalul 1 400...1 410°C este temperatura de demarcație dintre cele două tipuri de structuri (până la respectivul prag de temperaturi topitura este eterogenă deoarece conține o cantitate mare de grafit remanent, iar peste pragul de temperaturi topitura devine omogenă, adică fără grafit remanent). Se remarcă stabilitatea grafitului remanent în prezența sulfurii chiar până la temperatura de 1.500°C din cauză că sulfurii se adsorbe pe suprafața separărilor de grafit remanent și, astfel, împiedică dizolvarea în matricea metalică lichidă. Se apreciază că și valoarea mare a carbonului echivalent mărește stabilitatea grafitului remanent (grafitul remanent este un grafit ereditar).

În jurul separărilor de grafit remanent din soluția coloidală viscozitatea matricei metalice lichide este mai mică decât viscozitatea din volumul matricei metalice (în jurul grafitului remanent nodular viscozitatea matricei metalice lichide este mai mică decât în jurul grafitului remanent lamelar). Această particularitate justifică de ce viteza de ascensiune a grafitului remanent în baia metalică este mai mare decât viteza de ascensiune dată de legea lui Stokes.

Se mai consideră adsorbția atomilor de carbon la suprafața unor incluziuni nemetalice existente în fonta lichidă și pătrunderea unor atomi de fier între planele grafitului formându-se carburi de tipul  $Fe_xC_y$ .

Supraîncălzirea în stare lichidă se apreciază prin gradul de supraîncălzire.

Gradul de supraîncălzire reprezintă diferența dintre temperatura băii metalice și temperatura corespunzătoare liniei lichidus. Dacă se notează cu  $T_S$  temperatura de supraîncălzire în stare lichidă și  $T_L$  temperatura liniei lichidus, gradul de supraîncălzire în stare lichidă,  $\Delta T_S$ , are valoarea următoare:

$$\Delta T_S = T_S - T_L, \quad (1)$$

$\Delta T_S$ ,  $T_S$  și  $T_L$  exprimându-se în  $^{\circ}\text{C}$ .

Ca valoare generală, gradul de supraîncălzire este în funcție de mai mulți factori, dintre care se amintesc următorii: tratamentul metalurgic aplicat băii metalice, compoziția chimică a băii metalice, compoziția fazei gazoase a agregatului de elaborare, gradul de depresurizare al fazei gazoase a agregatului de elaborare, fluiditatea fontei lichide, gradul de puritate al fontei propusă să fie elaborată, gradul de complexitate al pieselor propuse să fie obținute etc. De exemplu, pentru asigurarea fluidității nu este nevoie de un grad de supraîncălzire mai mare de  $100^{\circ}\text{C}$ , însă, în realitate, pentru asigurarea fluidității, este obligatorie și o supraîncălzire ce să compenseze pierderile de temperatură cauzate de evacuarea din agregatul de elaborare, turnarea în oala de turnare, tratamentul metalurgic al fontei lichide în afara agregatului de elaborare, manevrarea oalei de turnare și a altor instalații etc.

Grade de supraîncălzire foarte mari sunt necesare în special pentru asigurarea condițiilor termice de modificare cu magneziu în vederea obținerii fontei cu grafit nodular.

Supraîncălzirea în stare lichidă se face în mod diferit la agregatele de elaborare, gradul maxim de supraîncălzire variind de la un agregat de elaborare la altul, așa cum se va prezenta în continuare.

Noțiunea de matrice metalică impură este sinonimă cu noțiunea de matrice metalică multicomponentă dar și cu noțiunea de matricea metalică tehnică sau matrice metalică de compoziție chimică tehnică.

În condiții practice, s-a sesizat instabilitatea în timp a proprietăților matricei metalice. Aceste proprietăți își schimbă valoarea în timpul menținerii izoterme a matricei metalice și tind să se stabilizeze odată cu apropierea timpului de menținere izotermă de o valoare critică.

O matrice metalică multicomponentă determină prezența unei curbe lichidus în diagrama de echilibru termodinamic a matricei metalice. Poziționarea curbei lichidus în diagrama de echilibru se poate cunoaște ușor dacă matricea metalică este bicomponentă, se poate cunoaște relativ ușor dacă matricea metalică este tricomponentă – prin secționarea diagramei termodinamice ternare corespunzătoare conținutului unui element chimic component – și nu se poate cunoaște dacă matricea metalică este alcătuită din mai mult de trei elemente chimice.

În cazul temperaturii matricei metalice din apropierea temperaturii liniei lichidus (curbei

lichidus), durata de menținere necesară pentru stabilizarea proprietăților poate fi de câteva ori mai mare decât durata obișnuită de elaborare a matricei metalice (a aliajului, de fapt).

Se apreciază că în momentul în care proprietățile matricei metalice se stabilizează – după durata critică de menținere izotermă –, compoziția chimică a matricei metalice devine omogenă.

În apropierea temperaturii curbei lichidus, prin menținere izotermă, în majoritatea cazurilor, proprietățile și structura se schimbă atât de puțin, încât stabilizarea practică nu este posibilă. Doar menținerea izotermă la temperaturi foarte mari și tratamente mecanice (agitare), determină schimbarea proprietăților și stabilizarea rapidă a lor.

Histerezisul proprietăților matricei metalice este o altă dovadă a lipsei omogenității chimice a matricei metalice. Doar repetarea ciclului de determinări (încălzire, răcire) conduce la coincidența rezultatelor.

Se consideră ca semnificativă influența asupra variației în timp a proprietăților, a stării de neechilibru microscopic a matricei metalice. Concret, este vorba despre necesitatea unei durate de reorganizare a ordinii apropiate după topirea componentelor matricei metalice. De asemenea, starea de neechilibru microscopic a matricei metalice este pusă în legătură și cu variația temperaturii.

O matrice metalice poate fi abordată macroscopic. Din punct de vedere macroscopic, o matrice metalică poate fi definită dacă se cunosc temperatura, volumul și presiunea. Astfel, pot fi descrise proprietățile exterioare ale matricei metalice.

Din punct de vedere microscopic, o matrice metalică poate fi definită dacă se cunosc pozițiile și vitezele particulelor componente. Din același punct de vedere, matricea metalică poate fi analizată ca fiind într-o stare de echilibru sau într-o stare de neechilibru.

Într-o matrice metalică aflată în stare de neechilibru, se produce fenomenul de relaxare (de trecere din starea de neechilibru în starea de echilibru).

Macroscopic, o matrice metalică este într-o stare de echilibru atunci când starea este cel mai puțin ordonată.

Fenomenul de relaxare este format din procese ce se desfășoară cu viteză foarte mare și din procese ce se desfășoară cu viteză foarte mică, în principiu.

Se apreciază că fenomenul de relaxare într-o matrice metalică se manifestă doar prin procese rapide, nu și prin procese lente, ceea ce înseamnă că într-o matrice metalică se poate obține doar o stare de cvasiechilibru.

Matricea metalică reprezintă o fază metastabilă.

Procesele din fenomenul de relaxare, ce se desfășoară în apropierea echilibrului, sunt foarte lente deoarece forțele termodinamice sunt mici. Procesele foarte lente sunt condiționate de interacțiunea particulelor.

Particulele dintr-o matrice metalică sunt aranjate neordonat, însă, deplasarea unei particule



atrage după sine schimbarea pozițiilor celorlalte particule din jurul acesteia.

Fenomenul de interacțiune a particulelor poate determina și deplasarea grupărilor de atomi, deplasare care se realizează într-o perioadă de timp mult mai mică decât în cazul deplasării unui atom, de exemplu.

Relaxarea în vederea obținerii stării de echilibru, poate dura zeci și sute de ani, dacă matricea metalică este în stare solidă și poate dura perioade determinabile dacă matricea metalică este în stare gazoasă (în stare gazoasă, viteza de apropiere de echilibru este foarte mare).

Atunci când condițiile externe se modifică, de exemplu, temperatura, atât în timpul încălzirii cât și în timpul răcirii, se modifică ordinea apropiată, adică se modifică distanțele interatomice, cifrele de coordinație, geometria aranjamentului atomic, dimensiunile complexilor cu aranjament ordonat etc. Aceste caracteristici microscopice ale matricei metalice, se pot modifica cu o viteză mult mai mică decât viteza de modificare a condițiilor externe. Iată de ce stările de neechilibru ale matricei metalice sunt foarte persistente.

Concluzia fenomenelor prezentate anterior este că pentru o matrice metalică, în condiții industriale, nu se poate vorbi despre omogenitatea chimică.

În matricea metalică se pot accepta clasterii de elemente chimice (aglomerări de particule), ceea ce complică procesele care au loc.

În cazul în care matricea metalică este monocomponentă – pură – potențialul chimic al elementului chimic component se poate admite ca fiind și potențialul chimic al fazei 1. La echilibru chimic,

$$\mu_1 = (\mu_{E_1})_1 \quad (2)$$

există și relația (3).

$$\mu_1 = (\mu_{E_1})_2 \quad (3)$$

În cazul unei matrice multicomponente, există câte un potențial chimic pentru fiecare element chimic component.

La modul general, activitatea termodinamică a unui element chimic  $E_i$ , dintr-o soluție, se determină cu relația (4).

$$a_{E_i} = f_{E_i} \cdot X_{E_i}, \quad (4)$$

în care,

$a_{E_i}$  – activitatea termodinamică a elementului chimic  $E_i$ ;

$f_{E_i}$  – factor de activitate termodinamică (coeficient de activitate termodinamică sau, mai simplu, coeficient de activitate) al elementului chimic  $E_i$  și poate avea valoarea 1 (soluție ideală), valoarea mai mică decât 1 (soluție cu abatere negativă de la legea lui Raoult) și valoarea mai mare decât 1 (soluție cu abaterea pozitivă de la legea lui Raoult);

$X_{E_i}$  – fracția molară a elementului chimic  $E_i$ .

Factorul de activitate termodinamică depinde de următorii parametri:

- compoziția chimică a matricei metalice;
- presiunea de deasupra matricei metalice;
- temperatura matricei metalice.

Clusterii menționați anterior sunt expresia microneomogenității unei matrice metalice. Într-un cluster, particulele se caracterizează printr-un grad de ordine.

În afara clusterilor particulele se mișcă în mod haotic.

Între volumul ocupat de clusteri într-o matrice metalică și volumul ocupat de particulele ce se mișcă în mod haotic, există o interdependență de forma (25).

$$\sum_{i=1}^n v_{c_i} + v_{p_h} = 100, \quad (5)$$

în care,

$v_{c_i}$  – volumul ocupat de clusterul  $i$ , în %;

$v_{p_h}$  – volumul ocupat de particulele ce se mișcă în mod haotic, în %.

De exemplu, în fierul pur, un cluster are mărimea de 20-21 Å. În condiții de aliaj, mărimea unui cluster este de ordinul micronilor.

Volumul ocupat de clusteri depinde de compoziția matricei metalice, ereditatea metalurgică, temperatură etc.

Odată cu mărirea temperaturii peste temperatura curbei lichidus, numărul de clusteri se micșorează –  $n$  se micșorează. În momentul atingerii temperaturii critice,  $\sum_{i=1}^n v_{c_i}$  devine 0% iar  $v_{p_h}$  devine 100%. Temperatura critică este de circa 100.000°C, ceea ce în condiții practice nu este posibil de obținut.

Având în vedere distribuția haotică a clusterilor, rezultă că mărimile termodinamice ale elementelor chimice  $E_i$  nu sunt constante în matricea metalică.

Coeficientul de activitate al unui element chimic  $E_i$ , în care  $i=1$ , depinde de compoziția chimică a matricei metalice prin intermediul coeficienților (parametrilor) de interacțiune ce sunt de ordinul unu, de ordinul doi și de ordinul doi de interacțiune combinată.

În relația 6 se prezintă coeficientul de activitate al elementului chimic  $E_1$ , luându-se în considerație, într-o primă aproximație, doar coeficienții de interacțiune de ordinul unu.

$$\lg f_{E_1} = \sum_{i=1}^n (e_{E_1}^{E_i} \cdot \%E_i) + e_{E_1}^{F_j} \cdot \%F_j, \quad (6)$$

în care,

$j=1$ ;

$e_{E_1}^{E_i}$  – coeficientul de interacțiune al elementului chimic  $E_i$ , asupra elementului chimic  $E_1$ ;

$e_{E_1}^{F_j}$  – coeficientul de interacțiune al elementului chimic  $F_j$  asupra elementului chimic  $E_1$ ;

$\%E_i$  – proporția de element chimic  $E_i$  din matricea metalică;

$\%F_j$  – proporția de element chimic  $F_j$  din matricea metalică;

$f_{E_1}$  – coeficientul de activitate al elementului chimic  $E_1$ .

Ideal este ca matricea metalică să nu conțină elementul chimic  $F_j$ , în care  $j=1$ . Oricum, cantitatea de element chimic  $F_j$ , în care  $j=1$ , din matricea metalică trebuie să fie foarte mică, ceea ce face ca să se calculeze coeficientul de activitate al elementului chimic  $E_1$ , cu relația (7).

$$\lg f_{E_1} = \sum_{i=1}^n (e_{E_1}^{E_i} \cdot \%E_i) \quad (7)$$

Dezvoltată, relația (7) devine (8).

$$\lg f_{E_1} = e_{E_1}^{E_1} \cdot \%E_1 + e_{E_1}^{E_2} \cdot \%E_2 + e_{E_1}^{E_3} \cdot \%E_3 + \dots, \quad (8)$$

în care,

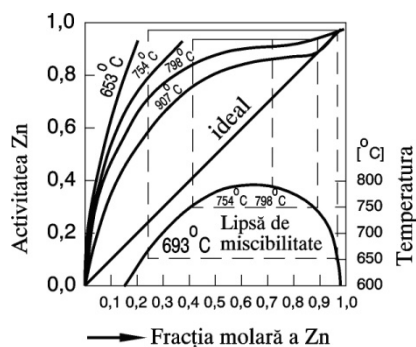
$e_{E_1}^{E_1}$  se numește coeficient de autoacțiune.

Coeficienții de interacțiune „e” au valori subunitare, depind de temperatură și au valori pozitive sau negative.

Cu cât presiunea de deasupra matricei metalice este mai mică, cu atât coeficientul de activitate al unui element chimic  $E_i$ ,  $i=1, 2, 3, \dots, n$ ,  $E_j$ ,  $j=1$ , este mai mare.

Cu cât temperatura matricei metalice este mai mică, cu atât coeficientul de activitate al unui element chimic din matricea metalică, este mai mare. Prin urmare, în timpul răcirii matricei metalice, coeficientul de activitate al tuturor elementelor chimice din matricea metalică se mărește. În consecință, în timpul respectivei răciri, ținând cont de definiția activității termodinamice în cazul unei soluții ideale (relația , activitatea termodinamică a tuturor elementelor chimice din matricea metalică, se mărește.

În măsura în care temperatura matricei metalice se mărește, comportarea matricei metalice se apropie de cea a unei soluții ideale. De exemplu, în cazul unei matrice metalice bicomponente (Pb - Zn), figura 1 arată variația activității termodinamice a zincului cu fracția molară a zincului, în cazul a patru temperaturi (653°C, 754 °C, 798 °C și 907 °C). În aceeași figură este reprezentată și variația activității termodinamice a zincului cu fracția molară a zincului, în cazul unei soluții ideale, . Din figura 1 se observă că este explicită apropierea comportării soluției de comportarea unei soluții ideale odată cu mărirea temperaturii soluției.



**Fig.1. Variația activității termodinamice a zincului, în plumb, în funcție de fracția molară a zincului, la diferite temperaturi.**

În context cu aspectele generale ale structurii matricei metalice se prezintă în continuare câteva considerații asupra structurii aliajelor feroase în stare lichidă – asupra fontelor în stare lichidă.

În apropierea liniei lichidus, fonta și oțelul nealiat au o structură în stare lichidă apropiată de structura soluției solide de interstiție, de carbon în fierul gama, adică de structura austenitei.

Există o temperatură a fontei lichide, ca limită între două tipuri de structuri, temperatură cu valoarea de 1400–1410°C.

La temperaturi mai mici de temperatura limită, structura fontei se consideră de soluție coloidală.

Analiza structurii face referință la fonta cenușie, în prezenta monografie analizându-se doar fonta care cristalizează în sistemul stabil, în stare lichidă, fonta având potențial de cristalizare după ambele sisteme, respectiv stabil și metastabil.

Ca soluție eterogenă (coloidală), fonta lichidă cu potențial de solidificare în sistemul stabil, este constituită dintr-o fază de dispersie (soluție, ca atare) și faza dispersată reprezentată prin pachete cristaline de grafit remanent cu mărimea mai mică de 100 Å. Cele două faze sunt termodinamice. La temperaturi mai mari de temperatura limită, structura fontei se consideră de soluție omogenă.

Caracterele de soluție eterogenă și soluție omogenă sunt abordate de către oamenii de știință în maniere diferite și divergențe de opinii.

Caracterul de soluție eterogenă în apropierea liniei lichidus este cauzat și de existența clasterilor de carbon ce se bazează pe legăturile de C-C slabe, adsorbția particulelor de carbon pe suprafața unor incluziuni nemetalice cărora le mărește stabilitatea până la temperaturi mari, prezența în sine a incluziunilor nemetalice, dizolvarea lor în matricea metalică fiind fenomene endoterme, existența clasterilor de alte elemente chimice ce însoțesc fierul și carbonul etc.

Analiza structurii fontei în stare lichidă trebuie să țină seama și de aspectele următoare:

– unele elemente chimice – O, S, Ti, Al etc. – se adsorb la suprafața incluziunilor de grafit remanent, măriindu-le foarte mult stabilitatea termică;

– odată cu supraîncălzirea și menținerea în stare lichidă, incluziunile nemetalice și incluziunile de grafit remanent se dizolvă în matricea metalică, ceea ce transformă soluția eterogenă în soluție omogenă;

– temperatura limită este mărită de creșterea carbonului echivalent;

– mărirea conținutului de siliciu din matricea metalică, determină creșterea temperaturii limită;

– mărirea conținutului de sulf din matricea metalică, determină creșterea semnificativă a temperaturii limită;

– se estimează că la temperaturi mai mari decât temperatura limită, există condiții de formare de carburi de forma  $Fe_xC_y$ , ce, însă, nu constituie faze în sensul termodinamic. Aceste carburi, la temperaturi foarte mari, se descompun endoterm;

– se avansează situația că la temperaturi mai mari de circa 1550°C, fonta este o soluție, prin excelență, omogenă;

– dacă în încărcătura agregatelor de elaborare se utilizează sorturi metalice care nu conțin în structură grafit (de exemplu, se utilizează în încărcătura metalică doar fontă brută de afinare), caracterul de soluție eterogenă, în apropierea liniei lichidus sau în condiții de grade mici de supraîncălzire în stare lichidă, este dat doar de incluziunile nemetalice și clasterii de elemente chimice însoțitoare ale fierului și carbonului etc.

### **1.1. Supraîncălzirea în cubilou**

În principiu, supraîncălzirea fontei în cubilou are loc din momentul desprinderii picăturilor metalice din bucățile metalice de încărcătură, în zona de topire de pe înălțimea cubiloului, până la nivelul primului (sau unicului) nivel de guri de aer.

Deși topirea încărcăturii metalice are loc la toate agregatele de elaborare convenționale la fel – prin desprinderea picăturilor metalice din bucățile metalice și prelingerea sau trecerea lor peste, respectiv printre bucățile metalice până la vatră unde are loc acumularea sub formă de baie – în cazul particular al cubiloului, supraîncălzirea fazei metalice are loc numai în stadiul de picături și numai pe o anumită înălțime a patului de cocs, așa cum s-a subliniat anterior.

Ținând cont de toți factorii clasici ce determină mărirea temperaturii fontei și apelându-se și la mijloace speciale, în cubilou este posibilă obținerea unei fonte cu temperatura maximă situată între limitele 1 400 ... 1550°C. Ca mijloace speciale de mărire a gradului de supraîncălzire a fontei în stare lichidă se menționează următoarele:

– supraîncălzirea în creuzetul cubiloului prin inducție. În acest caz, creuzetul cubiloului

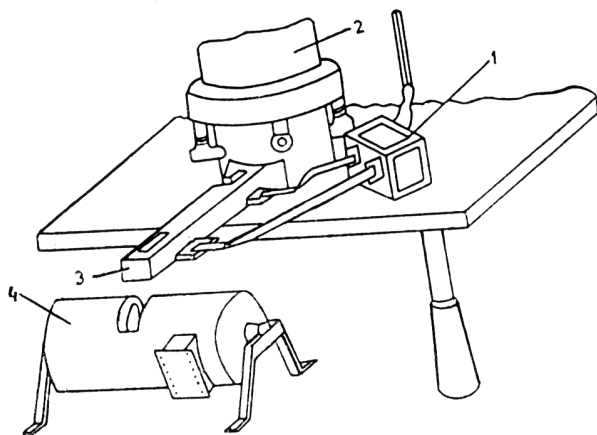
reprezintă o parte detașabilă ce este prevăzută cu un inductor;

– supraîncălzirea în antecreuzetul cubiloului prin intermediul gazelor de ardere obținute prin arderea unui combustibil. Există chiar variante de asemenea sisteme de supraîncălzire la care gazele de ardere se evacuează din antecreuzet prin cubilou;

– supraîncălzirea fontei pe jgheabul cubiloului, prin inducție. În figura 2 este prezentată schița unui sistem de supraîncălzire a fontei pe jgheab, prin inducție. Prin calcule consacrate se dimensionează jgheabul cubiloului în care se introduce un tub de șamotă în care s-a realizat circuitul electric. Consumul de energie electrică pentru mărirea temperaturii fontei cu  $100^{\circ}\text{C}$  este de 30 kWh/tonă, în cazul în care  $\cos \varphi = 1$  (încălzirea prin inducție pe jgheabul de evacuare poate fi folosită și pentru economisire de cocs, consumul de cocs, beneficiind de o reducere de 10...30%). Jetul de fontă lichidă este considerat format din conductori foarte subțiri ce acționează unul asupra altuia etc.

Obținerea de grade de supraîncălzire mari în cubilou se realizează cu costuri mari deoarece randamentul termic la supraîncălzire este de numai 5...10%.

Diverse grade de supraîncălzire la elaborarea fontei în cubilou au fost prezentate la paragraful 3.1.1.5.



**Figura 2. Schița unui sistem de supraîncălzire a fontei pe jgheabul cubiloului, prin inducție. 1 – reostat; 2 – cubilou; 3 – jgheab de evacuare a fontei supraîncălzite electric, prin inducție; 4 – antecreuzet basculant de acumulare a fontei supraîncălzite.**

## **1.2. Supraîncălzirea în cuptorul electric cu încălzire prin inducție**

Randamentul termic la supraîncălzirea fontei în stare lichidă se estimează ca variind între limitele 60...70%, adică mult mai mare decât cel al cubiloului.

Costul supraîncălzirii fontei în stare lichidă cu  $200^{\circ}\text{C}$  în cuptorul electric cu încălzire prin

induc]ie, pentru o tonă de fontă, este de circa 10 ori mai mic decât în cazul cubiloului.

Supraîncălzirea fontei în stare lichidă urmărește, în scopul măririi caracteristicilor mecanice de rezistență și a unor proprietăți speciale, următoarele două fenomene, în principal:

– dezactivarea germenilor eterogeni ce au o influență necontrolată asupra structurii metalografice a fontei. În timpul supraîncălzirii are loc dizolvarea parțială a particulelor solide ce au mărimea sub 10 μm precum și separarea în zgură (procesul de separare în zgură este accelerat și de fenomenul de coagulare – unirea a două sau mai multe particule solide – ce determină mărirea vitezei de ascensiune prin baia metalică). Germenii eterogeni reprezintă oxizi, sulfuri, nitruri, boruri, carburi, compuși chimici complecși și grafit;

– crearea unei structuri a fontei lichide ce să determine la transformarea eutectică obținerea unui număr mare de celule eutectice cu grafitul fin și uniform repartizat în matricea metalică.

Temperatura de supraîncălzire a fontei în stare lichidă se determină dintr-o nomogramă, în funcție de conținuturile de carbon și siliciu din baia metalică. În nomograma respectivă este reprezentată și temperatura de echilibru a reacției chimice (9). Temperatura de supraîncălzire și temperatura de echilibru a reacției chimice (9) se determină prin unirea cu o dreaptă a punctelor de pe ordonatele pe care sunt reprezentate conținuturile de siliciu și carbon. Intersecția acelei drepte cu ordonata din mijloc reprezintă punctul ce indică temperatura de echilibru și temperatura de supraîncălzire a băii metalice.



Crearea de noi centri de cristalizare se realizează prin variația conținutului de oxigen din baia metalică. Astfel, pe măsură ce temperatura băii metalice se mărește, se mărește și conținutul de oxigen absorbit de către baia metalică, însă, numai până la temperatura de echilibru a reacției chimice (9). În cazul temperaturilor mai mari decât temperatura de echilibru, se desfășoară reacția (9) de la stânga spre dreapta, ceea ce reprezintă, așa cum s-a mai arătat, fierberea fontei (fierbere cauzată de eliminarea bulelor de CO). Bulele de CO ce se evacuează din baia metalică determină și antrenarea germenilor eterogeni. Eliminarea aceluiași bule de CO înseamnă și eliminarea parțială a oxigenului din baia metalică, adică înseamnă dezoxidarea fontei. În figura 3 se prezintă variația conținutului de oxigen din fonta lichidă în funcție de temperatura acesteia, în absența și prezența siliciului. Domeniul hașurat arată modul de variație al conținutului de oxigen ce începe să scadă, în cazul temperaturilor mai mari decât temperatura de echilibru (temperatura de echilibru corespunde unui grad de supraîncălzire egal cu zero).

Bulele de CO ce se degajă din reacția (9) antrenează și gaze în exteriorul băii metalice, ceea ce înseamnă că supraîncălzirea fontei lichide la temperaturi mai mari decât temperatura de echilibru

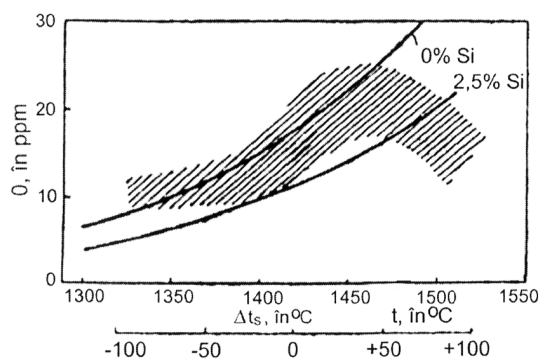
a reacției chimice (9) are și rol de degazare parțială a fontei.

Prin distrugerea germinilor eterogeni în timpul supraîncălzirii, se mărește tendința de cristalizare a fontei în sistemul metastabil Fe-C, se mărește gradul de subrăcire la transformarea eutectică, se micșorează numărul de celule eutectice, crește cantitatea de grafit punctiform interdendritic și de grafit lamelar interdendritic și se mărește proporția de ferită din matricea metalică.

Gradul de subrăcire al fontei la transformarea eutectică se mărește cu atât mai mult cu cât timpul de menținere, la temperatura de supraîncălzire mai mare decât temperatura de echilibru, este mai mare.

De exemplu, pentru o fontă dată, menținând fonta în stare lichidă la temperatura de 1 480°C, gradul de subrăcire a crescut de la 13°C la 22°C în timpul a 5,5 h. Cu cât gradul de saturație în carbon al fontei este mai mare cu atât gradul de subrăcire al fontei este mai mic.

Numărul de celule eutectice se micșorează cu atât mai mult cu cât timpul de menținere în stare lichidă, la o temperatură de supraîncălzire mai



**Figura 3. Variația conținutului de oxigen din fonta lichidă în funcție de temperatura acesteia, în absența și prezența siliciului. t – temperatura;  $\Delta t_s$  – gradul de supraîncălzire.**

mare decât temperatura de echilibru, este mai mare. De exemplu, numărul de celule eutectice a scăzut de la circa 550 celule eutectice/cm<sup>2</sup> la circa 300 de celule eutectice/cm<sup>2</sup> în timpul menținerii fontei la temperatura de 1 530°C, timp de 4,5 h.

Tendința de albire a fontei se mărește cu atât mai mult cu cât timpul de menținere, la o temperatură de supraîncălzire mai mare decât temperatura de echilibru, este mai mare. De exemplu, înălțimea zonei albe de pe înălțimea probei până a crescut de la 12 mm la 30 mm în timpul menținerii fontei la temperatura de 1 480°C, timp de circa 4 ore.

Proporția de grafit punctiform interdendritic și lamelar interdendritic se mărește odată cu mărirea timpului de menținere la o temperatură de supraîncălzire mai mare decât temperatura de echilibru. În cazul perioadelor mai mari de menținere, proporția de grafit punctiform interdendritic



și lamelar interdendritic rămâne invariabilă.

Pentru a se evita toate influențele negative ale menținerii fontei în stare lichidă la o temperatură mai mare decât temperatura de echilibru, după ce a fost supraîncălzită la temperatura de supraîncălzire determinată cu nomograma, fonta este menținută pentru omogenizare, practic, o perioadă de 15...30 minute.

Pentru a se micșora tendința de cristalizare în sistemul metastabil Fe-C trebuie refăcuți germenii de cristalizare eterogeni, însă în mod ordonat – controlat. Acest lucru este realizat prin oxidarea parțială a siliciului din fonta lichidă de către oxigenul ce își micșorează solubilitatea în fonta lichidă prin micșorarea bruscă a temperaturii.

Micșorarea bruscă a temperaturii băii metalice este provocată prin introducerea în aceasta de bucăți de deșuri de oțel într-o cantitate ce reiese dintr-un calcul de bilanț termic sau prin evacuarea fontei în oale de turnare reci. Temperatura până la care se realizează răcirea trebuie să fie mai mică decât temperatura de echilibru. Surplusul de oxigen ce este în afara echilibrului cu temperatura intră în reacție cu elementul chimic din baia metalică ce are afinitatea chimică față de oxigen cea mai mare. La temperaturile băii metalice de la elaborarea fontei în cuptorul electric cu încălzire prin inducție, siliciul este elementul chimic ce se oxidează conform reacțiilor chimice (10) și (11).



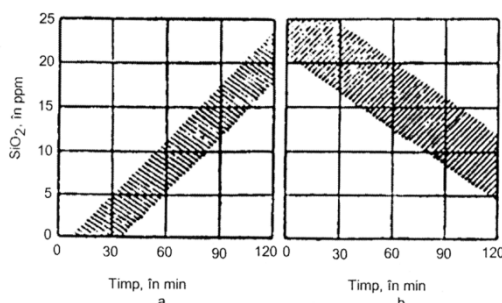
SiO<sub>2</sub> rezultat din reacția chimică (10) sau reacția chimică (11) constituie centri suplimentari de cristalizare ce determină ca fonta să cristalizeze în sistemul stabil Fe-C<sub>grafit</sub> iar grafitul să fie fin (lungimea și grosimea lamelor mici) și uniform repartizat în matricea metalică.

Reacția chimică (10) sau (11) este neconvenabilă din punctul de vedere al micșorării conținutului de siliciu din baia metalică. Reacția chimică (10), sau (11), este o reacție chimică lentă și are loc și în condițiile în care fonta este menținută în stare lichidă la o temperatură mai mică decât temperatura de echilibru. În figura 4 se prezintă variația conținutului de SiO<sub>2</sub> din fonta lichidă în timpul menținerii fontei în stare lichidă la o temperatură mai mică decât temperatura de echilibru (a) și la o temperatură mai mare decât temperatura de echilibru (b). Se observă din figura 4 că dacă la temperaturi de menținere mai mici decât temperatura de echilibru conținutul de SiO<sub>2</sub> din fonta lichidă, se mărește, la temperaturi de menținere mai mari decât temperatura de echilibru, conținutul de SiO<sub>2</sub> din fonta lichidă se micșorează ca urmare a desfășurării reacției chimice (11).

Evitarea micșorării conținutului de siliciu din fontă se face prin introducerea de siliciu în baia metalică sub formă de FeSi (de preferință FeSi75) sau CaSi, în proporție de 0,1...0,6% și cu mărimea granulelor de 1...5 mm.

Pentru obținerea de eficiență maximă, răcirea provocată a fontei se realizează cu puțin timp înainte de evacuarea fontei din cuptor, preferându-se ca introducerea de FeSi sau CaSi să se realizeze pe jetul de evacuare din cuptor. FeSi sau CaSi se pot introduce și în jetul de transvazare din oala de turnare rece (în care s-a realizat răcirea provocată) în oala de turnare obișnuită (preîncălzită).

În timpul supraîncălzirii fontei și menținerii la temperaturi mai mari decât temperatura de echilibru are loc și micșorarea conținutului de carbon din baia metalică. Micșorarea conținutului de carbon din fonta lichidă este accentuată în cazul în care căptușeala refractară este de natură chimică acidă deoarece reacția chimică (11) își are echivalentul și în reacțiile chimice (12) și (13).



**Figura 4. Variația conținutului de  $\text{SiO}_2$  din fonta lichidă în funcție de perioada de menținere în stare lichidă la temperaturi mai mici decât temperatura de echilibru ( $1350^\circ\text{C}$  față de  $1421^\circ\text{C}$ ) – a – și la temperaturi mai mari decât temperatura de echilibru ( $1510^\circ\text{C}$  față de  $1421^\circ\text{C}$ ) – b –, pentru o fontă dată.**

Desfășurarea reacției chimice (12) – cu atât mai intensă cu cât gradul de supraîncălzire este mai mare – înseamnă micșorarea grosimii căptușelii refractare granulare, motiv în plus de limitare a duratei de menținere la temperatura de supraîncălzire ( $T_S$  din nomogramă) la 15...30 min, așa cum s-a menționat anterior (limita maximă se întâlnește la cuptoarele cu capacitate mare).

Temperatura optimă la care trebuie răcită baia metalică după supraîncălzire, în vederea fixării cantității de oxigen din afara echilibrului termic, este de  $50^\circ\text{C}$  sub temperatura de echilibru.

Toate aspectele prezentate se referă la cuptoarele căptușite acid.

### **1.3. Supraîncălzirea în cuptorul electric cu încălzire prin arc electric**

Randamentul termic la supraîncălzire al cuptorului cu arc electric variază între limitele 15...25%, adică se situează între cel al cubiloului și cel al cuptorului electric cu încălzire prin

inducție, respectiv mai mult decât dublu față de cubilou și mai mic de circa trei ori decât cel al cuptorului electric cu încălzire prin inducție.

Temperatura maximă la care se poate supraîncălzi fonta, se încadrează între limitele 1 500...1 600<sup>0</sup>C.

Randamentul termic la supraîncălzire mic face ca durata de elaborare și consumul specific de energie electrică să crească semnificativ pe măsură ce se mărește gradul de supraîncălzire. De exemplu, în cazul unui cuptor cu capacitatea de 25 t, mărindu-se temperatura de supraîncălzire de la 1 450<sup>0</sup>C, la 1 550<sup>0</sup>C, consumul specific de energie electrică a crescut de la 550 kWh/t la circa 680 kWh/t, iar durata de elaborare a crescut de la circa 160 min. la circa 260 min., în cazul în care cuptorul a fost încărcat cu 25...27 t încărcătură metalică.

În cazul procedurii de elaborare acid, SiO<sub>2</sub> din baia metalică, căptușeală și zgură este redus de către C din baia metalică în mod asemănător supraîncălzirii fontei în stare lichidă în cuptorul electric cu încălzire prin inducție. SiO<sub>2</sub> din zgură este în mare parte liber, de asemenea, SiO<sub>2</sub> din căptușeală, din acest motiv reducerea cu C din baia metalică fiind cu atât mai avansată cu cât temperatura de supraîncălzire este mai mare.

Reacția chimică (9) are aceleași condiții de echilibru ca și în cazul fontei lichide din cuptorul cu arc electric deoarece compoziția chimică a fontei lichide este aceeași. Din acest motiv, toate considerațiile făcute în legătură cu implicațiile supraîncălzirii în cazul fontei elaborate în cuptorul electric cu încălzire prin inducție sunt valabile și în cazul supraîncălzirii în cuptorul cu arc electric.

Particularitățile supraîncălzirii în cuptorul cu arc se referă la implicațiile caracterului zgurii prin prisma modului de transfer al oxigenului din faza gazoasă în baia metalică. Astfel, dacă zgura este slab oxidantă sau puternic oxidantă, cu cât temperatura de supraîncălzire a băii metalice este mai mare, cu atât o cantitate mai mare de oxigen va trece din faza gazoasă a cuptorului în baia metalică. Deoarece zgura are o temperatură cu 100...200<sup>0</sup>C mai mare decât temperatura băii metalice, rezultă că este foarte activă din punct de vedere metalurgic, așa încât, la temperaturi mari de supraîncălzire a băii metalice, transferul de oxigen de la faza gazoasă la baia metalică este foarte intens. Astfel, se apreciază că deși reacția chimică (9) se desfășoară la temperaturi mari de supraîncălzire, de la stânga spre dreapta, deși scade conținutul de SiO<sub>2</sub> din baia metalică (se realizează o dezoxidare a fontei), transferul de oxigen din atmosfera gazoasă a cuptorului în baia metalică este intens. În plus, se subliniază și particularitatea cuptorului electric cu încălzire prin arc electric ce constă în aceea că spațiul de lucru al cuptorului nu este închis ermetic, ceea ce generează o circulație a gazelor intensă, gazele conținând oxigen. Mai mult, prezența în cantitate mare a oxigenului în faza gazoasă a cuptorului determină oxidarea monooxidului de carbon rezultat din procesele de oxidare și de reducere și rezultarea de bioxid de carbon, ceea ce denotă caracterul oxidant al atmosferei gazoase (practic, nu există monooxid de carbon în faza gazoasă).

Zgura este cu atât mai oxidantă cu cât este îndeplinită mai mult inegalitatea (14).

$$a_{(0)} > a_{[0]}, \quad (14)$$

în care  $a_{(0)}$  reprezintă activitatea termodinamică a oxigenului în zgură iar  $a_{[0]}$  reprezintă activitatea termodinamică a oxigenului în baia metalică.

Având în vedere că prin desfășurarea reacției chimice (9) scade conținutul de oxigen din baia metalică, având în vedere că activitatea termodinamică a oxigenului din baia metalică este direct proporțională cu cantitatea de oxigen din baia metalică, rezultă că, cu atât mai mult este îndeplinită inegalitatea (14). Prin urmare, la temperaturi mari de supraîncălzire, zgura capătă un caracter oxidant suplimentar, transferul de oxigen din faza gazoasă în baia metalică intensificându-se. De aici rezultă un conținut mai mare de oxigen în baia metalică ce poate fi fixat prin răcirea bruscă a băii metalice, în mod similar cazului întâlnit la elaborarea fontei în cuptoarele electrice cu încălzire prin inducție.

Dacă fonta lichidă se menține la temperaturi mai mici decât temperatura de echilibru a reacției chimice (9), are loc oxidarea siliciului, în timp ce la menținere la temperaturi mai mari decât temperatura de echilibru are loc regenerarea siliciului din zgură și căptușeala refractară acidă – conținutul de siliciu se mărește în baia metalică cu 3...5% într-o fontă menținută 60...70 min la temperatura de 1 400<sup>0</sup>C, de exemplu (în același timp de menținere, conținutul de carbon a crescut cu 1...2%).

În general, în timpul elaborării în cuptoare cu arc, viteza de oxidare pentru elementele principale din compoziția chimică a fontelor nealiate este următoarea: 4,8% C/h; 0,08% Mn/h; 1,5%...2,0% Fe/h; 0,005% P/h.

#### **1.4. Supraîncălzirea în cuptorul rotativ**

Randamentul termic la supraîncălzire este de circa 10%, adică de același ordin de mărime cu al cubilourilor performante.

Utilizarea aerului preîncălzit, apelându-se la arzătoare moderne cu reglare automată a raportului aer/combustibil determină îmbunătățirea randamentului termic atât la topire cât și la supraîncălzire, temperatura maximă de supraîncălzire situându-se în intervalul 1 400... 1 550<sup>0</sup>C.

În timpul supraîncălzirii fontei în stare lichidă în intervalul de temperatură 1 300...1 400<sup>0</sup>C, vitezele de oxidare pentru C, Si și Mn sunt următoarele: 0,0052% C/min, 0,0057% Si/min și 0,0025% Mn/min.

În cazul supraîncălzirilor la temperaturi mai mari de 1 400<sup>0</sup>C, în cazul căptușelii acide, încep să se desfășoare reacția chimică (9) și reducerea SiO<sub>2</sub> din zgură și căptușeală.

### 1.5. Procese ce au loc în timpul supraîncălzirii

Gradul de supraîncălzire variază în practică în intervalul 150...450<sup>0</sup>C.

Pentru fontele nealiante temperatura de supraîncălzire (temperatura topiturii metalice) se determină cu nomograma prezentată în figura 5. Temperatura de supraîncălzire se determină în funcție de conținuturile de carbon și siliciu din baia metalică, în figura 5 unindu-se printr-o dreaptă conținuturile de siliciu și carbon de pe cele două ordonate extreme. Punctul unde respectiva dreaptă întâlnește ordonata din mijloc definește temperatura de supraîncălzire. În exemplul dat în figura 5, unui conținut de siliciu de 1,5% și unui conținut de carbon de 3,3% le corespunde o temperatură de supraîncălzire,  $T_s$ , de 1.460<sup>0</sup>C.

Implicarea temperaturii de supraîncălzire asupra structurii și proprietăților este strâns legată de structura fontei în stare lichidă.

Structura fontei în stare lichidă diferă după cum temperatura are valori în apropierea liniei lichidus sau mai mari decât aceasta.

În domeniul de temperaturi din apropierea temperaturii corespunzătoare liniei lichidus structura fontei este cea specifică unei soluții coloidale. Soluția coloidală are ca matrice lichidă o soluție de 1...2% C în Fe iar ca fază dispersă pachete cristaline de grafit cu dimensiuni de maximum 100 Å.

Caracterul de soluție coloidală conferă topiturii metalice considerația de topitură eterogenă.

Topitura eterogenă conține grafit remanent.

Fontele industriale conțin pe lângă grafitul remanent și compuși chimici simpli sau complecși (compuși ce respectă legea valenței) și compuși intermetalici (compuși ce nu respectă legea valenței).

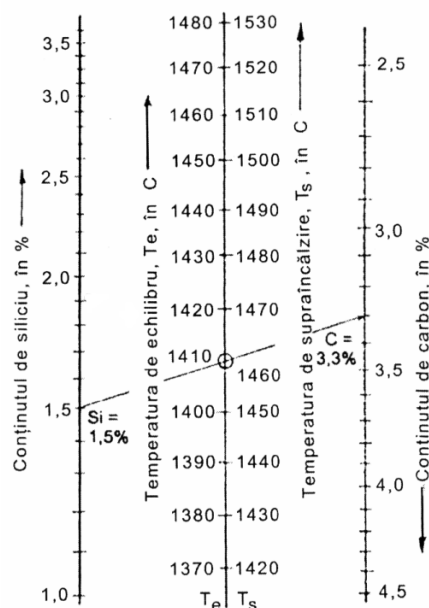


Figura 5. Nomogramă pentru determinarea temperaturii de supraîncălzire a fontei,

### **în stare lichidă, în cazul absenței alierii.**

În jurul grafitului remanent viscozitatea topiturii metalice este mai mică decât viscozitatea topiturii metalice din zonele mai îndepărtate de grafitul remanent, ceea ce ar justifica de ce grafitul remanent are o viteză de ascensiune în matricea lichidă mai mare decât cea corespunzătoare legii lui Stokes.

Se consideră că aspectul de soluție coloidală – topitură eterogenă – se întâlnește până la temperaturi din intervalul 1.400...1.410<sup>0</sup>C.

În cazul în care temperatura fontei lichide depășește intervalul menționat anterior, soluția coloidală se transformă în soluție ideală – fonta devine o topitură omogenă.

Soluția ideală este formată din grupări de particule într-o matrice metalică lichidă. Grupările de particule nu reprezintă faze termodinamice bine determinate deoarece particulele respective pot părăsi grupările, trecând într-o stare de mișcare haotică. În același timp, particule cu regim de mișcare total haotică trec în grupările de particule. O dată cu creșterea temperaturii se mărește numărul de particule ce se mișcă haotic și, în același timp, se schimbă și tipul de ordine din gruparea de particule – în centrul acesteia, la temperaturi apropiate de valorile de demarcație ale celor două tipuri de soluții, ordinea este apropiată (de același ordin de mărime cu cel întâlnit la starea solidă) iar înspre marginea acesteia ordinea apropiată se micșorează. La temperaturi apropiate de cea critică, orice aranjament ordonat de particule dispare, ordinea apropiată dispare iar distribuția particulelor devine haotică.

Cu cât fonta conține mai multe elemente chimice, cu atât dizolvarea pachetelor de grafit este mai dificilă. De exemplu, în cazul sulfurii, se constată adsorbția atomilor pe suprafața pachetelor de grafit și, astfel, mărirea stabilității respectivelor pachete. Așa, chiar și în cazul unor supraîncălziri avansate (de exemplu, 1.500<sup>0</sup>C), dacă fonta conține 0,10...0,15%S, se constată existența separărilor de grafit remanent. Grupările de particule poartă denumiri diverse în literatura de specialitate – “clastări”, sibotaxisuri sau chiar “cvasicristale”.

Dizolvarea separărilor de grafit remanent în matricea metalică lichidă se realizează și în timpul menținerii fontei în stare lichidă, indiferent de valoarea temperaturii de supraîncălzire. Astfel, de exemplu, pentru o fontă cu 4,14% C și 1,04% Si, la temperatura de supraîncălzire de 1.220<sup>0</sup>C, mărimea separărilor de grafit remanent este de 180...190 Å, la scurt timp după topire, pentru ca după 5...6 ore de menținere la această temperatură mărimea să scadă la jumătate iar grafitul remanent să dispară după o menținere de 10...12 ore.

Pragul de temperatură dintre soluția eterogenă și soluția omogenă depinde de mărimea carbonului echivalent – se mărește o dată cu aceasta.

Temperatura la care soluția eterogenă se transformă în soluție omogenă, în timpul încălzirii, este mai mare decât temperatura la care soluția omogenă se transformă în soluție eterogenă, în timpul răcirii, din cauza cineticii dizolvării grafitului și a separării lui în solvent.

O parte din grafitul remanent se separă la suprafața băii metalice, ceea ce ar justifica dispariția grafitului respectiv după perioada de menținere în stare lichidă a fontei nu prea mari – fenomenul mai poartă denumirea de flotarea grafitului și este foarte accentuat în cazul în care grafitul este nodular (viscozitatea solventului la limita cu grafitul nodular este mai mică decât viscozitatea solventului de la limita cu grafit lamelar).

În cazul soluției omogene s-a constatat existența unor combinații carbonice cu fierul, de tipul  $Fe_xC_y$ , aceste combinații nefiind, însă, faze termodinamice, așa cum sunt grupările de grafit remanent din soluția eterogenă. Se apreciază că în cazul temperaturilor mai mari de  $1.550^{\circ}C$ , combinațiile carbonice cu fierul devin instabile, așa încât denumirea de soluție omogenă este pe deplin justificată.

Prezența magneziului în fonta lichidă determină dezagregarea pachetelor de grafit remanent, așa încât dizolvarea grafitului remanent în matricea metalică lichidă este accelerată.

Analiza unor proprietăți ale topiturii metalice a condus la următoarele concluzii:

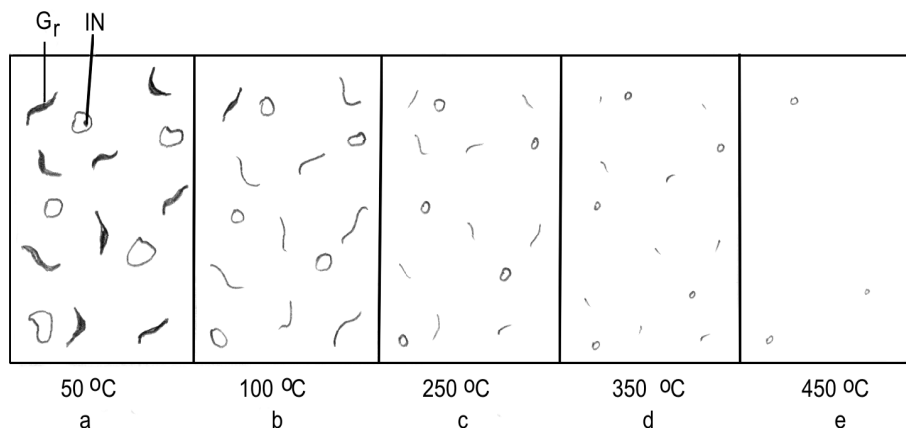
– proprietățile topiturii metalice depind de “trecutul” ei, adică, în cazul în care compoziția chimică, conținutul de gaze și conținutul de incluziuni nemetalice sunt aceleași pentru toate probele, totuși, proprietățile probelor depind de tipul materialelor din care a fost alcătuită încărcătura metalică precum și de condițiile de topire;

– instabilitatea în timp a proprietăților și a structurii ordinii apropiate. O dată cu menținerea în stare lichidă, instabilitatea menționată dispare. Dacă temperatura de supraîncălzire nu este mare, durata de menținere în stare lichidă necesară eliminării instabilității menționate este mare – mai mare chiar decât durata obișnuită de elaborare de câteva ori. Dacă menținerea în stare lichidă se realizează la temperaturi de supraîncălzire mari, instabilitatea în discuție dispare relativ rapid. Se apreciază că eliminarea rapidă a instabilității proprietăților se realizează și prin agitarea intensă a topiturii metalice;

– histerezisul proprietăților. Se constată lipsa de coincidență a proprietăților determinate la încălzirea probelor până la temperaturi situate în intervalul  $1.700...1.900^{\circ}C$  cu acelea determinate la răcirea probelor (de exemplu, densitatea).

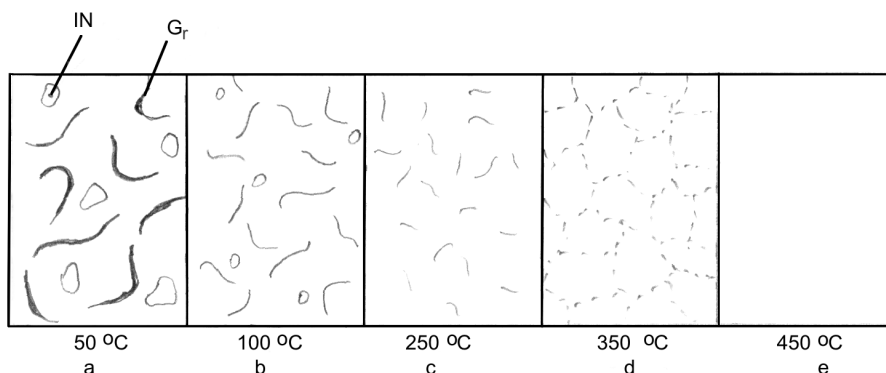
Se apreciază drept cauză pentru cele trei manifestări menționate anterior, referitoare la proprietăți, starea de neechilibru microscopic a topiturilor metalice și mai puțin variația în timp a unor impurități (volatilizarea treptată etc.) sau interacțiunea topitură metalică-căptușeală refractară. Trecerea de la starea de neechilibru microscopic la starea de echilibru microscopic se realizează prin menținerea topiturii metalice la temperaturi de supraîncălzire mari și cu atât mai ușor cu cât

topitura este agitată mai puternic – de aici rezultă că din acest punct de vedere, cuptorul electric cu încălzire prin inducție este cel mai indicat pentru elaborarea fontei și pentru elaborarea metalelor și aliajelor metalice, în general.



**Figura 6. Schema influenței gradului de supraîncălzire asupra structurii fontei lichide fără a lua în considerație natura matricei metalice.  $G_r$  – grafit remanent; IN – incluziuni nemetalice.**

O dată cu mărirea gradului de supraîncălzire  $-\Delta T_S-$ , pe lângă dizolvarea pachetelor de grafit remanent, are loc și dizolvarea unor compuși chimici și intermetalici, ceea ce înseamnă că supraîncălzirea este un mijloc de purificare a topiturii metalice. În figura 6 se prezintă schema influenței gradului de supraîncălzire asupra conținutului de grafit remanent ( $G_r$ ) și de incluziuni nemetalice (IN), fără a se lua în considerație matricea metalică. Se observă că la un grad de supraîncălzire de  $450^{\circ}\text{C}$ , grafitul remanent dispare din structură – a fost dizolvat sau s-a separat la suprafața topiturii metalice. Pe măsură ce se mărește gradul de supraîncălzire, dimensiunile separărilor de grafit remanent și de incluziuni nemetalice se micșorează, ceea ce înseamnă că în procesul de cristalizare se vor obține separări de grafit mai fine iar cristalizării eterogene în este luat locul, treptat, de cristalizarea omogenă – în locul germenilor forțați de cristalizare apar germenii instantanei de cristalizare. Așa, în locul grafitului grosolan din figura 7, reprezentat în secvența a), se obține grafit fin, conform secvențelor b) și c).



**Figura 7. Schema influenței gradului de supraîncălzire asupra structurii secundare a fontei, fără a se lua în considerație natura matricei metalice.  $G_r$  – grafit remanent; IN – incluziuni nemetalice.**



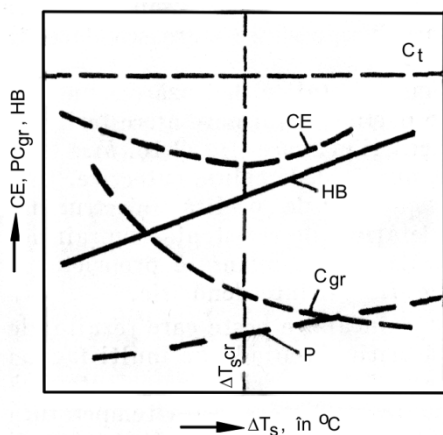
O dată cu mărirea gradului de supraîncălzire are loc și mărirea gradului de subrăcire, adică, la răcire, transformările structurale nu mai au loc la temperaturile corespunzătoare diagramei de echilibru. Așa, de exemplu, transformarea eutectică nu mai are loc la temperatura de  $1.154^{\circ}\text{C}$ , în cazul fontei cenușii, ci la o temperatură inferioară acesteia și cu atât mai mică cu cât gradul de supraîncălzire este mai mare. În felul acesta, cristalizarea omogenă devine din ce în ce mai predominantă în raport cu cristalizarea eterogenă, mărindu-se numărul de celule eutectice și, astfel, micșorându-se lungimea și grosimea lamelor de grafit, de exemplu, în paralel cu mărirea numărului de separări de grafit – grafitul finisându-se. În figura 7 se observă finisarea grafitului în secvența b) în raport cu a) și în secvența c) în raport cu b), pe măsură ce gradul de supraîncălzire s-a mărit.

În sistemul de cristalizare stabil un mare rol îl are grafitul remanent prin mărirea separărilor și prin numărul de separări. Astfel, prin mărirea gradului de supraîncălzire, în paralel cu micșorarea cantității de grafit remanent are loc micșorarea numărului de separări de grafit remanent, ceea ce înseamnă că la transformarea eutectică vor fi mai puțini germeni de cristalizare a celulelor eutectice, având în vedere că germenele de celulă eutectică este grafitul din care se dezvoltă radial (crește radial) separările de grafit eutectic, dacă grafitul este lamelar (dacă grafitul este nodular, de exemplu, din germenele de grafit se va dezvolta grafitul nodular). Prin urmare, pe măsură ce numărul de separări de grafit remanent se micșorează, o dată cu mărirea gradului de supraîncălzire, se micșorează numărul de celule eutectice. La o valoare critică a gradului de supraîncălzire începe să predomine cristalizarea omogenă, adică se mărește numărul de germeni de grafit datorati intensificării fluctuației atomilor de carbon, rezultatul fiind mărirea numărului de celule eutectice. Așadar, până la o valoare critică a gradului de supraîncălzire numărul de celule eutectice se micșorează o dată cu mărirea gradului de supraîncălzire, iar pentru valori ale gradului de supraîncălzire mai mari decât valoarea critică, numărul de celule eutectice crește o dată cu mărirea gradului de supraîncălzire – figura 8. În figura 8, până la valoarea critică a gradului de supraîncălzire  $-\Delta T_{\text{scr}}$  – numărul de celule eutectice (CE) se micșorează, după care, la valori mai mari decât  $\Delta T_{\text{scr}}$  se mărește.

Pe măsură ce cantitatea de grafit remanent se micșorează, se micșorează și influența grafitizantă a acestuia asupra cristalizării fontei, ceea ce înseamnă mărirea durității fontei (HB în figura 8).

Supraîncălzirea are influență semnificativă și asupra transformărilor structurale din starea solidă a fontei, în timpul răcirii. Concret, o dată cu mărirea gradului de supraîncălzire are loc mărirea gradului de subrăcire și la transformările de la temperaturi subeutectice. Creșterea gradului de subrăcire la transformarea eutectoidă are ca rezultat mărirea stabilității austenitei, frânarea

procesului de difuzie a carbonului și, astfel, favorizarea separării perlitei – supraîncălzirea este factor perlitizant. De aceea, în cazul în care se cere obținerea matricelor metalice perlitice sau preponderent perlitice direct din turnare, se recomandă mărirea gradului de supraîncălzire. În figura 8 se observă mărirea cantității de perlită din matricea metalică (P) o dată cu mărirea gradului de supraîncălzire, în cazul unei fonte cenușii.



**Figura 8. Influența principală a gradului de supraîncălzire a fontei în stare lichidă asupra numărului de celule eutectice, cantității de perlită, cantității de carbon sub formă de grafit și durității. CE – numărul de celule eutectice; P – cantitatea de perlită, în %; C<sub>gr</sub> – cantitatea de carbon sub formă de grafit, în %; HB – duritatea; C<sub>t</sub> – carbonul total, în %; ΔT<sub>s</sub> – gradul de supraîncălzire, în °C; ΔT<sub>s</sub>cr – gradul de supraîncălzire critică, în °C.**

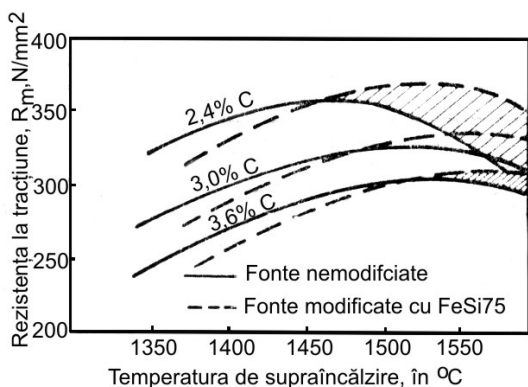
Mărirea gradului de subrăcire o dată cu mărirea gradului de supraîncălzire înseamnă micșorarea în intensitate a procesului de difuzie a carbonului, atât în matricea metalică lichidă cât și în matricea metalică solidă. Deoarece separarea grafitului și creșterea lui înseamnă difuzia atomilor de carbon prin fondul metalic, rezultă că o dată cu mărirea gradului de supraîncălzire separarea și creșterea grafitului sunt frânate, adică proporția de grafit din structura metalografică se micșorează – figura 8, C<sub>gr</sub>. În circumstanțele în care carbonul total – C<sub>t</sub>, figura 8 – este constant, indiferent de mărirea gradului de supraîncălzire, rezultă că în paralel cu micșorarea cantității de grafit are loc mărirea cantității de carbon sub formă de cementită sau chiar sub formă de soluție – în cel de-al doilea caz este vorba despre fonta cenușie feritică.

Există două valori critice ale gradului de supraîncălzire. La prima valoare critică a gradului de supraîncălzire în structura metalografică apare cementita liberă, adică fonta se obține pestriță – nu cenușie. La a doua valoare critică a gradului de supraîncălzire în structura metalografică nu se mai obține grafit – fonta obținută este albă (fonta cristalizează în totalitate în sistemul metastabil fier-carbon). Așadar, în practică trebuie cunoscute cele două valori critice ale gradului de supraîncălzire, în caz contrar riscându-se creșterea cheltuielilor pentru corectarea structurii metalografice prin tratament termic sau chiar rebutarea întregii șarje. În cadrul aceleiași compoziții chimice (în realitate există schimbări nesemnificative în condiții industriale de elaborare), supraîncălzirea poate dicta sistemul de cristalizare a fontei – stabil (fontă cenușie) sau metastabil (fontă albă). În condiții industriale, valorile critice ale gradului de supraîncălzire trebuie corelate cu ceilalți factori ce influențează transformările structurale.

Dispariția din matricea metalică lichidă a grafitului remanent reprezintă pericolul ca fonta să cristalizeze în sistemul metastabil chiar dacă structura este finisată într-o măsură avansată. În acest caz, cu scopul ca să se beneficieze de influența supraîncălzirii avansate, fonta este inoculată – este tratată cu elemente puternic grafitizante numite inoculanți dar și modificatori. În practică, se utilizează materiale inoculante puternic grafitizante, cum ar fi FeSi75, SiCa, grafit pur, FeSiCaZr, SiCaZr etc. Utilizarea, de exemplu, a 0,05...0,10% FeSi75, prin adăugare pe jet în timpul evacuării fontei din agregatul de elaborare, cu granulația de 1...10 mm, elimină riscul de albire a fontei chiar și în pereții subțiri ai pieselor. În figura 7, în secvența e), se sesizează obținerea unei structuri specifice fontei albe – lipsește grafitul.

În cazul fontei cenușii, există un prag critic pentru gradul de supraîncălzire ce determină mărirea gradului de subrăcire, astfel, încât, la transformarea eutectică, faza determinantă devine austenita eutectică ce se contopește cu dendritele de austenită primară, la limita agregatelor complexe de dimensiuni mari separându-se grafitul eutectic interdendritic – figura 7, d). Grafitul interdendritic determină izolări de porțiuni din matricea metalică, ceea ce înseamnă că rezistența la tracțiune se micșorează (grafitul interdendritic poate fi lamelar dar și punctiform dacă supraîncălzirea este foarte mare).

Datorită finisării structurii, mării numărului de celule eutectice și mării cantității de perlită, supraîncălzirea determină mărirea rezistenței la tracțiune, însă, numai până la valoarea critică ce corespunde separării în structură a grafitului interdendritic. Dacă se mărește gradul de supraîncălzire peste valoarea critică corespunzătoare apariției în structură a grafitului interdendritic, rezistența la tracțiune se micșorează. Pentru trei fonte cenușii ce conțin 2,4% C, 3,0% C și 3,6% C se prezintă în figura 9 variația rezistenței la tracțiune,  $R_m$ , cu temperatura de supraîncălzire, în variantele nemodificate și modificate cu FeSi75. Se observă pragurile critice ale temperaturii de supraîncălzire, începând de la care rezistența la tracțiune se micșorează pe măsură ce supraîncălzirea avansează. Din figura 9 se observă că pe măsură ce crește conținutul de carbon din fontă se micșorează rezistența la tracțiune din cauza mării cantității de grafit, adică din cauza micșorării suprafeței matricei metalice. Utilizarea acelor domenii hașurate din figura 9 arată creșterea semnificativă a rezistenței la tracțiune prin inoculare cu FeSi75 pentru fontele cenușii cu 2,4%C, respectiv 3,6% C.



**Figura 9. Variația rezistenței la tracțiune cu temperatura de supraîncălzire pentru trei fonte cenușii, în variantele neinoculate (curbele continue) și inoculate cu FeSi75 (curbe discontinue). Domeniile hașurate cu frecvență mică și mare reprezintă**

## **mărirea rezistenței la tracțiune pentru fontele cu 2,4% C, respectiv 3,6% C.**

Mărirea gradului de subrăcire o dată cu mărirea gradului de supraîncălzire este cu atât mai accentuată cu cât fonta inițială este mai pură și are conținutul de siliciu mai mic.

Efectele obținute prin supraîncălzire nu pot fi eliminate dacă se realizează menținerea fontei în stare lichidă, ulterior, la temperaturi de supraîncălzire mai mici – efectele supraîncălzirii sunt ireversibile.

Dacă o fontă se retopește de mai multe ori, se obțin efectele similare ale supraîncălzirii.

În cazul fontei albe, supraîncălzirea, indiferent de mărimea ei, conduce la mărirea numărului de colonii eutectice, la mărirea gradului de dispersie al perlitului și, deci, la mărirea rezistenței la tracțiune, în paralel cu mărirea durității.

Pentru fontele nealiante, pe lângă metoda de determinare, a temperaturii de supraîncălzire cu nomograma din figura 5, se poate utiliza și relația 15, [8].

$$T_S = 1.685 - 242 S_c E^3, \quad (15)$$

în care  $T_S$  – temperatura de supraîncălzire, în  $^{\circ}\text{C}$ ;  $S_c$  – gradul de saturație al fierului în carbon (se calculează cu relația 16).

$$S_c = C_t / C_e, \quad (16)$$

în care  $C_t$  – carbonul total (cel ce se determină pe cale chimică, de exemplu), în %;  $C_e$  – carbonul eutectic, în % (se calculează cu relația 17).

$$C_e = C_c - 0,3 (\text{Si} + \text{P}) - 0,4 \text{S} + 0,03 \text{Mn} - (4,7 \dots 6,6) \text{N} - 0,11 \text{Cu} - 0,05 \text{Ni} + 0,075 \text{Cr} + 0,15 \text{Ti} + 0,10 \text{V} - 0,22 \text{Al} - 0,115 \text{Sb} - 0,11 \text{Sn} - 0,026 \text{Co} + 0,015 \text{Mo} + \text{etc.}, \quad (17)$$

în care  $C_c$  – conținutul de carbon corespunzător punctului C din diagrama Fe-C (sistemul stabil sau sistemul metastabil, după caz), în %; simbolurile elementelor chimice reprezintă cantitățile de elemente chimice respective din fontă, în %.

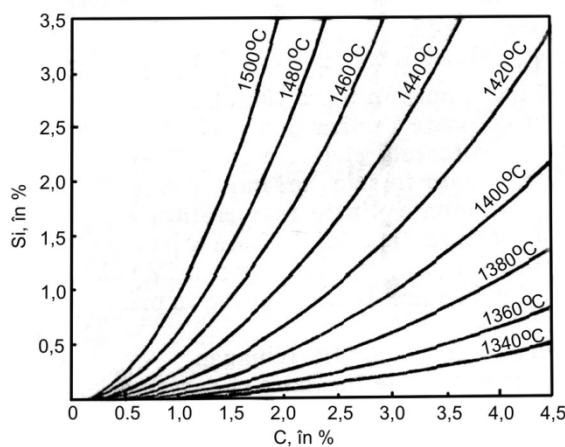
Gradul de saturație al fierului în carbon,  $S_c$ , variază în practică (pentru fontele tehnice) în intervalul 0,7...1,2.

La modul general, temperatura de supraîncălzire trebuie să fie cu maximum  $50^{\circ}\text{C}$  peste temperatura de echilibru a reacției chimice de reducere a bioxidului de siliciu – reacția chimică (18).



Temperatura de echilibru a reacției chimice (18) face referință, în principal, la reacția chimică (19) și se poate determina cu nomograma din figura 10, în funcție de conținuturile de siliciu și de carbon din fonta lichidă sau cu nomograma din figura 5 (pe ordonata din mijloc este

reprezentată, pe lângă temperatura de supraîncălzire, și temperatura de echilibru a reacției chimice (19)).



**Figura 10. Nomogramă pentru determinarea temperaturii de echilibru a reacției chimice  $[\text{SiO}_2] + 2[\text{C}] = [\text{Si}] + 2\{\text{CO}\}$ , în funcție de conținuturile de carbon și siliciu din fonta lichidă nealiată.**

Reacția chimică (18) se manifestă în cazul supraîncălzirii fontei și sub forma reacțiilor chimice (20) și (21).



Reacțiile chimice (20) și (21) au loc doar în cazul în care  $\text{SiO}_2$  din zgură și din căptușeala refractară este în stare liberă – nelegat chimic.

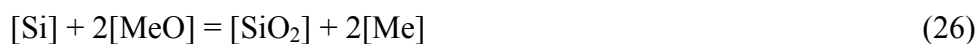
În cazul particular al reacției chimice (21), pe lângă condiția prezentată la aliniatul precedent, se impune și o viscozitate mică a zgurii, adică se impune ca zgura să fie activă din punct de vedere metalurgic.

Deoarece temperatura de supraîncălzire este mai mare decât temperatura de echilibru a reacției chimice (20), înseamnă că la temperatura de supraîncălzire a fontei în stare lichidă reacția chimică (20) se desfășoară de la stânga spre dreapta, această situație însemnând micșorarea conținutului de carbon din topitura metalică și mărirea conținutului de siliciu din aceeași topitură metalică. Așadar, supraîncălzirea înseamnă și afectarea compoziției chimice a fontei lichide. Având în vedere că proporția de  $\text{SiO}_2$  din topitura metalică este mică, rezultă că are loc o variație nesemnificativă a compoziției chimice.

Dacă se face referință la reacțiile chimice (20) și (21), rezultă că în timpul încălzirii fontei în stare lichidă, până la temperatura de echilibru, are loc oxidarea siliciului conform reacțiilor chimice (22), (23), (24) și (25).



În timpul încălzirii, siliciul din topitura metalică se poate oxida și conform reacției chimice (26) și (27).



Desfășurarea reacțiilor chimice (20) și (21), în timpul supraîncălzirii topiturii metalice, înseamnă eliminarea din baia metalică a monoxidului de carbon, adică înseamnă eliminarea din aceasta a oxigenului. Prin urmare, în timpul supraîncălzirii se realizează și dezoxidarea fontei lichide.

Eliminarea bulelor de CO din topitura metalică ca urmare a desfășurării reacțiilor chimice (20) și (21), reprezintă fierberea fontei, fierbere sesizabilă în cazul elaborării în cuptoarele electrice etc.

Pentru a se evita efectele negative ale supraîncălzirii, după ce se atinge temperatura de supraîncălzire, urmează menținerea în stare lichidă o perioadă de 15...30 minute, după care se refac germenii de SiO<sub>2</sub> ce au fost distruși. Refacerea germenilor de SiO<sub>2</sub> are la bază oxidarea siliciului din topitura metalică cu oxigenul disponibilizat din baia metalică ca urmare a răcirii brusce a acesteia (la modul general, în timpul încălzirii băilor metalice are loc dizolvarea de gaze iar în timpul răcirii acestora are loc fenomenul de degazare – micșorarea conținutului de gaze). Micșorarea bruscă a temperaturii topiturii metalice se realizează în practică prin introducerea în aceasta de bucăți metalice – de preferință, deșeuri de oțel – sau prin turnarea în oale de turnare reci. Surplusul de oxigen ce apare în afara echilibrului la temperatura la care s-a făcut răcirea bruscă (temperatura la care se face răcirea bruscă trebuie să fie mai mică decât temperatura de echilibru) intră în reacție cu siliciul din topitura metalică, ceea ce înseamnă refacerea germenilor de SiO<sub>2</sub> din baia metalică. Însă, desfășurarea reacțiilor chimice (26) și (27) au loc cu micșorarea conținutului de siliciu din topitura metalică, ceea ce reprezintă un inconvenient. De aceea, în practică se recomandă ca răcirea bruscă în agregatul de elaborare să fie precedată de introducerea în topitura metalică de FeSi (rezultatele cele mai bune se obțin cu FeSi75) sau SiCa, în cantitate de 0,1...0,6% și cu mărimea granulelor de 1...5 mm. Dacă răcirea bruscă se realizează prin turnare în oale de turnare

reci, FeSi sau SiCa se introduc în jetul de metal în timpul evacuării din agregatul de elaborare. Se recomandă ca temperatura la care se face răcirea bruscă să fie cu 50<sup>0</sup>C sub temperatura de echilibru.

Cu cât temperatura de supraîncălzire a topiturii metalice este mai mare decât temperatura de echilibru, cu atât conținutul de siliciu din baia metalică crește mai mult și cu atât proprietățile fontei obținute se schimbă mai mult, dacă se are în vedere și desfășurarea unor reacții chimice de tipul (28).



în care zg. reprezintă zgura iar căpt. Refr. reprezintă căptușeala refractară. Desfășurarea reacției chimice (28), cu atât mai mult cu cât temperatura de supraîncălzire este mai mare decât temperatura de echilibru, denotă surplus de atenție ce trebuie acordată elaborării în cuptoarele electrice cu încălzire prin inducție din cauza pericolului pe care îl reprezintă micșorarea grosimii căptușelii refractare.

Fontele înalt aliate cu siliciu se elaborează, de preferință, în cuptoare electrice cu încălzire prin arc electric, căptușite acid, și se supraîncălzesc la o temperatură situată în intervalul 1.650...1.700<sup>0</sup>C. Răcirea topiturii metalice până la temperatura de evacuare se realizează prin menținere sub un strat subțire de zgură ce se formează de la sine (zgura primară se evacuează din cuptor după ce se fluidifică prin adaos de calcar și atunci când temperatura de supraîncălzire se situează în intervalul 1.500...1.550<sup>0</sup>C). Cu cât temperatura de supraîncălzire este mai mare, cu atât caracteristicile mecanice de rezistență sunt mai bune datorită descompunerii hidrurilor de siliciu de tipul Si<sub>2</sub>H<sub>2</sub>, Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub> și SiH<sub>4</sub>. În cazul temperaturilor de supraîncălzire mari se mărește solubilitatea carbonului în fontă (de exemplu, de la 0,7% la temperatura de 1.300<sup>0</sup>C, la 1,3% la temperatura de 1.700<sup>0</sup>C în cazul unei fonte cu 16% Si), se elimină riscul de separare a grafitului sub formă de fulgi ce micșorează compactitatea pieselor și se elimină sulful ce se află sub formă de SiS și SiS<sub>2</sub> prin volatilizare.

Temperatura de supraîncălzire a fontei aliate cu 28...32% Al este de maximum 1.450<sup>0</sup>C pentru evitarea formării carburilor grosolane Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>.

Fontele înalt aliate cu aluminiu se recomandă să se elaboreze în cuptoare căptușite cu material refractar bazic deoarece la temperaturi specifice de supraîncălzire are loc reacția chimică (28) ce determină mărirea conținutului de siliciu în fontă cu 2...3%, ceea ce la o fontă cu 19...25% Al înseamnă mărirea durității și fragilității. Reacția chimică (28) are loc doar în cazul în care cuptorul electric cu încălzire prin inducție este căptușit cu cuarțită. Aceste fonte se aliază prin introducerea de aluminiu, sub formă de porții, în baia metalică supraîncălzită la o temperatură situată în intervalul 1.450...1.520<sup>0</sup>C, după fiecare adăugare de porție baia metalică supraîncălzindu-se la temperatura de 1.450...1.520<sup>0</sup>C.

Fontele înalt aliate cu nichel, în vederea tratării cu modificador NiMg, cu scopul obținerii grafitului nodular, se supraîncălzesc la o temperatură de 1.450...1.500<sup>0</sup>C.

Fontele aciculare mediu aliate cu nichel și molibden se supraîncălzesc ca și fontele nealiate.

## **2. ASPECTE ALE FONTEI LICHIDE ÎN STARE SUPRAÎNCĂLZITĂ**

Grafitul remanent este grafitul care, în timpul încălzirii, nu se dizolvă în matricea metalică lichidă conform diagramei de echilibru, persistând până la grade mari de supraîncălzire ale matricei metalice în stare lichidă.

Grafitul remanent se află în cantitate mai mare în cazul fontelor hipereutectice.

Din cauză că diagrama de echilibru Fe-C nu conține grafit în domeniul de temperaturi de deasupra curbei lichidus, înseamnă că grafitul din matricea metalică lichidă ce are temperatura mai mare decât temperatura liniei lichidus este în afara echilibrului termodinamic. Prin urmare, grafitul remanent este instabil din punct de vedere termodinamic.

Morfologic, grafitul remanent are tendința termodinamică de dizolvare în matricea metalică lichidă.

Dizolvarea grafitului remanent în matricea metalică lichidă are loc în timpul încălzirii, în timpul răcirii și în timpul menținerii în stare lichidă a matricei metalice.

Dizolvarea grafitului remanent în matricea metalică lichidă, depinde, în principal, de următorii factori: compoziția chimică a fontei, timpul de menținere în stare lichidă a fontei, vitezele de încălzire și răcire ale fontei lichide, temperatura fontei în stare lichidă etc.

Incluziunile de grafit remanent au mărimea de maximum 100 Å.

Temperatura de finalizare a dizolvării grafitului remanent, în timpul încălzirii, depinde, în mare măsură, de conținutul de sulf din fontă. Cu cât conținutul de sulf este mai mare, cu atât temperatura de finalizare a dizolvării grafitului remanent în matricea metalică este mai mare, din cauza adsorbției particulelor de sulf la incluziunile de grafit remanent. Temperatura de 1500<sup>0</sup>C este temperatura la care se finalizează dizolvarea grafitului remanent în matricea metalică, în circumstanțele în care conținutul de sulf este mare.

Carbonul echivalent are influență semnificativă asupra temperaturii de finalizare a dizolvării grafitului remanent în matricea metalică lichidă. Astfel, cu cât carbonul echivalent este mai mare, cu atât stabilitatea grafitului remanent în matricea metalică este mai mare. În consecință, cu cât conținutul de carbon din fontă este mai mare și, de asemenea, cu cât conținutul de siliciu din fontă este mai mare, cu atât este mai mare temperatura de dizolvare în totalitate a grafitului remanent în



matricea metalică. Așadar, în cazul unei fonte nealiată, dacă siliciul se află în cantitate mai mare, iar fonta conține mai mult carbon, luându-se în considerație definiția simplificată a carbonului echivalent pentru o fontă nealiată – relația (29) –, grafitul remanent se dizolvă mai dificil în matricea metalică, adică, la o temperatură mai mare.

$$C_{\text{echiv.}} = C_t + 0,31 \cdot \%Si, \quad (29)$$

în care,

$C_{\text{echiv.}}$  – carbonul echivalent, în %;

$C_t$  – carbonul total din fontă, în %;

$\%Si$  – proporția de siliciu din fontă.

Unele elemente chimice au capacitatea de a difuza în incluziunile de grafit remanent și chiar de a forma compuși chimici cu carbonul. Așa, de exemplu, fierul poate forma compuși chimici de tipul  $Fe_xC_y$ .

Grafitul remanent reprezintă o incluziune nemetalică și o fază termodinamică.

Grafitul remanent este pus în evidență prin călirea fontei din stare lichidă, existența lui evidențiindu-se pe fondul metalic martensitic.

Deoarece densitatea grafitului este mai mică decât densitatea fontei lichide, adică  $2,25 \text{ g/cm}^3$  față de  $6,9\text{--}7,3 \text{ g/cm}^3$ , de exemplu, incluziunile de grafit remanent au tot timpul o mișcare de ascensiune prin matricea metalică lichidă. Viteza de ascensiune a incluziunilor de grafit remanent prin matricea metalică lichidă, nu este conformă cu viteza de ascensiune ce se deduce din formula lui Stokes, deoarece viscozitatea matricei metalice lichide din jurul incluziunilor de grafit remanent este mai mică decât viscozitatea matricei metalice lichide din zonele mai îndepărtate de incluziunile de grafit remanent. Diferența de viscozitate este cauzată de fenomenul de dizolvare continuă a grafitului remanent în matricea metalică lichidă, fenomen care cauzează mărirea proporției de particule de carbon în raport cu particulele de fier (carbonul dizolvat în fierul lichid îi micșorează viscozitatea).

Temperatura fontei în stare lichidă, prin mărirea ei și valoarea absolută, are o influență mai puternică decât influența duratei de menținere în stare lichidă a fontei asupra intensității fenomenului de dizolvare a grafitului remanent.

Grafitul remanent este un grafit ereditar, adică nu-și modifică geometria în timpul încălzirii fontei în stare lichidă dar, și în timpul răcirii acesteia și, de asemenea, în timpul răcirii fontei în stare solidă. În consecință, orice tip de intervenție din exterior nu-i poate schimba geometria morfologică. În schimb, incluziunile de grafit remanent pot suporta depuneri de atomi de carbon, atât în starea lichidă a matricei metalice (în cazul fontelor hipereutectice) cât și în stare solidă a fontei (pentru

toate categoriile de fontă).

Dacă fonta se menține în stare lichidă o perioadă mai mare de timp, incluziunile de grafit se dizolvă în matricea metalică, costul elaborării fontei crescând apreciabil.

Dacă într-o fontă hipoeutectică sau o fontă eutectică, există incluziuni de grafit remanent în timpul transformării eutectice, incluziunile de grafit remanent constituie suport pentru depunerea atomilor de carbon din matricea metalică lichidă de compoziția eutectică, ceea ce conduce la mărirea dimensiunilor incluziunilor de grafit remanent, rezultând incluziuni de grafit de mărime mai mare decât cea a incluziunilor de grafit remanent de la temperaturi mai mari decât temperaturile specifice transformării eutectice. Mai mult, în timpul răcirii fontei în stare solidă, incluziunile de grafit formate din grafit remanent și grafit eutectic, suportă și depunerea de atomi de carbon sub formă de grafit secundar și, după caz, grafit eutectoid și grafit terțiar, de exemplu.

Dacă, pentru o fontă hipereutectică, există incluziuni de grafit remanent la temperaturi ale fontei mai mari decât cele corespunzătoare liniei lichidus (curba C'D' din diagrama Fe - C), incluziunile de grafit remanent constituie suport pentru depunerea atomilor de carbon din matricea metalică în tot intervalul de solidificare, datorită scăderii solubilității carbonului în matricea metalică lichidă odată cu micșorarea temperaturii, în timpul transformării eutectice, existând aceleași tipuri de „depuneri” de atomi de carbon, ca la fontele hipoeutectice și eutectice. De asemenea, și în timpul răcirii fontei în stare solidă au loc aceleași tipuri de „depuneri” de atomi de carbon ca la fontele hipoeutectice și eutectice, în funcție de compoziția chimică a matricei metalice.

Consecința celor prezentate la ultimele două aliniate este rezultarea de incluziuni de grafit în fontă, grosolane, de dimensiuni mari.

Transformările prezentate anterior – depunerea atomilor de carbon în rețeaua grafitului remanent – nu schimbă geometria inițială a incluziunilor de grafit remanent, așa, încât, o plăcuță de grafit remanent va avea la temperatura mediului ambiant, de asemenea, geometria de plăcuță, însă, cu suprafața laterală mai mare și cu grosimea mai mare. De asemenea, un nodul de grafit remanent, va genera un nodul de grafit, la temperatura mediului ambiant, cu diametrul mai mare, de exemplu.

Deoarece incluziunile de grafit de dimensiuni mari generează fenomenul de crestare – de tensionare – de intensitate mai mare, putând chiar compromite o piesă în condiții de exploatare, nu sunt de admis în structura metalografică a unei fonte, ceea ce înseamnă că nu sunt admise nici incluziunile de grafit remanent în fonta lichidă, în timpul răcirii fontei în stare lichidă, la temperaturi preeutectice, în cazul fontelor hipoeutectice și eutectice și la temperaturi mai mari decât cele corespunzătoare liniei lichidus, în cazul fontelor hipereutectice.

Caracterul ereditar al grafitului remanent generează obligația ca acesta să fie eliminat din fontă, indiferent dacă fonta este modificată sau nu. În cazul în care se propune obținerea de performanțe pentru piese, cu atât mai mult, fonta care se supune modificării, trebuie să nu conțină

grafit remanent, impunându-se luarea de măsuri, cum ar fi de exemplu, următoarele:

- supraîncălzirea fontei în stare lichidă în vederea dizolvării grafitului remanent;
- micșorarea conținuturilor de elemente chimice din fontă care se adsorb pe incluziunile de grafit remanent și măresc foarte mult stabilitatea termică – desulfurarea și dezoxidarea obligatorii pentru fontă, de exemplu etc.;
- micșorarea carbonului echivalent – micșorarea conținutului de carbon și a conținutului de siliciu, în cazul fontelor nealiate, de exemplu;
- utilizarea în încărcătura agregatelor de elaborare de fonte brute de afinare în cantitate mai mare sau în exclusivitate;
- utilizarea pentru modificare de fonte sintetice sau semisintetice etc.

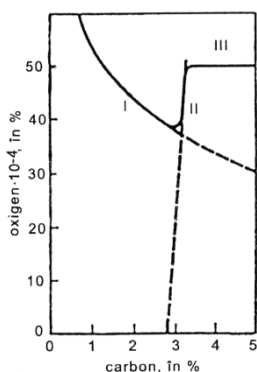
Ca o concluzie, se subliniază că grafitul remanent este dăunător pentru toate categoriile de fontă cenușie. În plus, pentru fontele cenușii ce se supun modificării, grafitul remanent este dăunător și din cauza faptului că imobilizează particule de carbon din matricea metalică lichidă în grafitul remanent, ceea ce frânează intensitatea procesului de difuzie al particulelor de carbon dinspre matricea metalică înspre faza creată artificial de modificator. Așadar, grafitul remanent micșorează intensitatea procesului de modificare, în situații extreme, provocând chiar inhibarea procesului de modificare.

Dacă o fontă hipoeutectică poate fi supraîncălzită în stare lichidă în mod corespunzător, în vederea dizolvării grafitului remanent, în schimb, o fontă hipereutectică cu gradul de hipereutecticitate mai mare, implică dificultăți pentru realizarea de grade mari de supraîncălzire în stare lichidă, cum ar fi consum mare de energie (combustibil), utilizarea de materiale refractare pentru căptușeala refractară a agregatelor de elaborare, de refractaritate mare, pierderi de elemente chimice din fonta lichidă supraîncălzită, prin volatilizare, mărirea costului producerii fontei etc.

Cantitatea de grafit remanent din fonta lichidă, în principiu, este mică. Din momentul în care începe răcirea fontei, în stare lichidă, ce conține grafit remanent, matricea metalică se răcește ca o fontă lichidă fără grafit remanent respectiv, cu un conținut de carbon mai mic decât conținutul de carbon total al fontei. Practic, există o matrice metalică lichidă și grafit remanent, adică două faze, grafitul remanent fiind în afara echilibrului termodinamic. Așadar, dacă fonta este hipoeutectică, matricea metalică se răcește ca o fontă cu gradul de hipoeutecticitate mai mare decât al fontei din care provine. Mai concret, matricea metalică după transformarea eutectică, va determina o cantitate mai mică de celule eutectice și o cantitate mai mare de austenită primară, în cazul sistemului binar Fe – C, de exemplu. În cazul unor cantități mai mari de grafit remanent, în situația duratelor de elaborare mici, nu se exclude varianta ca în cazul unei fonte hipoeutectice nealiate, matricea metalică să se răcească precum un oțel hipereutectoid.

Oxigenul variază în fonte în intervalul  $(4...100) \cdot 10^{-4}\%$  sau 4...100 ppm.

Se apreciază că proporția de oxigen din fonta lichidă este în general mică, datorită conținuturilor mari de carbon și siliciu, ce au efect dezoxidant, spre deosebire de oțel la care aceste două elemente se află în proporție mică. În figura 11 se prezintă echilibrul dintre oxigen și carbon, din fonta lichidă. Se observă micșorarea conținutului de oxigen odată cu mărirea conținutului de carbon până la circa 3% carbon, ca urmare a desfășurării reacției de dezoxidare (30).



**Figura 11. Echilibrul carbon-oxigen din fonta lichidă. I – micșorarea solubilității oxigenului ; II – mărirea solubilității oxigenului ; III – saturarea fontei în oxigen.**

La circa 3% carbon are loc o mărire bruscă a solubilității oxigenului în fonta lichidă, după care se obține saturarea fontei lichide în oxigen, ca urmare a stabilizării microgrupărilor de carbon prin adsorbția oxigenului pe suprafața lor, formându-se macromolecule de tipul  $\text{>C-O-}$  sau de tipul  $\text{>C-O-C<}$ .

Elaborarea necorespunzătoare a fontei determină ca fonta lichidă să fie oxidată excesiv.

Un exces de oxigen în fontele lichide determină următoarele consecințe :

- mărirea coeficientului de contracție;
- numărul mare de defecte de turnare în piesele obținute, cum ar fi următoarele: retasuri mari, crăpături, porozitate accentuată, sufluri cu pereții oxidați etc. ;
- fluiditatea mică. Fluiditatea se diminuează accentuat odată cu micșorarea temperaturii fontei lichide ;
- micșorarea înălțimii zonei pestrițe de pe înălțimea probei până. ~n cazul răcirii cu viteze mari este posibilă chiar dispariția zonei de fontă +pestriță – există o trecere bruscă de la zona cu fontă albă la zona cu fontă cenușie ;
- la evacuarea din cuptor, se formează pe suprafața jetului de metal scânteii violente ce se sting într-o perioadă de timp mică. Coloratura scânteilor depinde de temperatura și de compoziția chimică a fontei lichide. Astfel, carbonul și siliciul, în cantități mai mari, tind să dea o culoare bleu-închisă, după cum manganul – violetă, oxidarea – galbenă, hidrogenul – bleu-violetă etc.
- pe jgheabul de evacuare fonta lichidă se acoperă cu o peliculă mată a cărei grosime se mărește pe măsură ce temperatura fontei lichide se micșorează ;
- la evacuarea fontei în oala de turnare, pelicula sesizată la aliniatul anterior acoperă baia

metalică și suprimă fenomenul de artificii. Artificiile au formă de flori, ceea ce a generat ca în limba franceză fenomenul să se numească «le fleurage», adică, într-o traducere relativă, înflorire – apariție de flori. Artificiile reprezintă o evoluție continuă a proprietăților superficiale ale fontei lichide la evacuarea din agregatul de elaborare în oala de turnare sau în forma de turnare. Astfel, în câteva secunde, în timpul răcirii fontei lichide, se observă acele artificii ale căror formă, dimensiuni și mișcare sunt foarte variate. Artificiile au o evoluție de încetinire progresivă și dispar prin formarea unei pelicule continue la suprafața băii metalice, de culoare roșie închisă. Fenomenul de artificii este interesant prin aceea că se obțin informații importante și într-o perioadă de timp mică despre tensiunea superficială a fontei, viscozitatea ei, fenomenele de difuzie etc. Durata dintre momentul evacuării fontei din cuptor și formarea aceluia strat continuu și imobil, numit peliculă, este de ordinul secundelor și depinde de compoziția chimică a fontei și temperatura de evacuare. Experimental, s-au stabilit relații între respectiva durată, pe de o parte, și conținutul unor elemente chimice, intervalul de temperaturi între care se formează pelicula, viteza de răcire etc., pe de altă parte etc.

O elaborare necorespunzătoare ce să determine oxidarea fontei poate avea mai multe aspecte, cum ar fi următoarele:

- mers «rece» al cubiloului (înălțime insuficientă a patului de cocs, exces de aer insuflat față de mărimea porției de cocs etc.);
- utilizarea unei încărcături metalice excesiv ruginite;
- neutilizarea în încărcătură a materialelor reducătoare etc.

Oxigenul poate avea în fontă și un rol pozitiv, respectiv cel de formare a unor combinații chimice oxidice ce reprezintă germeni de grafitizare.

În ansamblu, oxigenul reprezintă un element chimic nociv în fontă din motivele arătate anterior. Această afirmație este dublată și de practica de turnătorie. Astfel, este posibil ca, deși compoziția chimică a fontei este bună (conținutul elementelor chimice C, Si, Mn, S și P sunt corespunzătoare), piesele obținute să fie rebutate din motivele prezentate, ca fiind consecințele excesului de oxigen.

Conținutul critic de oxigen, începând de la care apar efecte negative, este o noțiune relativă deoarece depinde de mai mulți factori, cum ar fi următorii: compoziția chimică, masa pieselor, configurația pieselor, grosimea de pereți a pieselor etc. În practica de turnătorie, în funcție de condițiile existente, în scopul eliminării defectelor pieselor turnate, se stabilește dacă este nevoie să se efectueze operația de dezoxidare.

Dezoxidarea fontei se poate realiza în două moduri, acestea fiind următoarele:

- supraîncălzirea fontei în stare lichidă peste temperatura de echilibru și menținerea la această temperatură;

– introducere în fonta lichidă de materiale reducătoare.

Dezoxidarea fontei prin supraîncălzire se poate desfășura în mod facil în cazul elaborării fontei în cuptorul electric cu încălzire prin inducție și în cuptorul electric cu încălzire prin arc electric. În cazul cuptorului rotativ dezoxidarea prin supraîncălzire este mai dificilă decât în cazul cuptoarelor electrice iar în cazul cubiloului, din cauza controlului dificil al supraîncălzirii în stare lichidă, este dificil să se realizeze dezoxidarea fontei lichide prin supraîncălzire. Se amintește că dezoxidarea prin supraîncălzirea în stare lichidă constă în eliminarea oxigenului din baia metalică sub formă de CO.

Dezoxidarea fontei prin intermediul materialelor foarte reducătoare are la bază introducerea acestora în oala de turnare sau în rețeaua de turnare din formele de turnare.

Materialele foarte reducătoare conțin elemente chimice cu afinitatea chimică foarte mare față de oxigen.

Materialele dezoxidante ar trebui selectate în funcție de forma în care se află oxigenul dizolvat în baia metalică, fiind necesar ca afinitatea chimică față de oxigen a elementului chimic dezoxidant să fie mai mare decât afinitatea chimică față de oxigen a elementului chimic cu care oxigenul formează oxidul (sau combinația chimică oxidică).

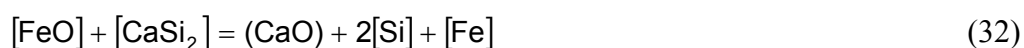
Materialele dezoxidante cele mai utilizate în practică sunt silico-calciul și fero-siliciul cu 75% și 90% siliciu, dar și siliciul, aluminiul și alte prealiaje ce se pot combina cu silico-calciul și conțin zirconiu în proporții variabile.

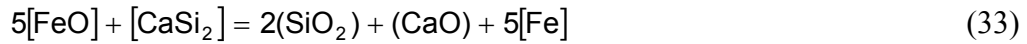
Aluminiul, deși are afinitate relativ mare față de oxigen se folosește mai rar din cauză că generează sufluri.

Silico-calciul conține calciu ce are afinitatea chimică față de oxigen cea mai mare. Calciul interacționează chimic cu FeO și MnO dizolvați în fonta lichidă în mod exoterm, ceea ce înseamnă că temperatura băii metalice nu se micșorează din cauza dezoxidării.

Siliciul din silico-calciu este element dezoxidant, însă, în rândul elementelor dezoxidante curente ocupă locul al 8-lea, fiind depășit, în ordine crescătoare, de Ti, Ce, Al, Zr, Mg, Be și Ca.

În figura 12 se prezintă diagrama de echilibru al sistemului binar Ca-Si, din care se observă că există două eutectice ( $E_1$  și  $E_2$ ) și trei compuși chimici ( $Ca_2Si$ ,  $CaSi$  și  $CaSi_2$ ). În practică, pentru dezoxidare, se utilizează compozițiile silico-calciului în jurul valorii de 62% siliciu, adică în jurul eutecticului  $E_2$ .  $CaSi_2$  din silico-calciu se disociază la temperatura de  $1020^{\circ}C$ , în fonta lichidă, conform reacției chimice (31), așa încât fonta se dezoxidează prin intermediul calciului în stare gazoasă și prin intermediul siliciului, conform reacțiilor chimice (32) și (33).





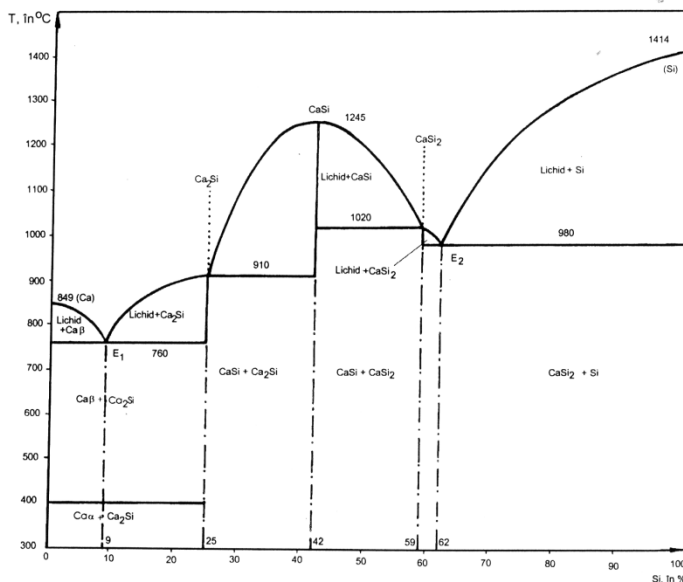
Prođușii reacțiilor de dezoxidare formează silicați ce sunt ușor antrenai de către jetul de metal în cavitatea formei. Acesta este motivul pentru care se recomandă ca dezoxidarea cu silico-calciu să se efectueze în oale de turnare prevăzute cu canal de evacuare tip sifon. Dacă materialul dezoxidant se introduce în rețeaua de turnare din formă, se impune ca aceasta să fie prevăzută cu părți componente ce să evite antrenarea în cavitatea formelor a silicaților.

Puterea de dezoxidare a silico-calciului se mărește dacă se aliază cu zirconiu (de exemplu, 50...55% Si, 15...20% Ca, circa 15% Zr etc.).

Dacă în silico-calciu se adaugă hafniu, la puterea de dezoxidare se adaugă și micșorarea conținuturilor de hidrogen, azot și sulf din fonta lichidă, datorită acestuia.

Ca materiale dezoxidante se utilizează și prealiaj Si-Mn-Zr, carbid de compoziție eutectică (se folosește în proporție de 1,5...2% și are ca efecte secundare mărirea temperaturii băii metalice, mărirea conținutului de carbon din acesta și micșorarea în mică măsură a conținutului de sulf ; dacă respectivul carbid se brichetează cu un ciment autofondant, se poate utiliza și în încărcătura agregatului de elaborare), fero-siliciu cu 75% Si (produce o cantitate mică de zgură și ușor de eliminat, însă, are o putere de dezoxidare inferioară silico-calciului ce

conține  $\text{CaSi}_2$ ) etc.



Cantitatea minimă de metal lichid ce este supusă dezoxidării în oala de turnare trebuie să fie de minimum 100 kg pentru ca să se evite răcirea acestuia. În plus, dezoxidarea trebuie să se efectueze numai în circumstanțele în care

fonta lichidă este supraîncălzită, în caz contrar randamentul de dezoxidare fiind mic iar defectele de turnare accentuându-se.

**Fig. 12. Diagrama de echilibru al sistemului binar Ca-Si : E<sub>1</sub> și E<sub>2</sub> – eutectice**

Efectul dezoxidării fontei este maxim după 2...3 minute de la introducerea materialului dezoxidant în baia metalică, ceea ce înseamnă că după operația de dezoxidare în oala de turnare, fonta dezoxidată trebuie să se toarne imediat în formă.

Alierea reprezintă o operație de schimbare a compoziției chimice prin creșterea procentuală a unora din elementele componente sau prin adaos de noi componente.

Alierea se realizează prin introducerea în faza metalică (solidă sau lichidă) de materiale de aliere.

Există șase modalități de introducere a materialelor de aliere în faza metalică, acestea fiind următoarele: în încărcătura metalică, în baia metalică din agregatul de elaborare, în baia metalică pe jgheabul agregatului de elaborare, în baia metalică din oala de turnare, în baia metalică pe jetul de metal lichid în timpul turnării în formă și în baia metalică în rețeaua de turnare din formă.

Încărcătura metalică poate fi solidă, lichidă și mixtă, adică solidă și lichidă.

Materialele de aliere pot fi în stările de agregare solidă, lichidă și gazoasă.

Ca materiale de aliere se utilizează feroaliajele, prealiajele, metale brute de aliere, metale rafinate de aliere, fonte brute, deșeuri de fontă, deșeuri de oțel etc.

La acest paragraf se prezintă alierea ce se realizează în agregatul de elaborare.

Indiferent de natura agregatului de elaborare, calculul necesarului de material de aliere se face la fel conform raționamentului ce se prezintă în continuare.



Cantitatea de element de aliere E ce o asigură materialul de aliere

M pentru 100 kg de fontă este  $Q_M \cdot \frac{\%E_M}{100} \cdot \eta_{EM}$ , în care  $Q_M$  reprezintă cantitatea de material de aliere, în kg/100 fontă ;  $\%E_M$  – proporția de element de aliere din materialul de aliere ;  $\eta_{EM}$  – gradul (randamentul) de asimilare a elementului de aliere E din materialul de aliere de către baia metalică.

Cantitatea de element de aliere E adusă de către materialul de aliere M trebuie să fie egală cu  $\%E_{\text{fontă}} - \langle \%E \rangle + \langle \%E \rangle \cdot \%a_E/100$ , în care  $\%E_{\text{fontă}}$  reprezintă proporția de element de aliere E din fonta propusă a fi obținută (din fonta finală),  $\langle \%E \rangle$  reprezintă proporția de element de aliere E din încărcătură, respectiv cantitatea de element de aliere E adusă de sorturile metalice din încărcătură iar  $\%a_E$  reprezintă proporția de element de aliere adus în încărcătură de către sorturile metalice din încărcătură ce se pierde prin oxidare – relația (34).

$$Q_M \cdot \frac{\%E_M}{100} \cdot \eta_{EM} = [\%E] - \langle \%E \rangle + \langle \%E \rangle \cdot \frac{\%a_E}{100}, \quad (34)$$

Din relația (34) se explicitază cantitatea de material de aliere necesară pentru aliere, respectiv relația (35).

$$Q_M = \frac{[\%E] - \langle \%E \rangle + \left( \frac{100 - \%a_E}{100} \right) \langle \%E \rangle}{\%E_M \cdot \eta_E} \cdot 10^2 \quad (35)$$

Se prezintă în continuare o aplicație, respectiv calculul de FeCr cu 40% Cr, pentru obținerea unei fonte ce are 14% Cr, în cazul în care randamentul de asimilare a cromului din FeCr este de 67%, pierderile de crom din încărcătură în timpul elaborării sunt de 7% iar cromul din încărcătură (adus de sorturile metalice din încărcătură) este de 3%. Făcând înlocuirile în relația (35) se obține :

$$Q_{\text{FeCr}} = \frac{14 - 3 \left( \frac{100 - 7}{100} \right)}{40 \cdot \frac{67}{100}} \cdot 10^2 = 41,38 \text{ kg FeCr/100 kg fontă.}$$

Dacă în relația (35) cantitatea de element de aliere E adus de sorturile metalice din încărcătură în încărcătură este zero ( $\langle \%E \rangle = 0$ ), se obține relația simplificată (36).

$$Q_M = \frac{[\%E] \cdot 10^2}{\%E_M \cdot \eta_E} \quad (36)$$

Pierderile de elemente de aliere aduse în încărcătură de către sorturile metalice componente ale încărcăturii metalice diferă în funcție de natura agregatului de elaborare iar în cazul unui agregat de elaborare depind de natura chimică a căptușelii refractare, capacitatea cuptorului, gradul de supraîncărcare a cuptorului, tipul de combustibil utilizat, tipul arzătoarelor și amplasarea lor, frecvența curentului electric, puterea transformatorului etc.

În cazul cubiloului căptușit acid ce utilizează aer rece pentru combustia cocsului de turnătorie, pierderile de elemente de aliere prin oxidare au valorile prezentate în tabelul 37 sub formă de variații negative (în tabelul 37 sunt prezentate și variațiile altor elemente chimice însoțitoare ale fierului).

Tabelul 37

**Pierderile de elemente chimice prin oxidare și creșterile concentrațiilor de carbon și sulf în timpul coborârii încărcăturii metalice printr-un cubilou acid cu aer rece**

Elementul chimic însoțitor al fierului	Denumirea materialului de aliere sau a sortului metalic din încărcătură sau caracteristici ale încărcăturii metalice	Variația elementului chimic *, în %
1	2	3
C	Încărcătură metalică cu C<3,2%	+(20...30)
	Încărcătură metalică cu C>3,6%	-(3...8)
Si	Fontă sau oțel ce conțin 0,5...3,0% Si	-(8...15)
	FeSi cu 45% Si	-(25...30)
	FeSi cu 75% Si	-(40...50)
Mn	Fontă sau oțel ce conțin Mn<1,5%	-(15...20)
	Fontă brută ce conține 10...25% Mn	-(20...25)
	FeMn ce conține 65...75% Mn	-(30...40)
P	Fontă sau FeP	0
S	Fontă	+(20...50)
Cr	Fontă brută aliată cu Cr	-(15...20)
	FeCr ce conține 60...70% Cr	-(20...30)
Ni	FeNi sau Ni brut	-(2...3)
Mo	FeMo	-(4...10)
Cu	Diverse	-(4...6)
Al	Diverse	-(75...100)

\* – = pierderi prin oxidare; + = creșterea conținutului în fontă

Pentru cubilourile căptușite bazic și cubilourile acide cu diverse regimuri de funcționare, literatura de specialitate nu indică pierderile prin ardere ale elementelor de aliere. De regulă, acestea se stabilesc experimental și se folosesc prin intermediul normelor interne pentru calculul necesarului de materiale de aliere. Și la cubilou, elementul de bază în stabilirea necesarului de material de aliere îl reprezintă prelevarea de probe și analiza lor pentru determinarea compoziției chimice. Cubiloul reprezintă un agregat de elaborare incomod, în general, din punctul de vedere al alierii și din cauză că orice intervenție asupra componentei încărcăturii metalice la nivelul gurii de încărcare este resimțită la nivelul gurii de evacuare după o perioadă de timp relativ mare. În tabelul 38 se prezintă arderile siliciului și manganului în cazurile cubilourilor acide cu trei regimuri de lucru speciale (cu aer rece și oxigen, cu aer rece, cocs și gaz metan și cu aer cald).

**Arderile siliciului și manganului în cubiloul acid, pentru trei regimuri speciale**

Elementul chimic	Arderile elementelor chimice, în %, pentru regimurile		
	Aer rece și oxigen	Cocs și gaz metan	Aer cald
Si	10...15	15...25	În funcție de temperatura aerului, conform figurii 3.86
Mn	15...20	20...30	15...20

În cazul cubiloului, cantitatea de material de aliere se poate calcula cu relația (39).

$$Q_M = \frac{<\%E_{necesar}> - <\%E_{existent}>}{\%E_M \left(1 - \frac{\%a_{E_M}}{100}\right)} \cdot 10^2 \quad (39)$$

în care  $Q_M$  se exprimă în kg/100 kg de fontă (ca în relația 38);  $<\%E_{necesar}>$  – proporția de element chimic de aliere necesară în încărcătură;  $<\%E_{existent}>$  – proporția de element chimic de aliere existent în încărcătură;  $\%E_M$  – proporția de element de aliere E din materialul de aliere;  $\%a_{E_M}$  – proporția de element de aliere E din materialul de aliere ce se pierde prin oxidare.

În cazul în care materialul de aliere se introduce în încărcătura agregatului de elaborare, calculul materialului de aliere se poate face cu relația (39), indiferent de natura agregatului de elaborare.

Randamentele de asimilare ale principalelor elemente chimice de aliere în cazul alierii băii metalice în cuptorul electric cu încălzire prin inducție sunt prezentate în tabelul 40.

Tabelul 40

**Randamentele de asimilare orientative ale elementelor chimice de aliere în baia metalică în cazul elaborării în cuptorul electric cu încălzire prin inducție**

Elementul chimic	P	Ni	Mo	Cr	Mn	Si	V	Ti	W	Al	Cu
Randamentul de asimilare, $\eta_E$ , în %	85	96	96	88	97	94	98	20	98	70	96
	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
	90	97	97	90	98	97	99	30	99	90	97

Momentele introducerii materialelor de aliere în cuptorul electric cu încălzire prin inducție sunt prezentate în tabelul 41.

Tabelul 41

**Momentele introducerii materialelor de aliere în cuptorul electric cu încălzire prin inducție**

Elementul chimic de aliere principal din materialul de aliere	Perioada de introducere în cuptor*		
	În încărcătură	După topire	Înainte de evacuarea din cuptor

P	-	-	+
Ni	+	+	+
Mo	-	+	+
Cr	-	-	+
Mn	-	-	+
Si	-	+	+
V	-	+	+
Ti	-	-	+
W	-	+	+
Al	-	-	+
Cu	+	+	+

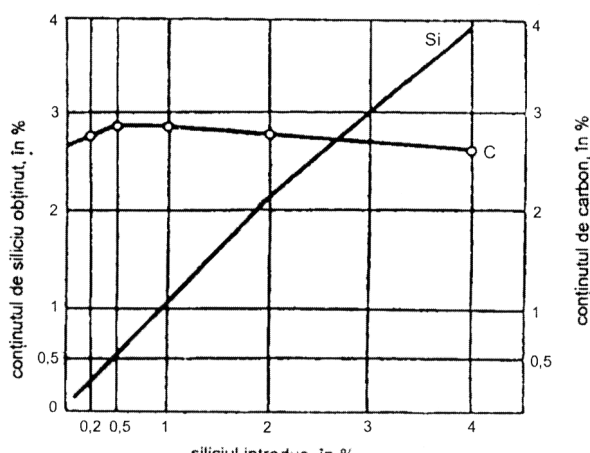
\* + = perioadă optimă de introducere în cuptor; - = perioadă neindicată de introducere în cuptor (pierderi foarte mari de element de aliere prin oxidare)

Alierea cu siliciu în cuptorul electric cu încălzire prin inducție se face cu FeSi 45 și FeSi 75 și numai după efectuarea carburării pentru ca să nu afecteze solubilitatea carbonului în fonta lichidă. În intervalul de temperaturi ale băii metalice de 1 420...1 460<sup>0</sup>C, viteza de asimilare a siliciului este de circa 0,1% Si/min. În cazul în care temperatura băii metalice este mai mare de 1 400<sup>0</sup>C, randamentul de asimilare a siliciului variază în intervalul 94...100%.

În figura 13 se prezintă variația conținutului de siliciu obținut în fontă cu conținutul de siliciu introdus în baia metalică în cazul unei fonte cu conținut de carbon mare (în figură se prezintă și modul de variație a conținutului de carbon din fonta obținută), într-un cuptor cu inducție căptușit acid.

Conținutul de siliciu se poate mări și prin utilizarea ca material de aliere a deșeurilor de carbură de siliciu, situație în care randamentul de asimilare a siliciului variază între limitele 40...60% dacă materialul de aliere se introduce în încărcătura metalică sau dacă materialul de aliere se introduce după topire în circumsatanțele în care temperatura băii metalice este de minim 1 400<sup>0</sup>C (dacă fonta are un conținut de carbon mai mic, asimilarea siliciului din deșeurile de carbură de siliciu este mai bună). Asimilarea siliciului din deșeurile de carbură de siliciu este superioară dacă acestea se introduc în cuptor împreună cu 4...15% amestec de var și fluorină.

Dacă alierea cu siliciu se realizează utilizându-se ferosiliciu cu mărimea granulației de 1...5 mm, randamentul de asimilare a siliciului are valori maxime.



**Figura 13. Variația conținutului de siliciu și a conținutului de carbon din fonta obținută cu conținutul de siliciu introdus în baia metalică, în cazul unui cuptor cu inducție cu creuzet acid (pentru o fontă dată).**

Alierea cu mangan în cuptorul electric cu încălzire prin inducție se realizează utilizând ca material de aliere feromanganul. Feromanganul se introduce în baia metalică înainte de evacuarea fontei din cuptor.

Manganul introdus în baia metalică sub formă de FeMn se asimilează cu o viteză de 0,1% Mn/min. Randamentul de asimilare a manganului este de maximum 80% din cauza pierderilor mari de mangan sub formă de MnO ce interacționează chimic cu SiO<sub>2</sub> din baia metalică și formează silicați de mangan de forma nMnO·SiO<sub>2</sub>, ușor fuzibili, ce se separă cu ușurință în zgură în cazul elaborării în cuptoare cu inducție căptușite acid. În figura 14 se prezintă variația conținutului de mangan și a conținutului de carbon din fonta obținută cu conținutul de mangan introdus în baia metalică, în cazul unui cuptor cu inducție cu creuzet căptușit acid (aceeași variație, însă, în cazul elaborării într-un cuptor cu inducție cu creuzet căptușit bazic, se prezintă în figura 15).

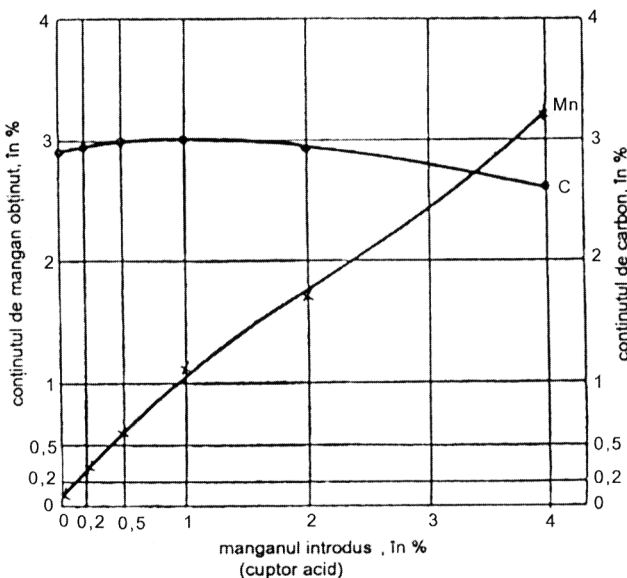
Alierea cu crom se realizează utilizându-se ca material de aliere în special ferocromul în cazul cuptoarelor cu inducție cu creuzet. În figura 16 se prezintă variația conținutului de crom și a conținutului de carbon din fonta obținută cu conținutul de crom adăugat în baia metalică în cazul cuptorului cu inducție cu creuzet căptușit acid.

Ca reguli generale la alierea fontei în cuptorul electric cu încălzire prin inducție se remarcă următoarele :

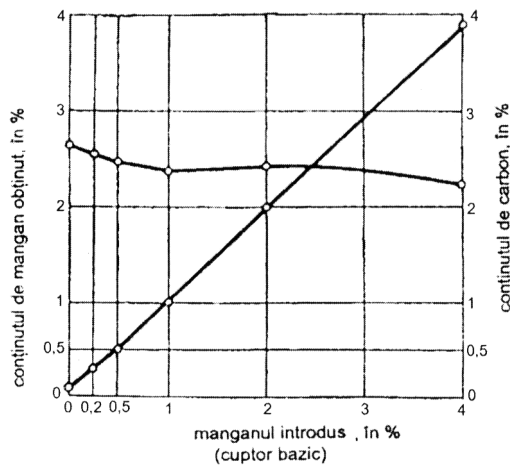
– cu cât gradul de agitare electromagnetică a băii metalice este mai mare cu atât randamentul de asimilare a elementelor chimice de aliere se mărește ;

– mărirea  
metalice  
asimilarea  
aliere ;

temperaturii băii  
influențează pozitiv  
elementelor de



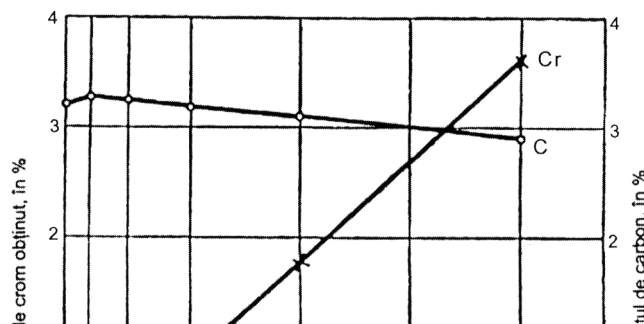
**Figura 14. Variația conținutului de mangan și a conținutului de carbon din fonta obținută cu conținutul de mangan adăugat în baia metalică în cazul elaborării într-un cuptor cu inducție cu creuzet căptușit acid (pentru o fontă dată).**



**Figura 15. Variația conținutului de mangan și a conținutului de carbon cu conținutul de mangan adăugat în baia metalică în cazul elaborării într-un cuptor cu inducție cu creuzet căptușit bazic, pentru o fontă dată.**

– prelungirea duratei de menținere mărește gradul de asimilare a elementelor chimice de aliere ;

– cu cât conținutul în element chimic de aliere al materialului de aliere este mai mare cu atât randamentul de asimilare în fonta lichidă a elementului de aliere este mai mare ;



**Figura 16. Variația conținutului de crom și a conținutului de carbon cu conținutul de crom adăugat în baia metalică în cazul elaborării în cuptorul cu inducție cu creuzet căptușit acid, pentru o fontă dată.**

– cu cât materialul de aliere are gradul de puritate (elemente chimice nocive, gaze etc.) mai mare cu atât asimilarea elementelor chimice de aliere este mai bună ;

– cu cât materialul de aliere are granulația de mărime mai mică, însă fără a fi sub formă de praf, cu atât asimilarea elementelor de aliere este mai bună ;

– dacă materialul de aliere se utilizează în starea de agregare lichidă, randamentul de asimilare a elementelor chimice de aliere este mai bun etc.

Pierderile de elemente chimice, în timpul elaborării în cuptorul electric cu încălzire prin inducție, cu creuzet, căptușit acid, în cazul în care încărcătura metalică este în totalitate solidă, sunt prezentate în tabelul 42.

Tabelul 42

**Pierderile de elemente chimice în timpul elaborării în cuptorul electric cu încălzire prin inducție, cu creuzet căptușit acid, cu încărcătură metalică solidă**

Elementul chimic	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Mo	V	W	Cu
Arderea, în %	5...10	0...7	10...30	5...7	0	25...35	0	20...30	0	0

În cazul elaborării în cuptorul electric cu încălzire prin arc electric cu căptușeală bazică pierderile prin oxidare ale unor elemente chimice sunt cele prezentate în tabelul 43.

Tabelul 43

**Pierderile prin oxidare a unor elemente chimice de aliere în cazul elaborării în cuptorul electric cu încălzire prin arc electric căptușit bazic**

Elementul chimic	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Mo	V	W	Cu
Pierderile prin oxidare, în %	5... 10	10... 15	10... 20	15... 20	0... 4	45... 50	0... 2	25... 35	5... 10	0

Câteva caracteristici ale elementelor de aliere împreună cu particularități de aliere cu acestea, în cazul alierii fontei în cuptorul electric cu încălzire prin arc electric, se prezintă în continuare :

#### a) Manganul

Manganul este introdus sub diferite forme de materiale de aliere, cum ar fi următoarele: feromangan cu 65...80% Mn, silicomangan, fontă brută aliată cu mangan etc. Materialele de aliere se introduc de regulă după etapa de desulfurare (după ce baia metalică a fost menținută sub zgură carbidică). În cazul cuptorului căptușit acid se recomandă ca să se introducă în baia metalică cu puțin timp înainte de evacuare.

#### b) Cromul

Dacă încărcătura metalică conține Si și Mn în cantitate mai mare, cromul este oxidat într-o măsură mai mică datorită faptului că oxigenul din zgură este «consumat» de aceste elemente chimice și FeO din zgură este legat chimic de SiO<sub>2</sub>. Cromul se oxidează mai mult de către oxigenul din atmosfera gazoasă a cuptorului și oxigenul dizolvat în baia metalică, acesta din urmă fiind în cantitate relativ mică în fonta lichidă în comparație cu oțelul lichid.

Dacă zgura este acidă, din cauză că proporția de FeO liber din ea este mică, cromul ajunge în zgură conform reacțiilor chimice (44) și (45).



Oxigenul pentru reacția (45) provine din incinta gazoasă a cuptorului, reacția chimică respectivă fiind accelerată de prezența arcului electric.

În zgură cromul se află și sub formă de silicați și soluții cu SiO<sub>2</sub>.

Se apreciază că în cazul conținuturilor de crom în fonta lichidă de până la 0,1% este posibil să se formeze în baia metalică soluție lichidă FeO-Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> iar în cazul conținuturilor de crom de 0,1...4,5% în baia metalică se formează FeO·Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ce se separă în zgură conform reacției chimice (46).



Oxidarea cromului este însemnată la temperaturi mici (în timpul topirii) și în special atunci când conținutul de crom din baia metalică este mare iar conținutul de FeO liber din zgură are, de



asemenea, valori mari (în cazul zgurilor puternic oxidante).

În cazul temperaturilor mari, afinitatea chimică față de oxigen a cromului se micșorează și se produce reducerea  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  din zgură de către fierul din baia metalică conform reacției chimice (47). Acest proces este accelerat de raportul  $\text{CaO}/\text{SiO}_2 \leq 2,2 \dots 2,3$ , în zgură.



Viscozitatea zgurii se mărește foarte mult în prezența  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  (sub formă de cromați de calciu –  $x\text{CaO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$  – și  $\text{FeO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ ) iar în cazul în care concentrația de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  depășește 8% zgura devine inactivă din punct de vedere metalurgic.

În cazul în care se urmărește micșorarea conținutului de crom din fontă se recomandă ca încărcătura metalică să conțină siliciu și mangan în cantitate mică, zgura să fie bazică, zgura să fie în cantitate mică și zgura să se elimine după terminarea etapei de topire. Conținuturile de siliciu și de mangan din fontă se obțin prin corectarea prin adaos, ulterior.

Cromul este introdus în baia metalică, ca element chimic de aliere, sub formă de ferocrom cu 60...65% Cr ce se recomandă să fie calcinat timp de 3 ore la temperatura de  $850^\circ\text{C}$ .

Pierderile de crom prin oxidare, la aliere, cresc pe măsură ce conținutul de crom din ferocrom se mărește (pierderile prin oxidare se măresc de la 4...6% în cazul în care conținutul de crom din ferocrom este mai mic de 2% și ajung la 15...20% în cazul conținuturilor mari de crom din ferocrom).

### **c) Siliciul**

Siliciul se introduce ca element chimic de aliere în special sub formă de ferosiliciu cu 25...92% Si, în baia metalică înainte, cu cel mult 30 min de evacuarea fontei din cuptor (efectul maxim de asimilare a siliciului este dacă se introduce ferosiliciul în baia metalică înainte cu 15...20 min de evacuare).

Se recomandă ca ferosiliciul să se calcineze la temperatura de  $1150^\circ\text{C}$ .

Deoarece ferosiliciul are greutatea specifică mai mică decât fonta lichidă, se impune amestecarea frecventă a băii metalice cu ferosiliciul, în caz contrar crescând pierderile de siliciu prin oxidare și existând și pierderi de ferosiliciu în zgură.

### **d) Nichelul**

Nichelul ca element de aliere, se introduce în baia metalică sub formă de nichel primar cu conținuturi de nichel de la 97,6% la 99,99%.

Nichelul face parte din categoria elementelor chimice cu afinitatea mică față de oxigen – greu oxidabil – făcând parte din seria următoare : Zn, Bi, Pb, Sn, As, Ni, Cu, Co, Mo.

Pierderi mai importante de nichel sunt prin vaporizare, sub influența arcului electric – aceste pierderi sunt cu atât mai mari cu cât nichelul, ca material de aliere sau existent în diverse sorturi metalice din încărcătură se află mai mult timp în cuptor.

Nichelul primar se poate introduce atât în încărcătură cât și în baia metalică. Deoarece în cadrul tehnologiei de elaborare a fontei în cuptorul electric cu încălzire prin arc electric nu există etapa de fierbere, nu se recomandă să se introducă nichelul primar în baia metalică spre finalul elaborării (în cazul elaborării oțelului, introducerea nichelului primar în timpul perioadei de fierbere generează o foarte bună omogenizare a băii metalice din punct de vedere chimic). Dacă baia metalică se barbotează cu un gaz inert (argon sau chiar azot) după ce se introduce nichelul primar în baia metalică, se realizează și omogenizarea chimică necesară.

#### **e) Molibdenul**

Deoarece afinitatea chimică față de oxigen a molibdenului este cu puțin mai mică decât a fierului, molibdenul se oxidează în mică măsură formând  $\text{MoO}_2$  în perioada de topire.

În cazul în care zgura conține o cantitate mare de  $\text{FeO}$ , molibdenul din baia metalică se oxidează formând  $\text{MoO}_3$  ușor fuzibil (temperatura de topire este de  $791^{\circ}\text{C}$ ) și relativ ușoraporizabil (temperatura de fierbere este de  $1\,280^{\circ}\text{C}$ ).

Molibdenul se introduce ca element de aliere sub formă de feromolibden cu 50...65% Mo, molibdat de calciu, oxid de molibden etc., după etapa de topire.

În cazul în care conținutul de molibden din faza metalică este de maximum 1%, calculul materialelor de aliere pe bază de molibden se face fără a se lua în considerație pierderi prin oxidare.

În cazul în care conținutul de molibden din faza metalică este mai mare de 1%, se admit pierderi prin oxidare de până la 2%, pierderi ce împreună cu cele prin vaporizare sub influența arcului electric pot să ajungă până la 3%.

În cazul în care se cere un conținut de molibden de 0,3...0,5%, se pot utiliza pentru aliere amestecuri de molibdenită – conține  $\text{MoS}_2$  – cu fondanți și reducători, cum ar fi, de exemplu, materialul de aliere format din

1 kg molibdenită, 0,50 kg var, 0,17 kg cocs, 0,17 kg fluorină și 0,66 kg  $\text{FeSi}\,75$  sau materialul de aliere format din 1 kg molibdenită, 0,90 kg var, 0,36 kg cocs, 0,22 kg fluorină, 0,30 kg  $\text{FeSi}\,75$  și 0,22 kg așchii de aluminiu tehnic etc. Asemenea materiale de aliere se introduc treptat în zona electrozilor.

#### **f) Aluminiul**

Aluminiul face parte din categoria elementelor chimice ușor oxidabile și face parte din seria următoare : W, V, Ti, Zr, Ta, B, Nb, Al.

În timpul topirii aluminiul se oxidează în totalitate sau, oricum, în primele minute după etapa de topire.

Odată trecut în zgură aluminiul nu mai poate fi recuperat din aceasta.

Ca element de aliere, aluminiu se introduce în baia metalică sub formă de aluminiu tehnic (în cazul alierii fontei nu se justifică utilizarea aluminiului de înaltă puritate), înainte de evacuarea

fontei lichide din cuptor cu 5...10 min.

Aluminiul tehnic se poate și topi într-un cuptor consacrat acestui scop și se introduce în oala de turnare în timpul evacuării din cuptor.

### **g) Titanul**

Titanul are afinitatea chimică față de oxigen foarte mare.

Ca element chimic de aliere, titanul se introduce în baia metalică sub formă de ferotitan ce conține minimum 20...40% titan, dar nu sunt excluse nici variantele de prealiaje (aluminiu titan cu 4...10% Ti, cuprutitan cu 4...30% Ti etc.), în cazul prealiajelor cu greutatea specifică mică randamentul de asimilare a titanului fiind mai mic.

Ferotitanul se introduce în baia metalică după ce s-a introdus în ea ferosiliciul, adică atunci când temperatura băii metalice este cea de evacuare din cuptor.

După introducerea ferotitanului în cuptor este necesar să se agite baia metalică în vederea măririi randamentului de asimilare a titanului pentru ca în fontă să nu rămână cristale de ferotitan. Pericolul de cristale de ferotitan remanente în fontă se mărește dacă ferotitanul se adaugă pe jetul de fontă lichidă în momentul evacuării fontei lichide din cuptor în oala de turnare.

Dacă ferotitanul se adaugă pe jetul de fontă lichidă, pierderile de titan prin oxidare sunt de 30...40%.

Dacă ferotitanul se adaugă în baia metalică, în cuptor, în circumstanțele anterioare, pierderile de titan prin oxidare ajung până la 50%.

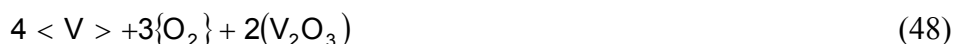
Titanul se poate introduce în baia metalică și sub formă de deșeuri de titan metalic (tablete, lamine etc.), burete de titan cu circa 96% Ti, brichete de deșeuri de pulbere de titan cu 99,2...99,7% Ti etc.

### **h) Vanadiul**

Vanadiul este considerat ca un element chimic ușor oxidabil.

În cazul în care se află în încărcătură, în sorturile metalice ale acesteia, este sub formă de carburi.

În timpul topirii, vanadiul din carburi se oxidează într-o măsură avansată, rezultând  $V_2O_3$  conform reacției chimice (48).



După topire, vanadiul se oxidează formând  $V_2O_5$  ce are caracter chimic amfoter, conform reacției chimice (49) și interacționează în zgurile bazice cu CaO liber formând vanadat de calciu, combinație chimică foarte stabilă, vanadiul neputând fi recuperat din zgură.



În cazul elaborării fontei în cuptoare căptușite acid, conținutul de FeO din zgură este mic, ceea ce determină pierderi de vanadiu prin oxidare mai mici – se apreciază că în acest caz vanadiul

se oxidează mai puțin decât manganul.

Vanadiul se introduce în baia metalică, ca element chimic de aliere, sub formă de ferovanadiu cu minimum 40...75% vanadiu, dar se nu exclude și prealiajul vanadiualuminiu cu 85% V etc.

Sub formă de ferovanadiu, vanadiu se introduce în baia metalică înaintea evacuării fontei lichide din cuptor cu circa 8 min, în varianta împachetat în cutii de tablă de oțel.

Pierderile maxime de vanadiu prin oxidare se constată în cazul în care ferovanadiul se introduce în baia metalică în stare neîmpachetată și în cazul în care se cer grade de aliere mari de 1% – ajung chiar până la 35%.

În cazul în care adaosul de vanadiu în baia metalică este de maximum 1%, pierderile de vanadiu prin oxidare sunt de 5...10%.

### **i) Wolframul**

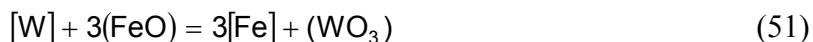
Wolframul este un element chimic ușor oxidabil.

Atunci când se află în încărcătura metalică, wolframul, în mare măsură, se află sub formă de carburi, ceea ce determină oxidarea wolframului cu oxigenul din spațiul gazos al cuptorului, rezultând  $WO_2$ , conform reacției chimice (50).



În timpul topirii, în zgură trece până la 90% din wolframul din încărcătură.

După etapa de topire, oxidarea wolframului din baia metalică continuă, formându-se  $WO_3$ , conform reacției chimice (51), ce trece în zgură, unde, datorită caracterului chimic amfoter formează, cu CaO liber, wolfram de calciu, conform reacției chimice (52), foarte stabil din punct de vedere chimic și ce nu permite reducerea wolframului. În plus, wolframatul de calciu mărește viscozitatea zgurii, făcând-o neactivă din punct de vedere metalurgic.



Wolframul se introduce ca element de aliere în baia metalică sub formă de ferowolfram cu 65...80% W, dar și sub formă de wolfram metalic etc.

Wolframul nu se poate regenera din zgură.

Ferowolframul se introduce în baia metalică înainte de FeCr și FeV și sub formă de porții, la intervale de 15 min și în cantități de circa 3,5% din baia metalică, subliniindu-se obligativitatea amestecării băii metalice după introducerea fiecărei porții de ferowolfram (în caz contrar, ferowolframul se depune pe vatră).

### **j) Cuprul**

Cuprul face parte din categoria elementelor chimice greu oxidabile.

Pierderile de cupru prin vaporizare sub influența arcului electric sunt neglijabile.

Calculul materialelor de aliere ce conțin cupru se face fără a lua în considerație pierderi prin oxidare.

Ca material de aliere se poate utiliza cupru cu diverse grade de puritate, dar și prealaje pe bază de cupru cum ar fi CuFe cu 90...95% Cu etc.

#### **k) Fosforul**

Până la temperatura de circa 1 000<sup>0</sup>C, afinitatea chimică față de oxigen a fosforului este puțin mai mare decât a fierului, pentru ca la temperaturi mai mari de circa 1 000<sup>0</sup>C respectiva afinitate să fie mai mică decât cea a fierului. În consecință, în timpul topirii, fosforul se oxidează în proporție mică (în condițiile în care în încărcătură se adaugă minereu de fier, pierderile de fosfor prin oxidare devin semnificative, această particularitate stând la baza defosforării fontei). După topire, pierderile de fosfor prin oxidare devin neglijabile.

Alierea cu fosfor se face utilizându-se ca material de aliere ferofosfor cu 14...22% P, acesta introducându-se în baia metalică după topire.

#### **l) Staniul**

Staniul face parte din categoria elementelor greu oxidabile, având afinitatea chimică față de oxigen mai mică decât cea a fierului în cazul temperaturilor mai mari de circa 250<sup>0</sup>C.

Pentru aliere, staniul se introduce sub formă de staniu cu puritate variabilă de la 99,35% la 99,9% Sn, în baia metalică, după topire.

Calculul materialului de aliere se face fără a lua în calcule pierderi prin oxidare.

#### **m) Borul**

Borul are afinitatea chimică față de oxigen mult mai mare decât a fierului, situându-se între afinitățile chimice față de oxigen ale titanului și aluminiului. Prin urmare, borul este un element ușor oxidabil.

Borul se introduce în baia metalică sub formă de ferobor cu 2...2,4% B, cu puțin timp înainte de evacuarea fontei lichide din cuptor, având și capacitate foarte bună de dezoxidare a fontei lichide.

#### **n) Azotul**

Azotul se introduce în baia metalică sub formă de feroalaje ce conțin azot, uree, azotat de sodiu, azotat de potasiu, cianamidă de calciu, hexametilentetramină, amoniac, amestec de 54% clorură de amoniu și 46% azotit de sodiu.

Toate materialele de aliere ce eliberează azot atomic, acesta aliind fonta, trebuie obligatoriu calcinate cu scopul eliminării apei de constituție.

Dacă o fontă supraîncălzită în condiții normale, la temperaturi cuprinse în intervalul 1

300...1 400<sup>0</sup>C, este barbotată cu azot molecular, acesta se comportă ca un gaz inert deoarece moleculele de azot nu îndeplinesc condițiile termice de descompunere în atomi.

#### **o) Magneziul**

Magneziul are afinitatea chimică față de oxigen foarte mare și, în plus, în condițiile de temperatură ale fontei lichide este în stare gazoasă (temperatura de fierbere este de 1 107<sup>0</sup>C), tensiunea de vapori fiind foarte mare, ceea ce pune probleme la asimilarea magneziului.

Ca element de aliere magneziul se introduce în fonta lichidă sub formă de feroaliaj cu 4,5...16% Mg, magneziu metalic solid în atmosferă normală și de suprapresiune, magneziu în stare de vapori, ș59ț, magneziu cu diverse adaosuri sub formă de brichete, prealiaje pe bază de magneziu cum ar fi NiMg cu 5...20% Mg, CuMg cu 15...20% Mg, NiSiMg cu 15...18% Mg etc., amestec de silicocalciu și MgCl<sub>2</sub> etc.

Alierea cu magneziu se recomandă în afara agregatului de elaborare însă nu sunt excluse și tehnologii de aliere în cuptoare cu condiția ca tensiunea de vapori a magneziului să fie foarte mult diminuată (de exemplu, prin folosirea feroaliajelor cu magneziu sau a prealiajelor cu magneziu etc.) și cu obligativitatea evacuării fontei din cuptor imediat după aliere și turnarea fontei aliate cu magneziu în forme în cel mai scurt timp posibil.

Cu excepția pierderilor prin vaporizare și a necesității de amestecare a băii metalice în cazul utilizării unor materiale de aliere, toate precizările făcute anterior în legătură cu elementele de aliere la introducerea în cuptorul electric cu încălzire prin arc electric sunt valabile și în cazul alierii în cazul elaborării fontei în cuptorul electric cu încălzire prin inducție.

Se precizează obligativitatea ca toate materialele de aliere să fie preîncălzite – calcinate – înainte de întrebuințare pentru aliere.

În cazul utilizării pentru elaborare a cuptoarelor cu flacără, nu se recomandă elaborarea fontelor aliate deoarece pierderile de elemente chimice de aliere prin oxidare sunt foarte mari din cauza compoziției gazelor de ardere ce conțin elemente oxidante în cantitate mare (CO<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>O și O<sub>2</sub>) iar randamentele de asimilare a elementelor de aliere sunt mici, neexistând posibilități semnificative de amestecare a băii metalice (în cazul cuptorului rotativ amestecarea băii metalice ce se poate realiza prin însăși rotirea cuptorului).

#### **BIBLIOGRAFIE pentru paragrafele 1 și 2.**

- [1]. Cojocaru-Filipiuc, V. Fonte-obținere. Iași. Editura “Samia”, 2003;
- [2]. Cojocaru-Filipiuc, V. Fonte, aspecte teoretico-practice ale obținerii, Iași, Editura “Samia”. 2005;
- [3]. Cojocaru-Filipiuc, V. Ipoteze cu privire la obținerea de material metalice pe baza tendinței spre echilibrul chimic – aplicații la modificarea fontelor. Iași. Editura “Politehnum”. 2011;
- [4]. Baum, B.A. Topituri metalice. Probleme și sinteze. Moscova. Editura Nauka. 1979. Traducere de Dragomir, I. București. Editura Tehnică. 1982;
- [5]. Ripoșan, I. și Chișamera, M. Tehnologia elaborării și turnării fontei. București. Editura Didactică și Pedagogică. 1981;
- [6]. Sofroni, L. și Ștefănescu, D.M. Fonte modificate cu proprietăți superioare. București. Editura Tehnică. 1971;
- [7]. Sofroni, L. și Ștefănescu, D.M. Fonte speciale. București. Editura Tehnică. 1974;
- [8]. Cojocaru-Filipiuc, V. Remanent graphite and its implication in modification process of iron. Metalurgia Internațional. Vol. XV (2010). No. 5. p. 57-62;
- [9]. Sofroni, L., Brădie, V. și Bratu, C. Bazele teoretice ale turnării. București. Editura Didactică și Pedagogică. 1980;
- [10]. Cojocaru, V. Bazele teoretice ale elaborării aliajelor. Iași. Institutul Politehnic. 1993;

### 3. TRATAMENTE METALURGICE APLICATE FONTELOR ÎN STARE LICHIDĂ

#### 3.1. Desulfurarea

În general, sulful este considerat în fonte ca un element chimic cu implicații negative asupra caracteristicilor pieselor obținute.

Conținutul de sulf variază, în general, în fonte, între limitele 0,005...0,18%, implicațiile negative asupra fontelor fiind următoarele :

- mărește gradul de subrăcire la transformarea eutectică, determinând trecerea fontelor cenușii în fonte pestrițe sau albe. Sulful favorizează apariția de zone de fontă albă în piese, mai ales în cazul vitezelor de răcire mari. În felul acesta, sulful înrăutățește prelucrabilitatea mecanică a pieselor ;

- micșorează fluiditatea ;

- micșorează caracteristicile mecanice de rezistență;

- mărește proporția de rebuturi;

- determină durificarea inversă (piesele au duritate mare în zona centrală a pereților și duritate mică la periferia lor) în circumstanțele în care nu intervine efectul de neutralizator al manganului. Manganul determină formarea de MnS și (Fe, Mn)S, adică preîntâmpină formarea de FeS susceptibil să conducă la apariția de eutectice cu efect fragilizant. Conținutul minim de mangan necesar anulării efectului fragilizant al sulfului este dat de relația (53) pentru fonta cenușie și de relația (54) pentru fonta maleabilă.

$$\%Mn_{\min} = \%S \cdot 1,7 + (0,2 \dots 0,3), \quad (53)$$



în care  $\%Mn_{\min}$  reprezintă conținutul minim de mangan iar  $\%S$  reprezintă proporția de sulf din fontă. relația (54) este de forma (55).

$$\%Mn_{\min} = \%S \cdot 2 + (0,1 \dots 0,2) \quad (54)$$

$$\%Mn_{\min} = \%S \cdot 2 + (0,3 \dots 0,35) \quad (55)$$

Implicarea manganului în anihilarea unor efecte ale sulfului pune în balanță opțiunea de a se realiza desulfurarea sau opțiunea de a realiza echilibrul între conținuturile de sulf și mangan din fontă, conform relațiilor (53), (54) și (55). Ca atitudine generală, se preferă realizarea echilibrului Mn-S conform celor trei relații prezentate anterior.

La acest paragraf se prezintă procesul de desulfurare ca o operație controlată ce are ca obiectiv micșorarea conținutului de sulf din fonta lichidă până la valoarea propusă. În timpul elaborării au loc procese de desulfurare ce depind și de particularitățile diferitelor agregate de elaborare.

Tehnologiile de desulfurare a fontei lichide sunt specifice fiecărui agregat de elaborare, diferind ca randament, ceea ce face posibilă desulfurarea eficientă în cazul procedeeleor de elaborare duplex și triplex.

În continuare se prezintă aspecte ale desulfurării topiturii metalice în principalele agregate de elaborare.

### **3.1.1. Desulfurarea fontei în cuptorul electric cu încălzire prin inducție**

Deoarece în practică se utilizează în majoritatea cazurilor cuptoare căptușite cu material refractar de natură chimică acidă și fiindcă materialele desulfurante utilizate în practică sunt de natură chimică bazică sau dau naștere în timpul procesului tehnologic la materiale de natură chimică bazică, tehnologiile de desulfurare au particularități ce să determine o interacțiune chimică desulfurant-căptușeală refractară de o intensitate minimă.

Există două modalități de desulfurare a fontei, acestea fiind introducerea agentului desulfurant la suprafața băii metalice și menținerea băii metalice sub un strat de zgură desulfurantă, această a doua modalitate fiind specifică doar cuptoarelor căptușite bazic.

#### **3.1.1.a. Desulfurarea fontei cu agenți desulfuranți amplasați la suprafața băii metalice**

##### **3.1.1.a.1. Desulfurarea cu carbid**

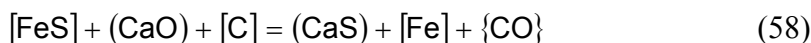
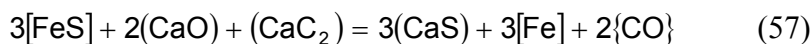
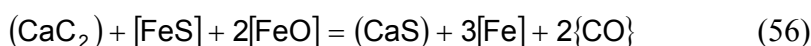
Cel mai utilizat agent desulfurant este carbidul în varianta de compoziție eutectică.

Deoarece carbidul are greutatea specifică cu mult mai mică decât fonta lichidă (de exemplu,  $2,27 \text{ g/cm}^3$  față de  $6,9 \text{ g/cm}^3$ ), plutește la suprafața băii metalice, fiind nevoie de o agitare intensă a băii metalice pentru ca suprafața de contact dintre agentul desulfurant și baia metalică să fie cât mai mare – pentru ca randamentul de desulfurare să fie cât mai mare.

În cuptorul cu inducție sunt realizate cele mai bune condiții de agitare electromagnetică a băii metalice, curenții de metal lichid determinând o vehiculare a întregii băi metalice din cuptor și punerea în contact a acesteia cu carbidul aflat la suprafața ei (particulele de carbid ar fi antrenate în interiorul băii metalice, până la fundul creuzetului).

Desulfurarea cu carbid este un proces complex, având în vedere că în compoziția carbidului există, în principal,  $\text{CaC}_2$  și  $\text{CaO}$ . Conținutul de  $\text{CaC}_2$ , depășește valoarea de 72%. Ambii componenți principali ai carbidului au capacitate de desulfurare datorită calciului care are afinitatea chimică față de sulf mai mare decât afinitatea chimică față de sulf a fierului.

Reacțiile chimice de desulfurare cu carbid sunt de forma următoare :



Dacă reacția (56) este puternic endotermă iar reacția (57) este endotermă, reacția (58) este exotermă și este și reacția predominantă.

Caracterul exoterm al reacției (58) nu determină micșorarea temperaturii fontei în timpul desulfurării cu carbid.

Carbidul se utilizează cu mărimea granulației de 0,5...3,0 mm.

Cantitatea de carbid utilizată prin desulfurare depinde de mărimea granulației, temperatura băii metalice, cantitatea de sulf propusă a fi eliminată, gradul de agitare al băii metalice, cantitatea de fontă lichidă ce se desulfurează, compoziția chimică a carbidului, compoziția chimică a fontei lichide, natura chimică a căptușelii refractare etc.

Relațiile matematice ce se utilizează pentru calculul cantității de carbid sunt relative și se referă la niște situații date. Deoarece există mai mulți factori ce influențează consumul de carbid, acesta se stabilește experimental, neneglijându-se nici calculele stoechiometrice.

Pentru orientare, consumul de carbid este de 1,7...2,0% dacă proporția de sulf scade de la 0,12% la 0,024...0,048%, este de 1,6...1,8% dacă proporția de sulf scade de la 0,1% la 0,02...0,04% și este de 1,4...1,5% dacă proporția de sulf scade de la 0,06% la 0,012...0,024%, toate aceste consumuri de carbid fiind specifice unui grad de desulfurare de 60...80%. La modul general,

cantitatea de carbid necesară desulfurării variază între limitele 0,8...2,2 kg/100 kg fontă lichidă.

Durata de desulfurare variază în intervalul 3...10 min.

Pentru randamentele de desulfurare mari se impune un brasaj de 10...14%.

Se recomandă introducerea carbidului în cuptor atunci când temperatura băii metalice este de 1 300 ... 1 350<sup>0</sup>C și finalizarea desulfurării la temperatura băii metalice de 1 420...1 450<sup>0</sup>C (creșterea temperaturii băii metalice trebuie să se realizeze lent).

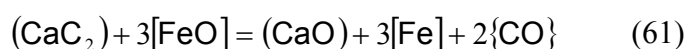
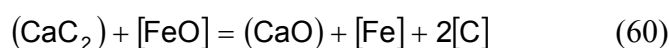
După 8...12 min. de la introducerea carbidului în cuptor procesul de desulfurare a fontei este neglijabil.

Nu se recomandă prelungirea operației de desulfurare peste durata optimă deoarece există și pericolul resulfurării fontei lichide conform reacției chimice (59).



Reacția chimică (59) se desfășoară în mod avansat dacă respectivul cuptor nu este prevăzut cu capac de protecție (lipsa capacului de protecție determină contactul direct al atmosferei – al aerului – cu zgura ce conține o proporție mare de CaS liber din punct de vedere chimic).

Carbidul interacționează și cu oxidul feros în mod direct. Din acest motiv se impune ca adăugarea de carbid să se realizeze după eliminarea zgurii de la suprafața băii metalice. În plus, ar trebui ca baia metalică să fie dezoxidată, în caz contrar, consumându-se carbid și pentru dezoxidarea fontei, conform reacțiilor chimice (60) și (61). Prin urmare, prezența FeO în zgură sau în baia metalică micșorează randamentul de desulfurare.



Se apreciază că gradul de desulfurare crește relativ exponențial cu timpul de reacție.

Dacă temperatura de desulfurare este mai mare decât cea indicată se produce sinterizarea carburii de calciu. În plus, interacțiunea dintre CaO din zgură și SiO<sub>2</sub> din căptușeala refractară acidă se accentuează și SiO<sub>2</sub> din căptușeala acidă este redus de către carbonul din baia metalică în mod avansat. Consecințele constau în mărirea conținutului de siliciu și micșorarea conținutului de carbon din baia metalică, alături de uzura căptușelii refractare acide din planul zgurii. Uzura căptușelii refractare nu constituie motiv de oprire a cuptorului deoarece se realizează repararea căptușelii cu amestec refractar granular acid și acid boric sau cu amestec refractar granular acid și silicat de sodiu etc.

Din cauzele micșorării gradului de desulfurare odată cu prelungirea timpului de desulfurare și atingerii valorii maxime a randamentului de desulfurare după scurgerea unei durate critice de desulfurare , odată cu evacuarea zgurii din cuptor se evacuează și o cantitate de carbid.

### 3.1.1.a.2. Desulfurarea cu cianamidă de calciu industrială

În practică se utilizează, de exemplu, varianta cu compoziția chimică prezentată în tabelul 62 (pentru CaCN<sub>2</sub>).

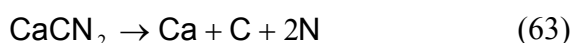
Tabelul 62

#### Exemplu de compoziție chimică pentru cianamida de calciu CaCN<sub>2</sub>

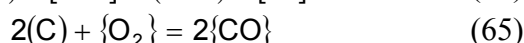
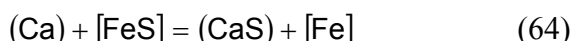
Formula chimică	Compoziția chimică, în %					
	CaCN <sub>2</sub>	CaC <sub>2</sub>	CaO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	C
CaCN <sub>2</sub>	55...62	0,20...0,60	20...25	2...4	2...6	11...12

Se utilizează în practică și varianta de cianamidă de calciu cu formula chimică CaC<sub>2</sub>N<sub>2</sub>.

Cianamida de calciu se disociază la temperatura de circa 1 400<sup>0</sup>C, eliberând azot atomic ce se dizolvă cu ușurință în fonta lichidă, carbon ce parțial se dizolvă în fonta lichidă sau se oxidează cu FeO din baia metalică și oxigenul din atmosferă și calciu ce este foarte activ din punct de vedere chimic, conform reacției chimice (63).



Calciul rezultat din reacția chimică (63) interacționează direct cu FeS din baia metalică, în timp ce carbonul arde parțial incomplet formând monoxid de carbon ce asigură o atmosferă reducătoare deasupra băii metalice, protejând în acest fel calciul de pierderi prin oxidare, conform reacțiilor chimice (64), (65) și (66).



### 3.1.1.a.3. Desulfurarea cu amestecuri de agenți desulfurați

De exemplu, se utilizează în practică amestecul format din următorii componenți : 74...77% cianamidă de calciu industrială ce conține CaCN<sub>2</sub>, 18...20% silicat de sodiu și 5...6% fluorină. Acest amestec se utilizează în cantitate de 0,8...1,0 kg/100 kg de fontă lichidă și se impune ca agitarea electromagnetică a băii metalice să fie mai intensă. Baia metalică puternic agitată se menține sub acest amestec 25...30 min, desulfurarea propriu-zisă având loc la circa 5 min de la introducerea în cuptor a amestecului desulfurant.

Pentru o situație dată, conținutul de sulf din baia metalică variază în timpul menținerii acesteia sub amestecul desulfurant ca în figura 17. Se observă din această figură că după circa 30 min de menținere a băii metalice sub stratul de amestec, începe procesul de resulfurare a băii metalice .

După 25...35 min de menținere a băii metalice sub stratul de amestec desulfurant, zgura formată conține  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{CaO}$ ,  $\text{FeO}$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MnO}$ ,  $\text{CaF}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Na}_2\text{O}$  și  $\text{CaS}$ .

Se precizează că cianamida de calciu industrială, utilizată ca atare sau în amestecuri, este o substanță ecologică, gazele degajate în atmosfera halelor industriale încadrându-se cantitativ între limitele impuse de normativele sanitare.

### 3.1.1.b. Desulfurarea fontei prin menținere sub o zgură desulfurantă

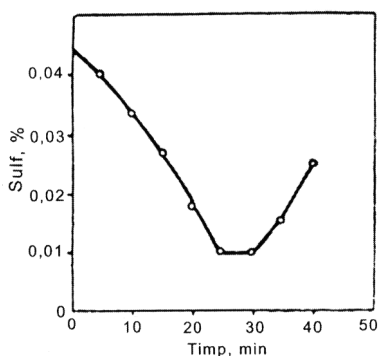
Această metodă de desulfurare este relativă deoarece se suprapune din punctul de vedere al menținerii băii metalice sub agentul desulfurant cu metoda de desulfurare prezentată la paragraful 3.1.1.a.

Practic se utilizează zguri sintetice formate din mai mulți componenți cu putere desulfurantă dar și din componente de micșorare a viscozității etc.

Tratarea fontei lichide cu o zgură sintetică desulfurantă se poate realiza doar în cazul cuptoarelor căptușite cu căptușeală refractară de natură chimică bazică deoarece este evitată uzura căptușelii refractare.

Se recomandă utilizarea de zguri sintetice desulfurante din sistemul  $\text{CaO-Na}_2\text{O-CaF}_2$ .

Durata de menținere a fontei lichide sub zgura sintetică desulfurantă este de același ordin de mărime cu cea întâlnită la paragraful 3.1.1.a.3 din cauza riscului de resulfurare a băii metalice.



**Figura 17. Variația conținutului de sulf din baia metalică în timpul menținerii acesteia sub un amestec ce conține  $\text{CaCN}_2$ ,  $\text{Na}_2\text{SiO}_3$  și  $\text{CaF}_2$ .**

Desulfurarea controlată are la bază menținerea băii metalice sub un strat de zgură activă din punctul de vedere al desulfurării și se realizează în cuptoarele căptușite bazic.

Spre deosebire de cuptoarele electrice cu încălzire prin inducție, cuptoarele electrice cu încălzire prin arc electric asigură grade de desulfurare foarte mari datorită faptului că durata de menținere a băii metalice sub stratul de zgură activă poate să ajungă până la o oră iar cuptoarele cu arc electric căptușite bazic se folosesc în mod curent. Și la aceste cuptoare se pune problema resulfurării băii metalice. Dacă, însă, se asigură o atmosferă reducătoare în spațiul de lucru al

cuptorului, durata de desulfurare poate fi prelungită, obținându-se adevărate performanțe. Așa, în cuptorul electric cu arc se poate obține fontă brută de înaltă puritate (cunoscută în literatura de specialitate cu simbolul F.I.P.) cu un conținut de sulf foarte mic (de exemplu, maximum 0,03%).

Deoarece cuptorul electric cu încălzire prin arc electric este un agregat de elaborare performant din punctul de vedere al gradului de desulfurare, se utilizează pentru obținerea de fonte modificate cum ar fi fonta cu grafit compact/vermicular, fonta cu grafit nodular etc.

Până în prezent nu există o certitudine în legătură cu forma în care se află sulful în fonta lichidă. Oricum, în stare ca atare nu poate fi vorba deoarece sulful se vaporizează la temperatura de circa 446<sup>0</sup>C, respectiv ar trebui să fie în stare gazoasă în condițiile temperaturii fontei lichide. Sulful ar putea fi în aliajele feroase lichide sub formă de soluție de interstiție sau soluție de substituție, dar și sub formă de FeS.

Desulfurarea fontei lichide poate fi analizată fie ținând cont de teoria ionică a zgurilor – se acceptă prezența sulfurului în zgură sub formă de anioni (S<sup>2-</sup>) – fie ținând cont de teoria moleculară a zgurilor – se acceptă prezența sulfurului în zgură sub formă de sulfuri de tipul (MeS).

Luând în considerație teoria ionică a zgurilor, desulfurarea fontei lichide se realizează conform reacției chimice (67).



Constanta de echilibru a reacției chimice (3.360) este K - (68).

$$K = \frac{a_{(S^{2-})} \cdot a_{[O]}}{a_{[S]} \cdot a_{(O^{2-})}}, \quad (68)$$

în care a reprezintă activitatea termodinamică.

Fontele se desulfurează mai ușor decât oțelul deoarece are elementele chimice carbon și siliciu în cantități mai mari, aceste elemente chimice determinând mărirea activității termodinamice a sulfurului foarte mult.

Din relația (68) se explicitează raportul de repartiție al sulfurului între zgură și baia metalică – L<sub>S</sub>.

$$L_S = \frac{a_{(S^{2-})}}{a_{[S]}} = K \frac{a_{(O^{2-})}}{a_{[O]}} \quad (69)$$

Desulfurarea fontei lichide este cu atât mai avansată cu cât raportul de repartiție al sulfurului între zgură și baie metalică este mai mare. Desulfurarea este cu atât mai avansată cu cât constanta de echilibru și activitatea termodinamică a oxigenului din zgură au valori mai mari și cu cât activitatea termodinamică a oxigenului din baia metalică are valori mai mici.

O activitate termodinamică a oxigenului în zgură mare se obține în cazul zgurilor bazice, activitatea oxigenului în zgură fiind cu atât mai mare cu cât este mai mare bazicitatea zgurii (cu cât bazicitatea zgurii este mai mare cu atât în zgură va exista o cantitate mai mare de anioni de oxigen liberi).

O bazicitate mare a zgurii trebuie asigurată de oxizi bazici ai elementelor chimice ce au

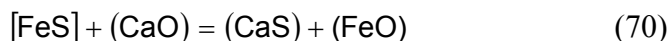
afinitatea chimică față de sulf mai mare decât cea a fierului (majoritatea specialiștilor consideră prezența sulfurului în fonta lichidă sub formă de FeS). În practică, se apelează la CaO ce, însă, trebuie să fie liber în zgură – nelegat chimic.

În paralel cu o activitate termodinamică a oxigenului mare în zgură trebuie ca proporția de FeO din zgură să fie cât mai mică. Prezența de FeO în zgură în cantitate mare ar însemna interacțiunea acestuia cu CaO și formarea de ferizi de calciu, ceea ce ar conduce la imobilizarea chimică a CaO și, astfel, neparticiparea lui la procesul de desulfurare.

În practică, după etapa de topire și după supraîncălzire se elimină zgura din cuptor, pe de o parte, pentru a se forma o zgură de compoziție controlată, iar pe de altă parte pentru a se elimina FeO din zgură.

O activitate termodinamică a oxigenului cât mai mică în baia metalică este mai ușor de asigurat la fontă decât la oțel datorită, în principal, conținutului de carbon mai mare. Dacă fonta lichidă conține elemente chimice cu o afinitate chimică față de oxigen mai mare decât cea a fierului, activitatea termodinamică a oxigenului din ea este micșorată și, astfel, raportul de repartiție al sulfurului între zgură și baia metalică se mărește. Prin urmare, cu cât fonta lichidă conține o cantitate mai mare de Ce, Mg, Zr, Al, Ti, Si, V, Mn, Cr etc., cu atât procesul de desulfurare va decurge mai ușor – desulfurarea va fi mai avansată.

Din punctul de vedere al teoriei moleculare a zgurilor, procesul de desulfurare a fontei lichide are la bază reacția chimică (70).



Practic, CaO în zgură este asigurat prin introducerea de var nestins în cuptor. Varul nestins (în limbajul tehnic var) se obține prin calcinarea calcarului și conține, de exemplu, 88...93% CaO, 2% MgO, max. 2% SiO<sub>2</sub>, max. 3% (FeO+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) și max. 0,2% S.

Deoarece reacția chimică (70) decurge cu pierderi de fier din baia metalică în zgură iar FeO din zgură imobilizează din punct de vedere chimic CaO în zgură, se impune în mod obligatoriu introducerea în cuptor a unui reducător puternic și în același timp ieftin. Un asemenea reducător puternic este cocsul. Carbonul din cocs determină reducerea oxidului feros din zgură iar prin monoxidul de carbon la care dă naștere, conform reacției chimice (71), asigură și o atmosferă reducătoare în cuptor, ceea ce accelerează procesul de desulfurare și frânează procesul de resulfurare a fontei lichide.

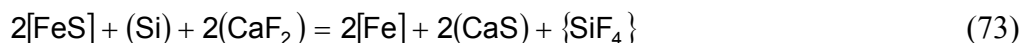


Conform legii lui Hess, reacțiile chimice (70) și (71), făcând parte dintr-un mecanism de

reacții chimice, se pot aduna, în felul acesta avându-se imaginea completă a procesului de desulfurare – reacția chimică (72).



Pentru ca reacția (72) să se desfășoare cu viteză mare, trebuie ca oxidul de calciu din zgură să fie foarte activ din punct de vedere chimic - trebuie ca zgura desulfurantă să fie activă din punct de vedere metalurgic, adică trebuie să aibă o viscozitate dinamică cât mai mică. O asemenea cerință se obține prin introducerea în cuptor a unui fluidificator puternic. În practica industrială se folosește în mod curent fluorina ce conține 75...92%  $\text{CaF}_2$ . De fapt  $\text{CaF}_2$  din fluorină este elementul fluidificator. Dacă nu s-ar utiliza fluorină, zgura saturată în  $\text{CaO}$  nu și-ar putea exercita rolul de desulfurant în condiții obișnuite de temperatură. Dacă s-ar mări temperatura zgura formată din var și cocs ar avea activitate metalurgică, procesul de desulfurare s-ar desfășura în mod corespunzător, însă, ar crește consumul specific de energie electrică, s-ar suprasolicita din punct de vedere termic căptușeala refractară, s-ar mări consumul de electrozi etc. Dacă în loc de cocs s-ar utiliza siliciu sub formă de ferosiliciu, fluorina ar accelera procesul de desulfurare prin formarea compusului chimic în stare gazoasă  $\text{SiF}_4$ , conform reacției chimice (73), dar și a compușilor chimici gazoși  $\text{SO}_4\text{F}_2$  și  $\text{SF}_6$ . O zgură ce se obține cu adaos de Fe-Si în loc de cocs se numește zgură albă.



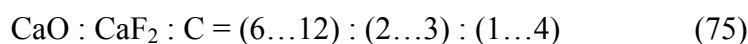
Temperatura la care se introduc în cuptor var, fluorină și cocs este de minimum 1 400...1 450°C.

În principal, trebuie să se asigure o zgură bazică în cantitate de 2...5% din fonta lichidă ce se supune desulfurării și respectarea proporției

(74).



Proporția din relația (74) este flexibilă din cauză că asupra procesului de desulfurare acționează mai mulți factori, printre care și compoziția chimică a fontei lichide și zgurii, așa încât se poate utiliza și proporția din relația (75).



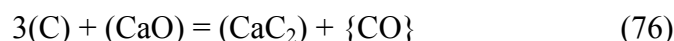
Consumurile unitare de var, fluorină și cocs sunt de 12...24 kg de var/t de fontă, 4...12 kg



de fluorină/t de fontă, respectiv de 2 ...8 kg de cocs/t de fontă, cele mai întâlnite fiind următoarele consumuri unitare : 12...14 kg de var/t, 4...6 kg de fluorină/t și 2...4 kg cocs/t.

Zgura ce se formează din adaosuri de var, fluorină și cocs se mai numește zgură carbidică și este o zgură reducătoare.

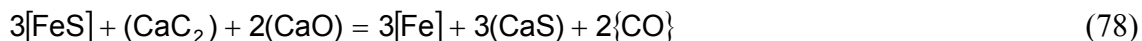
Denumirea de carbidică este dată de proporția de 1...3%  $\text{CaC}_2$  ce se obține în urma interacțiunii carbonului din cocs cu  $\text{CaO}$  din var, sub influența arcului electric ( $\text{CaC}_2$  este întâlnit în proporția cea mai mare în carbid, ceea ce ar justifica denumirea carbidică), conform reacției chimice (76).



$\text{CaC}_2$  rezultat din reacția chimică (76) participă la reducerea oxidului feros rezultat din reacția chimică anterioară, conform reacției chimice (77).



$\text{CaC}_2$  rezultat din reacția chimică (76) participă la procesul de desulfurare și prin intermediul reacției chimice (78).



Durate de desulfurare mai mari de o oră nu se recomandă din cauza procesului de resulfurare a băii metalice.

Durata critică de desulfurare începând de la care fonta începe să se resulfureze depinde de compoziția chimică a zgurii și a băii metalice, temperatura băii metalice etc. (de exemplu, pentru o fontă și temperatură de menținere date, în cazul unei zguri obținute din adaosuri de 24 kg var/t, 12 kg fluorină/t și 4 kg cocs/t – 60%  $\text{CaO}$ , 30%  $\text{CaF}_2$  și 10% cocs – după circa 25 de minute de menținere a băii metalice sub zgură, timp în care conținutul de sulf din fonta lichidă a scăzut de la 0,07% la 0,02%, conținutul de sulf din fonta lichidă a început să crească).

În medie, consumurile de energie electrică pentru operația de desulfurare variază în intervalul 20...60 kWh/t de fontă.

### **3.2. Decarburarea**

Prin decarburare se urmărește micșorarea conținutului de carbon din baia metalică printr-o

măsură tehnologică.

Măsurile tehnologice de decarburare se pot clasifica în două categorii, acestea fiind următoarele: decarburarea fontei lichide în cubilou și decarburarea fontei lichide în alte agregate de elaborare.

Decarburarea fontei lichide se poate realiza prin două metode, respectiv prin oxidare și prin diluare.

### 3.2.1. Decarburarea fontei prin oxidare

Decarburarea fontei prin oxidare are la bază introducerea unui agent oxidant în baia metalică, agent oxidant ce să determine oxidarea carbonului, obținându-se monooxid de carbon.

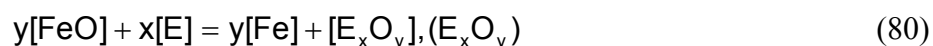
Agentul oxidant conține sub o formă sau alta oxigen ce se apreciază

că interacționează, într-o primă fază, conform legii acțiunii maselor, cu fierul din baia metalică și formează monooxid de fier, conform reacției chimice (79) – reacție chimică schematică.



Pentru reacția (79) nu s-au utilizat coeficienții stoechiometrici (reacția chimică este schematică).

În faza a doua, oxidul feros din baia metalică interacționează chimic cu elementele însoțitoare ale fierului din baia metalică, [E], formând oxizi de tipul  $E_xO_y$  ce se dizolvă mai mult sau mai puțin în baia metalică – în fierul lichid, conform reacției chimice (80) – reacție chimică schematică.



Ordinea de oxidare a elementelor chimice din baia metalică este în funcție de afinitatea chimică față de oxigen a acestora.

Dacă se apelează la variația de entalpie liberă cu temperatura pentru reacțiile de formare a oxizilor, la o temperatură dată, se oxidează acel element chimic pentru care variația de entalpie liberă a reacției de oxidare este mai mică din punct de vedere algebric – este mai negativă sau mai mare în modul. În figura 18 se prezintă relația dintre variația de entalpie liberă în condiții standard

–  $\Delta G^0$  – și temperatură, pentru reacțiile chimice de formare a oxizilor în cazul în care elementul chimic și oxidul obținut sunt în stare pură sau formează soluții saturate iar oxigenul este în stare liberă și moleculară. Reacțiile chimice sunt de forma (81) iar curbele reprezentate în figura 18 reprezintă relația (82), temperatura fiind exprimată în  $^{\circ}\text{C}$  și în K.



$$\lg p_{\text{O}_2} = -\frac{\Delta H_{\text{T}}^0}{4,576 \cdot T} + \frac{\Delta S_{\text{T}}^0}{4,576}, \quad (82)$$

în care  $p_{\text{O}_2}$  reprezintă presiunea parțială la echilibru a oxigenului;  $\Delta H_{\text{T}}^0$  – variația de entalpie în condiții standard a reacției chimice (81);  $\Delta S_{\text{T}}^0$  – variația de entropie în condiții standard a reacției chimice (81); T – temperatura, în K.

Pentru utilizarea ușoară a dependenței  $\Delta G_{\text{T}}^0 - T$ , în figura 18 se prezintă curbele de echilibru pentru reacția (81), în trei diagrame – a, b și c.

În cazul fontelor nealiate, interes practic prezintă figura 18.a în care apar oxizii CO, SiO<sub>2</sub> și MnO, siliciul și manganul fiind principalele elemente chimice însoțitoare ale fierului și carbonului. Din această figură se observă că în cazul temperaturilor mai mari de circa 1 550<sup>0</sup>C, variația de entalpie liberă a reacției de formare a CO este mai mică decât variația de entalpie liberă a reacției de formare a SiO<sub>2</sub>. Aceasta înseamnă că oxigenul va oxida întâi carbonul și apoi siliciul în cazul în care temperatura este mai mare de circa 1 550<sup>0</sup>C. În cazul temperaturilor mai mari de circa 1 450<sup>0</sup>C, oxigenul va oxida mai întâi carbonul și apoi manganul deoarece variația de entalpie liberă pentru formarea CO este mai mică decât variația de entalpie liberă pentru formarea MnO. Prin urmare, dacă temperatura este mai mare de circa 1 550<sup>0</sup>C, în cazul introducerii unui agent oxidant în baia metalică, se va oxida întâi elementul chimic carbon, ulterior oxidându-se siliciul și apoi manganul.

În practică, carbonul, siliciul și manganul, după cum și bioxidul de siliciu, monoxidul de mangan și, de asemenea, oxigenul, se află sub formă de soluții, situație ce schimbă tensiunile de disociere ale CO, SiO<sub>2</sub> și MnO, așa încât, la temperaturi mai mari de 1 400...1 450<sup>0</sup>C, carbonul nu mai este protejat de siliciu și mangan și se oxidează – fonta se decarburează.

Ca agenți oxidanți se utilizează minereul de fier și oxigenul gazos, molecular.

Insuflându-se oxigen în baia metalică, temperatura băii metalice crescând de la 1 500 la 1 600<sup>0</sup>C, conținutul de carbon din fonta lichidă, pentru o fontă dată, a scăzut de la 3,4% la 1%, în timp ce conținutul de siliciu a crescut de la 1,6 la 2,0%. La efectul oxigenului s-a adăugat și reducerea bioxidului de siliciu din zgură și căptușeala refractară de către carbonul din baia metalică. În figura 19 se arată variația conținuturilor de siliciu și mangan cu conținutul de carbon din fonta lichidă în

cazul însufălării oxigenului la temperaturi mari.

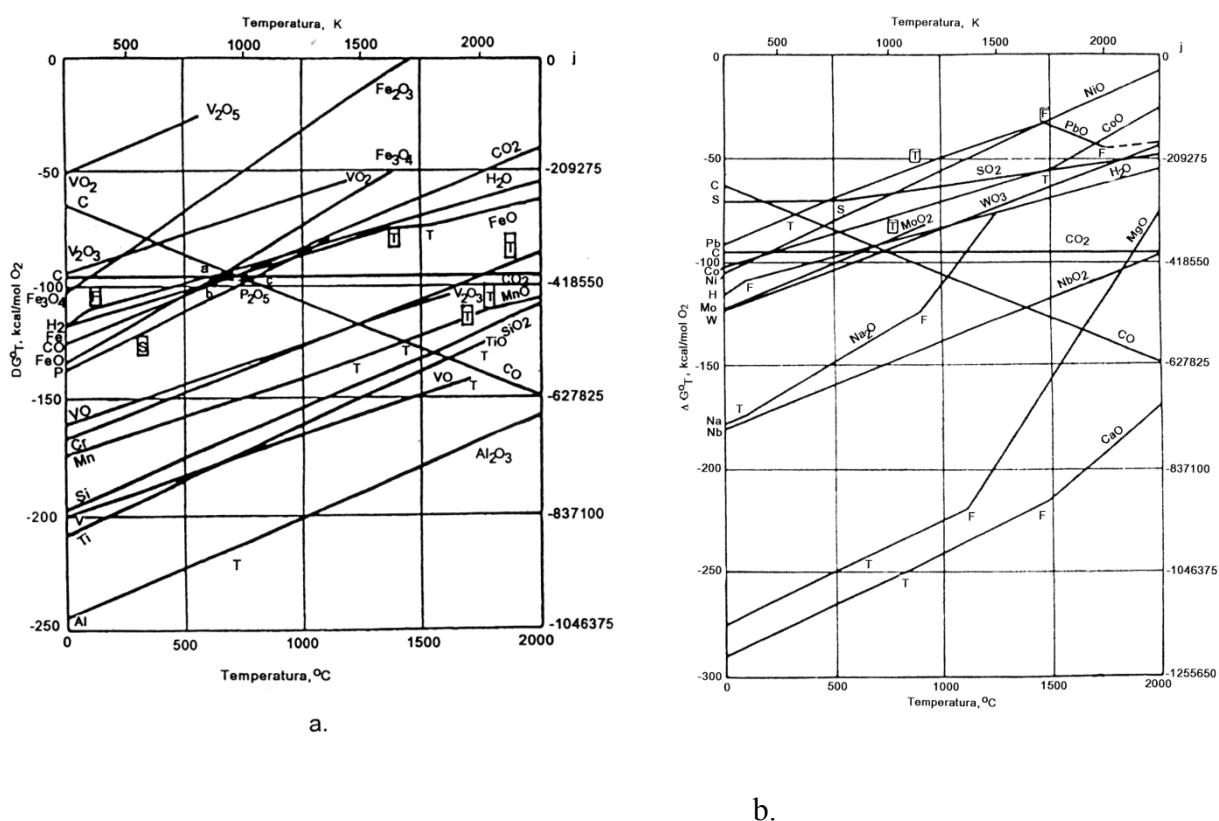


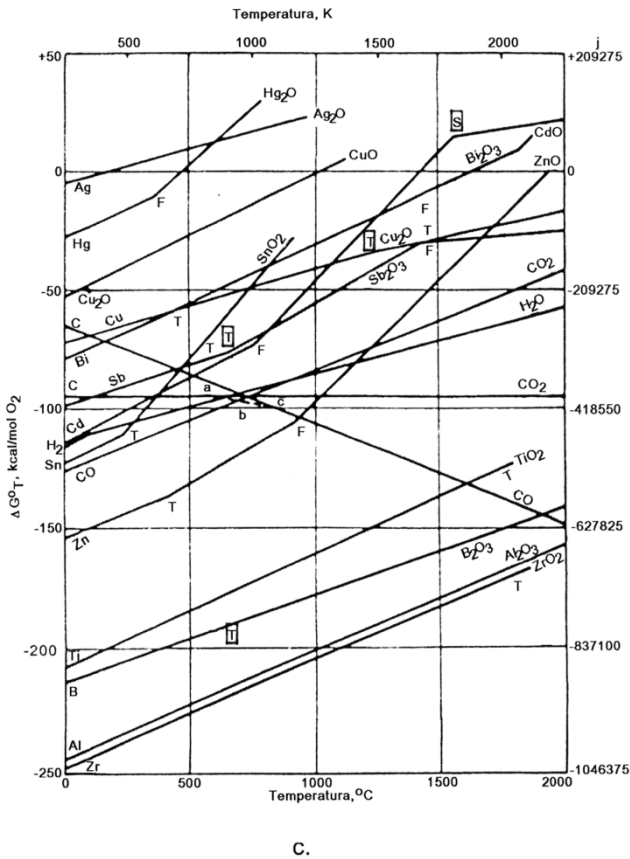
Figura 18.  $\Delta G_f^0 = f(T)$  pentru reacții de formare a oxizilor.

Insufalarea de oxigen în baia metalică, respectiv, adaosul de minereu de fier la suprafața băii metalice și menținerea băii metalice sub zgura oxidantă, au loc până la obținerea conținutului de carbon propus a fi obținut în baia metalică. Practic se prelevează probe din baia metalică ce prin analiză fizică servesc la determinarea în mod rapid a conținutului de carbon. Minereul de fier se poate folosi și însoțit de adaos de var în proporție mică (de exemplu, 0,3%), însă, în cazul căpușelii refractare acide trebuie luate măsuri speciale sau se evită utilizarea minereului de fier (se va acorda atenție mărită la repararea căpușelii din planul zgurii dacă se utilizează minereu de fier în cazul căpușelilor acide).

### 3.2.2. Decarburarea fontei prin diluare

Decarburarea fontei lichide prin diluare se realizează prin introducerea în aceasta de materiale metalice ce au un conținut de carbon cu mult mai mic decât fonta propusă să fie decarburată. În același timp se impune ca materialul metalic respectiv să nu impună ulterior alte operații de corectare a compoziției chimice și să nu cauzeze impurificarea fontei cu sulf, fosfor,

gaze etc.



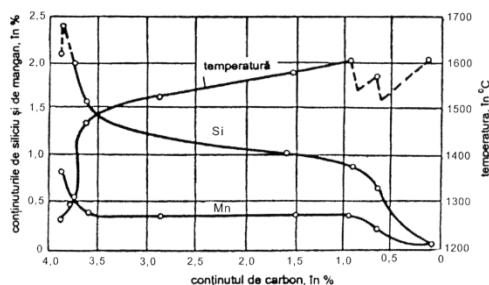
**Figura 18 – continuare. Dependența variației de entalpie liberă cu temperatura pentru reacțiile de formare a diversilor oxizi în cazul în care elementele chimice și oxizii sunt în stare pură sau formează soluții saturate iar oxigenul este în stare liberă și moleculară. T – punctul de topire al elementului chimic ; T – punctul de topire al oxidului ; S – punctul de sublimare al oxidului ; F – punctul de fierbere al elementului chimic ; F – punctul de fierbere al oxidului.**

Diluarea fontei lichide în carbon se realizează cu oțel ce are conținutul de carbon mult mai mic decât fonta lichidă iar impuritățile, alături de siliciu și mangan sunt, de asemenea, în proporții mai mici decât fonta propusă a fi diluată în carbon.

De regulă, rezolvarea sistemului (83) conduce la cantitatea de material metalic diluant necesar.

$$\begin{cases} \frac{\%C_{F.I.}}{100} \cdot \%x + \frac{\%C_D}{100} \cdot \%y = \%C_{F.F.} \\ \%x + \%y = 100 \end{cases} \quad (83)$$

în care  $\%C_{F.I.}$  reprezintă proporția de carbon din fonta lichidă inițială ;  $\%x$  – proporția de fontă lichidă inițială ;  $\%C_D$  – proporția de carbon din diluant ;  $\%y$  – proporția de material metalic diluant ;  $\%C_{F.F.}$  – proporția de carbon din fonta lichidă finală (după diluare).



**Figura 19. Variația conținuturilor de siliciu și mangan cu conținutul de carbon din fonta lichidă în cazul insuflării oxigenului în cuptorul electric cu încălzire prin inducție, la temperaturi mari.**

### **3.3. Defosforarea**

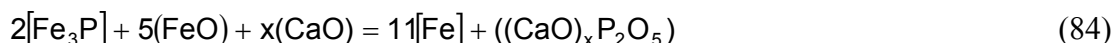
#### **3.3.1. Defosforarea în cubilou**

În cazul cubiloului nu se poate conduce un proces de defosforare.

#### **3.3.2. Defosforarea în cuptorul electric cu încălzire prin inducție**

Cel mai eficient mod de defosforare este tratarea fontei sub un strat de zgură bazică și oxidantă, reacția chimică reprezentativă de defosforare

fiind (84).



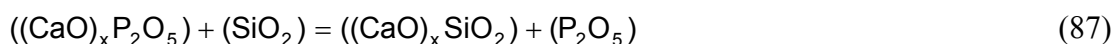
Dacă în mod curent reacția chimică (84) se desfășoară fără dificultăți în cazul în care  $x = 3$ , există, însă, riscul desfășurării reacțiilor chimice (85) și (86), reacții chimice ce se finalizează cu

refosforarea băii metalice.



În reacțiile chimice (85) și (86) fosforul este prezentat ca fiind în soluție sub formă atomică (unii cercetători chiar consideră explicarea proceselor chimice la care participă fosforul apelând la această formă de fosfor atomic – se menționează că fosforul elementar are temperatura de fierbere  $292^{\circ}C$ ).

Reacțiile chimice (85) și (86) sunt posibile doar dacă zgura nu este puternic bazică și puternic oxidantă (proporție mare de CaO și FeO), în zgură existând  $SiO_2$  liber, nelegat chimic.  $SiO_2$  liber reduce  $(CaO)_xP_2O_5$  conform reacției chimice (87).



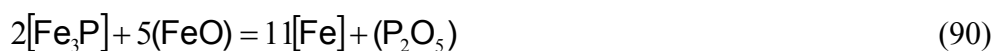
O zgură bazică și oxidică nu poate fi folosită în mod eficient în cazul cuptoarelor căptușite acid din cauza interacțiunii chimice dintre  $SiO_2$  din căptușeală pe de o parte, și CaO liber împreună cu FeO liber din zgură, pe de altă parte. În schimb, o zgură bazică și oxidică se poate utiliza în cazul cuptoarelor căptușite bazic.

Indiferent de natura chimică a căptușelii refractare, nu se poate realiza o zgură cu bazicitate mare – zgură supracalcică – ce să fie și activă din punct de vedere metalurgic din cauză că temperatura zgurii este mică – zgura este «rece» în cazul cuptoarelor cu inducție, în general.

Utilizarea plasmatroanelor pentru încălzirea zgurii de bazicitate foarte mare poate să facă posibilă utilizarea cuptoarelor căptușite bazic pentru defosforare în mod eficient.

Se menționează că din mecanismul reacției chimice de defosforare (84) fac parte reacțiile (88), (89) și (90), reacții chimice ce au loc la temperaturi mici, adică în timpul topirii.





Având în vedere că în timpul topirii temperaturile sunt relativ mici, pentru grade de defosforare mici, se poate face defosforarea și în cazul cuptoarelor căptușite acid, cu obligația ca imediat după topire să se evacueze zgura din cuptor. Oricum, evitarea desfășurării reacțiilor chimice (88), (89) și (90) într-o măsură avansată se realizează și prin eliminarea zgurii din cuptor imediat după topire.

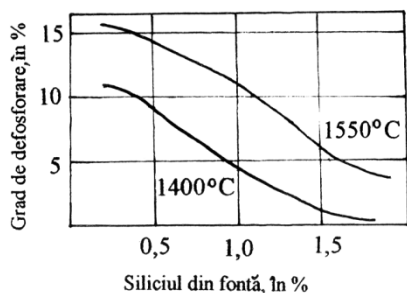
Agenții defosforanți sunt în principal varul și minereul de fier alături de fluidificatori (fluorina etc.).

Deoarece la scară industrială se utilizează cuptoare la frecvența rețelei ce utilizează baie metalică remanentă, principiul de fosforare prezentat anterior nu poate fi utilizat la aceste cuptoare.

În practică, se tratează baia metalică supraîncălzită și fără zgură la suprafața ei cu amestecuri defosforante, după care se insuflă oxigen în baia metalică. De exemplu, în cazul în care o fontă lichidă dată, a fost tratată cu 9,5 kg amestec defosforant/t, format din 53% hematită, 42% calcar și 5% fluorină și în condiții de insuflare de oxigen în baia metalică, conținutul de fosfor a scăzut de la 0,12% la 0,03%. Cu acest gen de tehnologie de defosforare, gradul de defosforare este cu atât mai mare cu cât temperatura băii metalice este mai mare. De exemplu, pentru o fontă dată cu un conținut de 0,5% Si, gradul de defosforare scade de la 15%, în cazul în care baia metalică are temperatura de 1 550°C, la 10%, în cazul în care baia metalică are temperatura de 1 400°C. Din figura 18.a se observă că variația de entalpie liberă pentru reacția chimică de formare a P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> este mai mare decât variația de entalpie liberă pentru reacția chimică de formare a SiO<sub>2</sub>. Prin urmare siliciul, din fontă „protejează” fosforul față de acțiunea oxidantă a oxigenului insuflat în baia metalică. Odată insuflat oxigenul în baia metalică, acesta se dizolvă în fierul lichid și determină oxidarea directă a fosforului dizolvat în baia metalică, conform reacției chimice (91). Cu cât conținutul de siliciu din fonta lichidă este mai mare, cu atât gradul de defosforare este mai mic, pentru o situație dată, prezentându-se în figura 20 variația gradului de defosforare cu conținutul de siliciu din fontă și cu temperatura băii metalice.





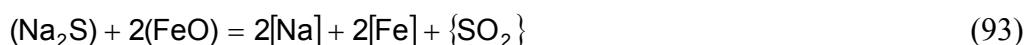


**Figura 20. Variația gradului de defosforare cu conținutul de siliciu din fontă în cazul insuflării oxigenului în baia metalică la două temperaturi.**

O altă tehnologie de defosforare utilizată în practică constă în tratarea băii metalice cu un amestec de sulfat de sodiu de puritate industrială și sodă de rufe ce conține  $\text{Na}_2\text{CO}_3$ . Utilizarea de  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  și  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  sau  $\text{K}_2\text{SO}_4$  alături de  $\text{K}_2\text{CO}_3$ , prin  $\text{Na}_2\text{O}$  sau  $\text{K}_2\text{O}$  la care dau naștere prin descompunere, determină procese de desulfurare în paralel cu procese de defosforare.  $\text{Na}_2\text{O}$  oxidează fosforul dizolvat în baia metalică transformându-l în  $\text{P}_2\text{O}_5$  în zgură și apoi în fosfat de sodiu în zgură. Odată eliminată zgura din cuptor este eliminat și fosforul ce a trecut în zgură din baia metalică. Tratarea cu sulfat de sodiu industrial și sodă de rufe se face la temperaturi relativ mici – 1 200°C. De exemplu, o fontă ce a beneficiat de tratarea cu acest amestec și ce a avut inițial 4,4% C, 0,15% Si, 1,02% P și 0,02% S s-a caracterizat prin scăderea conținutului de fosfor până la 0,05...0,2% și prin scăderea conținutului de sulf până la 0,005...0,009%. Deoarece  $\text{Na}_2\text{S}$  ce rezultă în zgură în urma procesului de desulfurare este foarte agresiv față de căptușeala acidă – față de  $\text{SiO}_2$  liber – formând silicat de sodiu în prezența  $\text{FeO}$ , se recomandă tratarea fontei lichide în afara cuptorului, în creuzete de grafit vopsite în mod adecvat și în condiții de agitare a băii metalice prin mijloace consacrate. Dacă la amestecul de sulfat de sodiu industrial și sodă de rufe se adaugă și reducători, reacția chimică (92) este evitată, căptușeala refractară acidă a cuptorului nu mai este erodată puternic așa încât se poate efectua

defosforarea și în cuptorul acid. Este de remarcat că reacția (92) se finalizează și cu resulfurarea băii metalice. În plus, absența  $\text{FeO}$  din zgură elimină riscul desfășurării reacției chimice (93) ce se soldează cu afectarea ecologică a mediului înconjurător – degajare de  $\text{SO}_2$  ce este un gaz toxic.





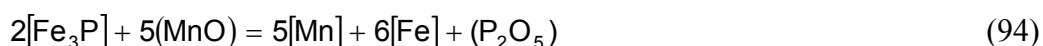
### 3.3.3. Defosforarea în cuptorul electric cu încălzire prin arc electric

În cazul cuptorului căptușit bazic există toate condițiile de defosforare avansată a fontei lichide, atât la temperaturi mici – în timpul topirii – cât și la temperaturi mari – în timpul supraîncălzirii.

De această dată zgura are temperatura mai mare decât baia metalică ceea ce permite lucrul cu zguri suprabazice.

În scopul măririi eficienței procesului de defosforare se fac următoarele precizări :

- pentru ca zgura să nu capete o viscozitate mare și, astfel, să scadă activitatea termodinamică a FeO din ea, se recomandă adaosuri de var ce să corespundă valorii 3 pentru x din reacția chimică (84) ;
- conținutul de FeO în zgură trebuie să fie cuprins în intervalul 10...25% ;
- bazicitatea optimă trebuie să corespundă valorii de 2,2 pentru raportul  $(\text{CaO})/(\text{SiO}_2)$  ;
- prezența MnO în zgură accelerează procesul de defosforare datorită reacției chimice (94) ;



– se recomandă să se elimine zgura din cuptor pe măsură ce aceasta se formează deoarece eliminându-se zgura, se elimină și fosfatul de fier format;

– în timpul topirii se recomandă să se adauge minereu de fier deoarece se impune ca pe măsură ce temperatura se mărește să se mărească și conținutul de FeO liber în zgură. În cazul temperaturilor mari proporția de FeO liber din zgură se micșorează ;

– varul se introduce în cuptor și în încărcătură și în timpul topirii ;

– activitatea metalurgică a zgurii se mărește dacă se adaugă pe suprafața ei fluorină (se formează fosfatul complex  $(\text{CaO})_3 \cdot \text{CaF}_2 \cdot \text{P}_2\text{O}_5$  denumit și apatită);

– în cazul în care cuptorul este prevăzut cu sistem de amestecare electromagnetică procesul de defosforare este accelerat;

– dacă fonta conține mangan în proporție mai mare, procesul de defosforare este frânat din cauză că manganul formează o fosfură  $Mn_2P$  mai stabilă decât  $Fe_3P$  și micșorează activitatea oxigenului din baia metalică etc.

### **3.4. Alierea cu siliciu**

Siliciul se introduce ca element chimic de aliere în special sub formă de ferosiliciu cu 25...92% Si, în baia metalică înainte, cu cel mult 30 min de evacuarea fontei din cuptor (efectul maxim de asimilare a siliciului este dacă se introduce ferosiliciul în baia metalică înainte cu 15...20 min de evacuare).

Se recomandă ca ferosiliciul să se calcineze la temperatura de  $1\ 150^{\circ}C$ .

Deoarece ferosiliciul are greutatea specifică mai mică decât fonta lichidă, se impune amestecarea frecventă a băii metalice cu ferosiliciul, în caz contrar crescând pierderile de siliciu prin oxidare și existând și pierderi de ferosiliciu în zgură.

#### **3.4.1. Fonte slab aliate cu siliciu**

Siliciul micșorează solubilitatea carbonului în fonta lichidă cu circa 0,3% pe procent, motiv pentru care conținutul de carbon este de 2,2 ... 3,0%.

Fontele slab aliate cu siliciu sunt cenușii și se elaborează în varianta modificată.

Se apreciază că proporția de siliciu se situează între limitele 3 ... 6%.

Masa metalică de bază este feritică chiar și în cazul pereților cu grosime mică, însă, în funcție de elementele de aliere însoțitoare și de conținutul de siliciu, matricea metalică poate fi perlitică – de exemplu, alierea cu 0,7 ... 2,7% crom, în circumstanțele în care conținutul de siliciu este cuprins între limitele 1,7 .. 3,8%, fonta este albă, adică structura este formată din perlită și cementită liberă.

Fontele slab aliate cu siliciu au rezistență la oxidare și la creștere. Prin rezistență la oxidare se înțelege rezistența la acțiunea agenților oxidanți ( $O_2$ ,  $CO_2$ ,  $H_2O$  etc.) iar prin rezistență la creștere se înțelege stabilitatea dimensională a pieselor de fontă în condiții de exploatare la temperaturi mari – aceste două proprietăți, cumulate, conferă fontelor atributul de refractare.

Refractaritatea face ca fontele să se utilizeze până la temperatura de  $900^{\circ}C$ .

Fenomenul de creștere este cauzat de următoarele fenomene:

– agenții corozivi agresivi (de exemplu,  $O_2$ ,  $CO_2$ ,  $H_2O$  etc.) pătrund în matricea metalică pe la interfața grafit-matrice metalică și oxidează, de exemplu, elementele chimice cu afinitatea chimică mare față de oxigen, oxizii rezultați ocupând un volum mai mare decât elementele chimice

care s-au oxidat. În cazul în care grafitul este lamelar, adâncimea de pătrundere a agentului coroziv este mult mai mare decât în cazul în care grafitul este nodular, așa cum se observă din figura 21 –  $\delta$  este mult mai mare decât  $\delta^*$ . Cum  $\delta$  reprezintă adâncimea de pătrundere în cazul în care grafitul este lamelar iar  $\delta^*$  reprezintă adâncimea de pătrundere în cazul în care grafitul este nodular, rezultă că rezistența la creștere este net superioară dacă fonta slab aliată cu siliciu este modificată în sensul nodulizării grafitului. Dacă nodurile de grafit sunt izolate între ele, această situație însemnând o adâncime mică de pătrundere a agenților corozivi pe la limita grafit nodular-matrice metalică, lamelele de grafit sunt în mare parte, dacă nu în totalitate, sub formă de schelet, această formă permițând pătrunderea în profunzime a agenților corozivi. Siliciul dizolvat în ferită formează oxizi simpli sau complecși ( $\text{SiO}_2$ ,  $\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$  etc.) ce reprezintă o peliculă pasivizantă la suprafața pieselor ce sunt exploatate în medii agresive. Pelicula pasivizantă are o rețea cristalină compactă, ceea ce determină frânarea sau inhibarea difuziei, de exemplu, a ionilor de oxigen;

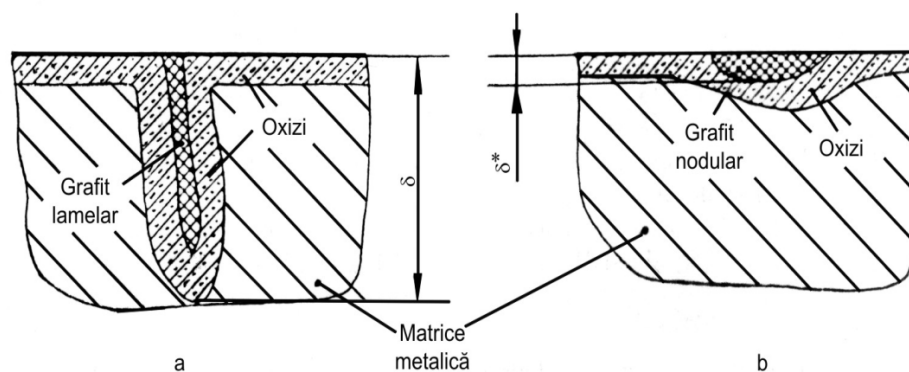


Figura 21. Adâncimea de pătrundere a agenților corozivi :  $\delta$  – în cazul în care grafitul este lamelar (a);  $\delta^*$  – în cazul în care grafitul este nodular (b).

– cementita liberă sau legată în perlită se descompune la temperaturi mari, fenomenul de descompunere desfășurându-se cu mărire de volum – un procent de carbon sub formă de grafit rezultat din descompunere determină o mărire de volum a pieselor cu circa 2%. Ferita aliată cu 5...6% siliciu este stabilă – nu se transformă în austenită – până la temperaturi mai mari de  $900^{\circ}\text{C}$ , ceea ce înseamnă că exploatarea pieselor până la temperaturi de  $900^{\circ}\text{C}$  nu este însoțită de schimbări de volum. Masa metalică fiind monofazică – ferită – nu conține cementită leagată, cu atât mai mult cementită liberă.

– grafitul, la temperaturi mari, se dizolvă în matricea metalică, cu atât mai mult în austenită. Fenomenul de dizolvare este însoțit de formarea porilor deoarece atomii de fier alături de cei de carbon nu reușesc să difuzeze și să facă să dispară porii. În condițiile în care siliciul micșorează solubilitatea carbonului în fierul lichid, dar și în fierul solid, se mărește activitatea termodinamică a carbonului, ceea ce mărește probabilitatea ca atomii de carbon și atomii de fier să difuzeze cu o

viteză mai mare și să ocupe locul liber din matricea metalică cauzat de dizolvarea grafitului. Cu cât conținutul de siliciu este mai mare, cu atât conținutul de carbon din fontă este mai mic, adică este mai mică respectiva cantitate de grafit, apărând, astfel, o cantitate mai mică de pori.

– presiunea exercitată de gazele din fontă – mai ales cele în stare moleculară – alături de dizolvarea grafitului în matricea metalică, descompunerea cementitei etc., creează tensiuni care se și relaxează, aceste fenomene conducând la apariția de fisuri. Siliciul favorizează dizolvarea hidrogenului în fonta lichidă în cantitate mare, din acest punct de vedere toate fontele aliate cu siliciu creând dificultăți la elaborare și fiind susceptibile de fisurare. În schimb, cantitatea mică sau foarte mică de grafit și absența cementitei din structură micșorează semnificativ riscul de apariție a tensiunilor, de asemenea, a fisurilor.

Micșorarea cantității de grafit și mărirea conținutului de siliciu măresc refractaritatea fontelor, însă, în practică, nu se utilizează fonte cu un conținut mai mare de 6% din cauza creșterii excesive a fragilității și a înrăutățirii accentuate a proprietăților de turnare (practic, nu se utilizează fonte cu un conținut de carbon mai mic de 2,2%).

Rezistența la rupere la tracțiune minimă este de  $100 \text{ N/mm}^2$  în cazul în care grafitul este lamelar și de  $220 \text{ N/mm}^2$  în cazul în care grafitul este nodular. Alături de refractaritate, se îmbunătățesc, prin aliere, în diverse regimuri, cu max. 1% Cr, max. 1,5% Cu, max. 4% Al, max. 3% Mn și max. 0,2% Ti, și caracteristicile mecanice de rezistență.

### **3.4.2. Fonte mediu și înalt aliate cu siliciu**

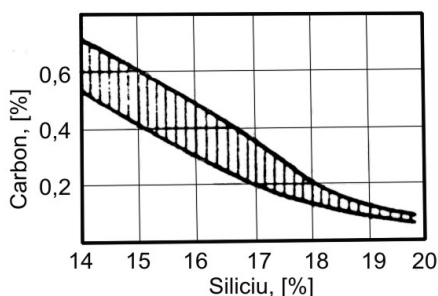
Conținutul de siliciu determină caracteristica predominantă, existând fonte cu refractaritate foarte mare (mediu aliate) și fonte cu rezistență la coroziune mare (înalt aliate) – antiacide.

Se apreciază că fontele mediu aliate conțin 6 ... 12% siliciu iar fontele înalt aliate conțin 12 ... 32% siliciu.

Siliciul îngustează domeniul  $\gamma$  din diagrama de echilibru Fe-C.

Majoritatea fontelor mediu și înalt aliate cu siliciu sunt cenușii, grafitul existând în variatele lamelară și nodulară (modificată). În condiții de răcire cu viteză mare la temperaturi mai mici decât temperatura solidus, microstructura poate conține și carburi.

Conținutul de carbon eutectic este în funcție de conținutul de siliciu, în figura 22 prezentându-se dependența conținutului de carbon eutectic de conținutul de siliciu pentru o fontă dată, la care variază doar conținutul de siliciu.



**Figura 22. Variația conținutului de carbon eutectic cu proporția de siliciu, pentru o fontă dată.**

Fondul metalic, din punct de vedere structural, este format din soluție solidă de Si, Mo și C în Fe. În structură se mai întâlnește și eutectic format din soluție solidă și carburi ( $\text{Mo}_2\text{C}$ ,  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{Mo}_3\text{C}\cdot\text{Fe}_3\text{C}$  etc.) sau grafit. Așadar, alături de siliciu, se mai întâlnește și molibden (minimum 2%) ce mărește rezistența la coroziune, dar și nichel ce până la 3% mărește și el rezistența la coroziune și distruge rețeaua de carburi de molibden, crom, mangan, aluminiu etc.

Cu scopul neafectării prelucrabilității mecanice, în special din cauza cromului (cromul mărește caracteristicile mecanice), între conținuturile de C, Si și Cr trebuie respectate relațiile următoare:

$$\%C \wedge \%Si - \%Cr \geq 5,5\%, \quad (95)$$

în cazul pieselor cu grosimea de perete mai mică de 10 mm și

$$\%C \wedge \%Si - \%Cr \geq 4,5\%, \quad (96)$$

în cazul în care grosimea de perete este mai mare de 10 mm.

Dacă se propune și mărirea rezistenței la uzare, se recomandă modificarea fontei în vederea obținerii grafitului nodular și mărirea conținutului de fosfor până la 0,35 .. 0,40%, în așa fel încât, în structură, să apară eutectic fosforos.

Conținutul de carbon poate scădea până la 0,3 ... 0,6%, situații în care conținutul de carbon eutectic scade și el până la 0,5 ... 0,6% – în condiții de conținut maxim de siliciu.

Ca element chimic alfa-gen, dacă este în proporții mai mari de 10%, siliciul elimină domeniul austenitic din diagrama de echilibru Fe-C.

Carburile sunt prezentate în structură numai în cazul vitezelor de răcire mari.

Dacă proporția de siliciu este mai mare de 16%, aspect coroborat cu viteze mari de răcire, eutecticul ce se formează la transformarea primară, devine ternar și este format din ferită, cementită și siliciură de fier –  $\text{Fe}_3\text{Si}_2$ .

Fontele înalt aliate cu siliciu nu suferă transformări fazice la răcirea în formă, ceea ce atrage

după sine utilizarea pieselor în stare brut turnată, doar tratamentele termice de detensionare fiind oportune.

Un procent de siliciu mărește duritatea fontei cu 50 HB ca urmare a alierii feritei cu siliciu și a prezenței  $\text{Fe}_3\text{Si}_2$  ce este foarte dură (600 HB).

Se recomandă să se acorde atenție mărită conținutului de carbon deoarece dacă fonta devine hipereutectică, se obține grafit primar grosolan ce înrăutățește rezistența la oxidare.

Cu cât conținutul de carbon este mai mic, cu atât mai mică este cantitatea de grafit și cu atât mai mare devine rezistența la tracțiune.

Excesul de siliciu în fontă conduce la apariția în structură a fazei  $\eta$  ( $\text{Fe}_3\text{Si}_2$ ) – în structura fontei se mai întâlnesc și fazele  $\varepsilon$  ( $\text{FeSi}$ ) și  $\xi$  ( $\text{Fe}_2\text{Si}_5$ ) – faza  $\eta$  măbind considerabil fragilitatea fontei.

Conținutul mare de siliciu asigură formarea unei pelicule protectoare de  $\text{SiO}_2$  pe suprafața pieselor, sub acțiunea agenților chimici agresivi – asigurarea formării peliculei de  $\text{SiO}_2$  este dată de minimum 25% atomice de siliciu, adică se impune ca fonta să conțină minimum 14 ... 14,5% siliciu. În momentul în care piesa de fontă intră în exploatare, atomii de fier sunt eliminați din zona de contact cu agentul coroziv iar atomii de siliciu rămăși se oxidează formând  $\text{SiO}_2$  ce stopează acțiunea în profunzime a respectivului agent. Dacă din diverse motive, pelicula de  $\text{SiO}_2$  se distruge, are loc refacerea ei în timp util.

Dacă fonta nu este aliată suplimentar cu molibden, unele medii corozive dizolvă pelicula de  $\text{SiO}_2$  – de exemplu, acidul clorhidric la temperatura de fierbere, compușii pe bază de fier și soluții alcaline concentrate.

Fontele înalt aliate cu siliciu și molibden se mai numesc și fonte anticlor și au structura primară constituită din ferită primară și eutectic ternar format din ferită,  $\text{Mo}_2\text{C} \cdot \text{Fe}_3\text{C}$  și  $\text{MoSi}_2$ .

Fontele înalt aliate cu siliciu au diverse denumiri, în funcție de țara care le produce – Duriron (S.U.A.), Corrosiron (S.U.A.), Ironak (Anglia), Tantiron (Anglia), Virgo (Franța), Ferosilid (Rusia), Anticlor (Rusia), Termosilid (Germania) etc.

### **3.4.3. Elaborarea**

Fontele slab aliate cu siliciu se pot elabora, practic, în toate agregatele de elaborare.

Dacă elaborarea se face în cuptoare electrice cu încălzire prin inducție, se poate controla cel mai ușor conținutul de carbon, și, în general, tehnologia de elaborare este cea corespunzătoare elaborării fontelor nealiate cu siliciu, cu un conținut de siliciu mai mare.

În cazul elaborării fontelor mediu aliate cu siliciu apare problema obținerii unui conținut de carbon mai mic și a unui grafit fin (de subrăcire), ceea ce în cubilou se realizează mai dificil (în

cubilourile clasice care funcționează pe bază de cocs de turnătorie).

Practic, fontele mediu aliate cu siliciu se pot elabora în toate agregatele de elaborare ce se utilizează la scară industrială.

În cubilou, în principal, utilizându-se în încărcătură doar deșeuri de oțel ca bază, se pot obține fonte cu un conținut minim de carbon de 2,2%.

Utilizarea în încărcătură a sorturilor de fontă ce au grafitul grosolan este interzisă în cazul elaborării fontei în cubilou, din cauza fenomenului de ereditate, fonta de a doua fuziune obținută având grafitul grosolan, ceea ce scade semnificativ rezistența la coroziune. Nici în cazul elaborării fontei în cuptoare electrice cu încălzire prin inducție nu se recomandă utilizarea în încărcătură de fonte cu grafitul grosolan deoarece cresc cheltuielile pentru eliminarea lui, și, astfel, crește costul fontei elaborate.

Pentru obținerea grafitului fin, de subrăcire, se recomandă adăugarea în fonta mediu aliată cu siliciu a titanului în proporție de 0,20 ... 0,25%. Adaosul de titan, de exemplu, se poate face prin introducerea în încărcătura metalică de fonte brute cu titan, sau de ferosiliciutitan, sau prin introducerea în oala de turnare de ferotitan sau de deșeuri de titan metalic (după introducerea materialelor de aliere în oala de turnare se recomandă, în vederea omogenizării chimice, barbotarea fontei lichide cu bioxid de carbon timp de 2 ... 3 minute). Grafitul fin, de subrăcire, se obține și în cazul conținuturilor mici de carbon și, de asemenea, în cazul supraîncălzirii fontei în stare lichidă.

În cazul elaborării în cuptoare electrice, se recomandă ca în încărcătura metalică să se utilizeze deșeuri de oțel, fontă brută cu 12 ... 14% siliciu, fontă brută ce conține titan în proporția de 0,3 ... 0,4%, ferosiliciu, ferosiliciu ce conține titan, fontă brută de calitate superioară etc. – pentru fonte mediu aliate cu siliciu.

Dacă fonta mediu aliată cu siliciu se elaborează în cubilou, de exemplu, se recomandă ca încărcătura metalică să fie alcătuită din 50% deșeuri de oțel și 50% fontă brută silicioasă (cu 14% siliciu). Dacă în încărcătură se utilizează și ferosiliciu ce conține titan, titanul se asimilează în proporție de 40 ... 60% (ferosiliciul ce conține titan se poate adăuga și în fonta din oală dacă fonta este supraîncălzită în mod corespunzător). De asemenea, dacă fonta se elaborează în cubilou, se recomandă și încărcătura formată din 30 ... 40% fontă brută, 40 ... 50% deșeuri de oțel și 5 ... 10% FeSi45 sau FeSi75. Dacă alierea cu siliciu se efectuează în oala de turnare, trebuie să se aibă în vedere că fenomenul de dizolvare a siliciului în fonta lichidă este un fenomen exoterm.

Fonta înalt aliată cu siliciu se recomandă să se elaboreze doar în cuptoare electrice, pentru care se recomandă ca în încărcătura metalică să se utilizeze deșeuri de oțel, ferosiliciu, fontă hematită (conține fosfor în cantitate de maximum 0,1%), fontă brută de calitate superioară (rafinată), recirculat (deșeuri proprii) etc.

Fonta înalt aliată cu siliciu se poate elabora și în cuptor rotativ, situație în care încărcătura



metalică, de exemplu, se poate alcătui din 2% fontă hematită, 9,5% ferosiliciu ce conține 90% siliciu, 38,5% deșeuri de oțel și 50% deșeuri proprii.

Fontele înalt aliate cu siliciu au mare afinitate față de gaze, în special pentru hidrogen, cauză ce determină apariția de porozități și, astfel, rebutarea pieselor. Acesta este motivul pentru care componentele metalice și nemetalice ale încărcăturii trebuie să fie cu grad mare de puritate și uscate, supraîncălzirea în stare lichidă nu trebuie să fie prea mare, amestecurile de formare nu trebuie să aibă umiditatea mare, oalele de turnare și miezurile trebuie să fie uscate în mod corespunzător etc.

În practică, din cauza influenței negative a hidrogenului, se abordează turnarea fontei înalt aliate cu siliciu în forme sub formă de calupuri (blocuri), după care respectivele blocuri se retopesc, eventual li se corectează compoziția chimică și apoi se toarnă în forme, obținându-se piesele fasonate. Astfel, se obțin piese fără pori.

Literatura de specialitate indică obținerea de piese din fontă înalt aliată cu siliciu, fără pori, dacă ferosiliciul utilizat pentru corectarea conținutului de siliciu are aluminiu în cantitate mică.

O problemă aparte o constituie și cantitatea mare de incluziuni nemetalice, incluziuni nemetalice favorizate de prezența aluminiului, calciului și magneziului în sorturile metalice din încărcătură – în special în ferosiliciu –, motiv pentru care suma proporțiilor de aluminiu și calciu nu trebuie să depășească 2% în FeSi 75 și 1,2% în FeSi45.

Dacă fonta înalt aliată cu siliciu se elaborează în cuptoare electrice cu încălzire prin arc electric și cu căptușeală refractară de natură chimică acidă, de exemplu, pentru un cuptor cu capacitatea de 1,5 t, încărcătura metalică este constituită din deșeuri proprii, FeSi 45, deșeuri de oțel și fontă brută obișnuită. Zgura ce se formează în timpul topirii și supraîncălzirii, deoarece are viscozitatea mare, este tratată cu calcar. Zgura este eliminată din cuptor atunci când fonta ajunge la temperaturi de 1.500 ... 1.550°C. După eliminarea zgurii, fonta lichidă se supraîncălzește în continuare până la temperaturi de 1.650...1.700°C. După atingerea temperaturii maxime de supraîncălzire are loc menținerea băii metalice în cuptor, sub zgura ce se formează de la sine, până la temperatura de evacuare din cuptor.

Dacă temperatura de supraîncălzire este mare se obțin și următoarele efecte:

– descompunerea hidrurilor de siliciu de tip  $\text{Si}_2\text{H}_2$ ,  $\text{Si}_2\text{H}_6$  și  $\text{SiH}_4$ , ceea ce conduce la îmbunătățirea caracteristicilor mecanice de rezistență. În figura 23 se prezintă creșterea rezistenței la tracțiunea o dată cu mărirea temperaturii de supraîncălzire, pentru o fontă înalt aliată cu siliciu, cu grafit lamelar ;

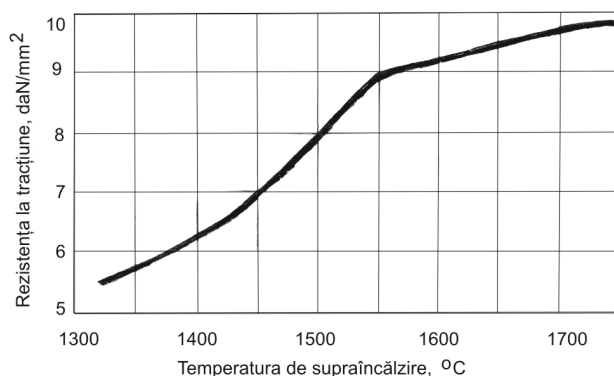


Fig.23. Variația rezistenței la tracțiune cu temperatura de supraîncălzire în stare lichidă, pentru o fontă dată înalt aliată cu siliciu și cu grafit lamelar.

- la temperaturi mai mari decât temperatura de echilibru a reacției chimice (97), are loc reducerea siliciului din  $\text{SiO}_2$  de către carbonul din baia metalică, ceea ce înseamnă purificarea fontei
- micșorarea conținutului de  $\text{SiO}_2$ , dar și a altor incluziuni nemetalice;



- mărirea solubilității carbonului în fonta lichidă. De exemplu, într-o fontă cu 16% siliciu, solubilitatea carbonului la temperatura de  $1.300^\circ\text{C}$  este de 0,7%, în timp ce la temperatura de  $1.700^\circ\text{C}$  solubilitatea carbonului este de 1,3% ;

– se dezactivează grafitul remanent ce are influență negativă asupra cristalizării – determină formarea de grafit grosolan (grafit sub formă de fulgi) ;

- sulful, ce se află sub formă de  $\text{SiS}$  și  $\text{SiS}_2$ , se volatilizează.

Se recomandă ca înainte de evacuarea din cuptor a fontei înalt aliate cu siliciul, să se elimine zgura.

#### 3.4.4. Turnarea

În cazul fontelor mediu aliate cu siliciul se constată următoarele particularități:

- fluiditatea este de același ordin de mărime cu al fontelor slab aliate cu siliciu și al fontelor nealiate. Prezența cromului, însă, micșorează fluiditatea lor. Fluiditatea maximă corespunde unor grade de saturație în carbon de 1,0 ... 1,1;

- creșterea volumului de retasură. Dacă, de exemplu, o fontă nealiată are contracția, exprimată prin mărimea relativă, în %, de 100%, o fontă aliată cu 4,84% siliciu are retasura de 110% iar o fontă aliată cu 6,12% Si are retasura de 115% ;

– contracția liniară liberă este de același ordin de mărime cu al fontei nealiat (pentru fonta în care grafitul este lamelar – 1,00 ... 1,25);

– tendință de fisurare la rece pentru fontele cu un conținut de siliciu mai mare de 6% și în special în condiții de aliere suplimentară cu crom și mangan ;

– absența tendinței de fisurare la cald ;

– în cazul în care grafitul este nodular (pentru aliniatelor anterioare grafitul considerat a fost lamelar), tendința de formare a retasurii este de circa două ori mai mică decât cea a fontelor cu grafit nodular nealiat iar fluiditatea este de același ordin de mărime cu al fontelor cu grafit nodular nealiat. Dacă temperatura de turnare este mică, retasura este concentrată iar porozitatea este accentuată. În prezența cromului, porozitatea și formarea retasurilor sunt accentuate. Contracția liniară este mai mare cu 0,3, .. 0,5% decât cea în cazul în care fonta este nealiată (adaosul de mangan mărește contracția liniară). Tendința de formare a fisurilor la rece este mai mare decât cea corespunzătoare fontei cu grafit lamelar și aliată suplimentar cu crom.

În cazul fontelor înalt aliate cu siliciu se constată următoarele particularități:

– temperatura optimă de turnare este de 1.250 ... 1.280°C, pentru piese cu grosimea de perete mai mică de 10 mm și de 1.220 ... 1.250°C, pentru piese cu grosimea de perete mai mare de 10 mm. Temperatura de turnare relativ mică este justificată de evitarea absorbției de hidrogen în cantitate mare. Dacă temperatura de turnare este prea mare și dacă turnarea se realizează în forme crude, crește durata de contact a fontei lichide cu amestecul de formare până la începutul solidificării fontei și, astfel, crește riscul de saturație în hidrogen;

– viteza de turnare trebuie să fie de 2 ... 3 ori mai mare decât cea a fontelor nealiat;

– contracția ce trebuie luată în considerație la confecționarea modelelor trebuie să fie de 1,56%, adică mult mai mare decât în cazul fontelor nealiat.

### **BIBLIOGRAFIE la paragraful 3**

[1]. Cojocaru-Filipiuc, V. Fonte-obținere. Iași. Editura „Samia”. 2003;

[2]. Cojocaru-Filipiuc, V. Fonte, aspecte teoretico-practice ale obținerii. Iași. Editura „Samia”. 2005;

[3]. Sofroni, L. Elaborarea și turnarea aliajelor. București. Editura Didactică și Pedagogică. București. 1975;

[4]. Sofroni, L. și Ștefănescu, D.M. Fonte speciale. Editura Tehnică. București. 1974;

- [5]. Cojocaru-Filipiuc, V. și Alexandru, I. Fontă pentru rezistori la tramvaie. Metalurgia, nr. 1, 1996, p. 44...47.
- [6]. Cosneanu, C., Covacevici, V., Dumitrescu, V. și Vincenz, C. Elaborarea aliajelor de turnătorie în cuptoare electrice prin inducție. Editura Tehnică. București. 1974;
- [7]. Cojocaru, V. ș.a. Procedeele de obținere a fontelor cu proprietăți fizico-mecanice superioare. Brevet de invenție. România. nr. 95.467, 1988.
- [8]. Ripoșan, I. și Chișamera, M. Tehnologia elaborării și turnării fontei. Editura Didactică și Pedagogică. București. 1981.
- [9]. Laplanche, H. Les fontes et leurs traitements thermiques. Pyc – Edition-Desforges, Paris. 1975.

## **4. DIRIJAREA VAPORILOR DE MODIFICATOR PRIN BAIĂ METALICĂ DE FONTĂ**

### **4.1. Considerații generale**

Într-un sistem metalic, echilibrele termic și mecanic se obțin relativ ușor.

Echilibrul termic este realizat atunci când temperatura este aceeași în toate punctele sistemului metalic.

Echilibrul mecanic este realizat atunci când presiunea este aceeași în toate punctele sistemului metalic.

În mod corespunzător echilibrelor parțiale termic și mecanic, și echilibrul chimic este realizat atunci când potențialele chimice ale elementelor chimice din sistemul metalic au aceleași valori în toate punctele sistemului respectiv.

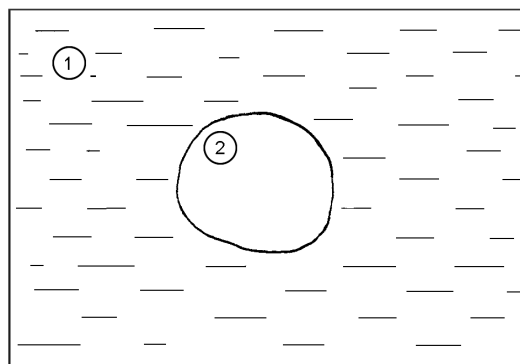
Procesul care stă la baza obținerii echilibrului chimic este difuzia.

Într-un sistem metalic solid, procesul de difuzie al elementelor chimice are intensitate mică. De exemplu, există tratamente termice care se bazează pe procese de difuzie și care durează zeci de ore – zile chiar. În asemenea circumstanțe, în cazul procesărilor în stare solidă, echilibrul chimic nu se poate obține ușor. În condiții de experiment, de laborator, se poate obține echilibrul chimic și într-un sistem metalic aflat în stare solidă, însă cu consum mare de energie. Într-un sistem metalic solid, procesele de difuzie se desfășoară lent. Viteza mică de difuzie a elementelor chimice este cauzată de structura cristalografică, de atracția dintre atomi – particule –, mărimea particulelor de elemente chimice etc.

Într-un sistem metalic lichid, procesele de difuzie se desfășoară cu viteză mare deoarece distanța dintre particule este mai mare, particulele se mișcă, în principiu, haotic etc. În plus, pot exista particule care au mărime mică, ceea ce face ca viteza de difuzie să fie considerabilă. Prin urmare, există condiții ca echilibrul chimic să fie stabilit în sistem.

În figura 24 este prezentată schema unui sistem metalic format din fazele 1 și 2, faza 2 fiind creată artificial.

Faza predominantă este faza 1, care este în stare lichidă.



**Fig.24. Schema unui sistem metalic format din două faze. 1 – matricea metalică lichidă; 2 – faza nouă.**

În continuare, se convine ca faza 1 să poarte denumirea de matrice metalică lichidă. Chiar dacă nu este specificat, în această monografie, se va folosi, în principiu, noțiunea de matrice metalică în locul celei de matrice metalică lichidă. Faza 2 este o fază creată în mod artificial în matricea metalică, motiv pentru care poartă denumirea de fază nouă.

Faza 2 este sub formă de bule.

În general, bulele au o geometrie compactizată – nodulară (sferoidală).

Geometria ideală a fazei 2 pentru o stare de tensiuni minimă este cea sferică.

Într-un sistem metalic, prezintă interes pentru practică, situația în care faza 1 este o matrice metalică iar faza 2 este o fază dispersată în faza 1.

Distanța dintre particule, în faza 2, este mare iar particulele se mișcă haotic. Această situație determină ca faza 2 să se obțină dintr-o cantitate foarte mică de adaos în matricea metalică, ceea ce ar însemna, de exemplu, 0,1%. 0,1% de element chimic adăugat în matricea metalică lichidă, poate determina ca volumul ocupat de faza 2 – fază dispersată – să ajungă, de exemplu, până la proporția de 25%.

Pentru ca elementul chimic  $F_j$  să fie în stare gazoasă, se impune ca temperatura de fierbere a elementului chimic  $F_j$  să fie mai mică decât temperatura matricei metalice – relația (98).

$$T_{f_{F_j}} < T_1, \quad (98)$$

în care,

$T_{f_{F_j}}$  reprezintă temperatura de fierbere a elementului

chimic  $F_j$ , în °C;

$T_1$  – temperatura fazei 1 (a matricei metalice lichide), în °C.

Cu cât temperatura de fierbere a elementului chimic  $F_j$  este mai mică, în circumstanțele în care este îndeplinită inegalitatea (98), și cu cât temperatura matricei metalice este mai mare, cu atât este mai mare tensiunea de vapori a elementului chimic  $F_j$ .

Tensiunea de vapori a elementului chimic  $F_j$ , se poate determina cu relația (99), luându-se în considerație geometria relativ sferică a unei bule (sferă de rază  $r$ ).

$$p = p_a + \Delta p_s - \Delta p_d + \rho gh + \frac{2\sigma_{ma}}{r}, \quad (99)$$

în care,

$p$  – presiunea din bulă, în  $\text{dyn/cm}^2$ ;

$p_a$  – presiunea atmosferică;  $p_a = 1,013 \cdot 10^6 \text{ dyn/cm}^2$ ;

$\Delta p_s$  = gradul de suprapresiune, în  $\text{dyn/cm}^2$ ;

$\Delta p_s = p_s - p_a$ ;  $p_s$  – suprapresiunea;

$p_s \geq 1,013 \cdot 10^6 \text{ dyn/cm}^2$ ;

$\Delta p_d$  = gradul de depresiune, în  $\text{dyn/cm}^2$ ;

$\Delta p_d = p_a - p_d$ ;  $p_d$  – depresiunea;

$p_d \leq 1,013 \cdot 10^6 \text{ dyn/cm}^2$ ;

$\rho$  – densitatea matricei metalice, în  $\text{g/cm}^3$ ;

$g$  – accelerația gravitațională –  $980 \text{ cm/sec.}^2$ ;

$h$  – înălțimea coloanei de lichid – de matrice metalică –, în  $\text{cm}$ ;

$\sigma_{ma}$  – tensiunea interfațială matrice metalică - aer, în  $\text{dyn/cm}$ ;

$r$  – raza bulei de fază 2, în  $\text{cm}$ .

Relația (99) este valabilă pentru o temperatură dată –tensiunea de vapori a elementului chimic  $F_j$  este o funcție de temperatură, reprezentată în literatura de specialitate printr-o relație de tipul (100).

$$\log p = f(T), \quad (100)$$

în care,

$\log p$  – logaritmul, de obicei, în baza 10, al tensiunii de vapori a elementului chimic  $F_j$ ;

$f(T)$  – expresie matematică în care figurează termenul  $T$ , expresie, de exemplu, de forma (101);

$T$  – temperatura.

$$\log p = -\frac{a}{T} + b, \quad (101)$$

în care,

$a, b$  – coeficienți mai mari decât zero:  $a > 0$ ;  $b > 0$ .

Dacă tensiunea de vapori a elementului chimic  $F_j$  este mare, bulele de fază 2 au o viteză de ascensiune prin matricea metalică, mare. Viteza de ascensiune a bulelor prin matricea metalică este de forma (102).

$$v_a = \frac{2r^2 \cdot (\rho_1 - \rho_2) \cdot g}{9\eta}, \quad (102)$$

în care,

$v_a$  – viteza de ascensiune – de flotare – a bulei în matricea metalică, în cm/sec;

$r$  – raza bulei, în cm;

$\rho_1$  – densitatea matricei metalice, în g/cm<sup>3</sup>;

$\rho_2$  – densitatea gazului din bulă;

$g$  – accelerația gravitațională, în cm/sec<sup>2</sup>;

$\eta$  – viscozitatea matricei metalice, în g/cm·sec.

Viteza de ascensiune a bulelor prin matricea metalică provine din egalarea forței ascensionale –  $\frac{4}{3}\pi \cdot r^3 \cdot \rho \cdot g$  – cu forța de rezistență –  $6\pi \cdot r \cdot v_a \cdot \eta$  –, expresia (102) fiind valabilă pentru regimurile laminare și pentru bulele ale căror rază (se consideră că o bulă are geometria relativ sferică) este mai mică de  $1 \cdot 10^{-2}$  mm (relația Stokes).

Dacă raza unei bule este mai mare de  $1 \cdot 10^{-2}$  mm, viteza de ascensiune a unei bule este considerată de Iavoiski ca având forma  $\sqrt{\frac{8}{3} \cdot g \cdot \frac{r}{k_r} \cdot \frac{(\rho_1 - \rho_2)}{\rho_1}}$ , în care  $k_r$  reprezintă un coeficient de rezistență al matricei metalice și depinde de criteriul Reynolds ( $r \cdot v_a \cdot \rho / \eta$ ). Dacă criteriul lui Reynolds se apropie de valoarea 1, ar trebui ca viteza de ascensiune a unei bule prin matricea metalică să fie considerată după Iavoiski.

Pentru ca o bulă să rămână în stare de suspensie în matricea metalică, o perioadă cât mai mare de timp, conform relației (102) se impun următoarele condiții calitative:

- mărimea bulelor cât mai mică –  $r$  de valoare cât mai mică;
- diferența ( $\rho_1 - \rho_2$ ) cât mai mică;
- viscozitatea matricei metalice cât mai mare.

Cu cât depresiunea de deasupra matricei metalice este mai mare – cu cât depresiunea se apropie de vid – cu atât tensiunea de vapori a unei bule este mai mică. În acest caz, volumul unei bule se mărește, ceea ce, conform relației (102), înseamnă creșterea vitezei de ascensiune a bulelor. Prin urmare, atmosfera depresurizată de deasupra matricei metalice generează o perioadă de suspensie a bulelor în matricea metalică, mai mică.

Dacă deasupra matricei metalice atmosfera este de suprapresiune, se mărește presiunea din



bule, ceea ce înseamnă micșorarea mărimii acestora. Conform aceleiași relații (102), viteza de ascensiune se micșorează semnificativ (factorul  $r$  figurează la puterea a doua) ceea ce determină o perioadă de suspensie a bulelor în matricea metalică, mai mare.

Relația (99) arată că cu cât înălțimea matricei metalice este mai mare, cu atât este mai mare presiunea din bulă iar volumul bulei se micșorează, ceea ce determină o viteză de ascensiune prin matricea metalică mai mică. Prin urmare, în practică, recipientele în care se amplasează matricea metalică – oale de turnare, de regulă – trebuie să fie dezvoltate pe înălțime. Chiar se recomandă ca raportul dintre înălțimea unei oale de turnare destinate modificării fontei și diametrul acesteia, să fie de circa 1,5.

Pe de altă parte, atunci când tensiunea de vapori într-o bulă este mică, volumul bulei respective este mare, ceea ce atrage după sine mărirea vitezei de ascensiune. Dacă în relația (99), termenul  $r$  figurează la puterea 1, în relația (102), termenul  $r$  figurează la puterea a doua. Prin urmare, mărimea unei bule este mai importantă în mărirea vitezei de ascensiune decât în mărirea presiunii dintr-o bulă, în ceea ce privește menținerea în suspensie a bulelor într-o matrice metalică. Sunt de preferat bulele de dimensiuni mici – nu mari. Dacă din relația (99) se explicitează factorul  $r$ , rezultă relația (103).

$$r = \frac{2\sigma_{ma}}{p - p_{at} - \rho gh} \quad (103)$$

În același timp, factorul  $r$  se poate explica și din relația (102), rezultând o expresie – (104) – care definește factorul  $r$ .

$$r = \sqrt{\frac{9\eta v_a}{2(\rho_1 - \rho_2) \cdot g}} \quad (104)$$

Ținând cont de relația (104), presiunea într-o bulă de fază 2 are expresia (105).

$$p = p_a + \Delta p_s - \Delta p_d + \rho gh + \frac{2\sigma_{ma}}{\sqrt{\frac{9\eta v_a}{2(\rho_1 - \rho_2) \cdot g}}} \quad (105)$$

Relația (105) arată factorii principali, în cazul unei temperaturi, implicați în definirea presiunii dintr-o bulă aflată într-o matrice metalică.

Tehnica introducerii elementului chimic  $F_j$  în matricea metalică se adaptează la mai mulți factori, dintre care se enumeră următorii: masa matricei metalice, presiunea de deasupra matricei metalice, temperatura matricei metalice, starea de agregare a elementului chimic  $F_j$  în momentul introducerii, înălțimea matricei metalice, tensiunea de vapori a bulelor de element chimic  $F_j$ , mărimea granulației elementului chimic  $F_j$  etc. Tehnica de introducere a elementului chimic  $F_j$  trebuie să asigure o distribuție foarte uniformă a bulelor de element chimic  $F_j$ . Elementul chimic  $F_j$  poate fi introdus sub formă de granule, în stare lichidă – ca topitură – și în stare gazoasă, prin

insuflare.

Ideal, ar trebui ca bulele de element chimic  $F_j$  să fie sferice. În condiții de presiune metalostatică mare, bulele nu mai au geometria sferică, de unde se deduce că înălțimile mari ale matricei metalice nu sunt acceptate. În măsura în care geometria bulelor se abate de la forma sferică, în aceeași măsură începe să se manifeste și efectul de crestare – efectul de tensionare al materialului care se va obține.

În cazul în care cantitatea de bule este mică, bulele pot avea statutul de impurități, circumstanțe în care nu poate fi vorba despre posibilitatea de obținere a unui material metalic nou. În cazul în care cantitatea de bule este prea mare, este posibil ca faza 1 să-și piardă statutul de matrice metalică dacă volumul total al bulelor este mai mare decât volumul matricei metalice. În funcție de natura proprietăților vizate a fi obținute, se stabilește raportul optim dintre volumul matricei metalice și volumul bulelor de element chimic  $F_j$ .

În circumstanțele practicii (modificarea în oala de turnare), presiunea metalostatică, este foarte mică, de exemplu, prin comparație cu presiunea hidrostatică de pe fundul unui ocean. Așa, o bulă are o formă relativ sferică într-o matrice metalică și are diametrul de ordinul 5–20  $\mu\text{m}$ , de exemplu. Prin comparație cu presiunea hidrostatică de pe fundul unui ocean, acolo unde au loc erupții vulcanice, se estimează că bulele de gaze ce iau naștere la contactul lavei vulcanice cu apa sau bulele de gaze ce se degajă din vulcan se transformă spontan în dimensiuni punctiforme, la suprafața oceanului nesesizându-se evacuări de bule de gaz.

Se cunoaște mecanismul de desprindere al bulelor din granulele de magneziu care se introduc în fonta lichidă. Astfel, după ce bucățile de magneziu se înconjoară pe toată suprafața cu o peliculă de lichid, se desprind bule de magneziu de pe toată suprafața bucăților de modificador, bule care își încep drumul ascensional spre suprafața băii metalice. Mecanismul de transformare a unei bucăți de modificador în bule, este în realitate mai complex.

Densitatea foarte mică a bulelor de modificador determină ca toate bulele de modificador să se elimine din topitura metalică, într-o perioadă mai mică sau mai mare de timp. Și acesta este motivul pentru care, în practică, majoritatea modifcatorilor sunt în stare lichidă, sub formă de picături, la temperatura de modificare a fontei.

Tensiunea interfazică matrice metalică-bulă ( $\sigma_{12}$ ) se determină cu relația (106).

$$\sigma_{12} = \sigma_2 - \sigma_1 \cdot \cos \theta \quad (106)$$

în care,

$\sigma_{12}$  – tensiunea interfazică matrice metalică-bulă;

$\sigma_2$  – tensiunea interfazică bulă-aer;

$\sigma_1$  – tensiunea interfazică matrice metalică-aer;

$\theta$  – unghiul de umectare al bulei de modificador de către

matricea metalică .

În cazul în care umectarea bulelor de către matricea metalică este nulă, unghiul de umectare este de  $180^\circ$ .

Deoarece în cazul bulelor există relația (107), tensiunea interfazică  $\sigma_{12}$  este identică cu tensiunea interfazică  $\sigma_1$  – relația (108).

$$\sigma_2 = 0 \quad (107)$$

$$\sigma_{12} = \sigma_1 \quad (108)$$

Cu cât tensiunea interfazică  $\sigma_{12}$  este mai mare, cu atât bulele de modificador au dimensiuni mai mici.

Având în vedere că viteza de ascensiune a bulelor este cu atât mai mare cu cât dimensiunile bulelor sunt mai mari, rezultă că pentru mărirea randamentului de modificare sunt preferate bulele de dimensiuni mai mici, adică este preferată o tensiune interfazică matrice metalică-aer cât mai mare. Această situație se obține în cazul compoziției chimice a fontei propuse spre modificare, optime, adică în cazul în care se generează o tensiune interfazică  $\sigma_{12}$  maximă. Se, S și O au influență puternică asupra tensiunii interfazice  $\sigma_1$ . Astfel, prezența a circa 0,03% seleniu, determină micșorarea tensiunii interfazice  $\sigma_1$ , cu circa 39%.

Este de așteptat ca influența elementelor chimice Se, S, O, N și P să fie cvasicumulativă, influențele acestor elemente subscriind regulii aditivității. Prin urmare, o fontă care conține Se, S, O, determină obținerea unei tensiuni interfazice  $\sigma_1$  mici care conduce la obținerea de bule de dimensiuni mari, bule care se elimină din fonta lichidă într-o perioadă mică de timp și astfel randamentul de modificare scade foarte mult sau modificarea este chiar compromisă.

Fonta care se modifică utilizând modifikatori ce se află sub formă de bule la temperatura de introducere a modificadorului în baia metalică, trebuie să aibă conținuturile de seleniu, sulf și oxigen, foarte mici, de exemplu.

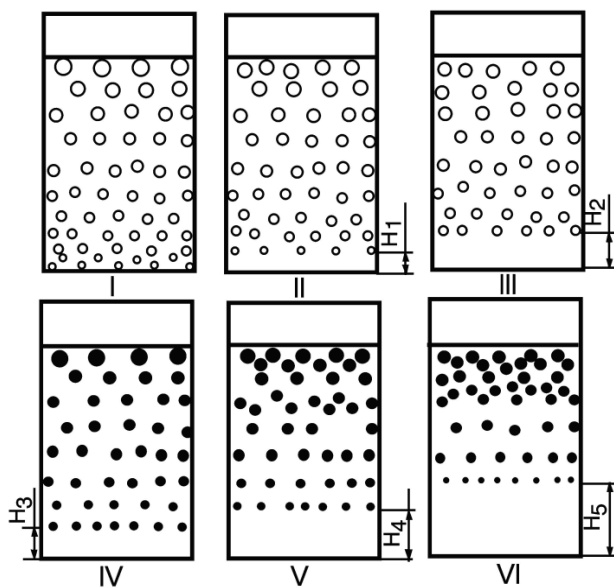
Dacă fonta brută care se utilizează pentru modificare nu este specială, cum ar fi, de exemplu, fontă brută de înaltă puritate, trebuie ca în agregatul de elaborare să se desfășoare, înaintea modificării, desulfurarea și dezoxidarea fontei, în vederea obținerii unor conținuturi foarte mici de sulf și oxigen. Din acest punct de vedere, se recomandă pentru modificare fonte hipoeutectice cu un conținut de carbon cât mai mare, știut fiind principiul echilibrului hiperbolic C-O și particularitatea conținutului mic de oxigen din fontă, în cazul conținutului de carbon din aceasta mai mare de 3%. În plus, carbonul micșorează nesemnificativ tensiunea interfazică fier-aer.

Modificadorul se introduce în baia metalică prin diverse tehnici, urmărindu-se o distribuire cât mai uniformă a lui în toată baia metalică. Inițial, bulele, în timpul formării, în timpul desprinderii din bucașile de modificador, de exemplu (în realitate, modificadorul se poate introduce

în fonta lichidă în toate stările de agregare, respectiv, solidă, lichidă și gazoasă), au aceleași dimensiuni, însă, în momentele imediat următoare, presiunea din bule este variată, adică bulele dinspre suprafața băii metalice au dimensiuni mai mari iar bulele dinspre fundul băii metalice au dimensiuni mai mici. Drumul ascensional pe care-l capătă imediat după formare toate bulele, este mai mic pentru bulele dinspre partea superioară a băii metalice și mai mare pentru bulele dinspre partea inferioară a băii metalice. În figura 45 se prezintă, schematic, trei secvențe reprezentând evacuarea bulelor de modificador și trei secvențe reprezentând flotarea agregatelor policristaline de grafit. Nu s-a ținut seama în figura 45 de fenomenul de dizolvare a agregatelor policristaline de grafit.

Se observă în figura 25 că bulele de la partea inferioară a băii metalice au dimensiuni mai mici iar bulele de la partea superioară au dimensiuni mai mari (secvența I).

După o perioadă de menținere a fontei în stare lichidă, după introducerea modificadorului în baia metalică, bulele de modificador ocupă pozițiile din secvența a II-a. Reprezentarea schematică sugerează că a dispărut primul rând de bule deoarece fostul prim rând din secvența I, prin mărirea dimensiunilor, a devenit primul rând de bule din secvența a II-a, însă cu dimensiunile mărite. În secvența a II-a se observă că rămâne un spațiu fără bule de modificador.



**Fig.25. Reprezentarea schematică a secvențelor eliminării bulelor din baia metalică și a flotării agregatelor policristaline de grafit, într-o oală de turnare.**

În secvențele codificate cu I, II și III, la interfața matrice metalică-bule, nu s-au format încă germeni de grafit.

În secvențele codificate I, II și III, procesul de difuzie al particulelor de carbon, dinspre matricea metalică înspre bulele de modificador, este continuu.

În figura 25 lipsesc secvențele de formare a agregatelor policristaline de grafit.

Din momentul formării unei bule de modificador, începe și ascensiunea acesteia înspre

partea superioară a băii metalice. Așa se explică apariția unui volum de baie metalică lipsit de bule de modificador, volum cu înălțimea  $H_1$  (secvența a II-a).

Procesul de ascensiune a bulelor de modificador fiind continuu, volumul de baie metalică fără bule de modificador se mărește, așa încât, în secvența a III-a, va avea înălțimea  $H_2$ .

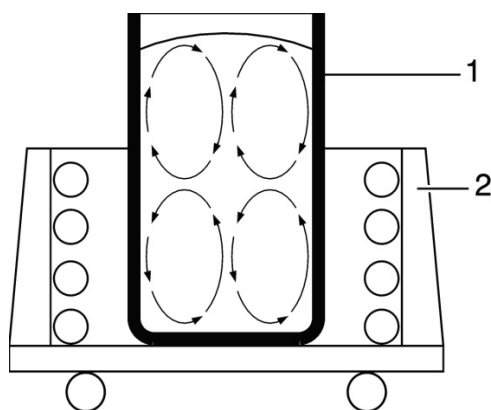
Creșterea înălțimii volumului de topitură metalică fără bule de modificador, are la bază faptul că activitatea termodinamică a carbonului nu a ajuns, la valoarea 1, astfel încât să se formeze germenii de grafit iar aceștia să înceapă să crească, în bulele de modificador.

Ar trebui a imediat ce s-au format bulele de modificador să înceapă și fenomenul de germinare a grafitului, pentru ca apoi, să se declanșeze procesul de creștere a germenilor de grafit în bulele de modificador.

În principal, modificadorii care sunt sub formă de bule la temperatura de modificare a fontei, prezintă un dezavantaj principal și, în același timp, și un avantaj principal. Dezavantajul principal constă în aceea că, din cauza densității foarte mici, viteza de ascensiune prin baia metalică este mare ( $\rho_2$  este foarte mic). Avantajul principal constă în aceea că bulele au o geometrie relativ sferică în condițiile unei băi metalice aflată într-o oală de turnare, de exemplu.

Nedeclanșarea fenomenului de formare a germenilor de grafit și a fenomenului de creștere a agregatului policristalin de grafit în bulele de modificador, conduce la deplasarea bulelor înspre partea superioară a băii metalice, ceea ce înseamnă determinarea absenței bulelor din baia metalică de la fundul oalei de turnare. De regulă, oala de turnare este cea clasică, fără prevedere cu sistem de amestecare a băii metalice. Prin urmare, efectiv, așa cum o sugerează și figura 25, fonta de la fundul oalei nu are modificador. Fonta de la fundul oalei se va solidifica normal, adică grafitul va crește morfologic. Iată de ce se impune cunoașterea mecanismului de modificare a fontei, adică apare oportunitatea luării de măsuri tehnologice pentru contracararea consecințelor negative.

Dacă momentul formării germenilor de grafit întârzie, înălțimea  $H$  a băii metalice de la fundul oalei, în care nu există bule de modificador se mărește. În această situație, trebuie ca oala de turnare să fie prevăzută cu un sistem inductiv de amestecare a băii metalice. Asemenea oale se întâlnesc în domeniul metalurgiei oțelului – figura 26. Amestecarea fontei se recomandă să se efectueze încontinuu, până în momentul relativ în care începe turnarea fontei modificate.



**Fig.26. Sistem de amestecare inductivă a fontei lichide în oala de turnare. 1 – oală de turnare; 2 – sistem de amestecare inductivă, [70].**

Tehnologic, trebuie luate măsurile ce se impun pentru ca formarea germenilor de grafit să înceapă cât mai aproape de momentul formării bulelor de modificador. Dintre măsurile ce s-ar putea lua se prezintă următoarele:

- modificarea de fonte cu un conținut mai mare de carbon (în realitate, fonte cu conținutul de carbon în jurul celui eutectic);

- modificarea de fonte ce conțin elemente chimice, care măresc activitatea termodinamică a carbonului, în cantități cât mai mari posibil și elemente chimice, care micșorează activitatea carbonului, în cantități cât mai mici posibil. Dacă fonta care se modifică este nealiată, de exemplu, se impune un conținut mai mare de siliciu și mai mic de mangan;

- modificarea fontei în atmosferă depresurizată.

După creșterea germenilor de grafit și formarea agregatelor policristaline de grafit, fenomenul de deplasare înspre partea superioară a băii metalice capătă alt statut, respectiv cel de deplasare a agregatelor policristaline de grafit.

După terminarea creșterii germenilor de grafit, adică după “umplerea” bulelor de modificador, agregatele policristaline de grafit au geometria relativ sferică și poartă denumirea de noduli de grafit.

Se apreciază că în toate cazurile în care modificadorul se află sub formă de bule la temperatura de modificare, agregatele policristaline de grafit au geometria cvasisferică deoarece și bulele de modificador au geometria cvasisferică.

Unghiul de umectare a bulelor de modificador de către matricea metalică are valoarea de  $180^\circ$ , ceea ce și asigură geometria cvasisferică a bulelor de modificador.

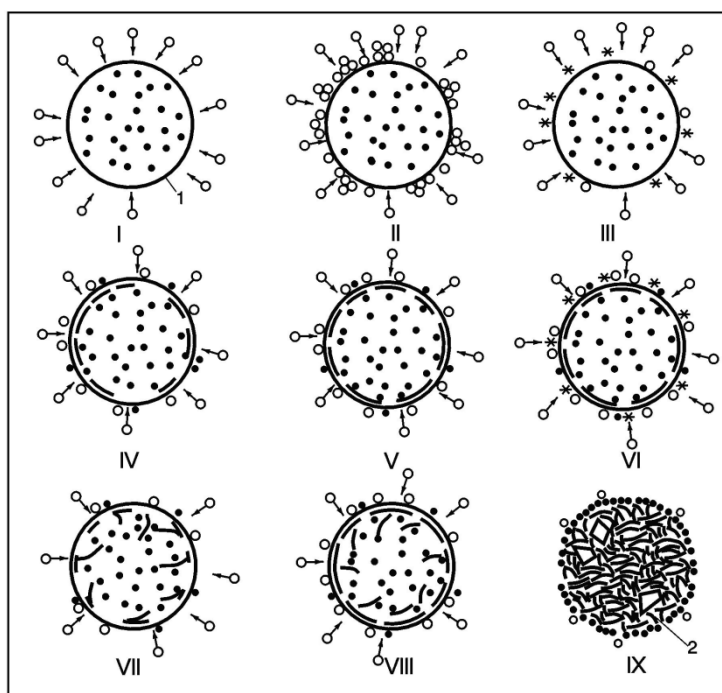
Viteza de ascensiune a bulelor de modificador este mai mare decât viteza de ascensiune a nodulilor de grafit deoarece densitatea modificadorului în stare gazoasă este foarte mică și este mult mai mică decât densitatea grafitului ( $2,25 \text{ g/cm}^3$ ). Această situație creează mari dificultăți în practica industrială, deoarece se pierd mari cantități de bule de modificador din baia metalică, ceea

ce este echivalentul cu pierderi de noduli de grafit care s-ar fi putut obține și apariția în structură de grafit morfologic (lamelar în plan și sub formă de foițe în spațiu). Standardele ce reglementează fontele cu grafit nodular permit și existența în structură de grafit cu alte geometrii decât cea nodulară. De exemplu, SR ISO 1083 impune ca structura să conțină minimum 80% grafit de forma V sau VI din standardul ISO 945.

Odată formate bulele de magneziu în fonta lichidă, începe procesul de difuzie al particulelor de carbon dinspre matricea metalică înspre bulele de magneziu, – secvența I, din figura 27.

În matricea lichidă de fier, particulele de fier pot fi atât sub formă de atomi cât și sub formă de cationi ( $C^{4+}$ ), preponderența fiind alocată cationilor.

Deoarece particulele de carbon nu difuzează în bulele de magneziu, se creează aglomerări de particule de carbon în matricea metalică, în imediata apropiere a bulelor de magneziu.



**Fig.27. Schema mecanismului de formare a grafitului nodular în bule de magneziu: ● – atomi de Mg; ○ particule de C; \* – monocristale de grafit; 1 – bulă de Mg; 2 – nodul de grafit; fondul alb din jurul bulelor și nodulilor de grafit – matricea metalică lichidă; \* – germeni de grafit.**

Dacă particulele de carbon sunt cationi de  $C^{4+}$ , în momentul când se află în zona interfeței matrice metalică-bulă, intră în contact direct cu atomii de magneziu din bule.

În bule, atomii de magneziu se mișcă haotic.

Cu cât temperatura fontei lichide este mai mare, cu atât atomii de Mg din bule se mișcă mai haotic, având și o energie cinetică mai mare.

Contactul direct cationii  $C^{4+}$ -atomii de Mg, generează primirea de electroni de către cationii

de  $C^{4+}$  de la atomii de Mg, astfel, cationii de  $C^{4+}$  transformându-se în atomi de carbon.

Structura fontei în stare lichidă este microneomogenă, difuzia particulelor de carbon fiind neuniformă prin matricea metalică. Astfel, iau naștere aglomerări de atomi de carbon în zona interfeței matrice metalică-bule, aglomerări amplasate neuniform pe suprafața bulelor – secvența a II-a din figura 27.

În tot timpul difuziei particulelor de carbon, bulele de Mg au mișcare ascensională, iar din cauza curenților de convecție din baia metalică, bulele de Mg au mișcări continue de rotire aleatorie.

În timpul creșterii aglomerărilor de atomi de carbon, activitatea carbonului se mărește.

În timpul creșterii aglomerărilor de atomi de carbon, temperatura matricei metalice se micșorează, deoarece fonta lichidă nu se mai află în cuptor. Odată cu micșorarea temperaturii matricei metalice, activitatea carbonului se mărește. Din acest punct de vedere, dacă modificarea fontei se realizează în cuptor, se impune decuplarea cuptorului de la sursa de încălzire, tocmai cu scopul micșorării temperaturii băii metalice, pentru realizarea creșterii activității carbonului. Însă, temperatura băii metalice se micșorează mai greu din cauza temperaturii mari a căptușelii refractare. În schimb, dacă agregatul de elaborare este cuptorul electric cu încălzire prin inducție, fără miez magnetic, acesta ar putea fi folosit și ca sursă de amestecare inductivă a fontei după modificare, însă, în circumstanțele în care compoziția chimică a fontei asigură o activitate a carbonului apropiată de valoarea 1. Având în vedere că un cuptor electric cu încălzire prin inducție se poate amplasa într-o incintă depresurizată, rezultă cu atât mai mult că este posibilă modificarea fontei într-un agregat de elaborare (atmosfera depresurizată de deasupra băii metalice, mărește activitatea carbonului). Se precizează că dacă după modificare, temperatura băii metalice se mărește, se mărește intensitatea fenomenului de dizolvare al nodulilor de grafit în matricea metalică, nodulii de grafit formați având regim de incluziuni de grafit remanent. Fenomenul de dizolvare este complex, depinzând de mai mulți factori, așa cum se va analiza în continuare.

Combinarea aglomerărilor atomilor de carbon cu micșorarea temperaturii băii metalice, eventual și cu utilizarea unei atmosfere depresurizate deasupra băii metalice, determină mărirea activității carbonului în aglomerările de atomi de carbon până la valoarea 1, ceea ce înseamnă transformarea aglomerărilor de atomi de carbon în germeni de grafit hexagonal – secvența a III-a din figura 27.

Deoarece particulele de carbon difuzează încontinuu dinspre matricea metalică înspre bulele de magneziu, germenii de grafit încep să crească, conturându-se monocristalele de grafit.

Germenii de grafit cresc și datorită particulelor de carbon ce se mișcă haotic prin matricea metalică cu gradul de puritate mare, la temperaturi mari ale matricei metalice. În prezența siliciului și în absența sulfurii, mișcarea haotică a particulelor de carbon este foarte intensă. Astfel,



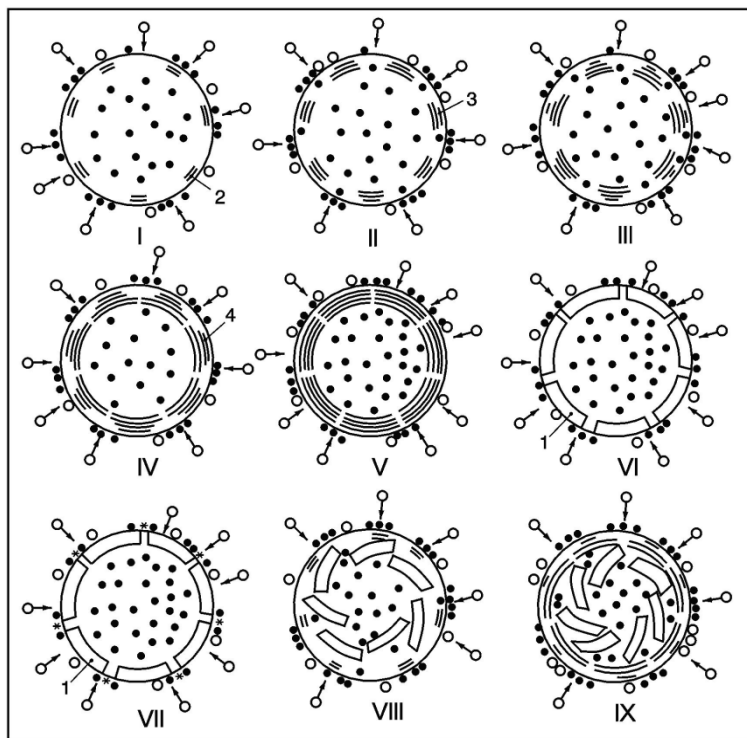
particulele de carbon sunt atrase de atomii de carbon din germenii de grafit la început , și din monocristalele de grafit, ulterior, germenii de grafit, și ulterior, monocristalele de grafit, crescând și altfel decât sub influența tendinței spre echilibru a particulelor de carbon. Această afirmație este valabilă pentru toate formele de fază 2.

Germenii de grafit încep să crească în spațiul în care energia de creștere este minimă, adică încep să crească în bulele de magneziu.

Pe suprafața bulelor de magneziu încep să crească monocristale de grafit, formate inițial din două straturi de atomi de carbon amplasați în colțurile unor hexagoane ipotetice.

Creșterea monocristalelor de grafit se face cu predilecție în planul celor două straturi de bază, plan care urmează configurația suprafeței bulelor.

Atomii de carbon disponibili datorită difuziei continue a particulelor de carbon, sunt atrași de forțele puternice, de tip covalent, de atomii din cele două straturi inițiale – straturi marcate de motivul care se repetă în fiecare nod al rețelei . Așa se explică de ce primele două straturi de atomi de carbon se dezvoltă pe suprafața bulelor, ca în secvența a IV-a din figura 28.



**Fig.28. Detalierea etapelor codificate cu IV, V, VI, VII și VIII din figura 48. – straturi de atomi de carbon; 1 – monocristal de grafit; • – atomii de Mg; ○ – particule de C; 2 – primele două straturi de atomi de C; 3 – al treilea strat de atomi de C; 4 – al n-lea strat de atomi de C. Fondul alb din jurul bulelor de Mg – matricea metalică lichidă; \* – germenii de grafit.**

În zona interfeței „sosesc” prin difuzie particule de carbon în mod continuu, din toate direcțiile (din unele direcții „sosesc” prin difuzie mai multe particule de carbon, din cauza

neomogenității chimice; în cazul fontelor tehnice, neomogenitatea chimică este și mai accentuată). Secvențele din figura 28 sugerează că particulele de carbon au o traiectorie perpendiculară pe suprafața bulelor. În realitate, din cauză că bulele de Mg sunt în continuă mișcare ascensională, în mare parte, unghiul de incidență al particulelor de carbon cu suprafața bulelor este mai mic de  $90^\circ$ .

Particulele de carbon care „sosesec” prin difuzie din matricea metalică se distribuie în maniera următoare:

– particulele de carbon care „sosesec” la marginea primelor două straturi de atomi de carbon (poziția 2 din figura 28) sunt atrase prin legăturile puternice covalente, de către atomii de carbon din straturile de atomi de carbon și, astfel, monocristalul de grafit crește de-a lungul conturului suprafeței bulelor de Mg;

– particulele de carbon care „sosesec” în zona interfeței dar în direcția interiorului primelor două straturi de atomi de carbon – nu la marginea lor – inițiază formarea unui nou strat de atomi de carbon (poz. 3 din figura 28), legătura dintre două straturi de atomi de carbon fiind slabă – de tip Van der Waals. Noul strat de atomi de carbon începe să crească în paralel cu creșterea primelor două straturi de atomi de carbon, pe baza particulelor de carbon care „sosesec” în zona marginii noului strat de atomi de carbon.

În figura 28 monocristalele de grafit sunt reprezentate schematic cu arce.

După ce s-a inițiat un nou strat de atomi de carbon – al treilea strat –, acesta începe să crească morfologic, pe baza atomilor de carbon care „sosesec” prin difuzie din matricea metalică, însă, în direcția periferică a stratului al treilea, pe baza forțelor puternice de atracție între atomii de carbon, de tip covalent.

În timpul în care crește stratul al treilea, primele două straturi cresc și ele în mod continuu.

În timpul creșterii primelor trei straturi de atomi de carbon, atomii de carbon care „sosesec” din matricea metalică în direcția centrală a stratului al treilea de atomi de carbon, inițializează cel de al patrulea strat de atomi de carbon care începe să crească în mod similar cu stratul al treilea de atomi de carbon. În felul acesta iau naștere mai multe straturi de atomi de carbon, numărul straturilor noi de atomi de carbon care se formează fiind limitat de momentul în care primele două straturi de atomi de carbon se întâlnesc cu primele două straturi de atomi de carbon ale altor monocristale – ale monocristalelor vecine.

După ce primele două straturi de atomi de carbon au făcut joncțiunea cu primele două straturi de atomi de carbon ale monocristalelor de grafit vecine, straturile al treilea, al patrulea și al n-lea continuă să crească până ce se produc joncțiunile între straturile de atomi de carbon echivalente cu ale monocristalelor învecinate, joncțiunile făcându-se în ordinea stratul al treilea, stratul al patrulea, stratul al n-lea. Momentul când s-au realizat joncțiunile pentru toate straturile este reprezentat în figura 28 cu secvența a V-a. Legătura între matricea metalică (faza 1) și bula de

magneziu (faza 2) este păstrată prin spațiile dintre monocristalele de grafit din primul strat de monocristale de grafit.

Particulele de carbon, odată ajunse în interfața matrice metalică-bulă de magneziu, produc aglomerări în zona interfeței. În momentul în care, în aglomerările de particule de carbon, activitatea carbonului atinge valoarea 1, iau naștere germenii de grafit – secvența a VI-a din figura.

Odată formați, germenii de grafit încep să crească.

Creșterea germenilor de grafit înspre interiorul bulelor de Mg, dislocă monocristalele de grafit din primul rând de monocristale de grafit, așa cum se observă din secvența a VII-a (figura 28). În felul acesta, se deschid noi canale de legătură matrice metalică-bule de Mg, ceea ce mărește în intensitate procesul de difuzie al particulelor de carbon prin matricea metalică, înspre bulele de magneziu.

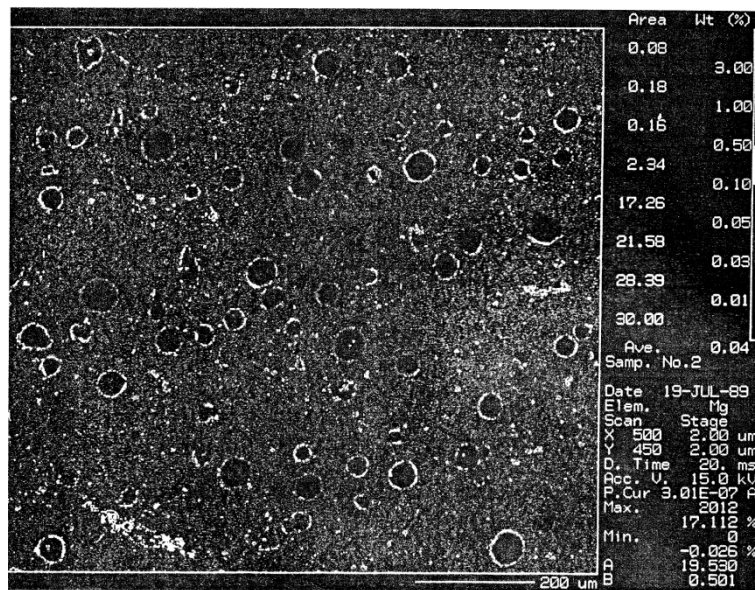
Se apreciază că după ce s-a produs joncțiunea pentru toate straturile de atomi de carbon – secvența a V-a din figura 28 – din cauza forțelor de legătură slabe dintre doi atomi de carbon situați în straturi de carbon diferite și a configurației limitelor dintre monocristale), nu mai este posibilă formarea unui nou strat de atomi de carbon. Doar forța puternică de creștere a germenilor de grafit (forțe covalente) și amplasarea germenilor de grafit între monocristalele de grafit, reușesc să disloce monocristale de grafit din primul strat de monocristale de grafit și să le împingă în mod aleatoriu înspre interiorul bulelor de magneziu –secvențele cu codurile VII și VIII din figura 28.

Odată cu creșterea germenilor de grafit în bula de Mg, adică odată cu creșterea noilor monocristale de grafit în bulele de Mg, în virtutea tendinței spre echilibrul mecanic între matricea metalică și bulele de Mg, particulele de Mg difuzează înspre exteriorul bulelor de Mg, în imediata lor apropiere, din cauză că magneziul nu se dizolvă în matricea metalică (în fonta lichidă). Particulele de Mg difuzează prin bulă înspre matricea metalică, prin spațiile largi deschise de dislocarea monocristalelor de grafit.

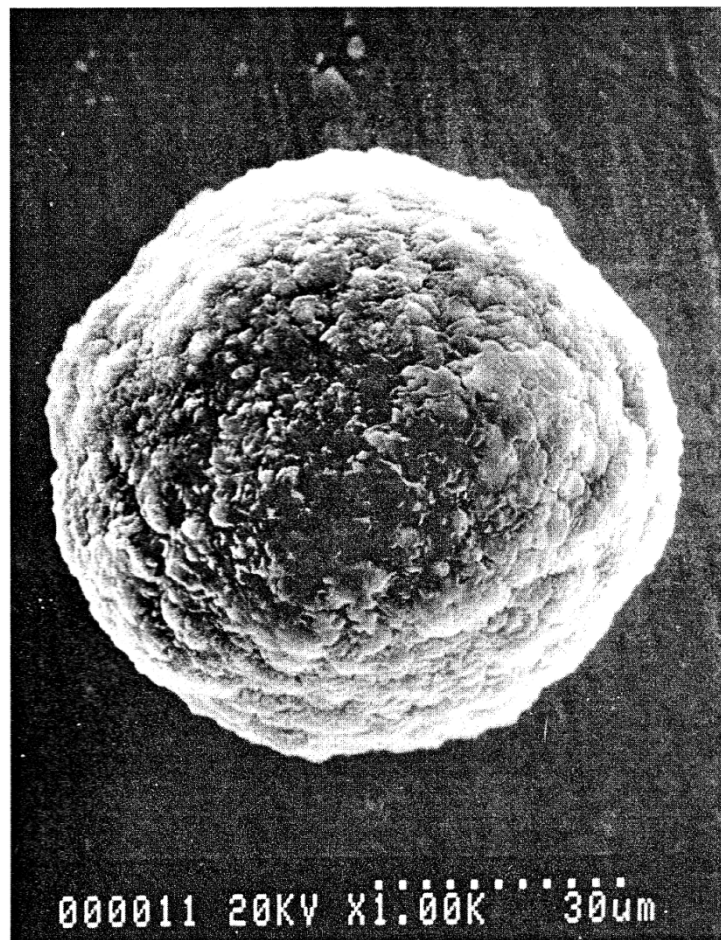
Fenomenele expuse, se repetă până când toată bula de magneziu s-a “umplut” cu monocristale de grafit și toate particulele de Mg au difuzat în jurul fostei bule de Mg, în jurul nodulului de grafit. În figura 29 se observă repartizarea particulelor de magneziu în matricea metalică, în jurul nodulilor de grafit. Agregatul policristalin de grafit care se obține are volumul fostei bule de magneziu, de exemplu, și se numește nodul de grafit–grafit nodular sau grafit globular sau grafit sferoidal – secvența a IX din figura 28.

În secvența a IX-a din figura 28 se observă monocristalele stilizate cu arce de cerc ce au relativ curbura suprafeței bulelor de Mg, care, din cauza împingerii înspre interiorul bulelor au orientări aleatorii. În reprezentarea schematică se observă monocristalele de grafit secționate longitudinal și transversal. Un agregat policristalin de grafit este reprezentat în figura 30, în figura 31, prezentându-se, la o scară mărită, aspecte ale monocristalelor de grafit. Monocristalele de grafit

mai pot fi denumite și foițe, după aspectul pe care îl au.



**Fig.29. Repartizarea particulelor de magneziu în matricea metalică de fontă, în jurul nodulilor de grafit, [4].**



**Fig. 30. Structura unui nodul de grafit.**

Deoarece între monocristalele de grafit legăturile sunt foarte slabe (în momentul când se scrie cu creionul ce are mina de grafit, pe hârtie se întind monocristale de grafit), prin tratare cu

ultrasunete (prin vibrare ultrasonică), din nodulul de grafit se desprind monocristale – figura 32 – sau blocuri de monocristale – figura 33.

În figura 31 se observă monocristalele de grafit ce au în spațiu poziții aleatoare, în mod similar cu secvența a IX-a din figura 28.

În cazul în care modificatorul conține mai mult de un element chimic, înseamnă că există un element de bază care are temperatura de fierbere mai mică decât temperatura fontei lichide, de exemplu, și unul sau mai multe elemente chimice, în cantitate mică, ce au ca scop micșorarea conținutului elementelor chimice antimodificatoare din fonta lichidă, elemente care, așa cum s-a prezentat la începutul paragrafului, au fost identificate ca fiind elemente superficial active. Micșorarea respectivului conținut se realizează până la concentrații ce nu mai prezintă pericol pentru modificare. Dacă după interacțiunea chimică mai rămân în bule elemente chimice însoțitoare ale elementului de bază, acestea vor difuza printre monocristalele de grafit spre exteriorul bulelor. După caz, elementele însoțitoare din bule care se dizolvă în matricea metalică (fonta lichidă), se vor distribui, prin difuzie, în matricea metalică. Elementele care nu se dizolvă în matricea metalică se vor distribui în jurul nodulilor de grafit (rămân în stare de adsorbție la nodulii de grafit sau rămân în jurul interfeței matrice metalică-noduli de grafit). Oricum, în momentul în care bulele sau “completat” cu monocristalele de grafit, toate elementele chimice din modificatorul aflat în stare gazoasă, au „părăsit” bulele, prin difuzie, conform legii tendinței spre echilibru mecanic, echilibru care face parte din echilibrul termodinamic total, alături de echilibrul termic și echilibrul chimic.

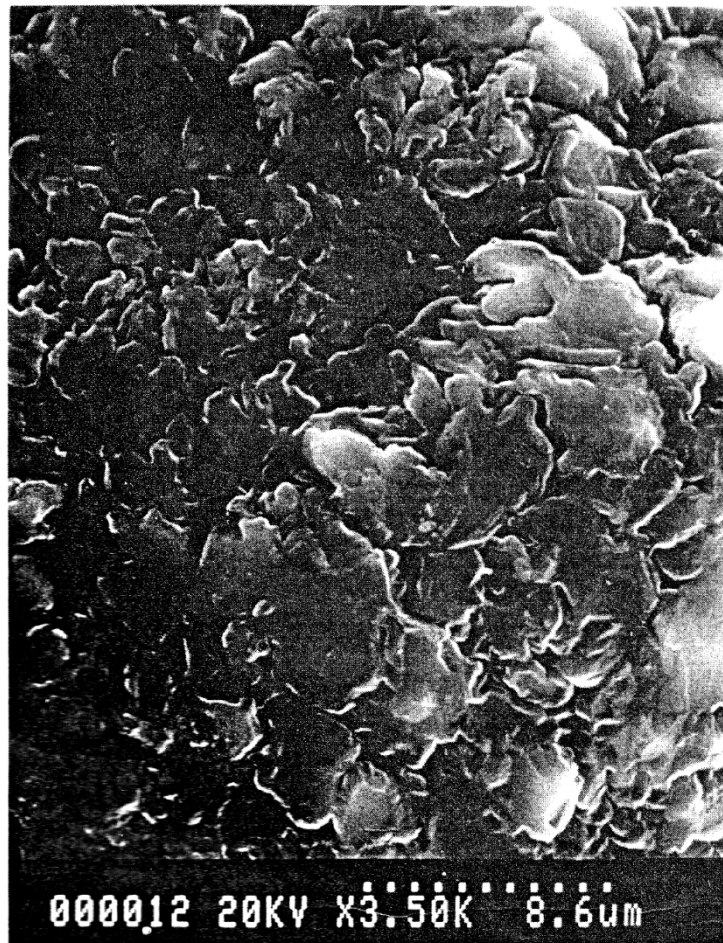


Fig. 31. Detaliu dintr-un nodul de grafit, la o scară mărită – vizualizarea monocristalelor de grafit.

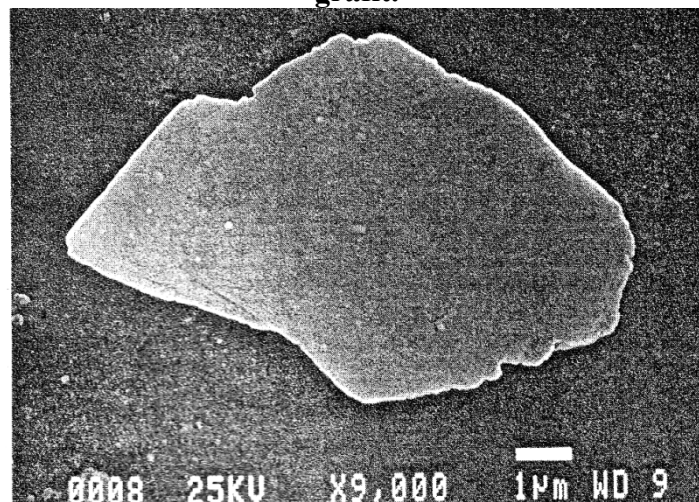
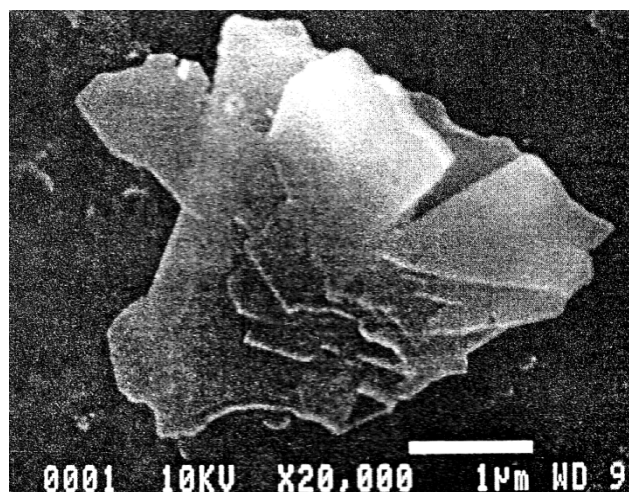


Fig.32. Monocristal de grafit.



**Fig.33. Bloc de monocristale de grafit.**

După finalizarea nodurilor de grafit, practic a luat naștere faza 3, faza 2 transformându-se în faza 3, sistemul metalic rămânând în continuare bifazic, însă format din fazele matricea metalică și noduli de grafit – din fazele 1 și 3. Prin urmare, apare problema stabilirii unui nou echilibru bifazic, de data aceasta, între matricea metalică și nodulul de grafit.

Din punctul de vedere al carbonului, deoarece conținutul de carbon din matricea metalică a scăzut, activitatea carbonului din matricea metalică a scăzut și ea în mod considerabil. Deoarece în nodulii de grafit activitatea carbonului este egală cu unu, înseamnă că există un gradient de activitate al carbonului, mare, între matricea metalică și nodulii de grafit, adică nodulii de grafit nu sunt în echilibru chimic cu matricea metalică. Aceasta este cauza de declanșare a dizolvării grafitului în matricea metalică din momentul în care s-au finalizat nodulii de grafit. Momentul finalizării nodurilor de grafit coincide și cu momentul stopării difuziei particulelor de carbon dinspre matricea metalică.

Dacă formarea grafitului nodular se face într-o perioadă mică de timp ( nodulii de grafit se formează, pentru o fontă dată, în timpul în care fonta se răcește, de la temperatura de 1350°C la temperatura de 1320°C), dizolvarea nodurilor de grafit se face într-o perioadă mai mare de timp, din cauza atomilor de modificador adsorbiți puternic la nodulii de grafit, de exemplu.

Dizolvarea nodurilor de grafit începe cu desprinderea de monocristale de grafit din nodulii de grafit, deoarece forțele de legătură dintre două monocristale sunt slabe – așa cum s-a prezentat deja, monocristalele de grafit se desprind din nodulul de grafit prin vibrație ultrasonică. Se apreciază că ulterior, din monocristalele de grafit se desprind straturi de atomi de grafit și, în final, se dizolvă atomii de carbon din stratul de atomi de carbon, desprins.

Dizolvarea nodurilor de grafit nu se face în mod uniform pe toată suprafața lor. Deoarece monocristalele de grafit au relativ aceeași curbura, în timpul creșterii nodurilor de grafit există tendința de așezare a monocristalelor după raza lor de curbura, luând naștere pachete de

monocristale de grafit – blocuri de monocristale de grafit – care se desprind în bloc din nodulul de grafit, sau rămân în nodulul de grafit înspre finalul dizolvării nodulilor de grafit în matricea metalică lichidă. Asemenea blocuri de monocristale de grafit care rămân în nodulii de grafit în partea finală a dizolvării, se întâlnesc în mod curent în axa termică a pereților groși de piese și au fost numite grafit chunky.

Dizolvarea nodulilor de grafit devine evidentă dacă fonta modificată se menține în stare lichidă o perioadă de timp mai mare, înainte de turnarea în forme.

Prezența atomilor de magneziu la interfața matrice metalice–nodul de grafit este foarte importantă, deoarece împiedică dizolvarea, imediat după formare, a nodulilor de grafit. Deși legea echilibrului chimic acționează din momentul finalizării nodulilor de grafit, ea este stopată, întârziată să se manifeste de către atomii de magneziu aflați în jurul nodulilor de grafit, în exemplul dat în figurile 48 și 49. De aceea, este foarte important ca elementele chimice modificatoare să nu se dizolve în matricea metalică, iar forțele de adsorbție la grafitul nodular să fie puternice.

Dacă modificatorul, la modul general, indiferent că este în stare lichidă sau în stare gazoasă la temperatura de modificare, conține elemente chimice (unul sau mai multe) care nu se dizolvă în matricea metalică, și care se adsorb la grafit, forțele de adsorbție fiind puternice, efectul de modificare este stabil în timp. Se mai menționează odată aceste elemente chimice, prezentate în figura 38, respectiv, K, Rb, Cs, Y, Ca, Ba, Mg, Sr, Li, Na, la care s-ar mai putea adăuga Ce care are capacitatea de dizolvare în fier aproape de zero și, de asemenea, Sc. Fiindcă Mg se află printre aceste elemente chimice, se poate afirma că din punctul de vedere al stabilității efectului de modificare, este un modificador foarte bun. Magneziul pune, însă, o seamă de probleme modificării, printre care, evacuarea rapidă din fonta lichidă din cauza tensiunii de vapori mari, introducerea cu dificultate în fontă etc. În ultimele decenii s-au inventat și tehnologii de introducere a magneziului în fonta lichidă, valoroase, apreciindu-se că chiar există o grupă de tehnici de modificare cu magneziu foarte eficientă, o asemenea tehnologie urmând să fie prezentată la finalul aceste monografii. Ca regulă, tehnologiile de modificare cu modificador care conține numai magneziu, conduc la rezultate ireproșabile, conform standardelor.

Din cauză că magneziul este în stare gazoasă la temperatura de modificare a fontei și creează dificultăți ce se manifestă în principal prin evacuarea în timp scurt din baia metalică, se utilizează în compoziția chimică a modifcatorilor ca element chimic foarte reactiv față de sulf, oxigen și alte elemente chimice tensioactive din fontă, însă, rolul lui principal este cel de element chimic modificador, care nu se dizolvă în fonta lichidă, și se adsoarbe puternic la grafit. Dacă fonta care se modifică are compoziția chimică necorespunzătoare – are elemente tensioactive în cantitate mare – iar magneziul este singurul element reactiv din modificador dar și element chimic modificador, el trebuie să fie într-o cantitate care să asigure atât eliminarea elementelor tensioactive



cât și distribuirea la interfața matrice metalică-nodul de grafit, în stare adsorbită la suprafața nodurilor de grafit, pentru ca să împiedice dizolvarea nodurilor în matricea metalică.

În cazul pieselor cu pereți groși, există condiții de dizolvare avansată a nodurilor de grafit în matricea metalică. În circumstanțele în care modificatorul este doar magneziul, fenomenul de dizolvare al nodurilor de grafit, se apreciază, este inhibat temporar.

Dacă magneziul din modificator este însoțit de elemente chimice cu afinitatea chimică mai mare decât magneziul, față de sulf, oxigen și alte elemente chimice tensioactive iar acestea se dizolvă în fierul lichid, cum ar fi de exemplu, La, Ti, Zr etc., există situația ca nodulii de grafit să nu fie înconjurați pe toată suprafața de elemente chimice adsorbite și astfel, fenomenul de dizolvare al nodurilor de grafit să fie amorsat într-o perioadă mică de timp.

Un alt aspect ce trebuie subliniat este păstrarea în stare gazoasă a modificatorului dacă activitatea carbonului ajunge la valoarea unu, la temperaturi mai mici. Din acest punct de vedere magneziul are temperatura de fierbere de  $1107^{\circ}\text{C}$ . Această situație reprezintă un alt mare avantaj al magneziului utilizat în modificator în proporție de 100%. Alte elemente chimice modificatoare se pot afla la temperaturi mari în stare gazoasă iar la temperaturi mai mici în stare lichidă. Așa este cazul, de exemplu, al calciului, care are temperatura de fierbere de  $1484^{\circ}\text{C}$  iar temperatura de topire de  $842^{\circ}\text{C}$ . Prin urmare, dacă fonta s-ar modifica cu un modificator ce conține calciu în proporție de 100% și atingerea valorii unu a activității carbonului s-ar realiza la temperaturi mai mici de  $1484^{\circ}\text{C}$ , mecanismul modificării nu ar mai fi cel prezentat la acest paragraf ci al celui corespunzător stării de picături a modificatorului care se va prezenta la paragraful următor. În această ordine de idei, există și elemente chimice modificatoare care se află în stare lichidă la temperaturi mari ale fontei lichide și în stare solidă, la temperaturi mai mici ale fontei lichide, această situație întâlnindu-se în cazul elementului Gd care are temperatura de topire de  $1312^{\circ}\text{C}$  și temperatura de fierbere de  $3250^{\circ}\text{C}$ .

Cu cât temperatura fontei modificate este mai mare, cu atât fenomenul de dizolvare a nodurilor de grafit în matricea metalică este mai intens, dacă fonta modificată se menține în stare lichidă.

Elementele modificatoare au capacitatea de adsorbție la grafit, ceea ce înseamnă că împiedică dizolvarea grafitului în matricea metalică dacă se află în stare adsorbită pe toată suprafața nodurilor de grafit.

În stare adsorbită, atomii de magneziu nu părăsesc baia metalică în care nu se dizolvă deoarece există forțe de legătură între particulele de magneziu și atomii de carbon. Dacă nodulii de grafit nu sunt acoperiți pe toată suprafața cu particule de magneziu, dizolvarea straturilor de atomi de carbon, a monocristalelor de grafit și a pachetelor de monocristale de grafit determină aducerea particulelor de Mg în stare ca atare, neadsorbită, ceea ce conduce la eliminarea lor din fonta lichidă fiindcă nu se dizolvă în aceasta. Atunci când ajung la suprafața băii metalice, particulele de

magneziu ard cu oxigenul din atmosfera gazoasă de deasupra băii metalice, transformându-se în MgO. Același lucru se întâmplă și cu celelalte elemente chimice modificatoare care nu se dizolvă în fonta lichidă și care au afinitate mare față de oxigen. În figura 38 este reprezentat și coeficientul de distribuție în carbon, care exprimă și proprietatea elementelor chimice de a se adsorbi la grafit sau de a se absorbi în grafit. Din această figură rezultă că elementele ce nu se dizolvă în fier și au capacitatea de adsorbție la grafit sunt următoarele: Sc, Sr, Mg, Gd, Ca, Ba, Y, Cs, Rb, K dar și La și Ce. Se pare că aceste elemente chimice sunt cele mai bune elemente chimice modificatoare.

Fenomenul de dizolvare a nodulilor de grafit este accentuat la interfața fontă modificată – vopseaua refractară sau amestec de formare, inclusiv amestec de miez, pe bază de bioxid de siliciu. Astfel, de exemplu, sulful din vopseaua refractară difuzează în fonta modificată turnată, pe o adâncime de 0,2...0,8 mm. Pe această adâncime, particulele de sulf interacționează chimic cu particulele de magneziu adsorbite la nodulii de grafit, formând MgS. În felul acesta, iau naștere zone, pe suprafața nodulilor de grafit, fără particule de magneziu adsorbite, zona care se dizolvă în matricea metalică într-o perioadă de timp mică. În ceea ce privește SiO<sub>2</sub> din amestecul de formare sau de miez, intervine reducerea lui cu elemente chimice modificatoare adsorbite la grafitul nodular, elemente ce au afinitatea chimică față de oxigen mai mare decât cea a siliciului. Prin reducere se formează MgO, de exemplu, producându-se apariția de zone de pe suprafața nodulilor de grafit, libere, fără elemente adsorbite. Consecința este dizolvarea parțială a nodulilor de grafit, așa încât, pe adâncimea menționată, grafitul devine compactizat sau chiar lamelar. Fenomenul prezentat se întâmplă și la fonta cu grafit compactizat sau cu alte forme de grafit obținute prin modificare.

S-a precizat că după finalizarea unui nodul de grafit, teoretic ar trebui să înceapă difuzia particulelor de carbon dinspre nodulul de grafit înspre matricea metalică, însă, sunt și factori care întârzie sau chiar inhibă această difuzie – particulele de Mg sau alte elemente modificatoare care se află în stare adsorbită la nodulul de grafit. În același timp ar trebui, sub incidența aceleiași legi de tendință spre echilibrul chimic, ca și alte elemente chimice să înceapă să difuzeze în nodulii de grafit. În cazul în care nodulii de grafit sunt înconjurați pe toată suprafața de particule de magneziu, de exemplu, celelalte particule de elemente care se află în matricea metalică nu pot difuza în nodulii de grafit. Această situație reprezintă un alt avantaj al magneziului atunci când se utilizează în modulator în proporție de 100%. Dacă pe suprafața nodulului de grafit sunt zone fără particule de Mg, de exemplu, prin acele zone difuzează în nodulul de grafit elemente chimice din matricea metalică, cum ar fi Fe, Si, Mn, dacă fonta este nealiată și elemente chimice de aliere, dacă fonta este aliată. Se precizează că există spații mari în nodulii de grafit pentru difuzia elementelor chimice în ei, spațiile dintre monocristalele de grafit fiind reprezentative în acest sens.

Între cantitatea de modulator și cantitatea de carbon din fontă, trebuie să existe un raport

bine definit, indiferent de starea de agregare a modificatorului la temperatura de modificare.

Dacă există situația de cantitate mică de modificator în matricea metalică lichidă, după formarea nodurilor de grafit, există o cantitate mai mare de carbon în matricea metalică, ceea ce determină ca la transformarea eutectică, dacă fonta este hipoeutectică, să se formeze germeni de grafit care vor crește sub formă de monocristale cu aspect de foiță – lamelar (matricea metalică se solidifică în calitate de fontă hipoeutectică, de exemplu). Cu cât cantitatea de modificator este mai mică, cu atât este mare cantitatea de grafit lamelar din structura fontei hipoeutectice sau eutectice, de exemplu. O cantitate mică de modificator asimilată în fonta lichidă poate fi cauzată de tehnica de introducere a modificatorului în baia metalică. Dincolo de particularitățile tehnicilor de introducere a modificatorului în baia metalică, se află factorul principal care intervine în reglarea cantității de modificator care se află în fontă în momentul în care activitatea carbonului ajunge la valoarea unu – activitatea termodinamică a grafitului. Cu cât activitatea carbonului ajunge la valoarea unu la temperaturi mai mici, cu atât este mai mare cantitatea de bule de modificator care se elimină din baia metalică.

În cazul modificatorului în stare gazoasă la temperatura de modificare, nu are importanță natura modificatorului din punctul de vedere al vitezei de ascensiune deoarece densitatea unui gaz este foarte mică și este de același ordin de mărime pentru toate compozițiile. În schimb, în cazul modificatorului în stare lichidă la temperatura de modificare, viteza de ascensiune a picăturilor de modificator prin matricea metalică, depinde semnificativ de densitatea picăturilor, așa cum se va prezenta la paragraful următor.

Așa cum s-a mai subliniat, factorii care acționează asupra activității carbonului sunt micșorarea presiunii de deasupra băii metalice, micșorarea temperaturii matricei metalice și compoziția chimică a matricei metalice (a fontei lichide ce se supune modificării). Dacă acești trei factori nu au valori corespunzătoare, activitatea carbonului este mică. Deoarece temperatura oricum se micșorează în oala de turnare sau în formă – inclusiv în utilaje speciale de modificare –, rezultă că trebuie acționat concret asupra micșorării presiunii de deasupra băii metalice și asupra compoziției chimice a fontei lichide. Deoarece, în practică, există factorul de eficiență economică, de obținere a unui material metalic cu costuri minime, agentul economic preferă să renunțe la costurile implicate de obținerea atmosferei depresurizate și apelează doar la reglarea compoziției chimice a fontei. Așa cum deja s-a prezentat, este important ca fonta să conțină elemente chimice care măresc semnificativ activitatea carbonului (dacă fonta este nealiată, acest element chimic se numește siliciu) și să conțină elemente chimice superficial active în cantități cât mai mici posibil – ideal, urme.

În cazul în care activitatea carbonului ajunge la valoarea unu într-o perioadă mai mare de timp, pierderile de bule de modificator sunt cu atât mai mari – mai mari și cu cât viteza de

ascensiune a bulelor prin matricea metalică lichidă este mai mare.

Viteza de ascensiune depinde cel mai mult de raza bulelor de modificador – depinde de pătratul acesteia. Prin urmare, bule de dimensiuni mari determină viteză de ascensiune mare iar bule de dimensiuni mici determină viteză ascensiune mică.

Într-o baie metalică, mărimea unei bule este dată și de mărimea presiunii din aceasta. Cu cât presiunea din bulă este mai mare, cu atât mărimea este mai mică iar viteza de ascensiune prin matricea metalică este mai mică.

Presiunea din bulă este cu atât mai mare cu atât suprapresiunea este mai mare, înălțimea băii metalice de deasupra bulei este mai mare și cu cât tensiunea interfazică matrice metalică-aer ( $\sigma_1$ ) este mai mare. Factorul suprapresiune este în contradicție cu micșorarea activității carbonului, ceea ce înseamnă că activitatea carbonului ajunge la valoarea unu la temperaturi și mai mici. În acest caz, se pare că importanța mai mare are micșorarea vitezei de ascensiune a bulelor de modificador deoarece în expresia ei, raza unei bule figurează la puterea a doua. Așadar, modificarea fontei în atmosferă de suprapresiune, determină un randament de asimilare mai mare pentru modificador.

Cu cât înălțimea băii metalice este mai mare, cu atât presiunea metalostatică este mai mare iar mărimea bulelor de modificador, mai mică. Această situație este asigurată în practică prin utilizarea de oale de turnare cu grad de zveltețe mare – diametrul mai mic și înălțimea mai mare. De aici rezultă că nu se recomandă modificarea fontei în oale de turnare de capacități mici, din cauza înălțimii mici a băii metalice. De asemenea, nu se recomandă nici modificarea în formă, unde, înălțimea băii metalice este foarte mică. În plus, în formă, dacă elementul chimic modificador se caracterizează printr-o tensiune de vapori mare, așa cum este cazul magneziului, de exemplu, există pericolul de distrugere a formei.

Cu cât este mai mare tensiunea interfazică matrice metalică-aer ( $\sigma_{ma}$ ,  $\sigma_1$ ), cu atât presiunea din bulă este mai mare și cu atât bula are dimensiuni mai mici. Prin urmare, factorul  $\sigma_{ma}$  are o influență mare asupra mărimii bulelor, mai ales că figurează într-un termen cu coeficientul 2. Așa se deduce că este foarte important ca fonta care urmează să se modifice să nu conțină elemente chimice superficial active decât în cantități foarte mici – ca urme – sau modificadorul să conțină elemente chimice reactive, cu afinitate chimică foarte mare față de elementele superficial active din matricea metalică lichidă, respectiv mai mare decât elementul chimic modificador de bază din compoziția chimică a modificadorului. Așadar, se conturează rolul negativ semnificativ pe care îl au elementele chimice superficial active din fonta propusă spre modificare, elemente numite în literatura de specialitate ca fiind elemente antimodificatoare. Atenția maximă trebuie acordată elementelor superficiale active care se întâlnesc în mod curent în fonte, respectiv sulfului și oxigenului dar și titanului care se întâlnește în multe minereuri de fier ce stau la baza obținerii

fontelor brute în furnal.

Foarte importantă este mărimea unei bule de modifikator prin prisma numărului de particule de modifikator din bule.

Dacă o bulă de modifikator își mărește volumul, înseamnă că se micșorează densitatea bulei, dar înseamnă și că se mărește nodulul de grafit care se obține. Prin urmare, are loc mărirea nodulului de grafit, însă, în circumstanțele în care numărul de particule de modifikator este constant. Așadar, cu cât o bulă de modifikator se mărește mai mult, cu atât nodulul de grafit care se obține va avea o suprafață mai mare fără particule de modifikator adsorbite. În aceste condiții, procesul de dizolvare al nodulilor de grafit în matricea metalică lichidă devine unul evident, așa cum se întâmplă în cazul grafitului remanent. Din acest punct de vedere, este de preferat modificarea în formă (înălțimea băii metalice este foarte mică) și modificarea în oala de turnare cu înălțimea mică. De aici rezultă că mărimea bulelor de modifikator este foarte importantă, intervenind necesitatea ca bulele să aibă o mărime în așa fel încât, după formarea nodulilor de grafit, particulele de modifikator să aibă o densitate cât mai mare pe suprafața nodulilor de grafit. În felul acesta, procesul de dizolvare a nodulilor de grafit în matricea metalică poate fi inhibat.

Este de dorit să se poată calcula corelația optimă între mărimea bulei și numărul de particule de modifikator în așa fel încât după finalizarea creșterii nodulului de grafit, nodulul de grafit să fie înconjurat pe toată suprafața de particule de modifikator în stare de adsorbție. Așa se conturează obligativitatea ca elementele chimice modificatoare să aibă o mare capacitate de adsorbție la grafit, în caz contrar, nodulii de grafit dizolvându-se relativ ușor în matricea metalică lichidă. Acest lucru se întâmplă cu atât mai ușor cu cât, la scară industrială, fonta se modifică în oale de turnare de capacități mari, se fac diverse manevre cu oala ce conține fontă modificată, formele sunt în general mici, ceea ce înseamnă că și timpul de turnare este mare, toate acestea determinând perioade mari de timp de menținere a fontei modificate, în stare lichidă, după modificare. Consecința este posibila compromitere a modificării.

Din punctul de vedere al păstrării mărimii bulelor de modifikator pentru ca particulele de modifikator să acopere toată suprafața nodulilor de grafit, modificarea în formă este recomandată pentru absența dizolvării nodulilor de grafit.

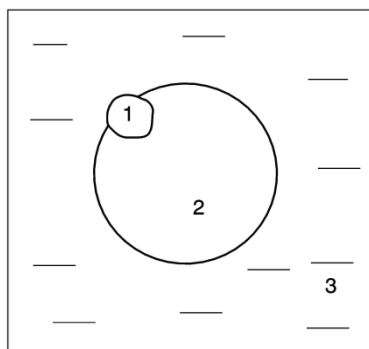
Dacă s-ar limita condițiile ce trebuie îndeplinite de elementele chimice modificatoare la capacitatea de a nu se dizolva în matricea metalică sau de a se dizolva în aceasta foarte puțin, ar trebui ca și elementele chimice Kr, Ar, Ne și He alături de F, de exemplu, să fie elemente chimice modificatoare. Aceste elemente chimice, însă, sunt inerte, forțele de adsorbție fiind inexistente. Ca atare, aceste elemente chimice nu pot fi modificatoare.

Elementele chimice care se dizolvă în grafit nu sunt elemente chimice modificatoare.

Dacă, în fonta modificată se introduc elemente chimice superficial active imediat după

finalizarea formării nodurilor de grafit, se micșorează tensiunea interfazică matrice metalică-noduli de grafit, ceea ce conduce la mărirea stabilității nodurilor de grafit în matricea metalică – se mărește umectarea nodurilor de grafit de către matricea metalică, ceea ce înseamnă că crește efectul de modificare.

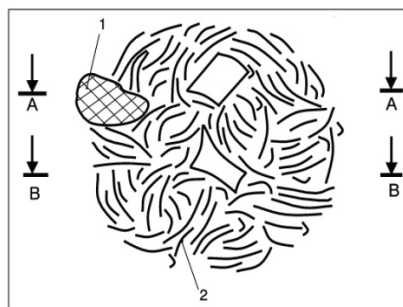
În cazul în care modificarea se face în formă, înălțimea băii metalice este mică semnificativ. Această consecință determină micșorarea presiunii metalostatice, și, astfel, creșterea dimensiunilor bulelor de modificador.



**Fig.34. Schița unui ansamblu incluziune nemetalică-bulă. 1 – incluziunea nemetalică (compus chimic); 2 – bula de modificador; 3 – matricea metalică.**

Elementele chimice modificatoare din bulele de modificador au afinitatea chimică față de unele elemente chimice din matricea metalică, foarte mare. Prin urmare, în timpul ascensiunii prin matricea metalică, o parte din particulele de modificador interacționează chimic cu elementele chimice din matricea metalică față de care au afinitate chimică foarte mare. Astfel, iau naștere compuși chimici care nu sunt în stare gazoasă, ceea ce înseamnă că au densitatea mult mai mare decât a bulelor de modificador. Prin urmare, ia naștere un ansamblu incluziune nemetalică (compus chimic)-bulă, ca în figura 34. Ansamblul format are o viteză de ascensiune mai mică decât bula de modificador, ceea ce înseamnă că rămâne în matricea metalică lichidă și participă la formarea nodurilor de grafit. În figura 35 se prezintă, schematic, un nodul de grafit care include și o incluziune nemetalică.

Dacă în nodulul de grafit din figura 35 se face o secțiune prin planul A-A, de exemplu, la microsonda electronică, s-ar pune în evidență elementele chimice din incluziunea nemetalică 1 și din nodulul de grafit. Dacă secțiunea s-ar face prin planul B-B, s-ar pune în evidență doar elementele chimice specifice nodulului de grafit.



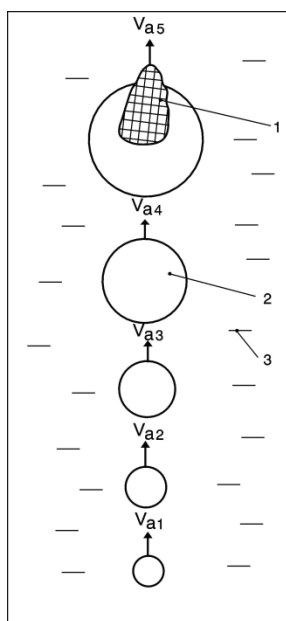
**Fig.35. Schița unui nodul de grafit care include și o incluziune nemetalică. 1 – incluziune nemetalică; 2 – monocristal de grafit; A-A – plan de secționare; B-B – plan de secționare.**

Într-o fontă tehnică pot exista o serie de incluziuni nemetalice solide, de exemplu, care, odată formate, au densitatea mai mică decât densitatea matricei metalice, în general, dar acceptându-se și incluziuni nemetalice cu densitatea egală cu a matricei metalice sau mai mare decât cea a matricei metalice. Deoarece bulele de modificador au densitatea foarte mică, viteza lor de ascensiune prin matricea metalică este mult mai mare decât viteza de ascensiune a incluziunilor nemetalice. Prin urmare, o bulă de modificador, în drumul său ascensional, va avea un impact mecanic cu o incluziune nemetalică, rezultând un ansamblu incluziune nemetalică-bulă de modificador, ansamblu care își continuă drumul ascensional, însă cu o viteză mult mai mică decât viteza de ascensiune a bulei de modificador, ca în figura 36. Se observă din figura 36, că, odată cu deplasarea pe verticală, înspre partea superioară a matricei metalice, bula de modificador își mărește volumul ceea ce înseamnă că își mărește și viteza de ascensiune. Din momentul în care s-a produs joncțiunea bulă de modificador-incluziune nemetalică, viteza de ascensiune a ansamblului incluziune nemetalică-bulă de modificador ( $V_{a5}$ ) devine mai mică decât viteza bulei de modificador de la cota 4( $V_{a4}$ ). Astfel, posibilitatea ca ansamblul incluziune metalică-bulă de modificador să rămână în baia metalică crește, nodulul de grafit crescând și finalizându-se ca în figura 36.

$$V_{a4} > V_{a3} > V_{a2} > V_{a1}, \quad (109)$$

în care,  $V_{a1}$ ,  $V_{a2}$ ,  $V_{a3}$ ,  $V_{a4}$  reprezintă vitezele de ascensiune ale bulei de modificador la cotele egale cu 1, 2, 3 și 4, cote ce se raportează la partea inferioară a băii metalice ( $1 < 2 < 3 < 4$ ).

Poziția incluziunii nemetalice față de nodulul de grafit, prezentată în figura 36, denotă că sunt foarte multe plane de secționare care nu pun în evidență prezența incluziunilor nemetalice în zona marginală a nodulului de grafit.



**Fig.36. Schema joncțiunii unei bule de modificador cu o incluziune nemetalică și formarea unui ansamblu incluziune nemetalică-bulă de modificador. 1 – incluziune nemetalică; 2 – bulă de modificador; 3 – matricea metalică.**

Antrenarea de incluziuni nemetalice prezente în matricea metalică lichidă de către bulele de modificador este posibilă având în vedere rolul pe care îl joacă etapa de fierbere prin bulele de monoxid de carbon care se formează în baia de oțel și care antrenează în drumul lor ascensional și incluziuni nemetalice, la purificarea oțelului. Se estimează că și picăturile de fază 2 antrenează incluziuni nemetalice, deși între particulele din picături sunt forțe de atracție mari – cazul când densitatea picăturilor este mai mică decât densitatea matricei metalice.

Dacă densitatea incluziunilor nemetalice este mai mare decât densitatea matricei metalice, ceea ce conferă incluziunilor nemetalice o traiectorie descendentă, formarea ansamblului incluziune nemetalică-bulă de modificador, este posibilă, după formare, ansamblul respectiv având o traiectorie ascendentă.

#### **4.2. Gradul de uniformitate al distribuirii modificadorului, în topitura metalică, cât mai mare**

Indiferent de mecanismul care stă la baza compactizării grafitului, este cert că se impune o distribuție cât mai uniformă a modificadorului în stările de agregare gazoasă, lichidă și solidă și natura lui (element chimic, ca atare, în stare foarte pură, element chimic în stare brută impură, feroaliaj, prealiaj, compus chimic, dar și zgură, fontă supramodificată etc.)

Gradul de uniformitate al distribuirii modificadorului cât mai mare este o condiție care trebuie corelată și cu alți factori. Astfel, o cantitate mică de modificador generează o modificare neuniformă a fontei, ceea ce diminuează considerabil influența pozitivă asupra modificării a gradului mare de uniformitate al distribuirii modificadorului în topitura metalică. S-a ales acest exemplu de interdependență, dar în realitate, relativ toți factorii care condiționează modificarea fontei trebuie să fie corelați cu gradul de uniformitate al distribuirii modificadorului în topitura



metalică.

Modificatorul trebuie să determine germeni de cristalizare suplimentari – germeni de grafit –, aceștia scurtând distanța de difuzie a particulelor de carbon (atomi sau ioni – cationi).

Modificatorul trebuie să declanșeze difuzia particulelor de carbon prin matricea metalică lichidă, știut fiind faptul că grafitul nodular se formează relativ în intervalul de temperaturi 1.350...1.320<sup>0</sup>C.

Modificatorul trebuie să se distribuie în topitura metalică cât mai uniform sub formă de bule, picături și compuși chimici solizi, după caz (se apreciază că pot să existe și compuși chimici în stările de agregare lichidă și gazoasă).

În zonele în care nu sunt modificatori în topitura metalică, procesul de răcire și de solidificare își urmează cursul morfologic. De exemplu, viteza de răcire mare și absența germenilor de grafitizare, în cazul unei fonte hipoeutectice tehnice, determină ca la transformarea eutectică particulele de carbon să interacționeze chimic cu particulele de fier și să formeze Fe<sub>3</sub>C – cementită. Un alt exemplu, pentru aceeași fontă hipoeutectică tehnică, în condiții de răcire cu viteză mică, la transformarea eutectică, arată formarea de germeni de grafit și creșterea lor sub formă de foițe a căror geometrie este în funcție de compoziția chimică a fontei – cu cât în fonta tehnică există mai multe elemente chimice în afara fierului și carbonului, cu atât geometria foițelor este mai complexă, într-o secțiune plană, foițele de grafit apărând sub așa numita geometrie lamelară. Așadar, o distribuție cât mai uniformă a modificatorului în topitura metalică, în circumstanțele asigurării celorlalți factori de modificare, determină obținerea unei categorii de fontă cenușie cu grafit nodular corespunzătoare, în circumstanțele impuse de standardele în vigoare.

Distribuția modificatorului trebuie asigurată în topitura metalică la temperaturi mai mari decât cele constatate ca fiind corespunzătoare formării și creșterii nodulilor de grafit, în caz contrar, fonta nemodificându-se.

#### **4.3. REALIZĂRI ÎN DOMENIUL TEHNICILOR DE DIRIJARE A VAPORILOR DE MODIFICATOR**

Magneziul este un element chimic (temperatura de topire 650<sup>0</sup>C; temperatura de fierbere 1.170<sup>0</sup>C; greutatea specifică 1,74 g/cm<sup>3</sup>; masa atomică 24,312) ce se utilizează ca modificator pentru fontă în vederea obținerii fontei modificate – schimbării condițiilor de cristalizare a eutecticului fontei cenușii, în principal (celule eutectice). Sub influența magneziului, grafitul (primar și

eutectic) nu se mai separă sub forma morfologică lamelară ci având diverse grade de compactitate ce variază de la forma lamelară cu vârfurile rotunjite (cel mai mic grad de compactitate corespunzând fontelor modificate), la corală, compact/vermiculară, chunky, în cuiburi și nodulară (cel mai mare grad de compactitate întâlnit la fontele modificate).

Magneziul se utilizează pentru modificare, ca atare, în stările de agregare solidă, lichidă și gazoasă, sub formă de prealiaj dar și sub formă de săruri sau chiar zgură.

Pentru ca fonta să fie modificată în mod corespunzător, se impune, printre altele, ca gradul de modificare să fie cât mai uniform, gradul de compactitate al grafitului să fie cât mai mare și gradul de modificare să fie maxim.

Dacă gradul de compactitate al grafitului cât mai mare depinde de valoarea intrinsecă a magneziului ca modificador, uniformitatea modificării și gradului de modificare ale fontei depind de modul de distribuire al vaporilor de magneziu în topitura metalică, în principal.

Deoarece temperatura de modificare a fontei este, în principiu, de minimum  $1.400^{\circ}\text{C}$ , rezultă că, în condiții de atmosferă normală, odată introdus în baia metalică, magneziul este în stare de agregare gazoasă, indiferent de forma în care a fost introdus (ca atare sau complexă).

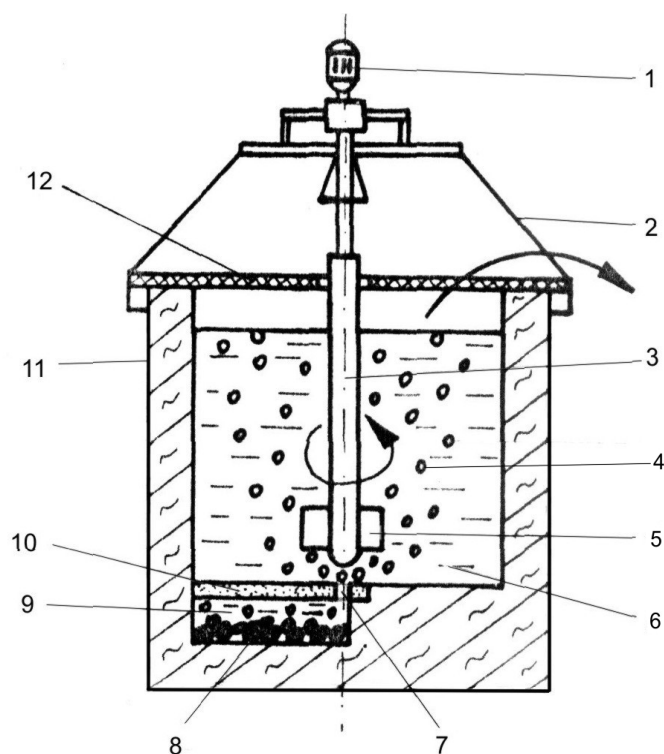
Tensiunea de vapori mare a magneziului determină ca vaporii de magneziu să se elimine din baia metalică într-o perioadă de timp mică, cu o viteză mai mare sau mai mică, în funcție de temperatura băii metalice. Cu cât temperatura băii metalice este mai mare, cu atât tensiunea de vapori a magneziului este mai mare, vaporii de magneziu creând canale preferențiale de evacuare din baia metalică, micșorându-se semnificativ randamentul de modificare a fontei.

Factorii implicați în procesul de modificare sunt într-un număr apreciat ca mare, până în prezent necunoscându-se concret mecanismul ce stă la baza modificării. Se pare că una din condițiile de bază ce trebuie asigurată este ca în baia metalică, la începutul solidificării și în timpul solidificării să existe modificador, respectiv magneziu distribuit cât mai uniform. Această condiție este urmărită și realizată de toate tehnicile de modificare, în diverse moduri, simple sau complexe. Așa, este posibilă insuflarea de vapori de magneziu, prin intermediul lăncilor, în baia metalică, amplasarea modificadorului pe bază de magneziu în locașuri situate la baza oalelor de turnare sau la baza camerelor de reacție din rețelele de turnare și apoi determinarea accesului fontei lichide la modificador prin diferite metode, în felul acesta, magneziul vaporizându-se, părăsind respectivul locaș și distribuindu-se în baia metalică etc.

Foarte important este ca vaporii de magneziu să se distribuie cât mai uniform în baia metalică ce se supune modificării, acest lucru realizându-se prin diferite metode.

Una dintre metodele de dirijare a vaporilor de magneziu este amplasarea unui obstacol ceramic în calea vaporilor de magneziu în momentul în care aceștia părăsesc locașul

modificatorului. În figura 37 se prezintă schița de principiu a amplasării unui obstacol ceramic în calea vaporilor de magneziu în momentul în care aceștia părăsesc locașul modificatorului.



**Fig. 37. Schița de principiu a amplasării unui obstacol ceramic în calea vaporilor de magneziu în momentul părăsirii locașului modificatorului: 1 – electromotor; 2 – cadru de susținere; 3 – bară port-dop; 4 – bule de magneziu; 5 – palete ceramice; 6 – fontă lichidă ce se supune modificării; 7 orificiu; 8 – modificator pe bază de magneziu; 9 – locașul modificatorului; 10 – placă(miez) ceramică; 11 – oală de turnare; 12 – paravan de izolare termică.**

Tehnologia de modificare prezentată în figura 37 se bazează pe utilizarea unei oale de turnare (11) la fundul căruia se realizează locașul (9) în care se amplasează modificatorul pe bază de magneziu (8). Locașul modificatorului (9) este delimitat și de către placa (10) ce este de fapt un miez preparat cu amestec de miez ce utilizează ca liant silicat de sodiu, rășini furanice etc. și ce este prevăzută cu un orificiu (7). Înainte de turnarea fontei lichide (6) în oala de turnare/modificare, orificiul este obturat de către o bară port-dop din categoria acelor ce se utilizează la oalele de turnare a oțelului (turnare prin orificiul amplasat la fundul oalei de turnare). Bara port-dop (3) este prevăzută la partea inferioară cu niște palete ceramice ce au rolul de agitare a băii metalice din oala de turnare. După ce oala de turnare a fost pregătită (orificiul (7) este obturat) se toarnă fonta propusă spre modificare și apoi se transportă oala la platforma de turnare, unde se dezobturează orificiul (7) în paralel cu acționarea prin rotire a barei port-dop de către un motor electric (1) amplasat pe un cadru (2) și protejat, printre altele, de un paravan izolat termic (12) (după turnarea fontei propusă să fie modificată în oală se assemblează cu oala de turnare cadrul (2) ce conține, printre altele, un con de ghidare și asamblare cu tija barei port-dop etc.). Odată dezobturat orificiul (7), fonta pătrunde în locașul modificatorului și determină vaporizarea magneziului din modificator. O dată ce se

formează vapori de magneziu, aceștia părăsesc locașul modificadorului (9) prin orificiul (7) și apoi suferă un impact mecanic cu capul barei port-dop (5), fiind dirijați în baia metalică din oală.

În baia metalică, înainte de începerea solidificării, adică în formă, magneziul se află sub formă de bule mici, soluție, strat adsorbit la suprafața separărilor de grafit remanent și incluziuni nemetalice. Indiferent de forma în care se află, magneziul trebuie să fie cât mai uniform distribuit în baia metalică.

Dacă fonta nu se toarnă în forme într-o perioadă de timp optimă, începe fenomenul de modificare, adică de micșorare a gradului de compactitate al grafitului. În cazul în care fonta se menține în oala de turnare/modificare o perioadă mai mare de timp (peste o limită critică) fenomenul de modificare este compromis – grafitul se obține lamelar. Fenomenul de modificare are la bază eliminarea magneziului din baia metalică, așa cum se afirmă de către unii autori. Deși la baza fenomenului de modificare ar sta unele schimbări de proprietăți ale băii de fontă provocate de magneziu – de modifikatori, în general – în absența magneziului fonta nu se modifică (însăși fonta modificată cu grafit nodular are un conținut de magneziu remanent de 0,01...0,1%, [1], absența magneziului remanent denotând absența modificării).

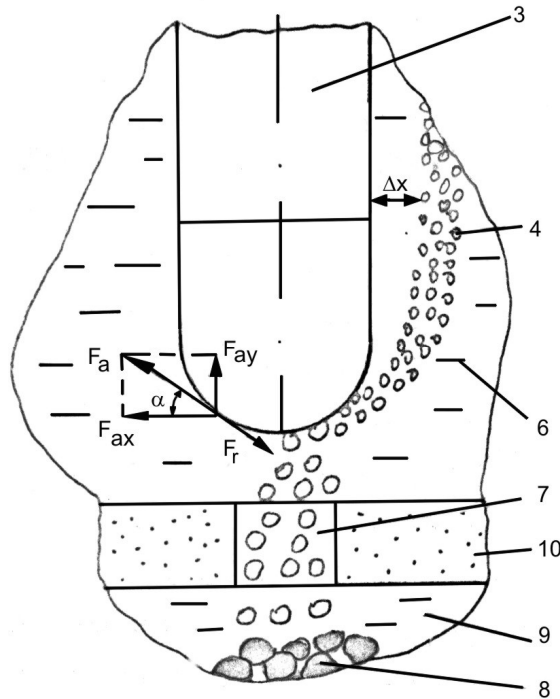
Problema distribuirii magneziului în baia metalică într-un mod cât mai uniform trebuie rezolvată cât mai bine pentru ca și fonta din piese să fie cât mai uniform modificată.

În cazul tehnologiei prezentată în figura 38 distribuția mai uniformă a microbulelor de magneziu ce rămân în suspensie în baia metalică este asigurată și de paletelile ceramice (5) cu care este prevăzută bara port-dop (3) – agitarea băii metalice de către curenții creați de rotirea paletelor conduce la distribuția microbulelor de magneziu în toată baia metalică din oală.

Vaporii de magneziu sunt supuși în drumul lor spre suprafața băii metalice de o forță ascensională  $F_a$  careia i se opune o rezistență  $F_r$  de către fonta lichidă – figura 38 în care se prezintă, schematic, traiectoriile posibile ale vaporilor de magneziu.

În urma impactului vaporilor de magneziu cu capul barei port-dop forța ascensională  $F_a$  se descompune într-o componentă orizontală,  $F_{ax}$ , și o componentă verticală,  $F_{ay}$ , conform figurii 38.

Tensiunea de vapori mare a vaporilor de magneziu, se apreciază că determină ca traiectoria vaporilor de magneziu, în drumul ascensional, să nu urmărească conturul barei port-dop, componenta orizontală a forței ascensionale căpătând valoarea zero la o distanță  $\Delta x$  de bara port-dop.



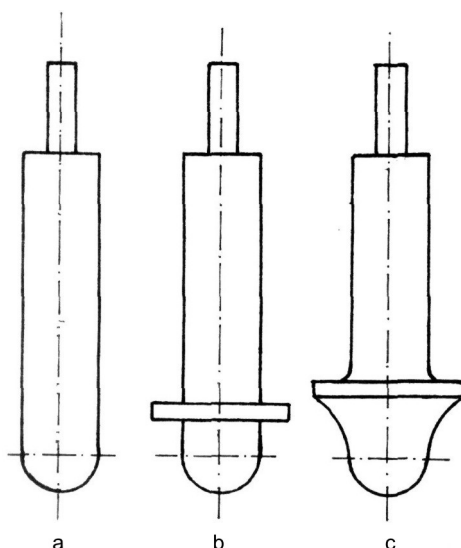
**Fig.38. Secvență reprezentând schema traiectoriilor vaporilor de magneziu, în timpul evacuării din baia metalică și al impactului cu capul barei port-dop;  $F_a$  – forța ascensională;  $F_r$ – forța de rezistență a băii metalice;  $F_{ax}$ – componenta orizontală a forței ascensionale;  $F_{ay}$ – componenta verticală a forței ascensionale;  $\alpha$  – unghiul dintre forța ascensională și componenta orizontală a forței ascensionale; cifrele au aceleași semnificații ca în figura 37;  $\Delta x$  distanța dintre bară și vaporii la care se anulează componenta orizontală a forței ascensionale.**

În zona de contact vaporii-bară port-dop intervine și forța de frecare,  $F_r$ , dintre vaporii și bară, ceea ce înseamnă că în această zonă viteza de ascensiune a vaporilor de magneziu este mai mică decât în zonele în care nu mai intervine respectiva frecare. Această situație determină ca timpul de contact dintre vaporii de magneziu și fonta lichidă ce se supune modificării să fie mai mare decât în cazul în care vaporii de magneziu nu întâlnesc un obstacol în drumul lor ascensional.

Concluzia este că în cazul în care vaporii de magneziu întâlnesc un obstacol în drumul lor ascensional randamentul de modificare se mărește.

În cazul în care se menține constant randamentul de modificare, rezultă că se micșorează consumul de modificator – de magneziu.

Cu cât suprafața de frecare dintre vaporii de magneziu și obstacol este mai mare, cu  $at=t$  se mărește randamentul de modificare. O asemenea situație se obține dacă se înlocuiește capul barei port-dop prezentat în figura 38 – a) cu variantele b) și c), din aceeași figură — figura 39.



**Fig. 39. Tipuri de bare port-dop cu geometrii diferite pentru cap.**

Dacă se admite că mișcarea ascensională este o mișcare laminară, viteza de ascensiune a vaporilor de magneziu se poate calcula ținând seama de legea lui Stokes, respectiv relația 110.

$$v_a = \frac{2}{9} \cdot \frac{g}{\eta_f} \cdot (\rho_f - \rho_{Mg}) \cdot r_{Mg}^2, \quad (110)$$

în care  $v_a$  – viteza de ascensiune;  $g$  – accelerația gravitațională;  $\eta_f$  – viscozitatea dinamică a fontei;  $\rho_{Mg}$  – densitatea vaporilor de magneziu;  $\rho_f$  – densitatea fontei lichidă;  $r_{Mg}$  – raza unui vapor de magneziu (a unei bule de magneziu).

În realitate, relația (110) este relativă deoarece s-a demonstrat experimental că există abateri de la legea lui Stokes dacă particulele în ascensiune au dimensiuni mai mari, situație în care viteza de ascensiune a vaporilor de magneziu s-ar calcula cu relația lui Iavovski – relația (111).

$$v_a = \sqrt{\frac{8}{3} \cdot g \cdot \frac{r_{Mg}}{k_r} \cdot \frac{\rho_f - \rho_{Mg}}{\rho_f}}, \quad (111)$$

în care  $k_r$  reprezintă coeficientul de rezistență al fontei lichide.

Dacă se iau în considerație și eventualele schimbări ale unor proprietăți ale fontei lichide din jurul bulelor de magneziu – de exemplu, schimbarea viscozității ca urmare a fenomenelor de desulfurare, dezoxidare etc. – relațiile (110) și (111) devin mai puțin exacte.

Evacuarea vaporilor de magneziu – viteza de ascensiune – trebuie să țină seama și de fenomenul de asociere a două sau mai multe bule de magneziu, de fenomenul unor curenți ascensionali etc.

În cazul cel mai simplu de mișcare laminară ascensională a vaporilor de magneziu, luând în considerație legea lui Stokes, o baie metalică fără curenți (în realitate, chiar evacuarea vaporilor de magneziu creează curenți în baia metalică), neafectarea proprietăților băii metalice în jurul vaporilor

de magneziu și forma sferică a bulelor de magneziu, forța ascensională are valoarea (112) iar forța de rezistență are valoarea (113).

$$F_a = \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r_{Mg}^3 (\rho_f - \rho_{Mg}) \cdot g \quad (112)$$

$$F_r = 6 \cdot \pi \cdot r_{Mg} \cdot v_a \cdot \eta_f \quad (113)$$

Din relațiile Stokes și Iavoiski – (110) și (111) – rezultă că o viteză de ascensiune egală cu zero a vaporilor de magneziu se obține atunci când raza vaporilor de magneziu este egală cu zero, adică atunci când nu există vapori de magneziu. Prin urmare, excluzând schimbarea proprietăților fontei lichide în jurul vaporilor de magneziu și prezența unor curenți în baia metalică, rezultă că în toate cazurile, bulele de magneziu au viteză de ascensiune mai mare sau mai mică și că există o perioadă critică de timp de menținere a fontei în stare lichidă după modificare începând de la care toate bulele de magneziu sunt eliminate din baia metalică.

Pentru ca fenomenul de demodificare să întârzie, se impune ca viteza de ascensiune a bulelor de magneziu să fie cât mai mică, ceea ce, conform legii lui Stokes, se obține dacă se asigură valori minime ale diferenței dintre densitatea fontei lichide și a magneziului, mărimii minime a bulelor de magneziu și chiar a accelerației gravitaționale și valori maxime ale viscozității dinamice a fontei lichide (aceiași lucru rezultă și din legea lui Iavoiski).

În cazul bulelor de magneziu de dimensiuni mici viteza de ascensiune a bulelor de magneziu depinde foarte mult de mărimea bulelor de magneziu, în timp ce în cazul bulelor de magneziu de dimensiuni mari, respectiva viteză de ascensiune depinde mai puțin de mărimea bulelor de magneziu. Dimensiuni minime ale bulelor de magneziu – viteză de ascensiune minimă – se obțin și în cazul în care bulele de magneziu se scindează în două sau mai multe părți și, de asemenea, se pare, în cazul în care bucățile de modificador au dimensiuni mai mici și mai uniforme ca mărime. Pentru ca o bulă de magneziu să se scindeze trebuie ca să sufere un impact mecanic cu un obstacol iar viteza de impact să fie cât mai mare. Cu cât temperatura fontei lichide este mai mare, cu atât tensiunea de vapori a magneziului este mai mare și cu atât viteza de ascensiune este mai mare, ceea ce înseamnă mărirea probabilității ca scindarea unei bule de magneziu să se producă. Pe de altă parte, creșterea tensiunii de vapori conduce la mărirea vitezei de ascensiune și, astfel, la micșorarea numărului de bule din baia metalică și la micșorarea duratei de eliminare a microbulelor din baia metalică. Așadar, din punctul de vedere al scindării bulelor de magneziu există un conținut optim de magneziu al modificadorului.

Din punctul de vedere al scindării bulelor de magneziu – al micșorării dimensiunilor bulelor de magneziu – și al măririi suprafeței de frecare bulă de magneziu – bară port-dop –, se prezintă în

figura 40 schița unei bare port-dop ce are în zona capului un locaș (d) în care pătrund atât vapori de magneziu ce se evacuează din locașul modificadorului, dar și vapori de argon insuflați pe la partea superioară a barei port-dop. În locașul (d) pătrund așadar și vapori de argon ce se ciocnesc de vaporii de magneziu, apreciindu-se că în urma impactului Ar-Mg se realizează scindări atât ale vaporilor de argon cât și ale vaporilor de magneziu. Utilizarea argonului determină o amestecare suplimentară a fontei modificate precum și expulzarea fontei supramodificate din locașul (d) în tot volumul băii metalice din oala de turnare.

Dacă se are în vedere că densitatea vaporilor de magneziu este de  $1,085 \text{ g/cm}^3$  iar cea a argonului este de  $1,400 \text{ g/cm}^3$ , rezultă că este mai mare probabilitatea ca vaporii de magneziu să fie scindați de către vaporii de argon.

Valorile minime ale densității fontei sunt în funcție de compoziția chimică a fontei ce se supune modificării. Așa, o fontă cu un conținut mare de siliciu și mai mic de mangan dispune de o viteză de ascensiune a bulelor de magneziu mai mică, după cum o fontă cu un conținut mai mare de carbon prezintă un risc de demodificare mai mic.

Cele mai mici valori ale accelerației gravitaționale –  $g$  – se întâlnesc în zona ecuatorială a pământului, ceea ce înseamnă că în țările precum Brazilia, Indonezia etc. viteza de ascensiune este mai mică, în timp ce în țări precum Suedia, Rusia etc. (din apropierea Polului Nord), în care accelerația gravitațională are valori mai mari, viteza de ascensiune are valori mai mari, adică riscul de demodificare este mai mare. Dacă s-ar efectua experimente în spațiul cosmic s-ar sesiza că riscul de demodificare a fontei este mai mic decât pe pământ.

Pe măsură ce bulele de magneziu se apropie de suprafața băii metalice, ele își măresc volumul, ceea ce înseamnă că viteza de ascensiune se mărește, adică baia metalică de la suprafața oalei de turnare va conține mai puțin magneziu și, astfel, se va modifica mai puțin. De aici rezultă că până la momentul turnării fonta trebuie menținută într-o stare de agitare continuă. Acest lucru s-ar putea realiza prin amplasarea oalei de turnare-modificare într-un inductor mobil, ceea ce ar asigura o agitare electromagnetică. Prin agitare continuă se apreciază că bulele mici de magneziu sunt antrenate de la suprafața băii metalice spre partea inferioară a băii metalice.

Pentru ca să se obțină rezultate optime în ceea ce privește distribuția vaporilor de magneziu, se apelează la modelarea dirijării vaporilor de magneziu prin fonta lichidă.

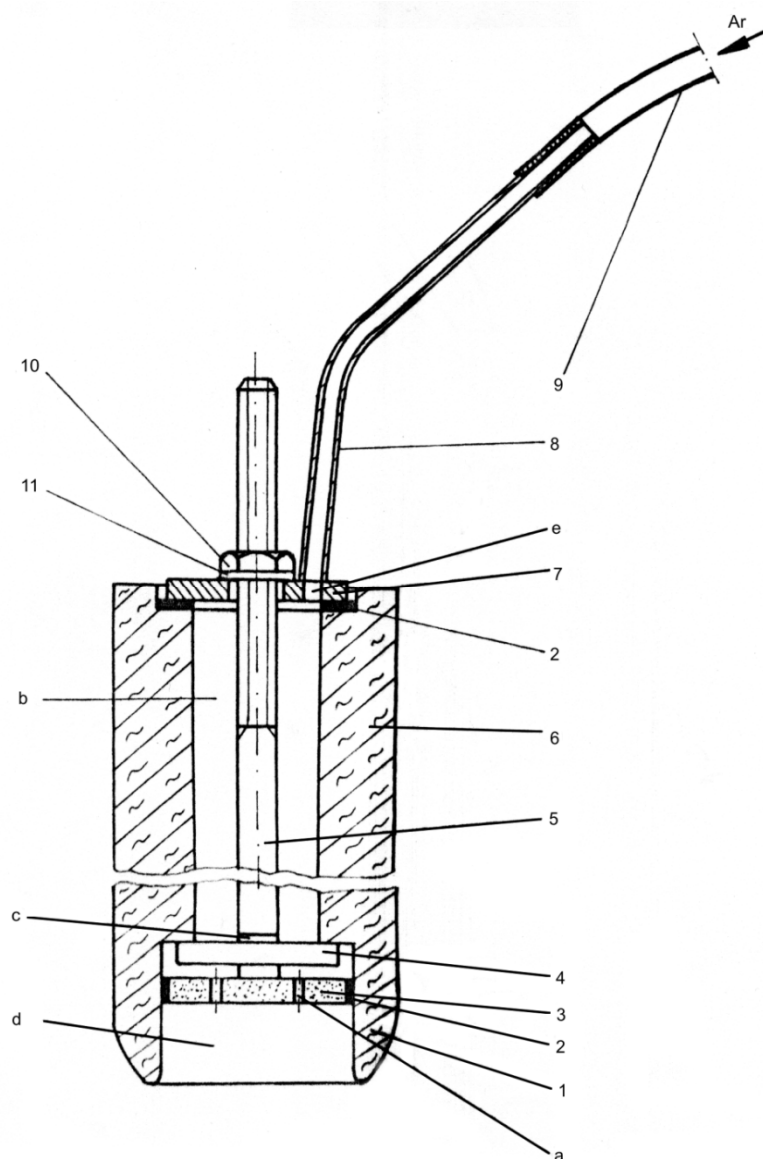
Ca matrice metalică, pentru modelare, se utilizează glicerina anhidră ce are densitatea de  $1,262 \text{ g/cm}^3$  iar vaporii de magneziu sunt modelați de către bioxidul de carbon ce are densitatea de  $1,964 \text{ g/cm}^3$ . Criteriul “ $e$ ” ce se calculează cu relația (114) are valoarea de 0,9993, adică aproximativ 1, ceea ce înseamnă că se pot utiliza cele două substanțe pentru modelarea modului de distribuire a vaporilor de magneziu prin fonta lichidă. Ascensiunea bulelor de bioxid de carbon prin



glicerina anhidră se face mai greu decât ascensiunea bulelor de magneziu prin fonta lichidă cu circa 0,07%, ceea ce înseamnă că materialele de modelare sunt reprezentative.

$$e = \sqrt{\frac{\frac{\rho_g - \rho_{CO_2}}{\rho_g}}{\frac{\rho_f - \rho_{Mg}}{\rho_f}}}, \quad (114)$$

în care  $e$  reprezintă criteriul de modelare;  $\rho_g$  – densitatea glicerinei anhidre, în  $g/cm^3$ ;  $\rho_{CO_2}$  – densitatea bioxidului de carbon, în  $g/cm^3$ ;  $\rho_f$  – densitatea fontei lichide, în  $g/cm^3$  ( $6,9 g/cm^3$ );  $\rho_{Mg}$  – densitatea magneziului, în  $g/cm^3$  ( $1,085 g/cm^3$ ).



**Fig. 40. Schița unei bare port-dop prevăzută cu locaș în zona capului de obturare a orificiului din placa ceramică a locașului modicatorului și sistem de insuflare a argonului pe la partea superioară: 1 – capul barei port-dop; 2 – material de etanșare; 3 – disc ceramic obișnuit sau poros; 4 – pană; 5 – tijă; 6 – cărămizi tubulare (corpul barei port-dop); 7 – șaibă profilată; 8 – țevă metalică; 9 – tub flexibil; 10 – piuliță; 11 – șaibă; a – orificii de insuflare a argonului; b – incinta barei port-dop; c – fantă; d – locaș de amestec, impact mecanic și scindare a bulelor de magneziu; e – orificiu de admisie a argonului.**

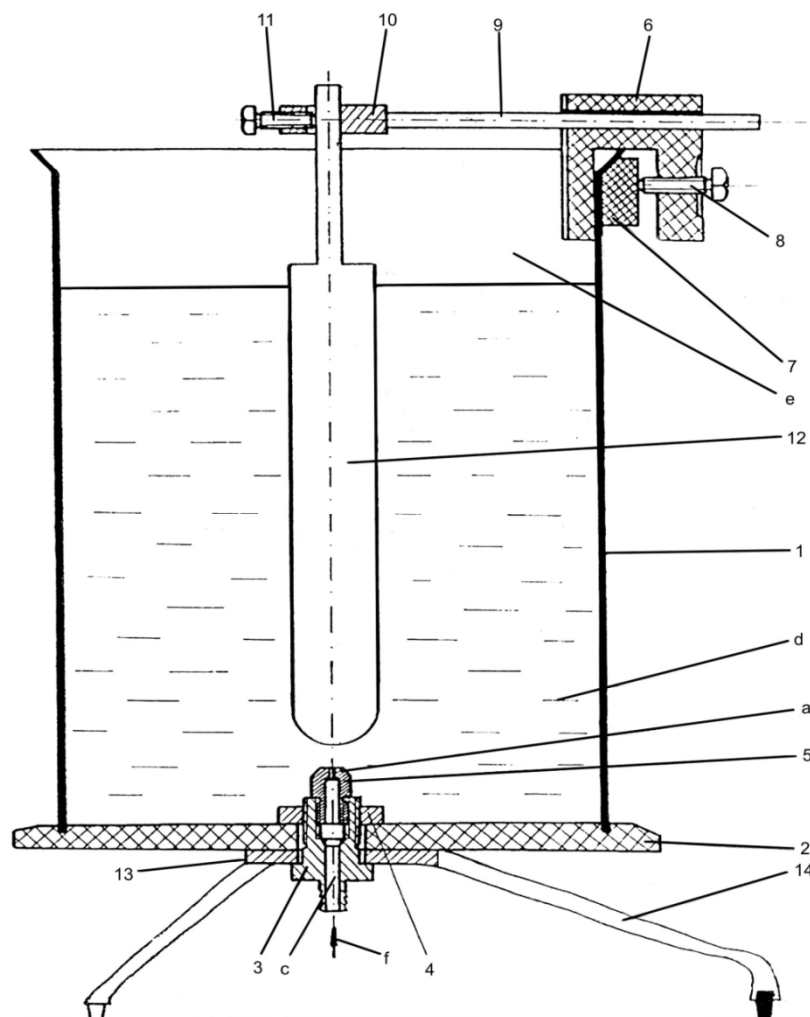
#### 4.4. Experimente

Experimentările se realizează pe o instalație de modelare, obținută prin similitudine geometrică, a unei oale de turnare-modificare cu capacitatea de 2 tone.

În figura 41 se prezintă schița instalației de modelare.

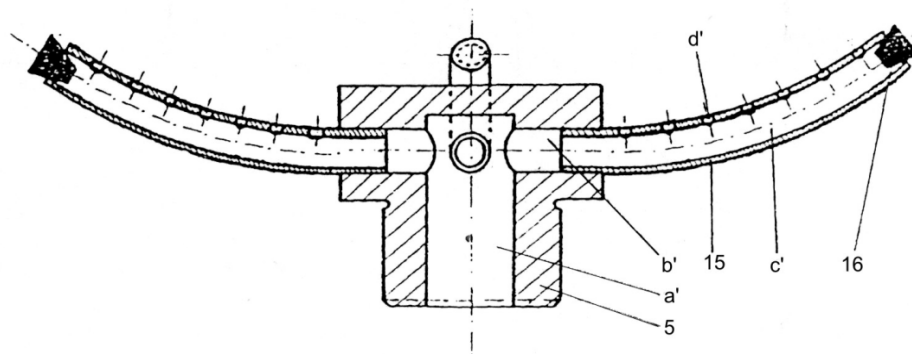
Duza (5) poate fi prevăzută și cu orificii laterale ca în figura 42 în care se introduc țevi cu orificii pentru modelarea multiplă a distribuției vaporilor de magneziu în fonta lichidă.

Se utilizează pentru testare trei modele de bară port-dop, respectiv, cap de



**Fig.41. Schița instalației de modelare. 1 – vas de sticlă; 2 – placă de susținere; 3 – corp de insuflare; 4 – piuliță de fixare; 5 – duză; 6 – corp de fixare; 7 – placă de fixare; 8 – șurub de fixare; 9 – braț de fixare; 10 – bloc de fixare; 11 – șurub de fixare a obstacolului; 12 – obstacol-model; 13 – șaibă de etanșare; 14 – picioare de susținere; a – orificiul duzei; c – canal central de admisie a CO<sub>2</sub>; d – glicerină; e – incinta vasului de modelare; f – sensul de insuflare a CO<sub>2</sub>. Duza 5 poate fi prevăzută și cu canale laterale dispuse echidistant.**

semisferă (a), cap de semisferă și disc (b) și cap de semisferă cuplat cu disc (cu diametrul discului) prin suprafața de inflexiune (c) – figura 39. Se studiază dependența volumului gabaritic în care se distribuie bulele de CO<sub>2</sub> cu presiunea de insuflare a CO<sub>2</sub> și dependența numărului de bule de CO<sub>2</sub> de presiunea de insuflare, pentru distanțele dintre capul modelelor barelor port-dop și duză de 1 mm, 3 mm și 30 mm și pentru cazurile în care există cele trei modele de bară port-dop și nu există model de obstacol. Se recomandă ca presiunile de insuflare a CO<sub>2</sub> să fie de 0,4 bari, 0,8 bari, 2 bari; 4 bari și 5,5 bari.



**Fig. 42. Schița duzei cu insuflare laterală; 5 – duză; 15 – țevă de insuflare; 16 – dop de blocare; a' – canal central; b' – canale laterale; c' – încintă de țevă de insuflare; d' – orificii de insuflare.**

Bioxidul de carbon se insuflă dintr-un tub tip butelie prevăzut în mod obligatoriu cu reductor de presiune.

Concret, s-au utilizat presiunile de insuflare de 0,4; 0,8; 2; 4 și 5,5 bari, diferite distanțe între duză și capul barei port-dop (d) – 1 mm, 3 mm și 20 mm, pentru diferite geometrii ale capului bară port-dop – a, b și c. De asemenea, s-a stabilit și cazul în care vaporii de CO<sub>2</sub> nu întâlnesc nici un obstacol în drumul lor spre partea superioară a lichidului de modelare.

În figura 43 se prezintă variația volumului gabaritic în care se distribuie vaporii de CO<sub>2</sub>, în funcție de presiunea de insuflare iar în figura 44 se prezintă variația numărului de bule mari (cu diametrul mai mare de circa 5 mm) în funcție de presiunea de insuflare. Variantele (a), (b) și (c) reprezintă cele trei tipuri de bare port-dop iar varianta (e) reprezintă cazul când vaporii nu întâlnesc un obstacol.

Se observă că prezența unor obstacole în calea bulelor de CO<sub>2</sub> determină formarea unui număr mai mare de bule de CO<sub>2</sub> ceea ce înseamnă o suprafață mai mare de contact între modificator și fonta lichidă și un volum mai mare de baie metalică în care se distribuie vaporii de modificator. Consecințele sunt creșterea suprafeței de contact matrice metalică – bule de modificator, creșterea efectului de modificare și, în final, creșterea randamentului de modificare.

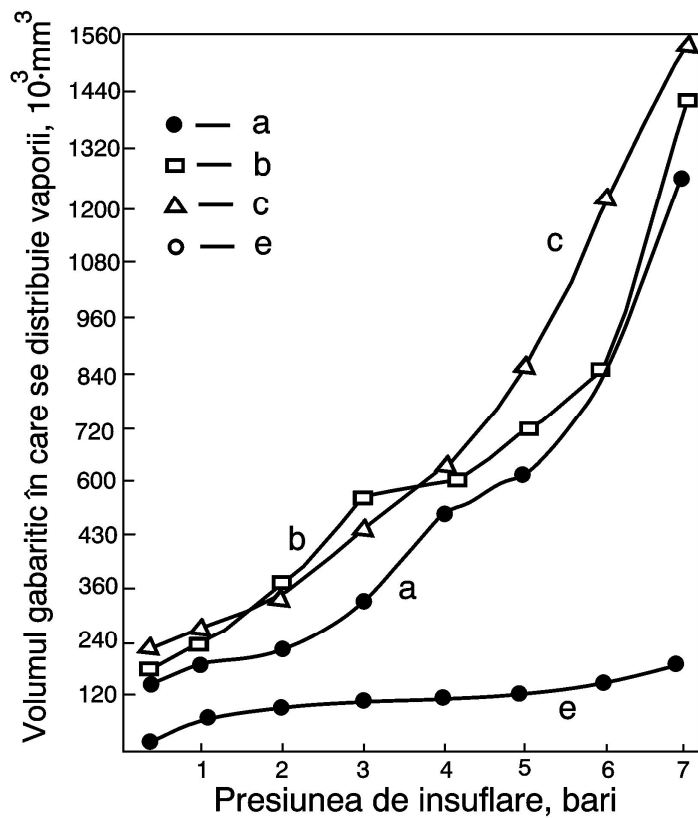


Fig. 43. Variația volumului gabaritic de distribuție a bulelor de CO<sub>2</sub> cu presiunea de insuflare.

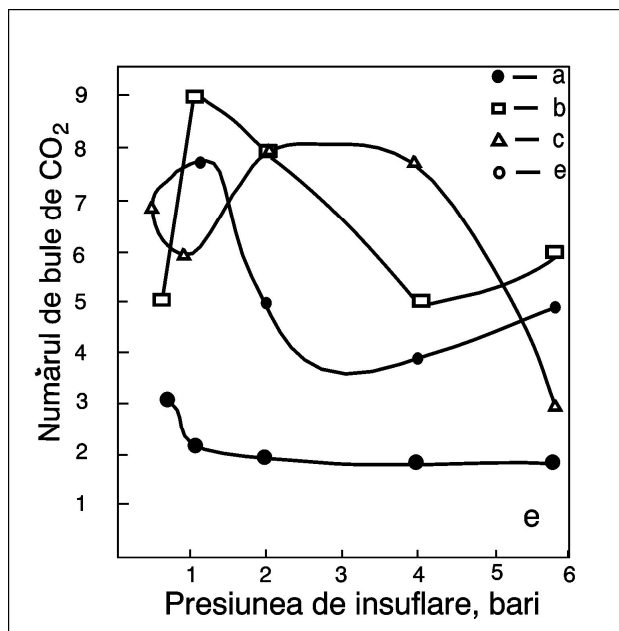


Fig. 44. Variația numărului de bule de CO<sub>2</sub> cu presiunea de insuflare.

#### **4.4.1. Influența geometriei capului de bară port-dop**

Testările arată că distribuția cea mai uniformă se obține pentru varianta (c). Vaporii de bioxid de carbon urmează aproximativ conturul care are două puncte de inflexiune, de la partea inferioară a barei port-dop, după care datorită vitezei (componentei orizontale) de ascensiune mari, continuă deplasarea după o traiectorie dictată de anularea componentei orizontale a vitezei de ascensiune. Această particularitate se întâlnește și în cazul variantei (a), dar cu o intensitate mai puțin pronunțată.

Pe măsura ce crește presiunea de insuflare, fenomenul menționat anterior se accentuează, ceea ce are ca rezultat expulzarea vaporilor la o distanță (pe orizontală) mai mare față de axa de simetrie longitudinală a barei port-dop (în cazul instalației experimentale de modelare axa de simetrie longitudinală a recipientului - prin extensie, axa de simetrie longitudinală a oalei de turnare). Astfel se asigură o distribuție mai uniformă a vaporilor, net superioară față de cazul când vaporii nu întâlnesc nici un obstacol.

O distribuție cu caracter aparte prezintă varianta (b) a barei port-dop. Se consideră că din punctul de vedere al eficienței distribuției vaporilor, varianta (b) este intermediară variantelor (a) și (b) - sub aspectul traiectoriei). În plus, varianta (b) are avantajul deosebit de mare al posibilității variației diametrului discului. Astfel dacă se mărește diametrul discului, cu atât mai mult vaporii de modificador vor fi distribuiți la o distanță mai mare față de axa de simetrie longitudinală a recipientului (fața de axa de simetrie a duzei față de axa de simetrie a orificiilor din plăcile separatoare orizontale) și cu atât mai mult vor scădea distanțele de difuzie. La scara reală, modificadorul difuzează prin masa de fontă lichidă. Dacă oala de modificare-turnare are două locașuri, atunci diametrul discului poate avea o mărime (un diametru) mai mică iar în cazul existenței numai a unui locaș cu modificador, discul trebuie să aibă diametrul mai mare.

Varianta (a) reprezintă modelarea geometrică a barei port-dop și se utilizează în prezent la scară industrială. Efectul asupra modului de distribuție al vaporilor este același ca în cazul variantelor (b) și (c), (mai apropiat de varianta (c) prin prisma traiectoriei vaporilor la partea inferioară a barei port-dop).

#### **4.4.2. Influența distanței dintre capul barei port-dop și duză**

Cel mai uniform mod de distribuție al vaporilor se constată pentru distanțe mici.

Cu cât distanța este mai mică, cu atât vaporii sunt obligați să urmărească conturul părții inferioare a capului barei port-dop și atât se vor distribui mai uniform. În cazul distanțelor mici,

fenomenul de coalescență este mai puțin accentuat. Coalescența vaporilor de la capătul superior al duzei este parțial afectată în sensul că bulele mai mari de vapori se scindează în mai multe părți, bule astfel formate distribuindu-se într-un volum mai mare de lichid.

În cazul experimentărilor, s-a constatat că distribuția vaporilor se înrăutățește începând de la distanțe mai mari de 3 cm pentru ca începând de la distanțe mai mari de 20 mm, modul de distribuție să se apropie de cel care corespunde situației când lipsește bara port-dop.

Experimentările conduc la concluzia că la scara industrială, trebuie ca mai întâi să se ridice bara port-dop până la o înălțime mai mare (de exemplu 60 mm) pentru ca fonta lichidă să pătrundă prin orificiul de legătură în locașul modificadorului și să se realizeze amorsarea procesului de vaporizare a magneziului, după care să se coboare bara pot-dop până la o distanță mică de orificiul de legătura (de exemplu circa 10 mm), astfel obținându-se o distribuție a vaporilor cu eficiență maximă.

#### **4.4.3. Influența presiunii de insuflare**

Se constată că pe măsură ce crește presiunea de insuflare, cresc dimensiunile bulelor de bioxid de carbon, ceea ce înseamnă și o creștere a suprafeței de contact dintre modificador și fonta lichidă și astfel creșterea efectului de modificare. De aici rezultă că utilizarea pentru modificare a magneziului pur, ca atare, conduce la efecte superioare în ceea ce privește gradul de modificare al fontei (în practică apar dificultăți datorită tensiunii mari de vapori care determină împrășcarea cu fontă lichidă, determinând riscul de accidentare al personalului care deserveste respectiva instalație de modificare.

În cazul experimentărilor, împrășcarea cu lichidul de modelare are loc începând de la presiunea de insuflare a bioxidului de carbon de 6 bari.

#### **BIBLIOGRAFIE pentru paragraful 4**

- [1]. Cojocaru-Filipiuc, V. Fonte, obținere. Iași. Editura „Samia”.2003;
- [2]. Cojocaru-Filipiuc, V. Tehnici de modificare a fontei în vederea obținerii grafitului nodular. Iași. Editura „Universitas XXI”. 2009;
- [3]. Cojocaru-Filipiuc, V. Fonte, aspecte teoretico-practice ale obținerii. Iași. Editura „Samia”. 2005;
- [4]. Cojocaru-Filipiuc,V. Ipoteze cu privire la obținerea de materiale metalice pe baza tendinței spre echilibrul chimic – aplicații la modificarea fontelor. Iași. Editura „Politehnum” 2011.
- [5]. Sofroni, L., Ripoșan, I., Brabie, V. și Chișamera, M. Turnarea fontei. București. Editura Didactică și Pedagogică. 1985;
- [6]. Cojocaru-Filipiuc, V. Nodulizarea grafitului în fonte – aspecte teoretice. Iași. Editura „Politehnum”. 2007;
- [7]. Sofroni, L. și Ștefănescu, D.M. Fonte modificate cu proprietăți superioare. București. Editura Tehnică.1971;
- [8]. Cojocaru-Filipiuc, V. New aspects of nodular graphite-liquid metallic matrix interface. Metalurgia Internațional. Vol. XIV. No. 7. p. 82-87;
- [9]. Cojocaru-Filipiuc, V. Contribuții privind îmbunătățirea tehnologiei de obținere a fontei modificate cu grafit nodular. Teză de doctorat. Iași. Institutul Politehnic Iași. 1988;



## **5. OBTINEREA FONTEI MODIFICATE ÎN FORMĂ**

### **5.1. Condiții ce trebuie îndeplinite de o tehnică de introducere a modificadorului în formă**

#### **Gradul de uniformitate al distribuirii modificadorului în topitura metalică cât mai mare**

Indiferent de mecanismul care stă la baza compactizării grafitului, este cert că se impune o distribuție cât mai uniformă a modificadorului în stările de agregare gazoasă, lichidă și solidă și natura lui (element chimic, ca atare, în stare foarte pură, element chimic în stare brută impură, feroaliaj, prealiaj, compus chimic, dar și zgură, fontă supramodificată etc.)

Gradul de uniformitate al distribuirii modificadorului cât mai mare este o condiție care trebuie corelată și cu alți factori. Astfel, o cantitate mică de modificador generează o modificare neuniformă a fontei, ceea ce diminuează considerabil influența pozitivă asupra modificării a gradului mare de uniformitate al distribuirii modificadorului în topitura metalică. S-a ales acest exemplu de interdependență, dar în realitate, relativ toți factorii care condiționează modificarea fontei trebuie să fie corelați cu gradul de uniformitate al distribuirii modificadorului în topitura metalică.

Modificadorul trebuie să determine germeni de cristalizare suplimentari – germeni de grafit –, aceștia scurtând distanța de difuzie a particulelor de carbon (atomi sau ioni – cationi).

Modificadorul trebuie să declanșeze difuzia particulelor de carbon prin matricea metalică lichidă, știut fiind faptul că grafitul nodular se formează relativ în intervalul de temperaturi 1.350...1.320<sup>0</sup>C.

Modificadorul trebuie să se distribuie în topitura metalică cât mai uniform sub formă de bule, picături și compuși chimici solizi, după caz (se apreciază că pot să existe și compuși chimici în stările de agregare lichidă și gazoasă).

În zonele în care nu sunt modificatori în topitura metalică, procesul de răcire și de solidificare își urmează cursul morfologic. De exemplu, viteza de răcire mare și absența germenilor de grafitizare, în cazul unei fonte hipoeutectice tehnice, determină ca la transformarea eutectică

particulele de carbon să interacționeze chimic cu particulele de fier și să formeze  $Fe_3C$  – cementită. Un alt exemplu, pentru aceeași fontă hipoeutectică tehnică, în condiții de răcire cu viteză mică, la transformarea eutectică, arată formarea de germeni de grafit și creșterea lor sub formă de foițe a căror geometrie este în funcție de compoziția chimică a fontei – cu cât în fonta tehnică există mai multe elemente chimice în afara fierului și carbonului, cu atât geometria foițelor este mai complexă, într-o secțiune plană, foițele de grafit apărând sub așa numita geometrie lamelară. Așadar, o distribuție cât mai uniformă a modifierului în topitura metalică, în circumstanțele asigurării celorlalți factori de modificare, determină obținerea unei categorii de fontă cenușie cu grafit nodular corespunzătoare, în circumstanțele impuse de standardele în vigoare.

Distribuția modifierului trebuie asigurată în topitura metalică la temperaturi mai mari decât cele constatate ca fiind corespunzătoare formării și creșterii nodulelor de grafit, în caz contrar, fonta nemodificându-se.

### **Randament de asimilare a modifierului cât mai mare**

Randamentul de asimilare face referință la fonta modificată solidificată.

Cu cât randamentul de asimilare a modifierului în fontă este mai mare, cu atât consumul de modifier este mai mic iar costul fontei modificate este mai mic.

Modificarea fontei, printre altele, impune crearea de germeni de grafitizare de către modifier, ceea ce înseamnă că germenii de grafitizare, prin creștere, înglobează modifierul sau „expulzează” particulele de modifier ca urmare a creșterii în interiorul unei faze create de modifier, particulele de modifier aflându-se, după solidificare, în interiorul nodulelor de grafit sau în exteriorul acestora, în imediata apropiere a nodulelor de grafit.

Randamentul de asimilare a modifierului depinde de temperatura topirii metalice în momentul introducerii modifierului în ea, cantitatea de topitură metalică, înălțimea băii metalice, mărimea granulației modifierului, natura modifierului, cantitatea de modifier, modul de introducere al modifierului (pe la partea inferioară, în zona mediană, pe la partea superioară sau în tot volumul băii metalice), mărimea unei porții de modifier, numărul de porții de modifier, temperatura de topire a modifierului, temperatura de fierbere a modifierului, temperatura liniei lichidus a modifierului, starea de agregare a modifierului, masa specifică a modifierului, introducerea liberă sau sub presiune a modifierului, presiunea fazei gazoase de deasupra băii metalice, compoziția chimică a topirii metalice, introducerea modifierului fără sau prin intermediul gazelor inerte, solubilitatea modifierului în baia metalică, afinitatea chimică a modifierului față de elementele chimice din topitura metalică, starea de agregare a compuşilor chimici la care dă naștere modifierul în urma introducerii în topitura metalică, solubilitatea

compușilor chimici la care dă naștere modificatorul, în topitura metalică, dacă topitura metalică este în mișcare sau nu în timpul introducerii modificatorului în ea, dacă topitura metalică este tratată în câmp electromagnetic variabil în timpul introducerii modificatorului în ea, dacă topitura metalică este tratată prin vibrare sau cu ultrasunete în timpul introducerii modificatorului în ea, timpul de menținere în stare lichidă a fontei după introducerea modificatorului în ea, dacă există sau nu obstacole ceramice în calea modificatorului după ce acesta a fost introdus în topitura metalică etc.

Factorii care influențează randamentul de asimilare a modificatorului se interconstrucionează.

### **Grad de agitare al topiturii metalice în timpul introducerii modificatorului în ea, cât mai mare**

În circumstanțele în care topitura metalică este agitată în timpul introducerii modificatorului în ea, se mărește gradul de uniformitate al distribuirii modificatorului în topitura metalică.

Agitarea topiturii metalice se poate realiza prin scuturare, prin bătaie (cu plonjoare), prin intermediul forței centrifuge (în sifon sau prin intermediul agitatorului Rheinstahl), insuflare de gaze inerte prin dopuri ceramice poroase amplasate la partea inferioară a oalelor de turnare, insuflare de gaze inerte în topitura metalică prin intermediul țevilor (lăncilor), electromagnetic, prin intermediul unui piston căptușit cu material ceramic refractar care efectuează curse în oala de turnare, prin intermediul unui agitator cu palete care se rotește în plan vertical, fonta aflându-se într-un recipient îngust și alungit (sub formă de corabie), dar și prin impactul mecanic dintre jetul de turnare și baia metalică aflată în oala de turnare sau bazinul unei forme, jetul de turnare ca atare, din agregatul de elaborare în oala de turnare sau din oala de turnare în altă oală de turnare sau în bazinul formelor, modificatorul introducându-se în jet sau pe jet prin intermediul distribuitorilor consacrați, reactoare rotative, și chiar prin intermediul insuflării modificatorilor în stare gazoasă – crearea de curenți de către bulele de modifcator în drumul lor ascendent – etc.

### **Existența posibilității controlului momentului contactului modifcator-topitură metalică**

Controlarea momentului contactului modifcator-topitură metalică determină mărirea randamentului de asimilare a modifcatorului, îmbunătățirea gradului de uniformitate al distribuirii modifcatorului în topitura metalică etc.

### **Modificare în trepte**

În cazul în care modifcatorul se introduce în topitura metalică în două sau mai multe trepte,

crește efectul de modificare.

În cazul aceluiași efect de modificare – dacă se menține constant efectul de modificare –, introducerea modificadorului în topitura metalică în două sau mai multe trepte conduce la micșorarea consumului de modificador.

### **Existența mecanizării și automatizării modificării**

Mecanizarea și automatizarea operațiilor care privesc introducerea modificadorului în topitura metalică, dozarea cantității de modificador și de topitură metalică, turnarea în forme etc.

### **Manoperă minimă**

Manopera cheltuită pentru pregătirea modificadorului, manevrarea dispozitivelor instalațiilor de modificare, pregătirea căptușelii refractare, pregătirea pentru modificare a utilajului de modificare etc. trebuie să fie minimă deoarece acestea reprezintă sursă de erori, creșterea duratei dintre modificare și începutul solidificării fontei, întârzierea modificării etc.

### **Consum de materiale refractare fasonate și granulare, și, de asemenea, lianți și materiale auxiliare, minim**

Cu excepția căptușelii refractare a utilajului de modificare, celelalte părți componente ale utilajului de modificare măresc costul modificării.

### **Utilajul ce deservește modificarea să se preteze pentru modificarea de cantități diferite de fontă lichidă**

Flexibilitatea pentru modificare a diferitelor cantități de fontă lichidă, face posibilă corelarea dintre capacitatea de modificare și masa pieselor propuse a fi obținute.

### **Capacitatea de modificare a unor cantități foarte mari de fontă lichidă**

### **Capacitatea de modificare a unor cantități foarte mici de fontă lichidă**

### **Capacitatea de utilizare a utilajului de modificare la mai multe modificări fără pregătire specială**

Utilajul de modificare trebuie să se preteze la cât mai multe modificări, fără ca să fie necesare refaceri importante – semnificative – ale unor părți componente, această situație micșorând costul modificării.

**Capacitatea de adaptare la cât mai multe tipuri de modificador sub aspectul stării de agregare, masei specifice, mărimii granulației, tensiunii de vapori, compoziției chimice, fuzibilității etc.**

Tehnica de modificare trebuie să aibă capacitatea de adaptare la modificatori de diverse tipuri – granulație diversă, modificatori în stările de agregare solidă, lichidă și gazoasă, după caz, masă specifică diversă, tensiune de vapori diversă, fuzibilitate diversă etc.

**Capacitatea de omogenizare chimico-termică a fontei modificate**

Tehnica de modificare trebuie să asigure prin diverse manifestări (străbaterea băii metalice de la partea inferioară spre partea superioară, dirijarea modificadorului în tot volumul de baie metalică, mărimea granulației modificadorului etc.) o omogenizare chimico-termică suplimentară pentru fontă, mai ales că agregatul de elaborare nu întotdeauna asigură omogenizarea chimico-termică.

**Capacitatea de asigurare a securității muncii**

**Capacitatea de reținere a zgurii – a produșilor chimici rezultați în urma interacțiunii chimice modificador-fontă lichidă, a fragmentelor de material refractar din căptuseală sau alte componente de natură ceramică ale utilajului de modificare, amestec de formare sau de miez etc. – în utilajul de modificare, înainte ca fonta modificată să pătrundă în formă sau în cavitatea formei, după caz**

**Durată minimă între momentul introducerii modificadorului în topitura metalică și momentul începerii solidificării fontei**

Menținerea fontei în stare lichidă după introducerea modificadorului în topitura metalică o perioadă de timp mai mare decât una optimă, conduce la fenomenul de demodificare, iar în cazul în care perioada respectivă de menținere în stare lichidă este mai mare decât una critică, se produce compromiterea modificării.

**Cost minim al utilajului de modificare – tehnică simplă de modificare**

### **Asigurarea controlului parametrilor de modificare**

Parametrii de modificare se referă la temperatură, presiunea de deasupra topiturii metalice în timpul modificării, activitatea termodinamică a carbonului din matricea metalică și faza termodinamică formată de modificador în matricea metalică, unghiul de umectare dintre matricea metalică și separările de grafit, tensiunea interfazică matrice metalică-aer, tensiunea interfazică matrice metalică-grafit, potențialul chimic al carbonului în matricea metalică și faza termodinamică formată de modificador în matricea metalică, geometria curbei de răcire a fontei modificate, gradul de subrăcire de la transformarea eutectică, gradul de supraîncălzire în stare lichidă a fontei propuse să se modifice, derivata curbei de răcire a fontei modificate, starea de germinare, dar și căldura specifică a fontei care se supune modificării, proprietățile interfeței matrice metalică-grafit etc.

Controlul parametrilor de modificare și corectarea acestora în timp util, micșorează riscul de ratare a modificării sau de diminuare a efectelor modificării.

### **Capacitatea de modificare ecologică a fontei**

Absența eliminării de noxe (gaze și compuși chimici solizi cu masa specifică mică) în mediul de lucru face din tehnica de modificare o tehnologie ecologică – modificarea în atmosferă depresurizată este una din soluțiile ecologice de modificare, de exemplu.

### **Capacitatea de scindare în mai multe părți a modificadorului sub formă de bule și picături**

Dacă în drumul ascendent prin topitura metalică picăturile dar, în special, bulele de modificador, întâlnesc un obstacol ceramic adecvat, este posibil ca acestea să sufere o divizare în urma impactului mecanic, ceea ce îmbunătățește gradul de uniformitate al distribuirii modificadorului în topitura metalică, etc.

### **Cost minim pentru modificador**

Dacă modificadorul impune operații speciale în vederea utilizării prin intermediul unei tehnici de modificare, costul modificării crește.

### **Risc minim de sinterizare a modificadorului**

În prin, dacă jetul de metal lichid cade inițial direct pe modificadorul în stare solidă sau intră inițial în contact direct cu modificadorul, este posibilă sinterizarea modificadorului și, astfel,

anularea scopului principal al acestuia – modificarea.

### **Asigurarea modificării și turnării**

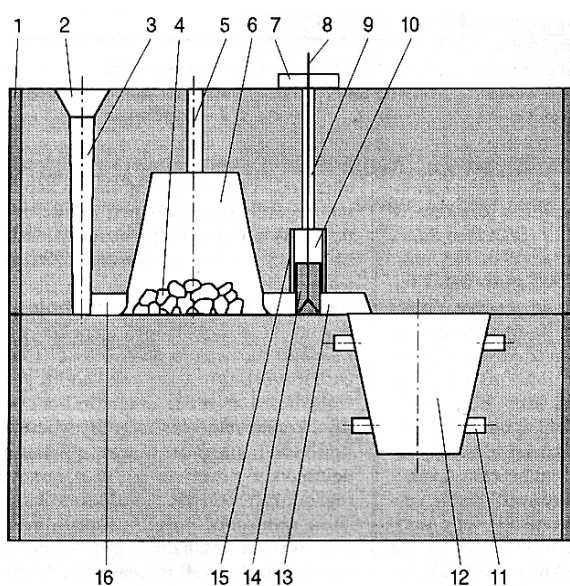
Utilajul de modificare trebuie să asigure desfășurarea atât a modificării cât și a turnării, în caz contrar fiind nevoie de utilaje suplimentare, astfel crescând costul fontei modificate.

### **Coeficient de scoatere maxim**

În cazul tehnicilor de modificare în formă, rețeaua de modificare-turnare trebuie să asigure un coeficient de scoatere cât mai mare.

## **5.2. Tehnici de introducere a modificadorului în fontă prin intermediul formei**

În figura 45 se prezintă schița formei de modificare-turnare prevăzută ca obturator pentru alimentatorul cavității formei.



**Fig. 45. Schița formei de modificare-turnare prevăzută cu obturator pentru alimentatorul cavității formei: 1 – semiformă; 2 – pâlnie de turnare; 3 – picior de turnare; 4 – modificador; 5 – canal de aerisire; 6 – camera de reacție; 7 – dispozitiv de ghidare; 8 – tijă metalică; 9 – canalul tijei; 10 – locașul miezului obturator; 11 – cavitatea probelor; 12 – cavitatea formei; 13 – alimentatorul cavității formei; 14 – miez obturator; 15 – vopsea pe bază de grafit; 16 – alimentatorul camerei de reacție.**

De-a lungul rețelei de modificare-turnare se află o cameră de reacție (6) și un miez obturator (14) ce obturează-dezobturează alimentatorul cavității formei (13).

Miezul obturator (14) se execută din amestec de miez preparat cu liant autoîntăritor sau întărit cu diverși agenți – de exemplu, silicat de sodiu întărit cu bioxid de carbon. Miezul obturator se

execută pe structura unei armături metalice care este în legătură cu tija metalică (8) – asamblare demontabilă sau nedemontabilă.

Miezul obturator (14) se introduce într-un locaș (10) al cărei suprafață este vopsită cu o vopsea refractară pe bază de grafit (15). Suprafața miezului obturator este și ea vopsită cu aceeași vopsea refractară (15).

Modificatorul (4) poate fi ușor fuzibil, cu capacitatea de a se transforma în stare lichidă sau gazoasă la temperatura de modificare a fontei lichide, dar și greu fuzibil, adică să rămână în stare solidă la temperatura de modificare a fontei.

În vederea modificării se realizează aranjamentul din figura 45. Se toarnă fonta prin pâlnia de turnare (2), fonta ajungând în camera de reacție (6) prin intermediul piciorului de turnare (3) și al alimentatorului (16). După ce pătrunde în camera de reacție (6) are loc contactul fontă-modificator, începând procesul de modificare, adică de formare a bulelor, stropilor sau compușilor chimici, după caz.

Dacă modificatorul are masa specifică mai mică decât a fontei lichide, se va realiza plutirea modificatorului în topitura metalică din camera de reacție (6). Dacă modificatorul are masă specifică mai mare decât a fontei lichide, se va realiza rămânerea modificatorului la fundul topiturii metalice din camera de reacție (6).

După pătrunderea fontei în camera de reacție (6), nivelul băii metalice în camera de reacție începe să crească până când nivelul băii metalice ajunge la partea superioară a canalului de aerisire (5). Momentul apariției metalului lichid la suprafața canalului de aerisire înseamnă și finalizarea turnării în formă.

Dacă modificatorul este preparat pe bază de magneziu, începutul vaporizării modificatorului este confirmat de apariția fenomenului de luminiscență cu intensitate mare la suprafața canalului de ventilație (5).

După umplerea camerei de reacție (6), se așteaptă o perioadă de timp în care să se realizeze omogenizarea chimico-termică a fontei modificate și separarea produșilor de modificare la suprafața topiturii metalice din camera de reacție.

Perioada de omogenizare și de separare a incluziunilor nemetalice este în funcție de mărimea camerei de reacție, temperatura topiturii metalice, calitatea modificatorului (compoziția chimică și mărimea granulației), calitatea amestecului de formare, mărimea secțiunii transversale a alimentatorului cavității forme etc. Se subliniază și importanța mărimii secțiunii transversale a alimentatorului cavității forme (13), deoarece în cazul în care aceasta are o valoare prea mică, în timpul menținerii fontei modificate în stare lichidă în camera de reacție (6), se realizează solidificarea fontei în respectivul alimentator și, astfel, compromiterea obținerii piesei turnate.

După menținerea fontei modificate în camera de reacție (6), urmează dezobturarea



alimentatorului camerei de reacție (13) prin acționare asupra tijei metalice (8) care antrenează miezul obturator (14) în locașul miezului obturator (10), astfel dezobturând alimentatorul (13) și asigurând trecerea fontei lichide în cavitatea formei (12). Pentru ca miezul obturator (14) să se deplaseze ușor în locașul (10), se vopsesc cu vopsea refractară pe bază de grafit atât pereții locașului miezului obturator (10) cât și miezul obturator (14).

Pentru experimentări, cavitatea formei (12) a fost prevăzută cu microcavități pentru probe reprezentative (11), necesare studiului gradului de modificare a grafitului – ca uniformitate, grad de nodulizare, conținut de incluziuni nemetalice etc.

Forma (1) poate fi realizată din două semiforme, ca în figura 45, dar și din mai multe diviziuni de formă.

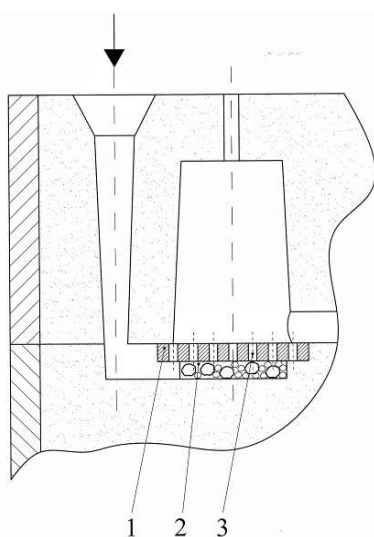
Cavitatea formei trebuie să fie amplasată în semiforma inferioară, conform figurii 45, sau în diviziunile de formă inferioare, diviziuni de formă în care se află rețeaua de modificare-turnare și care este formată, în principiu, dintr-o componentă sau mai multe dacă piesa ce trebuie obținută are dimensiuni mari.

Volumul cavității formei trebuie să fie relativ egal cu volumul cumulat al camerei de reacție, alimentatorul cavității formei, alimentatorul camerei de reacție, piciorul de turnare și pâlnia de turnare, în felul acesta coeficientul de scoatere apropiindu-se de valoarea 1 (sau 100%, după caz).

În figura 46 se prezintă un detaliu al formei ce reprezintă locașul modificadorului cu grila și camera de reacție.

Forma este prevăzută cu un locaș al modificadorului (2) amplasat în semiforma inferioară și o grilă ceramică (1), amplasată, de asemenea, în semiforma inferioară.

Alimentatorul camerei de reacție este amplasat în semiforma inferioară și, conform acestei tehnici de modificare, alimentează locașul modificadorului.



**Fig.46. Detaliu al formei cu cameră de reacție prevăzută la partea inferioară cu locaș al modificadorului și grilă: 1 – grilă; 2 – locașul modificadorului; 3 – orificiile grilei.**

Alimentatorul camerei de reacție face joncțiunea cu locașul modificatorului (2) în mod tangențial.

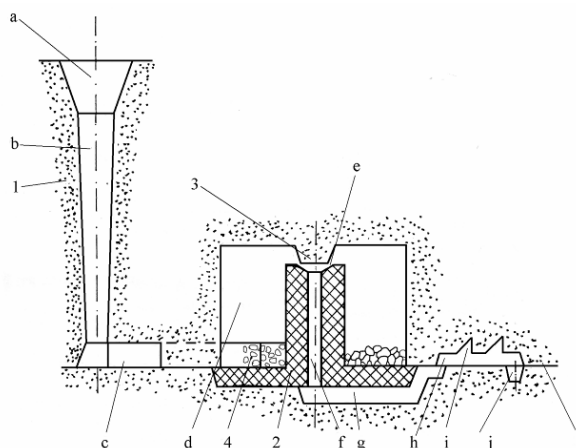
Fonta lichidă ajunge în locașul modificatorului unde intră în contact cu modificatorul.

Modificatorul trebuie să aibă temperatura de fierbere (după caz, temperatura maximă a intervalului de fierbere) mai mică decât temperatura de turnare fontei.

Bulele de modificator ce iau naștere împreună cu fonta vor avea o traiectorie ascensională, trecând prin orificiile (3) ale grilei ceramice (1).

Camera de reacție poate avea secțiunea dreptunghiulară, pătratică sau circulară – de exemplu – o cameră de reacție cubică, având raportul dintre înălțimea orificiului de refulare a fontei modificate și latura cubului de 0,1...0,6, conform.

În figura 47 este reprezentată schema rețelei de modificare-turnare.



**Fig. 47. Schema rețelei de modificare-turnare cu miez în camera de reacție: 1 – amestec de formare; 2 – miez; 3 – proeminență tronconică; 4 – modificator; a – pâlnie de turnare; b – picior de turnare; c – alimentatorul camerei de reacție; d – camera de reacție; e – interstițiul dintre proeminență și canal vertical; f – canal vertical; g – alimentator primar al cavității forme; h – alimentator cu colectori de zgură gravitaționali; i – colectori de zgură gravitaționali; j – alimentatorul cavității forme; l – planul de separație.**

Rețeaua de modificare-turnare pregătită pentru turnare și modificare arată ca în figura 47.

Camera de reacție (d) este delimitată de amestecul de formare (1) și miezul (2), miez prevăzut cu un canal vertical (f).

În zona superioară a canalului (f) există o proeminență (3) care conturează formarea unui interstițiu (e) între proeminențe (3) și partea superioară a miezului (3).

Modificatorul se amplasează în jurul proeminenței cilindrice a miezului (2), în așa fel încât asamblarea dintre semiforme să se poată realiza fără dificultăți.

Fonta nemodificată ajunge în camera de reacție (d) prin intermediul pâlniei de turnare (a), piciorului de turnare (b) și alimentatorului tangențial (c).

Deoarece modificatorul are masa specifică mai mică decât fonta lichidă, va pluti la suprafața

topiturii metalice din camera de reacție (d), după umplerea camerei de reacție, modificatorul plutind la partea superioară a camerei de reacție, însă în jurul proeminenței (3). În felul acesta, fonta ce pătrunde în canalul vertical (f) prin interstițiul (e) este modificată și cu un conținut minim de incluziuni nemetalice, deoarece interstițiul (e) reprezintă un orificiu sifon.

Fonta modificată ajunge în cavitatea formei prin intermediul canalelor (f), (g) și (h), alimentatorul (h) fiind prevăzut cu colectori de zgură gravitaționali.

În tot timpul turnării, interstițiul (e) trebuie să fie plin cu metal lichid.

Se recomandă modificator ce este în stare gazoasă la temperatura de turnare a fontei.

În figura 48 este prezentată o rețea de modificare-turnare prevăzută cu o cameră de reacție și cu miez mobil de-a lungul alimentatorului cavității formei.

După caz, forma poate fi alcătuită din mai multe părți – minimum trei părți.

Una din formele parțiale conține doar rețeaua de turnare care este formată din cameră de reacție (e) ce ar putea avea denumirea și de bazin, pâlnie de turnare (c), picior de turnare (d), locașuri secundare ale modificatorului (k) și alimentatori.

La partea inferioară a formei parțiale – cea superioară – se află, în apropierea camerei de reacție, un locaș al miezului mobil (i) vopsit cu o vopsea refractară pe bază de grafit (5) și în care se montează un miez mobil (4).

Locașul miezului mobil (i) este alimentat de către canalul (j) din camera de reacție (e) și de către canalul (h) pe la partea inferioară a lui.

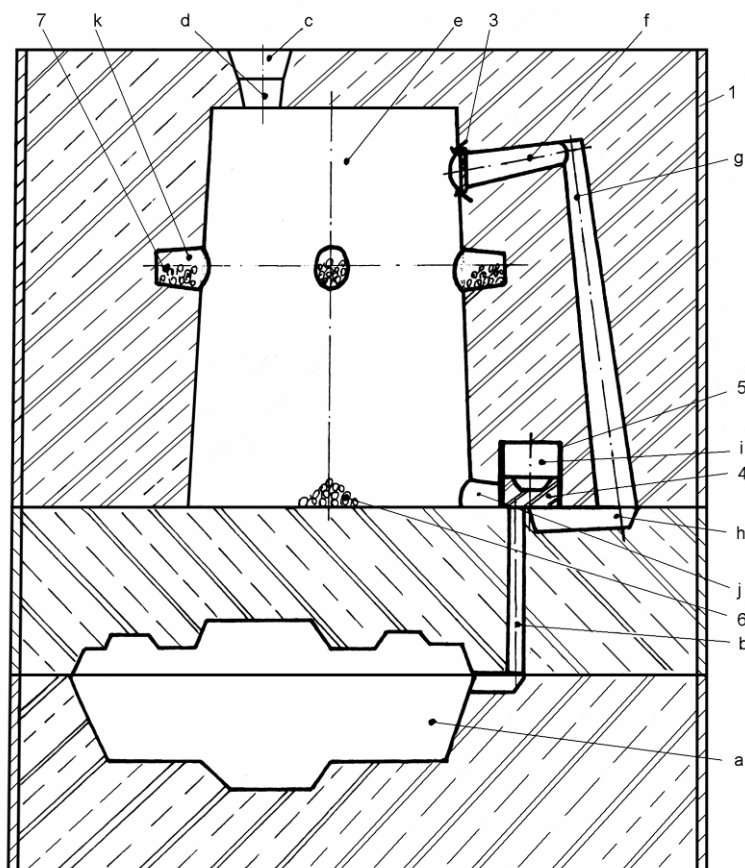
Din locașul miezului mobil (i) „pleacă” alimentatorul cavității formei (b).

Fonta se toarnă prin pâlnia de turnare (c) și ajunge în camera de reacție (e) prin intermediul piciorului de turnare (d).

Modificatorul (6), în proporție de circa 50%, se amplasează în zona centrală a camerei de reacție (e), fie pe amprenta lasată de modelul camerei de reacție, în zona centrală a acesteia, fie prin pâlnia de turnare (e) și piciorul (d), după asamblarea formelor parțiale.

Circa jumătate din modificator (7) se amplasează în locașurile secundare ale modificatorului (k), ceea ce asigură modificarea în două trepte.

Primul jet de fontă intră în contact direct cu modificatorul (6), nivelul băii metalice crescând. Accesul fontei lichide în cavitatea



**Fig.48. Schița unei rețele de turnare prevăzută cu cameră de reacție și miez mobil de-a lungul alimentatorului cavității formei: 1 – formă; 3 – plăcuță metalică; 4 – miez mobil; 5 – vopsea refractară pe bază de grafit; 6 – modificator principal; 7 – modificator secundar; a – cavitatea formei; b – alimentatorul cavității formei; c – pâlnie de turnare; d – picior de turnare; e – camera de reacție; f – alimentator; g – alimentator descendent; h – alimentator sifon; i – locașul miezului mobil; j – alimentatorul locașului miezului mobil; k – locașuri secundare ale modificatorului.**

formeii este blocat de miezul mobil (4) care obturează inițial, ca în figura 48, alimentatorul locașului miezului mobil (j).

Din momentul în care există baie metalică în camera de reacție iar nivelul ei crește, modificatorul (6) va pluti. Fonta, sub formă de jet, ce provine din piciorul de turnare (d) intră, întâi, în contact direct cu modificatorul care plutește – se modifică, așadar.

Atunci când nivelul băii metalice, în creștere, ajunge la nivelul locașurilor secundare ale modificatorului (k), baia metalică intră în contact și cu modificatorul secundar (7).

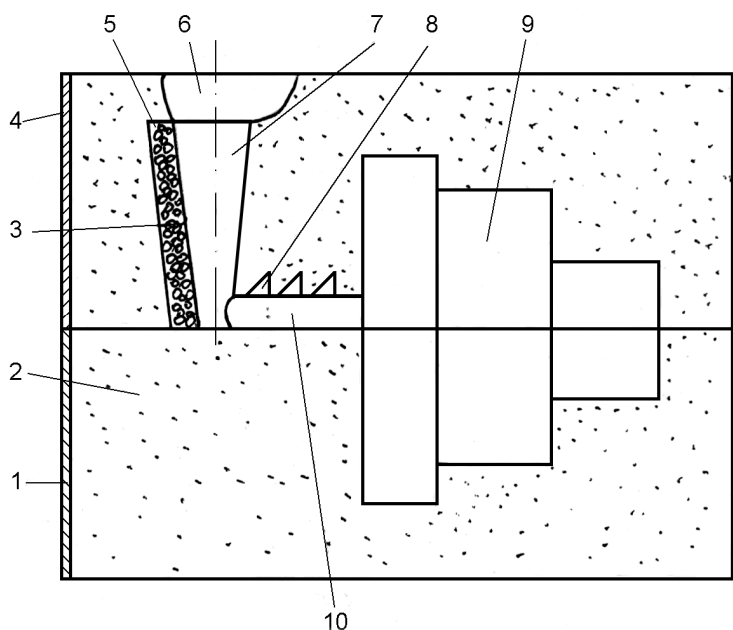
Se preferă ca modificatorul să fie în stare gazoasă la temperatura de modificare a fontei.

Joncțiunea dintre camera de reacție și alimentatorul ascendent este asigurată de o plăcuță metalică (3) a cărei grosime și compoziție chimică trebuie să determine topirea sau dizolvarea după ce camera de reacție s-a umplut cu metal lichid și după ce s-au separat, la suprafața băii metalice din camera de reacție, incluziunile nemetalice.

După topirea sau dizolvarea plăcuței metalice (3), fonta modificată pătrunde în alimentatorul ascendent (7) și apoi prin intermediul alimentatorului (g) și al alimentatorului (h) ajunge sub miezul mobil (4) pe care îl ridică, astfel, realizându-se dezobturarea alimentatorului (j). În felul acesta se asigură alimentarea cavității formei (a) prin intermediul alimentatorului vertical (b).

Volumul camerei de reacție trebuie să fie sensibil egal cu volumul cavității formei.

În figura 49 se prezintă schema unei forme în care modificatorul este amplasat de-a lungul piciorului de turnare.



**Fig. 49. Schema unei forme în care modificatorul este amplasat de-a lungul piciorului de turnare: 1 – ramă de formare inferioară; 2 – amestec de formare; 3 – modificator; 4 – ramă de formare superioară; 5 – locașul modificatorului; 6 – bazin de turnare; 7 – picior de turnare; 8 – colectori de zgură gravitaționali; 9 – cavitatea formei; 10 – alimentatorul cavității formei.**

Modificatorul este împachetat sub formă de bloc paralelipipedic în sârmă cu ochiurile având latura de circa 1 mm și are granulația de 1... 5 mm.

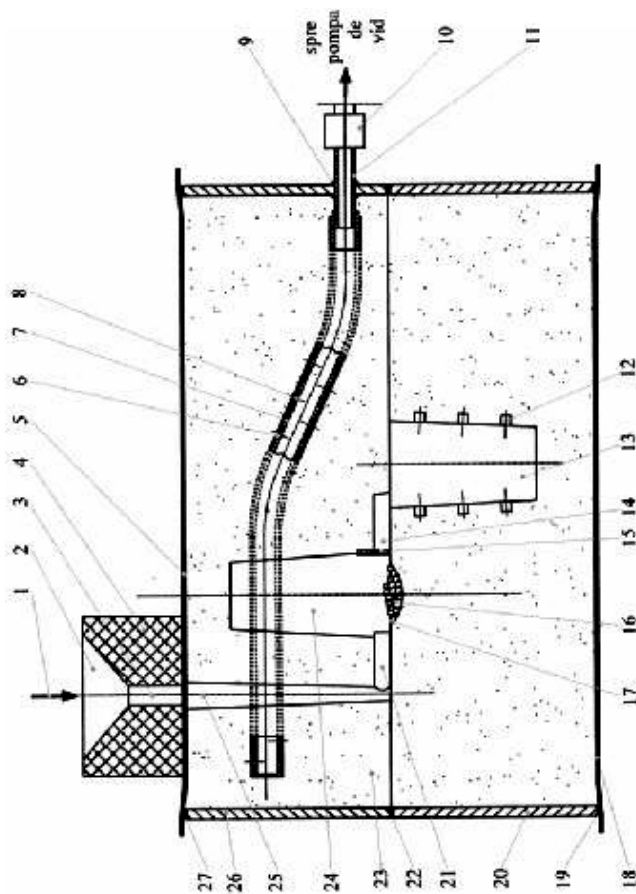
De-a lungul piciorului de turnare (7) se realizează un locaș al modificatorului (5) în care se amplasează blocul paralelipipedic de modificator.

Se recomandă ca modificatorul să fie în stare gazoasă la temperatura de turnare a fontei.

Se stabilește experimental ca modificatorul să se consume cu puțin timp înainte de umplerea formei.

Incluziunile nemetalice sunt reținute de colectorii de zgură gravitaționali (8) amplasați deasupra alimentatorului.

În figura 50 se prezintă schița unei forme vidate de modificare-turnare.



**Fig.50. Schița unei forme vidate de modificare-turnare: 1 – locul de turnare; 2 – pâlnia de turnare; 3 – picior de turnare; 4 – miez pentru pâlnie de turnare; 5 – folie de polietilenă superioară; 6 – plasă de sârmă; 7 – țeavă de metal; 8 – orificii de vidare; 9 – sudură; 10 – manșon de cuplare cu furtunul flexibil; 11 – țeavă de rigidizare; 12 – cavitatea probelor de analiză a structurii metalografice; 13 – cavitatea formei; 14 – alimentatorul cavității formei; 15 – plăcuță metalică; 16 – modificator; 17 – locașul modificatorului; 18 – folie de etanșare inferioară; 19, 22, 27 – material de etanșare; 20 – ramă de formare inferioară; 21 – alimentatorul camerei de reacție; 23 – nisip cuarțos; 24 – camera de reacție; 25 – picior de turnare; 25 – picior de turnare secundar; 26 – ramă de formare superioară.**

Forma se realizează ca în figura 50.

Pentru vidarea formei se realizează țeava de vidare (7) care este prevăzută cu orificii de vidare (8) și este înfășurată cu o plasă de sârmă (6) cu scopul ca să nu pătrundă nisip în țeava de vidare. Țeava de vidare (7) se cuplează cu țeava de rigidizare (11) care prin intermediul unui manșon de cuplare (10) este pusă în legătură cu pompa de vid prin intermediul unui tub flexibil.

După vidarea formei cu folie transparentă se amplasează miezul pâlniei (4), în așa fel încât axa de simetrie a piciorului de turnare primar (3) să fie prelungirea axei de simetrie a piciorului de turnare secundar (25).

Fonta pătrunde prin pâlnia de turnare (2) și ajunge în camerade reacție (24) prin intermediul piciorului de turnare primar (3), piciorului de turnare secundar (25) și alimentatorul camerei de reacție (21), unde intră în contact cu modificatorul (16) amplasat în locașul modificatorului (17) din semiforma inferioară.

Există și varianta mai simplă care constă în eliminarea piciorului de turnare secundar (25), a alimentatorului cavității formei (21) și a locașului modificatorului (17) și în prezența unui picior de turnare reprezentat în figura 49 cu linii întrerupte, situat deasupra camerei de reacție (24), excentric, precum și a modificatorului împachetat în plasă de sârmă – aglomerarea din figura 49 mărginită de linia întreruptă.

O dată ajuns frontul de fontă lichidă în camera de reacție, nivelul ei începe să crească deoarece accesul în alimentatorul cavității formei (13) este blocat de o plăcuță metalică. Modificatorul (16) va pluti în baia metalică, particulele de modificator difuzând în topitură, modificând-o.

Modificarea optimă se realizează în cazul în care piciorul de turnare este amplasat deasupra camerei de reacție. În acest caz, fonta care pătrunde în camera de reacție va veni întâi în contact cu modificatorul care plutește și se va modifica. Fonta modificată va trece la partea superioară a băii metalice.

Calitatea modificatorului și cantitatea lui trebuie stabilite în așa fel încât momentul umplerii camerei de reacție să coincidă cu consumarea modificatorului.

Calitatea și grosimea plăcuței metalice (15) trebuie stabilite în așa fel încât plăcuța metalică să se topească sau să se dizolve în momentul în care incluziunile nemetalice din topitura metalică s-au separat la suprafața acesteia, în camera de reacție.

Topirea sau dizolvarea plăcuței metalice determină dezobturarea alimentatorului cavității formei (14) și, astfel, curgerea fontei modificate în cavitatea formei.

Deoarece forma este vidată în totalitate, vaporii de magneziu nu se oxidează, tensiunea mare de vapori a lor, apreciindu-se că determină dizolvarea lor în baia metalică din care au provenit.

În tot timpul turnării pâlnia de turnare trebuie să fie plină cu metal lichid.

O parte din vaporii de modificator – de magneziu – se vor evacua prin metalul lichid din piciorul de turnare în cazul în care piciorul de turnare este amplasat deasupra camerei de reacție.

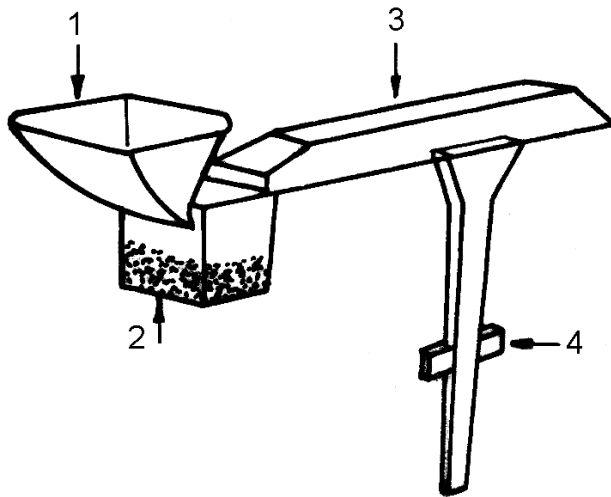
Volumul camerei de reacție trebuie să fie relativ același cu volumul cavității formei.

Cavitatea formei trebuie să fie amplasată în semiforma inferioară.

Chiar dacă forma nu este vidată în totalitate, se recomandă turnarea prin aspirație cu ajutorul vidului.

### **Formă de modificare-turnare, cu plan de separație vertical și modificare cu Mg – figura**

**51**



**Figura 51. 1 – pâlnie de turnare; 2 – cameră de reacție; 3 – colector de zgură; 4 – alimentatori.**

Ca modificator se utilizează magneziu.

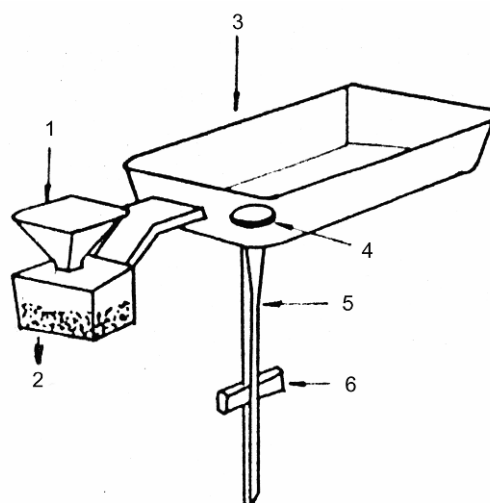
Se estimează că apelând la această tehnică de modificare, cementita liberă din structura metalografică este eliminată.

Densitatea de nodule de grafit este de 250...400 nodule/mm<sup>2</sup>.

Utilizarea doar a magneziului ca modificator, determină formarea de incluziuni nemetalice sub formă de aglomerări de MgO și SiO<sub>2</sub>, în special sub formă de silicați de magneziu, numite „pete negre”. Se pare că aceste „pete negre” sunt formate și din MgS și MnS.

**Formă de modificare-turnare prevăzută cu bazin de omogenizare și separare de zgură – fig. 52**

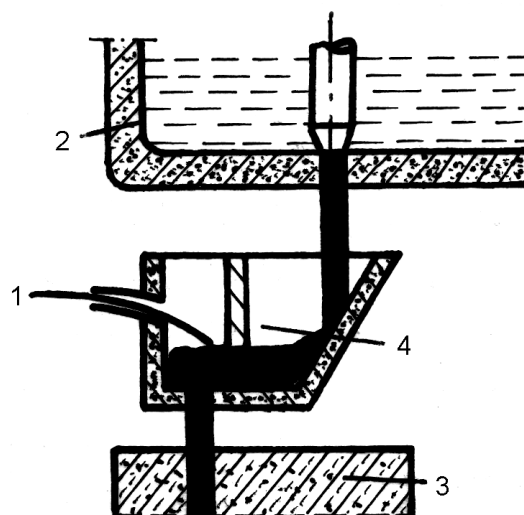




**Figura 52. 1 – pâlnie de turnare; 2 – cameră de reacție; 3 – bazin; 4 – disc metalic; 5 – colector de zgură; 6 – alimentatoare.**

Realizarea modificării este asigurată prin pătrunderea fontei în formă prin intermediul pâlniei de turnare (1) direct în camera de reacție (2) și apoi prin pătrunderea fontei modificate în bazinul (3). La joncțiunea colectorului de zgură (5) cu bazinul (3) se află un disc metalic (4) ce se va dizolva sau topi de către fonta modificată din bazin după o perioadă de timp bine determinată, stabilită experimental, perioadă de timp în care fonta lichidă modificată din bazin se omogenizează din punct de vedere chimic al modificării și termic și perioadă de timp în care se realizează separarea incluziunilor nemetalice. Această tehnică de modificare a fost elaborată de către firma suedeză Kockums Jernverk.

**Imersarea modificadorului pulverulent amplasat în țevă în bazinul de turnare - fig. 53**



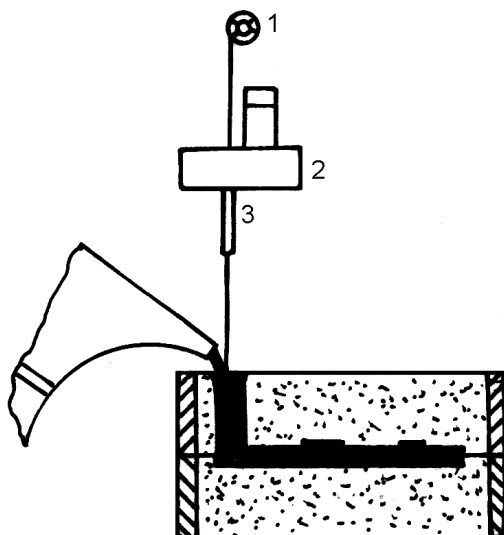
**Figura 53. 1– țevă cu modificator pulverulent; 2 – cuptor electric cu încălzire prin inducție; 3 – formă; 4 – bazin de turnare intermediar.**

Modificatorul este amplasat în stare de pulbere și se introduce într-o țevă cu pereți subțiri, de oțel sau de cupru.

Țeava este înfășurată pe un tambur și prin intermediul unui mecanism de acționare este imersată în topitura metalică dintr-un bazin de turnare amplasat intermediar între un cuptor electric cu încălzire prin inducție și formă – țeava pătrunde în topitura metalică printr-un orificiu din peretele bazinului de turnare.

Modificatorul sub formă de bară se poate introduce direct în bazinul de turnare al formei, astfel, sincronizându-se viteza de introducere a modificatorului, timpul de modificare propriu-zis, inocularea, staționarea fontei lichide în rețeaua de turnare etc.

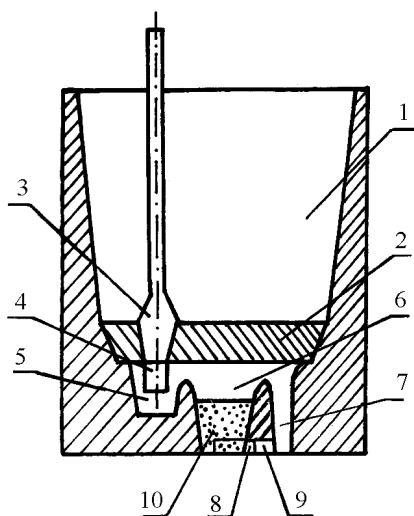
**Imersarea de modificator direct în formă – procedul CQ (Controlled Quality) –fig. 54**



**Figura 54. 1 – tablă de înfășurare a țevii de modificador; 2 – sistem de introducere dirijată a țevii în piciorul de turnare; 3 –ghidaj.**

Societatea „Caterpillar Tractor Co” aplică tehnica prezentată mai sus, injectând modificadorul introdus în țevă direct în piciorul de turnare al formei. Astfel, este diminuat procesul de oxidare al modificadorului, se realizează o repartizare uniformă a lui, se pot amesteca mai multe elemente chimice modificatoare în țevă și se asigură un randament de asimilare al modificadorului mai mare. Se recomandă pentru modificali ce ce conțin magneziu, consumul de modificador variind în intervalul 0,04...0,08% (modificadorul nodulizant).

**Bazin de turnare intermediar cu cameră de reacție fig. 55**



**Figura 55. 1 – bazin; 2 – miez separator; 3 – dop; 4 – pâlnie de turnare; 5 – picior de turnare intermediar; 6 – spațiu liber al camerei de reacție; 7 – piciorul bazinului de turnare; 8 – orificiu; 9 – disc metalic; 10 – cameră de reacție.**

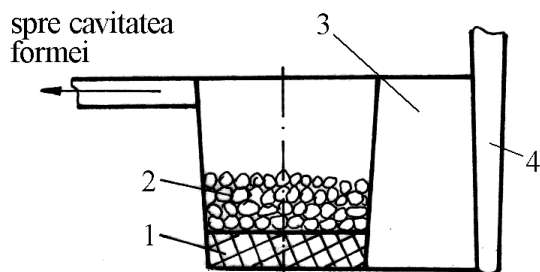
Camera de reacție se poate afla și în bazinul de turnare care se află amplasat în afara formei, .

Fonta modificată trece în piciorul de turnare al bazinului de turnare, fie pe la partea superioară, fie pe la partea inferioară printr-un orificiu obturat la începutul turnării cu un disc metalic realizat dintr-un aliaj ușor fuzibil, disc ce se topește. Astfel, se realizează o modificare uniformă de-a lungul întregii perioade de turnare.

Se recomandă modificador ce conține Mg, Si, Ca, Ba, Sb și Fe, cu granulație de 1...3 mm.

Se realizează un factor de dizolvare cu valori cuprinse în intervalul 0,004...0,007 kg/s·cm<sup>2</sup> (acest factor trebuie să varieze în intervalul 0,005...0,035 kg/s·cm<sup>2</sup>).

### **Rețea de modificare-turnare cu alimentare tip fantă fig. 56**



**Figura 56. 1 – placă de polistiren expandat; 2 – modificador; 3 – alimentator tip fantă; 4 – picior de turnare.**

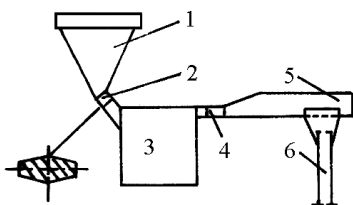
Se recomandă ca jetul de fontă să nu cadă direct peste modificador deoarece poate avea loc sinterizarea lui și menținerea lui la partea inferioară a camerei de reacție. Eliminarea acestui inconvenient se face utilizând un alimentator tip fantă și o placă de polistiren expandat la partea inferioară a camerei de reacție. Prin arderea polistirenului expandat se realizează o barbotare intensă a fontei și o atmosferă reducătoare care diminuează în intensitate reacția de modificare a magneziului.

Se utilizează modifikatori ce conțin magneziu.

Se obține un randament de asimilare al magneziului mare.

Barbotarea fontei în timpul modificării înlătură riscul de defecte de turnare.

### **Formă de modificare-turnare cu alimentatorul cavității formei vertical – fig. 57**



**Figura 57. 1 – pâlnie de turnare; 2 – alimentatorul camerei de reacție; 3 – cameră de reacție; 4 – alimentatorul colectorului de zgură; 5 – colector de zgură; 6 – alimentatorul vertical principal al cavității formei.**

Această tehnică de modificare se pretează pentru liniile de formare tip Disamatic.

Dacă se notează cu  $x$  aria secțiunii totale a alimentatoarelor cavității formei, se recomandă următoarele relații pentru alimentatoarele acestei forme de modificare-turnare:  $x + 10\%$  pentru alimentatorul vertical principal al cavității formei;  $x + 12\%$  pentru alimentatorul colectorului de

zgură;  $x + 30\%$  pentru alimentatorul camerei de reacție – procentele care se calculează se consideră din aria secțiunii totale ale alimentatoarelor cavității formeii (care fac joncțiunea cu cavitatea formeii).

Se recomandă ca nivelul metalului lichid în pâlnia de turnare, în timpul turnării, să fie cu circa 70 mm peste nivelul superior al alimentatorului camerei de reacție.

Această tehnică de modificare se recomandă pentru modificarea fonteii care are maximum 0,01% sulf și pentru o temperatură a fonteii ce se supune modificării de 1.400...1.440<sup>0</sup>C.

În cazul în care alimentarea camerei de reacție se face pe la partea superioară a ei, efectul maxim de nodulizare a grafitului se obține în cazul în care modificatorul are mărimea granulației de 10...15 mm.

Dizolvarea optimă a modificatorului în camerele de reacție este asigurată de modificatorii ce fac parte din sistemul Fe-Si-Mg, conținutul de Mg fiind în jurul valorii de 5%.

Alimentatorul colectorului de zgură ar trebui să fie perpendicular pe colectorul de zgură.

### **Formă de modificare-turnare cu alimentatorul cavității formeii și colectorul de zgură dezvoltată pe verticală – fig. 58**

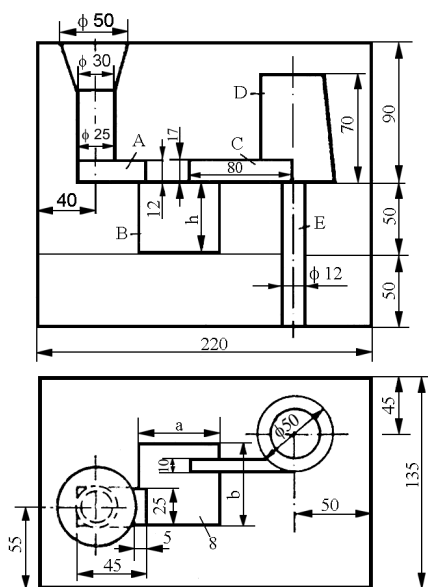


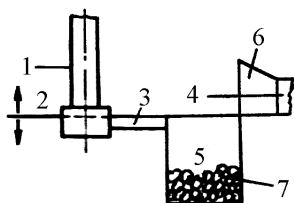
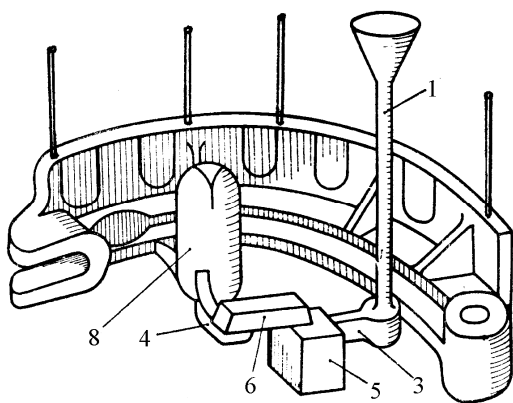
Figura 58. A – alimentatorul camerei de reacție; B – camera de reacție; C – alimentatorul colectorului de zgură; D – colector de zgură; E – alimentatorul cavității formeii.

Se recomandă pentru această tehnică de modificare, ca modificator, un feroaliaj ce conține 4% Mg, 1,5% Ca, 43% Si și în rest Fe, cu mărimea granulației de 5...10 mm.

Aria secțiunii transversale a alimentatorului colectorului de zgură trebuie să fie cu circa 10...40% mai mică decât cea a alimentatorului camerei de reacție.

Alimentatorul colectorului de zgură trebuie să facă unghi drept cu alimentatorul camerei de reacție iar temperatura de turnare a fonteii trebuie să fie de minimum 1.400<sup>0</sup>C.

### Retea de modificare-turnare cu cameră de reacție și diverse particularități - fig. 59



**Figura 59. 1 – proces de turnare; 2 – planul de separație; 3 – alimentatorul camerei de reacție; 4 – alimentatorul cavității formei; 5 – camera de reacție; 6 –colector de zgură; 7 – modificador; 8 – maselotă închisă.**

Randamentul de asimilare a modificadorului ajunge până la 80%.

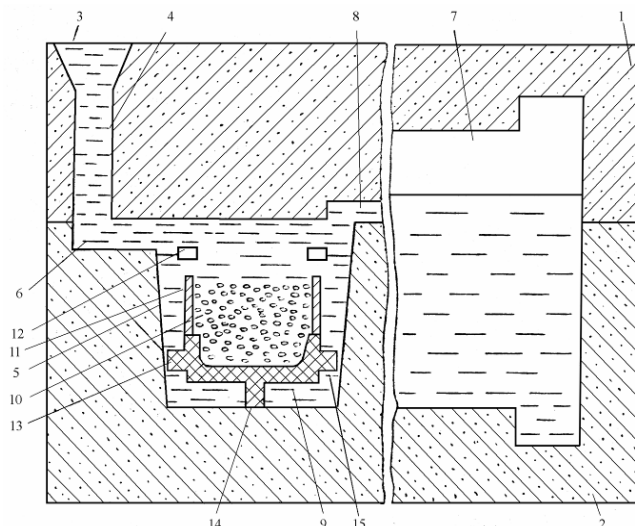
Între camera de reacție și alimentatorul cavității formei se pot intercala o cameră de omogenizare – lângă camera de reacție – și un filtru ceramic – după camera de omogenizare.

Camera de reacție poate fi amplasată și la baza piciorului de turnare, după care se amplasează filtrul ceramic.

Această tehnică de modificare determină obținerea unei proporții mai mari de ferită în matricea metalică, micșorarea dimensiunilor nodulelor de grafit, creșterea cantității de grafit,

reducerea la minimum a riscului de albire al fontei etc.

**Formă de modificare-turnare cu modificatorul împachetat într-un miez în camera de reacție –fig. 60**

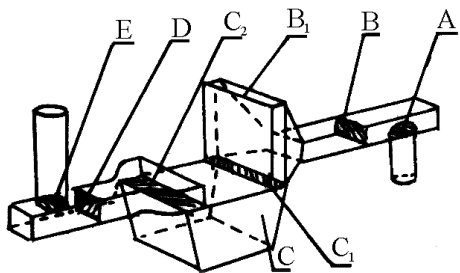


**Figura 60. 1 – semiformă superioară; 2 – semiformă inferioară; 3 – pâlnie de turnare; 4 – picior de turnare; 5 – cameră de reacție; 6 – alimentatorul camerei de reacție; 7 – cavitatea formei; 8 – alimentatorul cavității formei; 9 – miez; 10 – modificador; 11 – cilindru de metal; 12 – limitatoare ceramice; 13, 14, 15 – proeminențe ale miezului 9.**

Modificatorul pe bază de magneziu este introdus – ambalat – într-un miez care este prevăzut la partea superioară cu un cilindru metalic, cilindru care, în timpul turnării, se dizolvă în metalul lichid.

Limitatoarele 12 (șamotă, grafit etc.) împiedică blocarea accesului fontei înspre alimentatorul cavității formei.

**Rețea de turnare cu doi colectori de zgură – fig. 60**



**Figura 61. E – picior de turnare;  
D – alimentatorul camerei de reacție;  
C<sub>2</sub> – secțiunea de atac a camerei de reacție;  
C – camera de reacție;  
C<sub>1</sub> – secțiunea canalului de refulare din camera de reacție; B<sub>1</sub> și B – colectori de zgură; A – alimentatorul cavității formei.**

Într-o variantă există relațiile următoare:  $B = 1,1 A$ ;  $C = A + 1,2A$ ;  $E = D = C_2 = A + 1,3A$ .

Viteza de dizolvare a modificadorului variază în intervalul  $0,005 \dots 0,007 \text{ kg/s}\cdot\text{cm}^2$ , o valoare foarte bună obținându-se cu modificadorul ce conține 12% Si, 20% Mg și 68% Cu.

Firma Dalton Foundries folosește modificadorul ce conține Si=72%, Al = 1,2...1,6%, Ca = 0,08...0,30%, Mg = 4,0...4,5% și Fe = restul, în amestec cu un liant, sub formă de tablete tronconice cu masa de 20...150 g, utilizându-se viteze mari de turnare a fontei – se obțin piese cu mase de 10...20 kg.

Colectorul  $B_1$  este dezvoltat mult pe verticală, ceea ce asigură o reținere avansată a zgurei.

### **Formă cu camere de reacție multiple obținute cu miezuri – fig.62**

În figura 62 se prezintă forma cu camere de reacție multiple obținute cu miezuri.

După realizarea semiformelor (3) și (5), se montează miezul inferior (13) și apoi miezul superior (25).

Ulterior, se introduce modificadorul (8) prin orificiul (9) și inoculantul (15) prin orificiul (24).

Se assemblează semiformele în vederea turnării fontei.

Se toarnă fonta prin pâlnia de turnare (1), fontă care ajunge în camera de reacție a modificadorului nodulizant și unde intră în contact cu modificadorul.

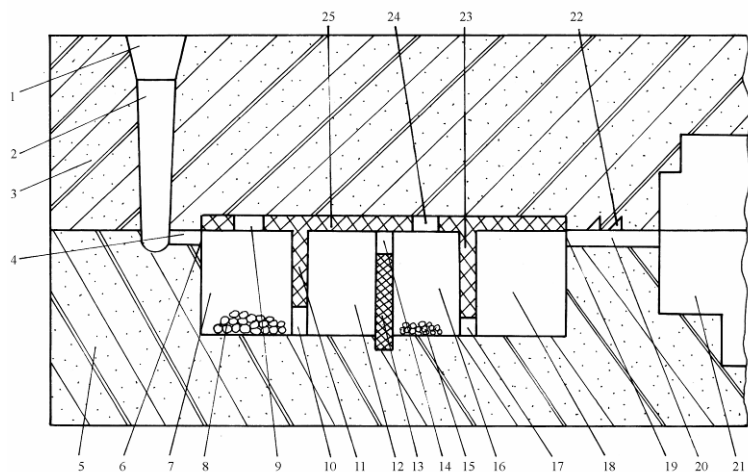
Modificadorul (8), în timpul turnării, va pluti în camera de reacție (7) din cauză că are masa specifică mai mică decât masa specifică a fontei în stare de agregare lichidă.

Deoarece modificadorul (8) plutește, înseamnă că fonta ce provine din canalul de alimentare (4) intră întâi în contact cu modificadorul – se modifică – și apoi trece mai departe, spre partea inferioară a camerei de reacție (7), spre orificiul sifon (10).

Prezența modificadorului la partea superioară a camerei de reacție (7) generează situația ca produșii cauzati de modificador – de elementele chimice componente ale modificadorului – să rămână la partea superioară a camerei de reacție (7). Majoritatea produșilor rezultați în urma interacțiunilor chimice au masa specifică mai mică decât masa specifică a fontei lichide.

Fonta lichidă antrenează, după contactul cu modificadorul, microbule de modificador și compuși chimici rezultați în urma interacțiunii elementelor chimice din modificador cu elemente chimice din topitura metalică, în cazul în care temperatura de fierbere a modificadorului este mai mică decât temperatura fontei lichide.





**Fig. 62. Forma cu camere de reacție multiple obținute cu miezuri: 1 – pâlnie de turnare; 2 – picior de turnare; 3 – semiformă superioară; 4 – canal de alimentare al camerei modificadorului nodulizant; 5 – semiformă inferioară; 6 – orificiul de joncțiune cu camera de reacție a modificadorului nodulizant; 7 – camera de reacție a modificadorului nodulizant; 8 – modificador nodulizant; 9 – orificiu pentru introducerea modificadorului nodulizant; 10 – orificiu sifon de joncțiune cu camera de omogenizare I; 11 – perete; 12 – cameră de omogenizare I; 13 – miez inferior; 14 – orificiu de joncțiune cu camera de reacție a inoculantului; 15 – inoculant; 16 – cameră de reacție a inoculantului și de reținere a zgurii; 17 – orificiul sifon de joncțiune cu camera de omogenizare II; 18 – camera de omogenizare; 19 – orificiu de joncțiune cu alimentatorul cavității formei; 20 – alimentatorul cavității formei; 21 – cavitatea formei; 22 – colectori de zgură gravitaționali; 23 – perete II; 24 – orificiu pentru introducerea inoculantului; 25 – miez superior.**

Pentru această tehnică de modificare se preferă ca modificadorul să aibă temperatura de fierbere mai mică decât temperatura fontei lichide din timpul turnării – din rețeaua de turnare în timpul turnării.

Bulele de modificador de dimensiuni mari se vor evacua pe calea de minimă rezistență, adică prin canalul de alimentare a camerei de reacție (4), piciorul de turnare (2) și pâlnia de turnare (1). Prin urmare, la suprafața topiturii din pâlnia de turnare, vaporii de modificador, dacă au în compoziție elemente chimice cu afinitatea chimică față de oxigen mare sau foarte mare, se vor oxida – vor arde. Dacă modificadorul conține magneziu, vaporii de modificador conțin particulele elementelor chimice componente în stare de mișcare haotică, ceea ce înseamnă o suprafață mare de contact între reactanți, adică între particulele de magneziu și particulele de oxigen.

Magneziul ca atare, în stare gazoasă, are o tensiune de vapori foarte mare, cu atât mai mare, cu cât temperatura este mai mare – cu cât temperatura este mai mare, cu atât tensiunea de vapori este mai mare deoarece dependența tensiune de vapori-temperatură este exponențială.

Deoarece fonta care se toarnă are temperatura mare, condiție impusă de procesul de modificare – condiție obligatorie –, prin excelență, tensiunea de vapori a modificadorului pe bază de magneziu va fi mare.

Cu cât conținutul de magneziu din modificator este mai mare, cu atât tensiunea de vapori a vaporilor de modificator este mai mare, posibilitatea ca să rezulte bule de modificator de dimensiuni mai mari este mai mare iar posibilitatea ca o cantitate mai mare de bule de modificator să ajungă în zona de deasupra topiturii metalice din pâlnia de turnare este mai mare.

Procesul de oxidare a particulelor de magneziu din vaporii de modificator cu oxigenul din mediul ambiant este însoțit de un fenomen de luminiscentă puternică.

Apariția luminiscentei în zona suprafeței pâlniei de turnare nu trebuie să constituie motiv de îngrijorare, cu atât mai mult nu trebuie să se ia măsuri suplimentare dacă se vor observa și împrôșcări cu stropi de metal lichid – împrôșcările sunt semnificative dacă proporția de magneziu din modificator este de maximum 8% dar devin alarmante dacă proporția de magneziu din modificator este mai mare de 10%. Dacă forma este de dimensiuni mici iar conținutul de magneziu din modificator este mult mai mare decât 10%, există riscul deteriorării formei.

Interacțiunea magneziului cu oxigenul din aer înseamnă rezultarea de MgO sub formă de fulgi, această interacțiune fiind de regulă însoțită și de alte procese ce generează gaze. Asemenea interacțiuni ar dispărea dacă modificarea în formă s-ar efectua într-o formă vidată.

Dacă proporția de magneziu din modificator este mică, este posibil ca fenomenul de luminiscentă să nu apară în zona suprafeței pâlniei de turnare, această situație însemnând că bulele de magneziu au fost antrenate de curentul de metal lichid și au deservit modificării.

Deoarece în fonta lichidă ce este supusă modificării se află și elemente chimice care au afinitate chimică mare față de unele elemente chimice din modificator, interacțiunea chimică este inevitabilă, rezultând compuși chimici simpli sau complecși care nu ar trebui să fie antrenați în cavitatea formei deoarece afectează caracteristicile fizico-mecanice ale pieselor obținute.

Elementele chimice cele mai periculoase din fonta lichidă sunt oxigenul și sulful care au și afinitate chimică foarte mare față de magneziu, dar și față de calciu, ceriu, natriu și alte elemente chimice modificatoare. De aceea, fonta care se modifică în formă trebuie cu atât mai mult să fie desulfurată și dezoxidată în mod corespunzător. În plus, în formă, condițiile de reținere în rețeaua de turnare a incluziunilor nemetalice sunt foarte dificile, dacă nu imposibile. Incluziunile nemetalice endogene au nevoie de timp ca să se separe la suprafața băii metalice, condiții care, practic, sunt asigurate doar în oala de turnare. În general, rețeaua de turnare este concepută ca metalul lichid să o parcurgă într-un timp minim deoarece constituie sursă de scădere a temperaturii metalului lichid – pentru piesele de dimensiuni mici și cu pereți subțiri, acest aspect trebuie să strea în mod deosebit în atenție.

Într-o fontă lichidă, deoarece de regulă nu se aplică operația de dezoxidare, conținutul de oxigen este inevitabil, sub formă de FeO, în principal. De aceea, în camera de reacție, dar și în compartimentele posterioare camerei de reacție, interacțiunea FeO-Mg, cel puțin, este inevitabilă,

ceea ce înseamnă că MgO trebuie avut în vedere că se formează chiar și în cavitatea formei –toate procesele de oxidare clasice (mai puțin oxidarea carbonului la CO, a aluminiului la Al<sub>2</sub>O și siliciului la SiO) sunt accelerate de scăderea temperaturii.

Prezența orificiului sifon (10) este foarte importantă pentru camera de reacție (7) deoarece diminuează fenomenul de antrenare a incluziunilor nemetalice endogene înspre cavitatea formei – același lucru este cu atât mai mult valabil pentru incluziunile nemetalice exogene (zgură).

Această tehnică de modificare a fontei se pretează și pentru modificatori care în condițiile temperaturii de modificare a fontei sunt în stare lichidă. În acest caz, modificatorii se transformă în picături care au aceeași tendință ca și bulele de modificador. Din punctul de vedere al reactivității chimice, picăturile de modificador trebuie considerate ca și bulele de modificador, sub toate aspectele, deoarece într-o picătură de modificador, particulele elementelor chimice componente se mișcă în mod haotic la temperaturi mari, așa cum sunt temperaturile de modificare pentru fontă. Picăturile mici de modificador vor fi antrenate de curentul de metal lichid în cavitatea formei unde își va exercita rolul de modificador propriu-zis. De aceea, se apreciază că interacțiunile chimice sunt posibile și în cavitatea formei, ceea ce impune cu atât mai mult măsuri tehnologice, cum ar fi adaosurile tehnologice (adaos de prelucrare mecanică, maselote etc.).

Tehnica de modificare din figura 62 se pretează și pentru modificatori care în condițiile temperaturii de modificare a fontei sunt în stare solidă. Deoarece modificadorul, oricum, va pluti în camera de reacție (7), va interacționa cu fonta ce provine din canalul de alimentare (4), rezultând compuși chimici ce vor fi antrenați de curentul de metal lichid în cavitatea formei unde își va exercita rolul de modificador ca atare.

Fonta modificată în camera de reacție (7) – conținând bule, picături sau compuși chimici, de modificador – trece în camera de omogenizare (12) unde se realizează o cvasiomogenizare chimico-termică, mai precis o distribuire uniformă a modificadorului în topitura metalică.

Camera de omogenizare (12) poate să aibă și rolul de cameră de reacție, având în vedere că, inițial, frontul de metal lichid antrenează și modificador prin orificiul (10) în camera (12).

În camera de omogenizare (12) se poate introduce și modificador nodulizant, caz în care modificadorul se introduce în camera (12) în curs de conturare după ce s-a montat miezul inferior (13). Modificarea fontei în două trepte face să crească efectul de modificare sau, după caz, să se micșoreze consumul de modificador.

Dacă modificarea se face în două trepte, inițial, o parte din modificador va fi antrenat în camera de reacție a inoculantului (16) unde va acționa în paralel cu inoculantul, fără să genereze vreo problemă.

Se poate noduliza chiar și o fontă cenușie obișnuită dacă prima treaptă de modificare este asigurată de FeCe iar treapta a doua de modificare este asigurată de un feroaliaj ce conține Si, Mg, Ca.

În timpul turnării, camerele (7), (12), (16) și (18) sunt pline cu metal lichid, ceea ce exclude, prezența masivă a oxigenului din aer, dar oxigen care poate proveni dintre granulele amestecului de formare, situație reală care creează condițiile de rezultare de oxizi – incluziuni nemetalice exogene. Modificarea într-o formă vidată ar elimina acest inconvenient, inconvenient care se manifestă prin antrenarea incluziunilor nemetalice exogene în cavitatea formei, adică în piesă. O asemenea situație justifică cu atât mai mult prevederea alimentatorului cavității formei (20) cu colectori de zgură gravitaționali (22).

Fonta modificată și relativ omogenizată trece prin orificiul (14) în camera de reacție a inoculantului și de reținere a zgurii (16).

Și interacțiunea cu inoculantul este de natură chimică și trebuie să determine obținerea de compuși chimici ce să constituie germeni de grafitizare – să determine eliminarea riscului de separare, la solidificare a cementitei libere în structura metalografică. O asemenea reacție chimică trebuie să se desfășoare uniform, ceea ce impune și o omogenizare chimică.

Deoarece comunicarea camerei de reacție (16) cu următoarea cameră se face prin sifon – prin orificiu sifon –, înseamnă că, în momentul accederii fontei lichide în camera de reacție (16) va avea loc contactul fontă-inoculant, inoculantul având masa specifică mai mică decât cea a fontei lichide. Așadar, curentul de fontă care coboară în camera de reacție (16) a interacționat chimic cu inoculantul în partea superioară a respectivei camere de reacție.

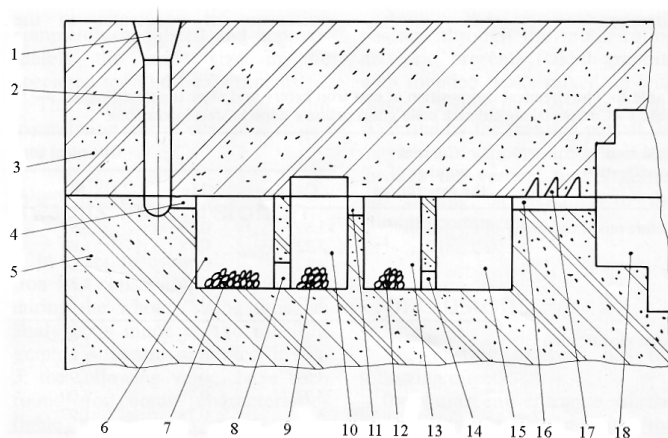
Cu scopul omogenizării, în special, chimice, rețeaua de turnare a mai fost prevăzută cu o cameră de omogenizare, în care accesul fontei modificate se face prin orificiul sifon (17).

Se precizează că o parte din incluziunile nemetalice endogene, dar și exogene, sunt reținute în camera de reacție (16) datorită evacuării prin canal sifon din această cameră de reacție.

După camera de omogenizare (18), fonta modificată ajunge în cavitatea formei (21) prin intermediul alimentatorului cavității formei (20).

De-a lungul alimentatorului cavității formei (20) se află, la partea lui superioară, colectori de zgură gravitaționali (22).

### Formă cu camere de reacție multiple – fig. 63



**Fig. 63. Schema formei cu camere de reacție multiple: 1 – pâlnie de turnare; 2 – picior de turnare; 3 – semiforma superioară; 4 – alimentatorul camerei de reacție I; 5 – semiforma inferioară; 6 – camera de reacție I; 7 – modificador; 8 – alimentatorul sifon al camerei de reacție II; 10 – camera de reacție II; 11 – alimentatorul camerei de inoculare; 12 – inoculant; 13 – camera inoculantului; 14 – alimentatorul camerei de omogenizare; 15 – camera de omogenizare; 16 – alimentatorul cavității formei; 17 – colectori de zgură gravitaționali; 18 –cavitatea formei.**

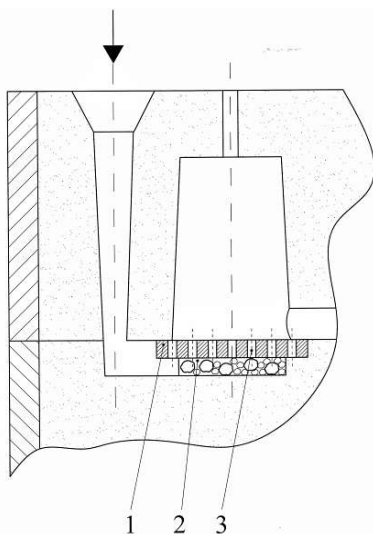
Principiul funcționării este cel al tehnicii de modificare anterioare.

### **Formă culocașul modificadorului și cu grilă și camera de reacție – fig. 64**

În figura 64 se prezintă un detaliu al formei ce reprezintă locașul modificadorului cu grila și camera de reacție.

Forma este prevăzută cu un locaș al modificadorului (2) amplasat în semiforma inferioară și o grilă ceramică (1), amplasată, de asemenea, în semiforma inferioară.

Alimentatorul camerei de reacție este amplasat în semiforma inferioară și, conform acestei tehnici de modificare, alimentează locașul modificadorului.



**Fig.64. Detaliu al formei cu cameră de reacție prevăzută la partea inferioară cu locaș al modificadorului și grilă: 1 – grilă; 2 – locașul modificadorului; 3 – orificiile grilei.**

Alimentatorul camerei de reacție face joncțiunea cu locașul modificadorului (2) în mod tangențial.

Fonta lichidă ajunge în locașul modificadorului unde intră în contact cu modificadorul.

Modificatorul trebuie să aibă temperatura de fierbere (după caz, temperatura maximă a intervalului de fierbere) mai mică decât temperatura de turnare a fontei.

Bulele de modificator ce iau naștere împreună cu fonta vor avea o traiectorie ascensională, trecând prin orificiile (3) ale grilei ceramice (1).

Camera de reacție poate avea secțiunea dreptunghiulară, pătratică sau circulară – de exemplu – o cameră de reacție cubică, având raportul dintre înălțimea orificiului de refulare a fontei modificate și latura cubului de 0,1...0,6, conform.

**Formă cu obturator pentru alimentatorul cavității formeii, cu grilă, locaș al modificatorului și alimentator dublu – al camerei de reacție și al locașului modificatorului – fig. 65**

Principiul de modificare este cel al tehnicii anterioare.

În figura 65 se prezintă un detaliu al formeii, conținând locașul modificatorului (2), grila ceramică (1), orificiile grilei ceramice (3), modificatorul (4) și alimentatorul dublu al camerei de reacție și al locașului modificatorului.

Fonta pătrunde prin intermediul alimentatorului (5), la început, în locașul modificatorului (2) unde intră în contact direct cu modificatorul (4).

Modificatorul (4) trebuie să fie în stare gazoasă la temperatura de turnare a fontei.

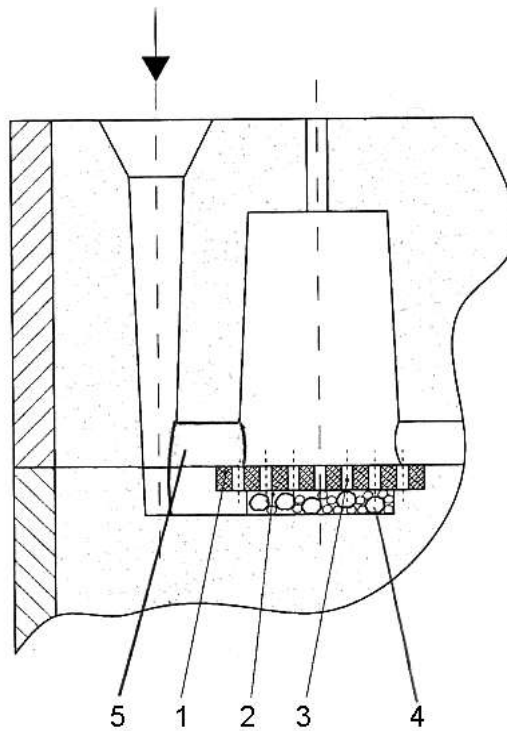
Gradul de ocupare al locașului modificatorului trebuie să fie de circa 75% iar orificiile din grila ceramică trebuie să aibă diametrul de minimum 10 mm, în acest fel riscul de sinterizare al modificatorului fiind eliminat.

După umplerea spațiilor din locașul modificatorului (2) și în paralel cu umplerea respectivă, începe procesul de fierbere al modificatorului, ceea ce înseamnă apariția bulelor de modificator.

După umplerea cu fontă lichidă a locașului modificatorului, urmează umplerea orificiilor (3) din grila ceramică și apoi alimentarea cu fontă a camerei de reacție.

În timp ce nivelul fontei crește în camera de reacție bulele de modificator se elimină încontinuu prin orificiile din grila ceramică, ceea ce înseamnă o modificare uniformă a întregii cantități de fontă din camera de reacție.

Mărimea bucăților de modificator și compoziția chimică a acestuia se adoptă în așa fel încât umplerea camerei de reacție să se realizeze înaintea consumării modificatorului – trebuie să se ia în



**Fig. 65. Detaliu al formei prevăzută cu un alimentator dublu al camerei de reacție și al locașului modificadorului.**

„calcul” și mărirea secțiunii transversale a alimentatorului dublu, alimentator dublu (5) care trebuie să aibă o secțiune transversală în semiforma superioară mai mare decât în semiforma inferioară, în așa fel încât umplerea camerei de reacție să se facă într-un timp mai mic. Se subînțelege că și piciorul de turnare trebuie să fie dimensionat în mod corespunzător.

**Formă cu grilă sub camera de reacție și cu locaș al modificadorului – fig. 66**

În figura 66 se prezintă schema rețelei de modificare-turnare.

De-a lungul rețelei de turnare, în semiforma inferioară, se află o cameră de reacție (d) iar sub ea se află locașul modificadorului (e), între camera de reacție și locaș interpunându-se o grilă ceramică (4) ce are orificiile de minimum 10 mm – grila ceramică este fixată în amestecul de formare cu cuie de turnătorie (5).

Fonta nemodificată ajunge în camera de reacție (d) prin intermediul pâlniei de turnare (a), piciorului de turnare (b) și alimentatorului (c).

O dată ajunsă fonta lichidă în camera de reacție (d), ea pătrunde prin orificiile din grila ceramică (3) montată ca în figura 66 și ajunge în locașul modificadorului (e) în care gradul de ocupare cu modificadorul (3) este de maximum 75%, intră în contact cu modificadorul care trebuie să se transforme în bule și să se evacueze din locaș prin orificiile din grilă în topitura metalică din

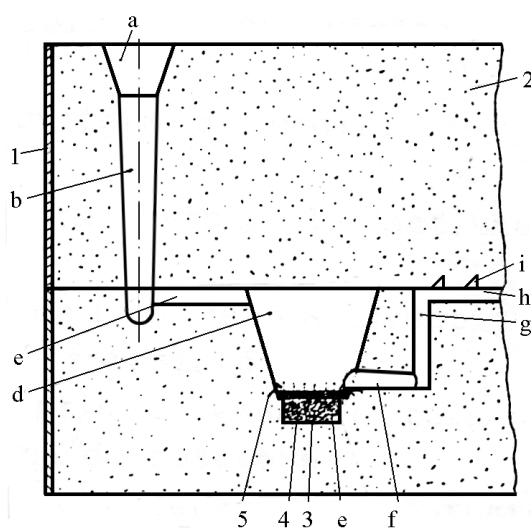
camera de reacție modificând-o.

Este preferabil ca la joncțiunea dintre camera de reacție și canalul de refulare (f) să existe o plăcuță metalică ce să se topească sau să se dizolve în fontă după ce camera de reacție s-a umplut cu fontă.

Fonta modificată ajunge în cavitatea formei prin intermediul canalelor (f), (g) și (h), după ce zgura a fost reținută de colectori de zgură gravitaționali.

Deoarece canalul (f) este de tip sifon, în mare parte zgura – incluziunile nemetalice endogene și exogene – se va separa la suprafața topiturii metalice din camera de reacție.

Mărimea granulației și compoziția chimică a modificatorului se adoptă în așa fel încât modificatorul să se epuizeze cu puțin timp înainte de umplerea cavității formei.



**Fig.66. Schema rețelei de modificare-turnare cu grilă și locaș al modificatorului sub camera de reacție: 1 – ramă de formare; 2 – amestec de formare; 3 – modificator; 4 – grilă ceramică; 5 – cuie de turnătorie; 6 – grilă ceramică; a – pâlnie de turnare; b – picior de turnare; c – alimentatorul camerei de reacție; d – camera de reacție; e – locașul modificatorului; f – canal de refulare; g – canal vertical; h – alimentatorul cavității formei; i – colectori de zgură gravitaționali.**



## **Bibliografie la paragraful 5**

- [1]. Cojocaru-Filipiuc, V. Tehnici de modificare a fontei în vederea obținerii grafitului nodular. Iași. Editura Universitas XXI, 2009;
- [2]. Sofroni, L. și Ștefănescu, D.M. Fonte modificate cu proprietăți speciale. București. Editura Tehnică.1971;
- [3]. Cojocaru-Filipiuc, V. Procedeu de elaborare a fontei cu grafit nodular. Brevet România, nr. 93691, 1987;
- [4]. Cojocaru-Filipiuc, V. Contribuții privind îmbunătățirea tehnologiei de obținere a fontei modificate cu grafit nodular. Iași Teză de doctorat.1988;
- [5]. Cojocaru-Filipiuc, V. Aspecte ale modificării fontei în formă, în condiții de vid – tehnologii ecologice. Suceava Editura Universității Suceava. 2007. Tehnologii și produse în construcția de mașini – Tehnomus XIV;
- [6]. Sofroni, L. Elaborarea și turnarea aliajelor – fonte, oțeluri, aliaje neferoase. București. Editura Didactică și Pedagogică, 1975;
- [7]. Cojocaru-Filipiuc, V. Obtainment of nodular graphite cast iron by an in-mould modification technology. Milano. La Metallurgia italiana. Nr. 4. 1995. p.241...244;
- [8]. Cojocaru-Filipiuc, V., Barbu, G. și Carcea, I. Rețea de turnare. Brevet România. Nr. 108.156 B1.1994;
- [9]. Cojocaru-Filipiuc, V. Az öntöttvas gömbösítő kezelése módosított beömlőrendszerben. Budapesta, Kohászat. nr. 5-6, 1997. p. 183...184.
- [10]. Cojocaru-Filipiuc, V., Barbu, G. și Carcea, I. Rețea de turnare. Brevet România. Nr. 108.156 B1. 1994;
- [11]. Cojocaru-Filipiuc, V. și Oprinca, S. Rețea de turnare. Brevet România. Nr. 107.574 B1. 1993;
- [12]. Cojocaru-Filipiuc, V., Barbu, G., Stanciu, S. și Diaconescu, F. Sistem flexibil de modificare a fontei în formă. București. Revista de Turnătorie. 11-12. p. 9...14. 2006;
- [13]. Cojocaru-Filipiuc, V. Formă de turnare. Brevet România. Nr. 110.793 B. 1996;
- [14]. Ripoșan, I. ș.a. Lamellar and spheroidal graphite cast iron obtained by in mould modification. 43-rd International Foundry Congress, 31, 1976;

## **6. MODIFICAREA FONTEI PRIN INTERMEDIUL UNOR TEHNICI SPECIALE**

În condiții de mărire a presiunii de deasupra băii metalice, crește temperatura de fierbere a magneziului. De exemplu, la o presiune de 8 at temperatura de fierbere a magneziului are valoarea de 1.400<sup>0</sup>C. Așa apare problema comparației temperaturii de fierbere a magneziului cu temperatura de modificare a fontei.

Dacă temperatura fontei lichide este cu mult mai mare decât temperatura de fierbere a magneziului, magneziul se transformă în vapori cu tensiune mare care se evacuează din baia metalică cu viteză mare, având canale preferențiale de evacuare, fonta nemodificându-se uniform.

Dacă temperatura fontei lichide este cu mult mai mică decât temperatura de fierbere a magneziului, magneziul nu se mai transformă în vapori, rămânând în stare lichidă, sub formă de picături, de exemplu, situație în care suprafața de contact modificador-topitură metalică este mică, fonta modificându-se necorespunzător – cu randament de asimilare a modificadorului mic.

În cazul când temperatura de fierbere a magneziului este sensibil egală cu temperatura băii metalice, se obține asimilarea maximă a magneziului – de exemplu, 80%.

Suprapresiunea se obține cu aer comprimat dar și chiar cu vapori de magneziu.

La o presiune în autoclavă de circa 7 at, temperatura de fierbere a magneziului este de circa 1.400<sup>0</sup>C, pentru ca la o presiune de circa 11 at, temperatura de fierbere a magneziului să devină circa 1.450<sup>0</sup>C.

### **Tehnica de modificare T.I.P. - fig. 67**

Inițialele T.I.P. provin de la cuvintele tratament – modificare – turnare.

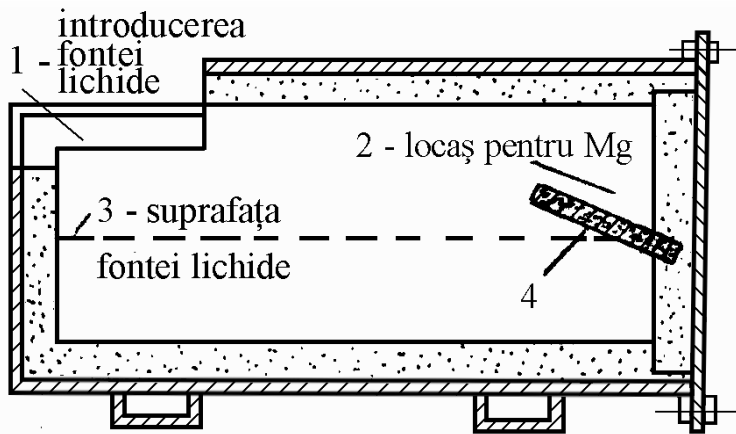
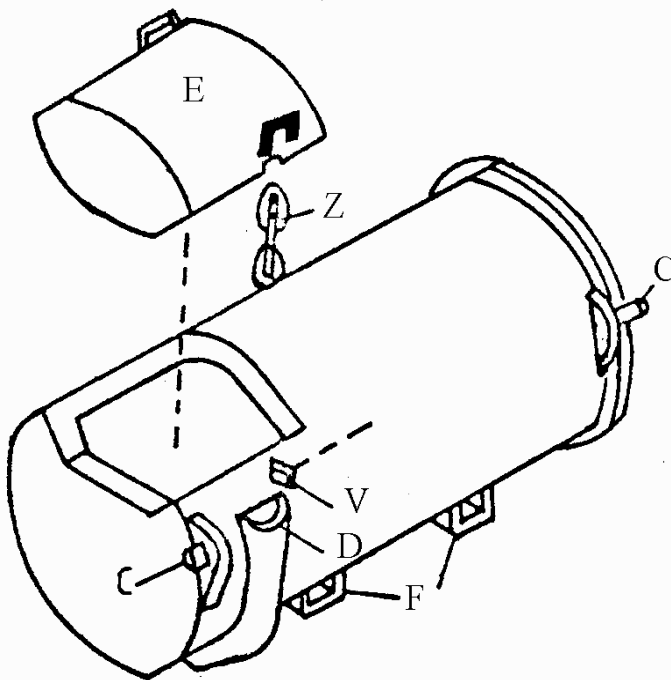


Figura 67. 4 – placă de grafit; D – canal sifon de evacuare; F – caneluri de antrenare.



Oala specială de modificare T.I.P. are un perete frontal detașabil în care, prin intermediul unei plăci de grafit, se realizează un locaș al modificatorului – magneziu.

Pentru modificare, după ce s-a introdus fonta până la un nivel sub cel al plăcii de grafit, se rotește

oala în plan vertical cu 90 grade, fonta venind în contact cu modificatorul.

**Convertizorul Georg-Fischer A.G. – fig. 68**

Capacitatea unui convertizor ajunge până la 6 t, durata de reacție este de 60...10 s iar căptușeala refractară pe bază de  $Al_2O_3$  are o durabilitate medie de 300 tratamente.

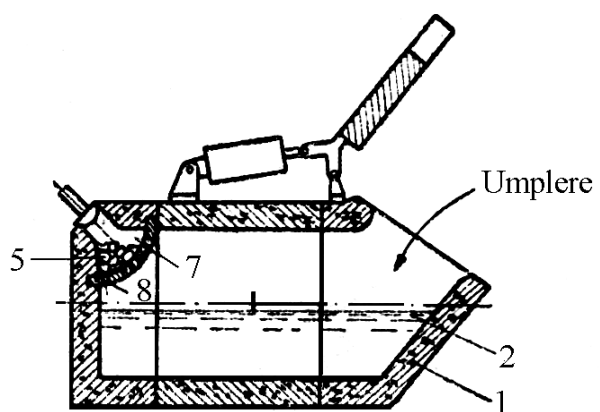
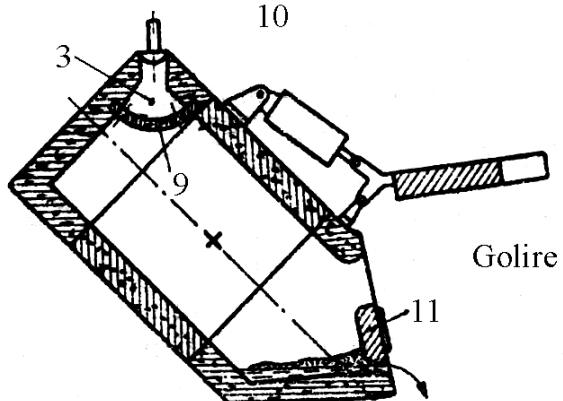
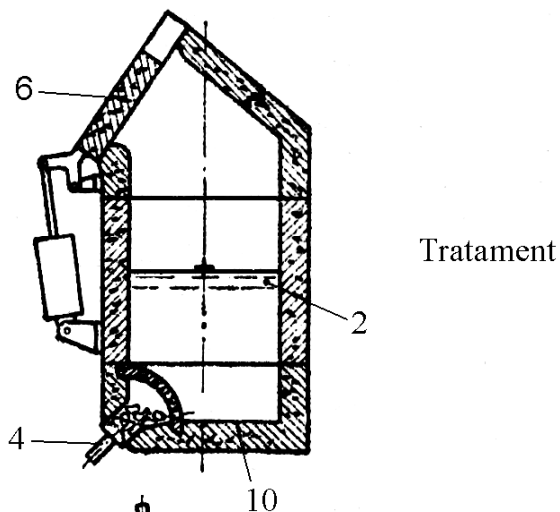
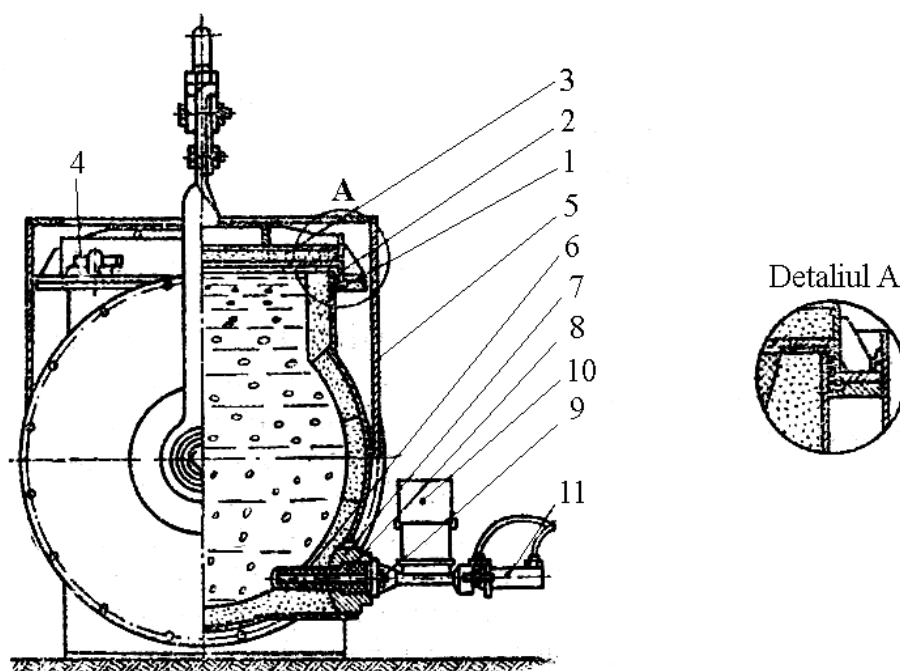


Figura. 68. 1 - oală; 2 - suprafața băii metalice; 3 - camera de reacție; 4 - închizător; 5 - modificatorul - Mg; 6 - capac acționat pneumatic; 7, 8 - orificii în placa de grafit; 9 - grilă de grafit; 10 - fundul oalei; 11 - cărămidă de reținere a zgurii.



**Autoclavă cu tambur care utilizează bare de magneziu – fig. 69**



**Figura 69. 1 – căptușeală; 2 – etanșare; 3 – capac; 4 – pană de închidere; 5 – tablă de protecție; 6 – orificiu de introducere a barelor de Mg; 7 – bușe de oțel; 8 – bușe de grafit; 9 – siguranță; 10 – rezervor de bare de Mg; 11 – alimentator hidraulic.**

Autoclava este închisă etanș, fiind posibilă asigurarea unei suprapresiuni de 2 at deasupra băii metalice.

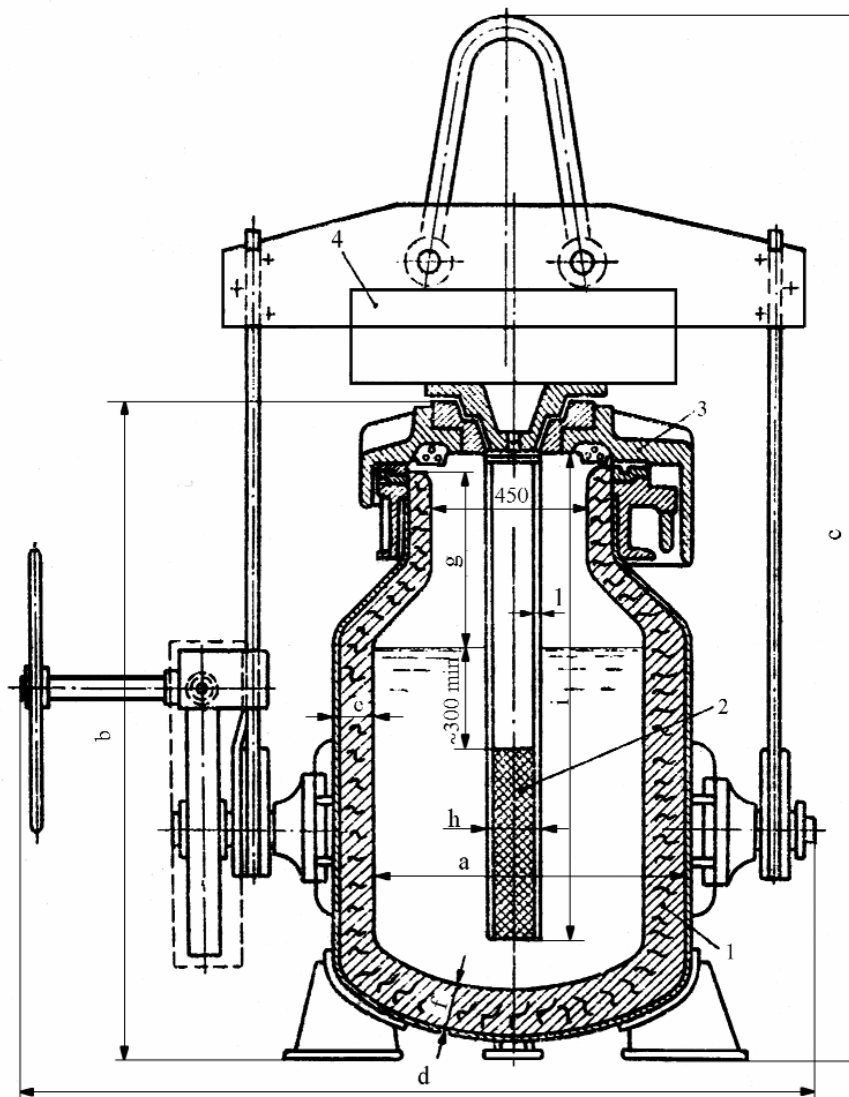
Modificatorul este Mg sub formă de bare cu diametrul de 34 mm și lungimea de 250 mm.

Într-o autoclavă cu capacitatea de 3 t, durata de introducere a unei bare de Mg este de 1...1,5 min.

Randamentul de asimilare este de 60...70%.

Utilizându-se vergele de magneziu, durata de introducere este de 4...10 min.

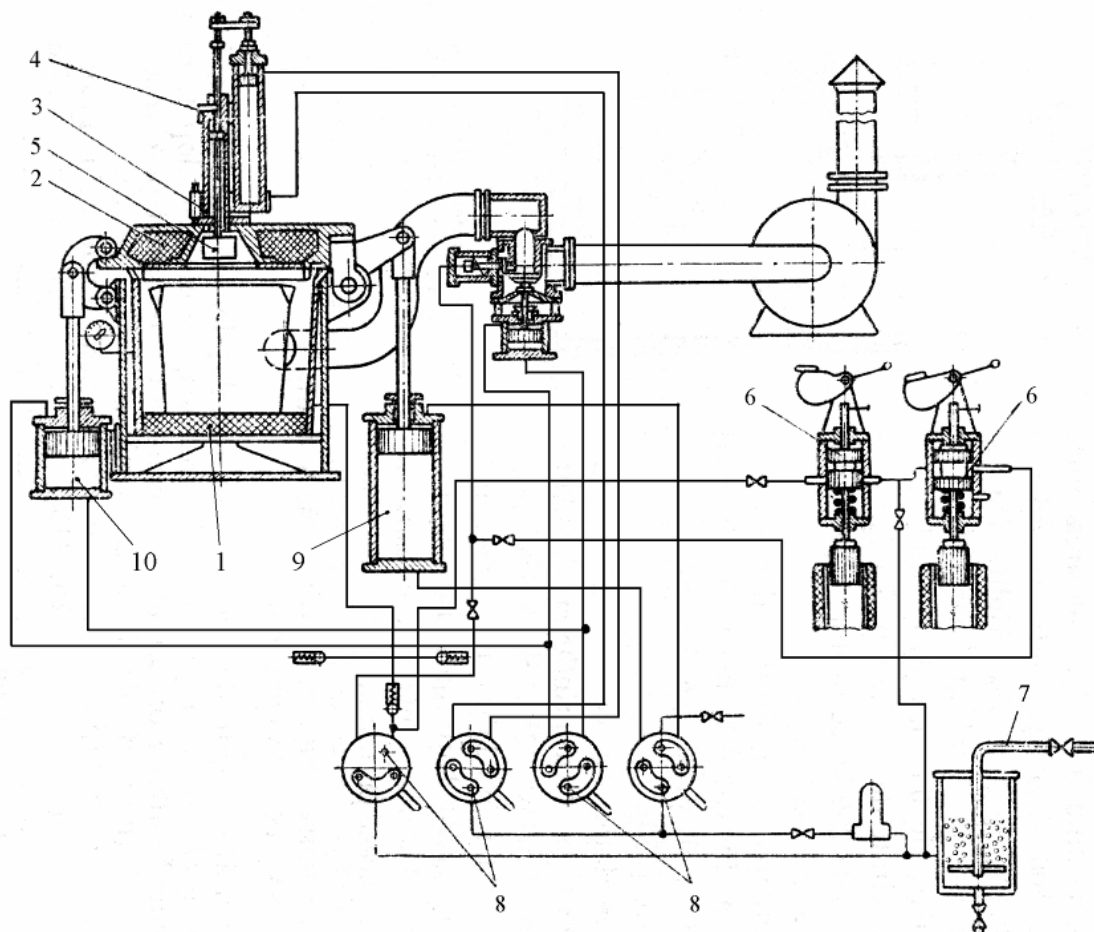
**Oală tambur cu introducerea magneziului sub presiune, fără aer comprimat – fig. 70**



**Figura 70. 1 – corp; 2 – Mg; 3 – capac; 4 – greutate pentru capac.**

Suprapresiunea din oala tambur este asigurată de însăși presiunea exercitată de vaporii de Mg.

**Instalație tip cameră de modificare la suprapresiune obținută cu aer comprimat – fig. 71**

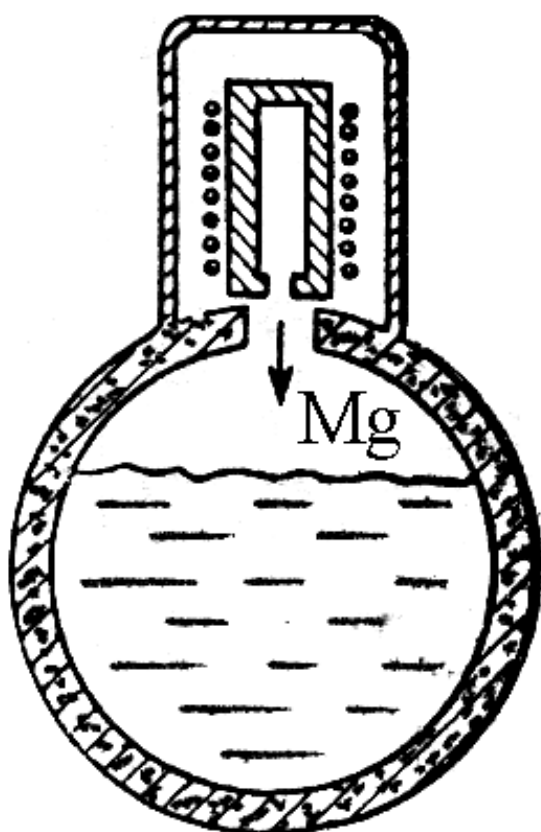


**Figura 71 – autoclavă; 2 – capac; 3 – regulator electromagnetic; 4, 9 și 10 – cilindri pneumatici; 5 – clopot; 6 – supapă electromagnetică; 7 – alimentatoare cu aer comprimat; 8 – supape.**

Se realizează suprapresiune în incinta instalației – în autoclavă – cu aer comprimat după ce s-a introdus oala de modificare-turnare cu fonta propusă a fi modificată.

Modificatorul, amplasat într-un clopot consacrat este coborât și imersat în baia metalică, modificând-o.

Autoclava poate fi prevăzută și cu dispozitiv de agitare, la o presiune de 3,4...4,0 at și un adaos de magneziu de 0,18...0,20%.



**Autoclavă cu vaporizator de magneziu – fig. 72**

**Figura 72.**

Această tehnică de modificare se bazează pe reacția chimică următoare:  $\{Mg\} \rightleftharpoons [Mg]$ .

Constanta de echilibru a acestei reacții chimice este

$K = \frac{a_{Mg}}{p_{Mg}}$ , în care  $K$  reprezintă constanta de echilibru;  $a_{Mg}$  – activitatea termodinamică a magneziului;  $p_{Mg}$  – presiunea parțială a magneziului la echilibru.

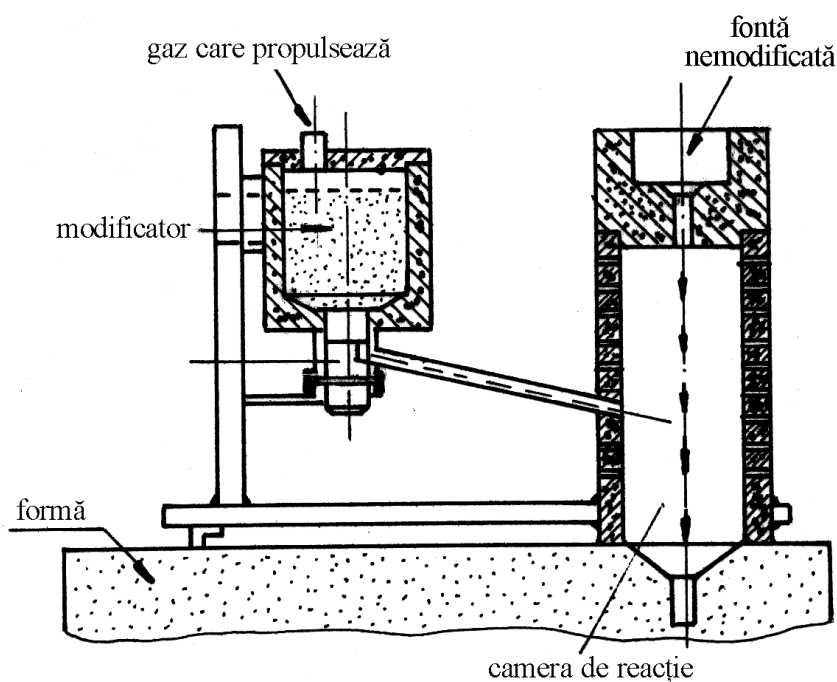
Din relația ce definește constanta de echilibru se explicitează conținutul de magneziu din baia metalică, avându-se în vedere că  $a_{Mg} = f_{Mg} \cdot [\%Mg]$ , în care  $f_{Mg}$  reprezintă coeficientul de activitate termodinamică al magneziului în baia metalică:

$$[\%Mg] = K \frac{p_{\{Mg\}}}{\gamma_{[Mg]}}$$

Relația de mai sus arată că cu cât este mai mare presiunea vaporilor de magneziu deasupra băii metalice, cu atât este mai mare cantitatea de magneziu din baia metalică, în circumstanțele unei temperaturi cât mai mari a băii metalice și ale unei compoziții chimice corespunzătoare a topiturii metalice.

Cu această tehnică de modificare se pot trata 50...100 t de fontă lichidă.

### Camera de reacție mobilă – fig. 73



**Figura 73**

Tratarea fontei cu modificator se realizează în afara formei.

Camera de reacție este mobilă și se poate adapta pentru orice fel de formă – nu mai este nevoie de amenajarea rețelei de turnare pentru modificare.

Această tehnică de modificare se pretează pentru modificatori din sistemul Fe-Si-Mg sau chiar și pentru magneziu pur, mischmetall, silicomischmetall etc.



### Imersarea de bare de magneziu în antecreuzetul cubiloului – fig. 74

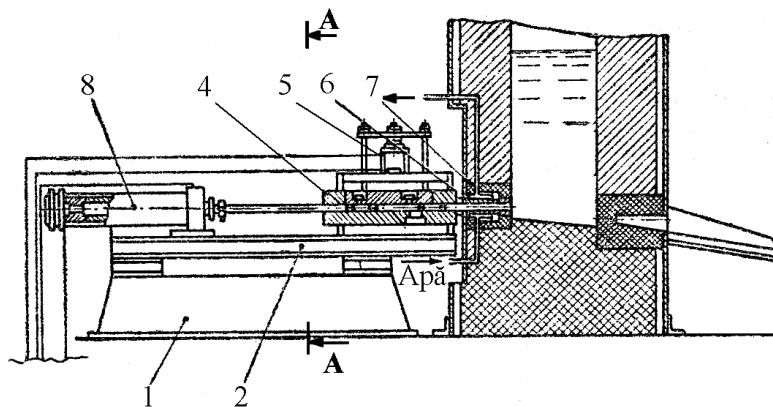
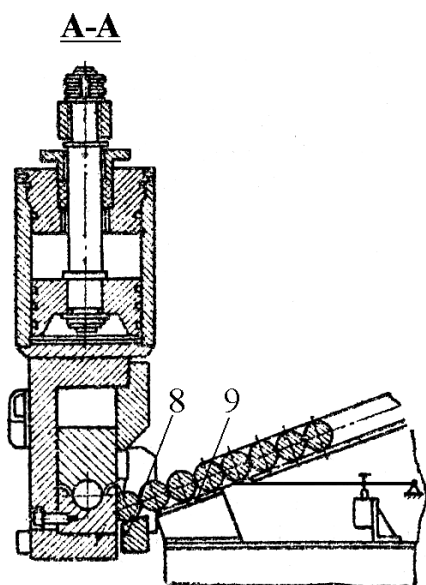
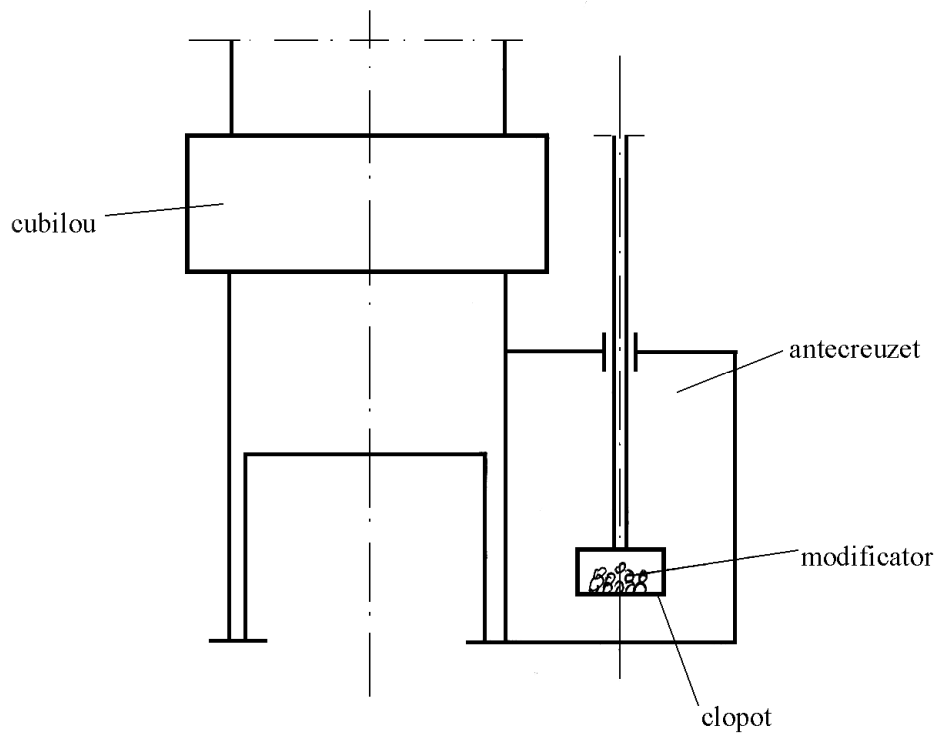


Figura 74. 1 – postament; 2 – ramă suport; 3 – cilindru hidraulic de împingere a barelor de magneziu; 4 – ghidaj; 5 – cilindru hidraulic pentru încărcarea barelor de magneziu; 6 – țevă cu apă de răcire; 7 – tub ceramic; 8 – dispozitiv de ridicat barele de magneziu; 9 – sanie cu bare de Mg.



Dimensiunile barelor de magneziu sunt de ordinul  $\phi 35 \times 250$  mm, adaosul de Mg se situează în intervalul 0,3...0,4%, randamentul de asimilare al magneziului este de 30...40% iar durata de introducere într-un antecreuzet cu capacitatea de 3 t este de 4...8 min.

### Imersarea modificatorului cu clopot în antecreuzetul cubiloului – fig. 75



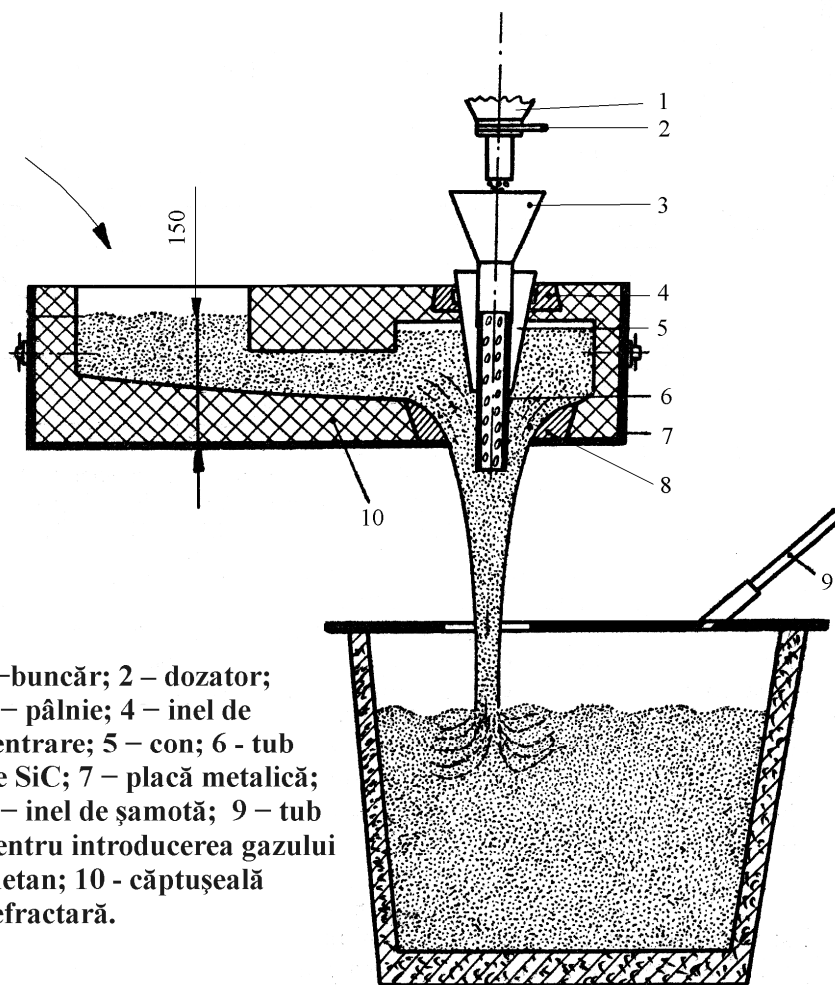
**Figura 75**

Ca modificator se poate utiliza magneziul, dar, și feroalije sau prealiaje.

De exemplu, în cazul unui cubilou cu aer preîncălzit, cu productivitatea de 7 t/h, pentru un antecreuzet cu capacitatea de 3,5 t, s-a realizat modificarea cu 0,25...0,3% magneziu, circumstanțe în care fenomenul de luminiscentă a durat 2...3 min, scăderea de temperatură a fost de 20...30<sup>0</sup>C iar temperatura fontei de 1.370...1.380<sup>0</sup>C.

Randamentul de asimilare a magneziului este de 10...30%.

**Tehnologia T-Nock – fig. 76**



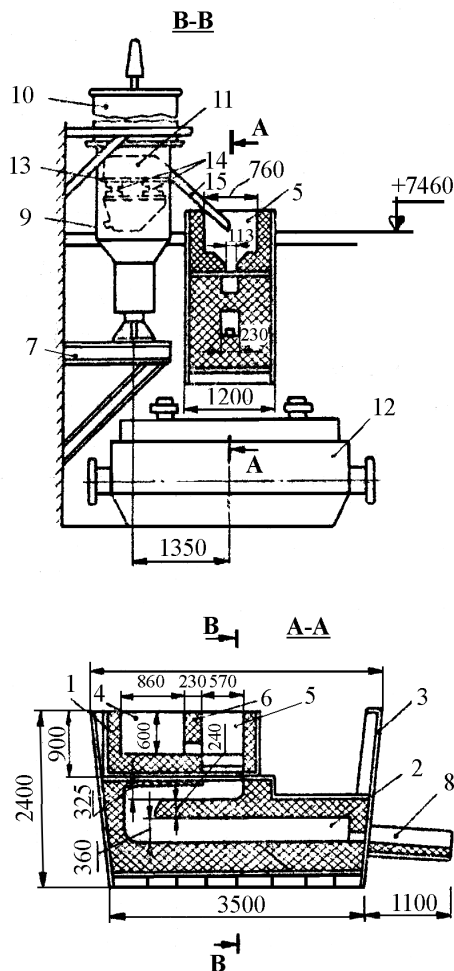
1—buncăr; 2 – dozator;  
3 – pâlnie; 4 – inel de  
centrare; 5 – con; 6 - tub  
de SiC; 7 – placă metalică;  
8 – inel de șamotă; 9 – tub  
pentru introducerea gazului  
metan; 10 - căptușeală  
refractară.

**Figura 76**

Această tehnică are ca țară de proveniență Olanda și constă în aceea că modificatorul este adus în centrul unui jet cilindric.

Acest procedeu se pretează pentru modificarea unor cantități foarte mari de fontă – 2,5...20,0 t, cum ar fi, de exemplu, pentru turnarea lingotierelor.

Gazul metan se insuflă în oala de turnare pentru a asigura o atmosferă reducătoare.



**Instalație de modificare în jet de cantități mari de  
fontă – fig. 77**

**Figura 77. 1 – contactor; 2 – canal închis; 3 – corp; 4 – cameră; 5 – cameră de amestec; 6 – separator; 7 – suportul dozatorului; 8 – jgheab de evacuare; 9 – dozator; 10 – buncăr de primire; 11 – vibroalimentator; 12 – oală de turnare; 13 – flanșa cântarului; 14 amortizoare; 15 – jgheab de alimentare.**

Se recomandă utilizarea modificadorului din sistemul Fe-Si-Mg cu 4,5...5,0% Mg și 40,0...55,5% Si, cu un consum de 3...3,2% și o granulație de 1...5 mm.

Modificatorul din buncărul dozator și fonta nemodificată se introduc concomitent în contactor, așa încât modificarea se realizează în jgheabul (canalul) închis (2).

Se pot modifica până la 60 t de fontă.

### **Oală de modificare-turnare cu capsulă compartimentată – fig. 78**

În figura 78 se prezintă schița oalei de modificare-turnare cu capsulă compartimentată. Semnificațiile simbolurilor sunt următoarele: 1 – mantaua metalică; 2 – căptușeală refractară; 3 – coloană de susținere; 4 – modul de antrenare; 5 – braț de susținere; 6 – tijă de susținere; 7 – cărămizi tubulare refractare de protecție; 8 – capsulă compartimentată; 9 – modificador; 10 – armături metalice; 11 – capac de protecție; 12 – pârgă de susținere: a – locașul modificadorului; b – distanța dintre peretele vertical al incintei oalei de modificare-turnare și capsulă; c – orificiul capacului de protecție.

În figura 79 se prezintă secțiunea A-A, transversală, prin locașul modificadorului.

Modificarea se realizează într-o oală de turnare cu grad de zveltețe mai mare – de regulă, raportul dintre înălțime și diametrul interior de circa 2.

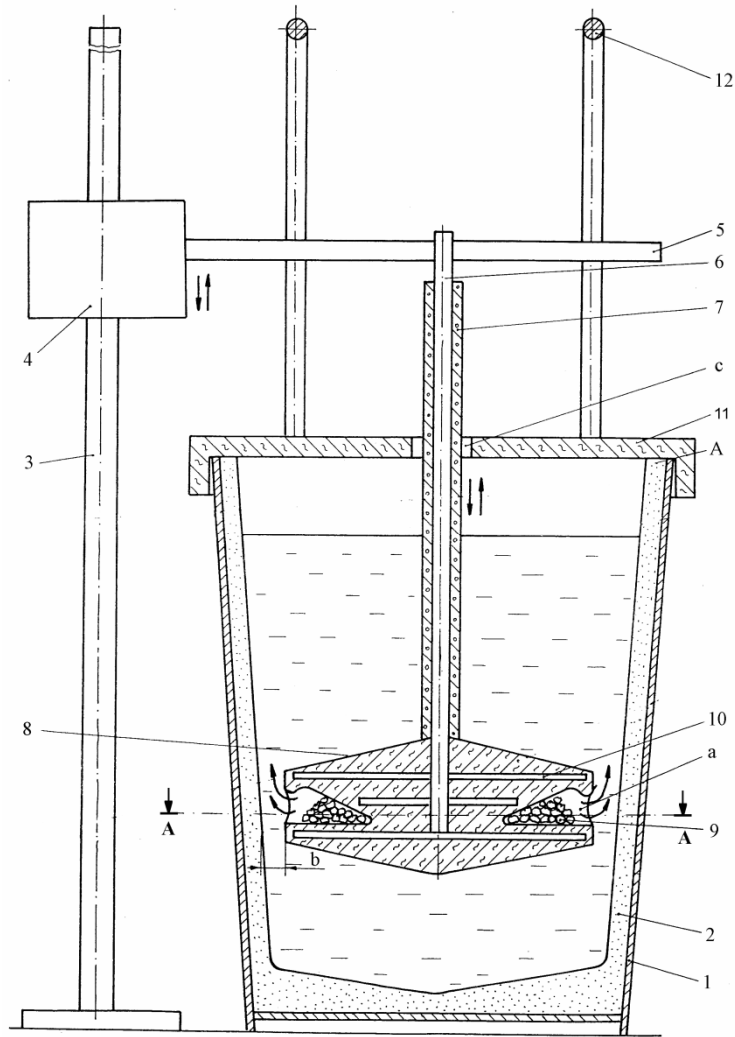
Modificarea se realizează cu un modificador pe bază de magneziu sau, la modul general, cu un modificador ce se află în stare gazoasă la temperatura de modificare a fontei. Se mai face precizarea că tensiunea de vapori a modificadorului trebuie să fie mare la temperatura de modificare a fontei.

Modificatorul în stare granulară se amplasează într-un locaș (a) realizat într-o capsulă ceramică (8), armată (10), capsulă constituită dintr-un beton refractar. Așa cum o arată figura 35, capsula (8) se realizează prin asamblare din două bucăți.

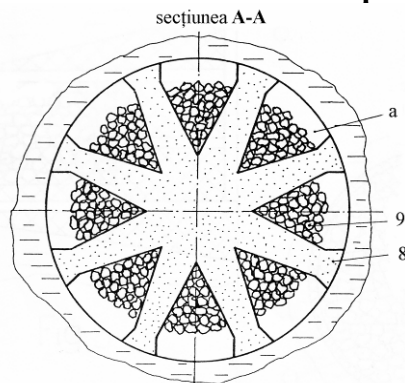
Capsula (8) este rigidizată pe o tijă metalică (6) ce face corp comun cu armătura capsulei (10).

Tija metalică (6) este protejată de niște cărămizi refractare tubulare (7).

Tija metalică pătrunde și prin orificiul (c) din capacul căptușit refractar (11), capacul căptușit refractar prin intermediul pârgă de susținere (12) și tija metalică, prin intermediul unui sistem de cuplare fiind asamblate cu brațul de susținere (5).



**Fig.78. Schița oalei de modificare-turnare cu capsulă compartimentată.**



**Fig. 79. Secțiunea A-A prin locul modificatorului; a – locul modificatorului; 8 – capsula compartimentată; 9 – modificador.**

Brațul de susținere (5) se poate rabate în plan orizontal sau se poate deplasa în plan vertical – în sus și în jos – prin intermediul unui modul de antrenare (4) pe o coloană de susținere (3).

În vederea modificării fontei, se pregătește capsula (8) ca în figurile 35 și 36.

Fonta, pentru modificare, se toarnă din agregatul de elaborare în oala de turnare preîncălzită. Oala de turnare, care capătă și denumirea de oală de modificare-turnare, este transportată la

platforma de turnare în forme. În paralel cu elaborarea fontei se realizează și preîncălzirea capsulei compartimentate, așa încât, în momentul când platforma de turnare în forme dispune turnarea, se realizează imersarea capsulei (8) în baia metalică.

Sistemul capsulă, tijă metalică, capac trebuie să asigure asamblarea capacului (11) cu oala de modificare-turnare înainte ca, în cursa descendentă, capsula să atingă suprafața băii metalice. În acest fel, gazele și produsele în stare solidă ale procesului de modificare nepătrunzând în incinta halelor, respectiv asigurându-se o modificare ecologică.

După ce capsula a pătruns la nivelul la care se află locașul modificadorului (a) în baia metalică, fonta lichidă supraîncălzită pătrunsă în compartimentele locașului modificadorului, determină vaporizarea treptată a modificadorului – transformarea modificadorului în bule.

Bulele de modificador părăsesc compartimentele locașului și se evacuează din baia metalică prin spațiul dintre peretele vertical al oalei de modificare-turnare și capsulă – distanța (b) din figura 35.

Evacuarea bulelor de modificador prin baia metalică se realizează în paralel cu cursa descendentă a capsulei prin baia metalică.

Cursa descendentă a capsulei are loc până la fundul oalei de modificare-turnare ceea ce înseamnă că toată baia metalică – relativ – va trece prin spațiul de lațime (b) dintre peretele vertical al oalei și capsulă.

Raportul dintre cantitatea de fontă lichidă ce se supune modificării și viteza de coborâre a capsulei prin baia metalică se programează în așa fel încât momentul când s-a terminat cursa descendentă a capsulei, să coincidă cu momentul când s-a terminat și procesul de vaporizare al modificadorului. În felul acesta relativ toată baia metalică s-a modificat. Dacă respectiva căptușeală se face profilată în zona fundului, se poate asigura că toată baia metalică să fie modificată.

Expresia „să fie modificată” face referință la fenomenul de parcurgere a băii metalice de către bulele de modificador în așa fel încât bulele mici de modificador să rămână temporar în stare de suspensie în baia metalică, și astfel, să determine separarea grafitului nodular. În același timp, se face referință și la interacțiunea chimică dintre modificador (elementele chimice componente ale acestuia) și unele elemente chimice din componența băii metalice, compuși chimici rezultați – unii dintre aceștia –, aflați în stare de suspensie în baia metalică, determinând germinarea grafitului în jurul lor și creșterea grafitului sub formă de nodule.

Distanța (b) dintre peretele vertical al oalei și capsulă trebuie corelată, prin experiment, cu raportul dintre cantitatea de fontă ce se modifică și viteza de coborâre a capsulei în baia metalică, în așa fel încât randamentul de modificare să fie maxim. În corelația amintită intervine și temperatura de fierbere a modificadorului împreună cu mărimea tensiunii de vapori a vaporilor (bulelor) de modificador.

În timpul cursei descendente a capsulei toată fonta lichidă din oală trece prin spațiul (b) dintre peretele vertical al oalei și capsulă, ceea ce înseamnă că cu cât distanța (b) este mai mică cu atât randamentul este mai mare. Este evident că există o mărime critică minimă a distanței (b) sub care modificarea este compromisă, după cum există și o limită critică maximă, pentru care randamentul de modificare are o valoare necorespunzătoare.

După terminarea cursei descendente, urmează cursa ascendentă a capsulei, adică scoaterea capsulei din baia metalică. În timpul cursei ascendente a capsulei, relativ toată baia metalică va trece din nou prin spațiul de lățime (b) dintre peretele vertical al oalei și capsulei. Altfel spus, baia metalică este în continuă mișcare, atât în timpul cursei descendente cât și în timpul cursei ascendente a capsulei. Astfel, se are de a face cu agitarea băii metalice în timpul modificării.

Agitarea băii metalice în timpul modificării determină o omogenizare chimico-termică a acesteia, omogenizare care poate fi avansată prin programarea a încă a unui ciclu de imersie al capsulei – o imersare și o scoatere din baia metalică.

Configurația locașului modificadorului face ca bulele de modificador să aibă și posibilitatea de scindare.

### **Oală de modificare-turnare cu capsulă necompartimentată – fig. 80**

Principiul de modificare este asemănător tehnicii anterioare.

În figura 80 se prezintă schița oalei de modificare-turnare cu capsulă necompartimentată.

O secțiunea prin locașul modificadorului (d) la nivelul pragului inferior (e) – secțiunea B-B – este prezentată în figura 81.

Particularitatea acestei tehnici de modificare constă în aceea că locașul modificadorului (d) este continuu, necompartimentat și are un prag ce permite încărcarea cu o cantitate mai mare de modificador, eliminându-se riscul cu acesta să cadă din locaș în timpul manevrelor sau chiar la încărcare. În plus, riscul de sinterizare al modificadorului este eliminat.

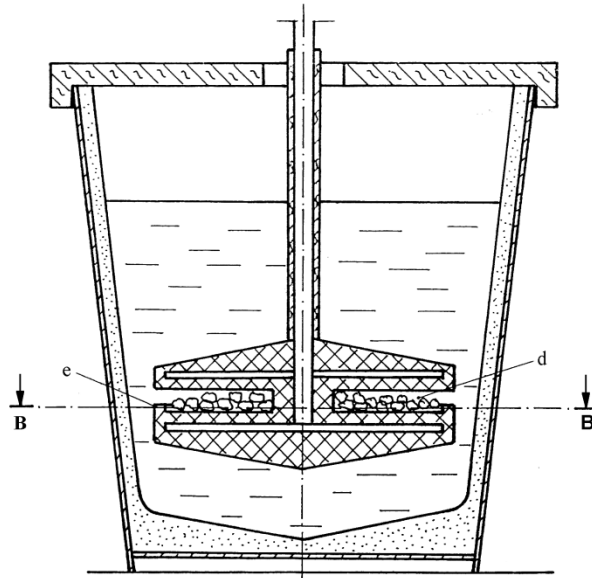
Pentru ca toată fonta din locașul modificadorului să fie eliminată în momentul când capsula este scoasă din baia metalică, pragul inferior (e) este prevăzut cu o fantă (f).

#### **Avantaje:**

- se asigură un raport mai bun volum al capsulei/cantitate de modificador;
- risc mai mic de sinterizare a modificadorului;

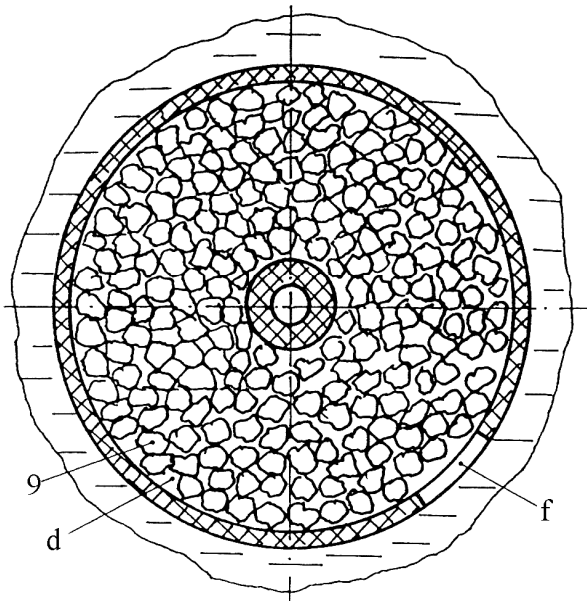
#### **Dezavantaje:**

- nu se pot utiliza mai mulți modificatori;
- nu există posibilitatea de scindare a bulelor de modificador.



**Fig. 80. Schița oalei de modificare-turnare cu capsulă necompartimentată: (d) – locaș al modificatorului, necompartimentat; (e) – prag inferior. Detaliile figurii sunt identice cu acelea din figura 79.**

**SECȚIUNEA B-B**

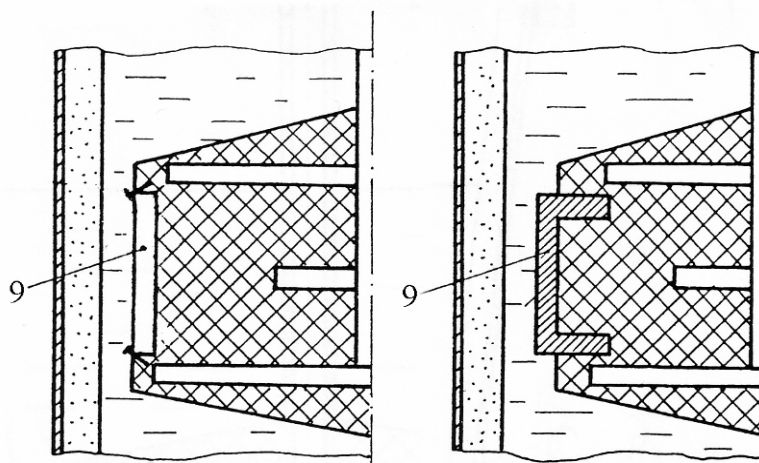


**Fig.81. Secțiunea B-B din figura 37, la nivelul pragului inferior: f – fantă de evacuare a metalului lichid; 9 – modificator; d – locașul necompartimentat al modificatorului.**

**Oală de modificare-turnare cu capsulă ce are modificatorul încastrat – fig. 82**

În figura 82, se prezintă schița încastrării modificatorului în capsulă.





a)

b)

**Fig. 82. Schița încadrării modificatorului în capsulă: 9 – modificator. Celelalte detalii sunt ca în figura 35.**

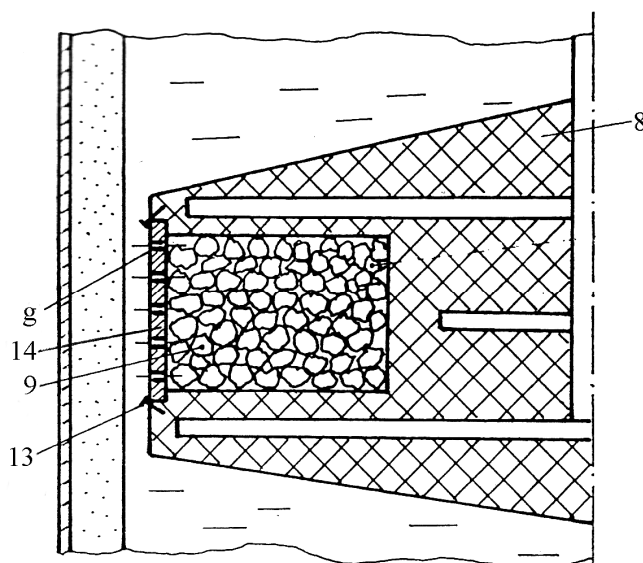
În figura 82 se prezintă două modalități de încadrare a modificatorului, respectiv a) (introducerea forțată a modificatorului sub formă de bară și, eventual, fixarea cu cuie de capsulă) și b) (introducerea forțată a modificatorului sub formă de bară profilată).

Această tehnică de modificare impune o pregătire prealabilă a modificatorului, prin procedee adecvate, sub formă de bare, dar și sub formă de granule, însă, amplasat în anvelope de plasă de sârmă etc.

Capsula este mai simplu de realizat conform acestei tehnici de modificare.

**Oală de modificare-turnare cu capsulă compartimentată având modificatorul îngrilat**  
**– fig. 83**

În figura 83 se prezintă schița capsulei cu modificatorul îngrilat.



**Fig.83. Schița capsulei cu modificatorul îngrilat: 8 – capsulă; 9 – modificator; 13 – cuie de fixare a grilei; g – orificiile grilei; 14 – grilă.**

Această tehnică de modificare se caracterizează prin particularitatea că modificatorul granular este blocat în locașul modificadorului – în compartimentul modificadorului – de o grilă metalică sau ceramică (14), în ambele situații grilele având orificii (a) de dimensiuni mai mari (de exemplu, diametrul de 20 mm) pentru ca fonta lichidă să poată să pătrundă în locașul modificadorului și să asigure, în același timp, evacuarea bulelor de modificador.

În timpul cursei descendente a capsulei în baia metalică, fonta lichidă supraîncălzită pătrunde prin orificiile grilei în locașul modificadorului, are loc vaporizarea modificadorului, bulele de modificador părăsind locașul modificadorului prin orificiile (g) ale grilelor. Astfel, numărul de bule de modificador va fi mai mare iar dimensiunile mai mici, grila având și rolul suplimentar de scindare a bulelor de modificador. Se creează premisele unui randament mai mare de modificare, ale unui consum mai mic de modificador și ale unei modificări mai uniforme a fontei.

Dacă grila (14) este metalică, grosimea și calitatea metalului trebuie alese în așa fel încât grila să se dizolve în baia metalică după terminarea cursei descendente a capsulei.

### **Oală de modificare-turnare cu capsulă prevăzută cu locaș al modificadorului cu boltă – fig 84**

În figura 84 se prezintă schița tehnicii de modificare în oala de modificare-turnare cu capsulă ce are locaș al modificadorului cu boltă.

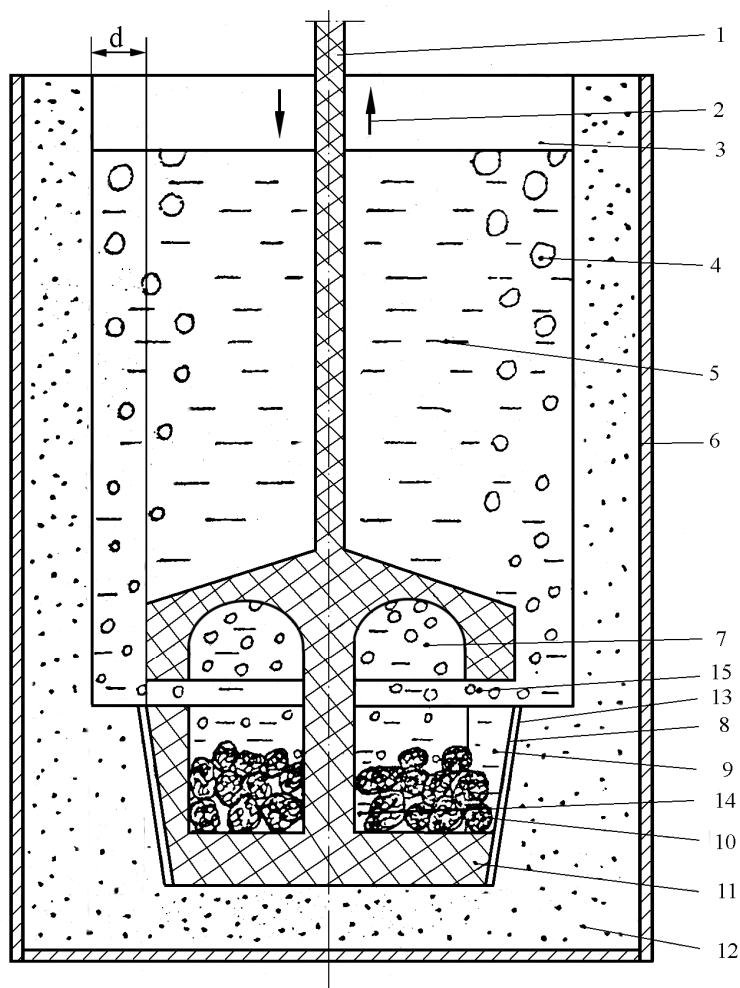
Semnificațiile simbolurilor din figura 41 sunt următoarele: 1 – tijă protejată ceramic; 2 – sensurile ascendent și descendent ale capsulei; 3 – cavitatea oalei de modificare-turnare; 4 – bule de modificador; 5 – fontă lichidă în curs de modificare; 6 – manta metalică; 7 – boltă locașului modificadorului; 8 – interstițiul dintre capsulă și peretele profilat al căptușelii oalei de modificare-turnare; 9 – fantă de scurgere a metalului lichid; 10 – modificador; 11 – corpul capsulei; 12 – căptușeala refractară a oalei de modificare-turnare; 13 – perete profilat al căptușelii oalei de modificare-turnare; 14 – locașul modificadorului; 15 – fantă circulară.

Și de această dată capsula se realizează din două părți, este armată cu oțel beton și se realizează din beton refractar.

Capsula (11) are un locaș necompartimentat (14) care la partea superioară este sub formă de boltă (7) și comunică cu calitatea oalei de modificare-turnare printr-o fantă circulară (15).

Căptușeala refractară a oalei de modificare-turnare este profilată la partea inferioară, având configurația părții inferioare a capsulei, (13). În felul acesta, după terminarea cursei descendente, adică poziția capsulei din figura 84, toată baia metalică este modificată – este „parcursă” de bulele de modificador.

Deoarece toată cantitatea de fontă trece prin spațiul dintre peretele vertical al oalei și capsulă, la o cursă descendentă a capsulei, toată cantitatea de fontă lichidă este modificată.

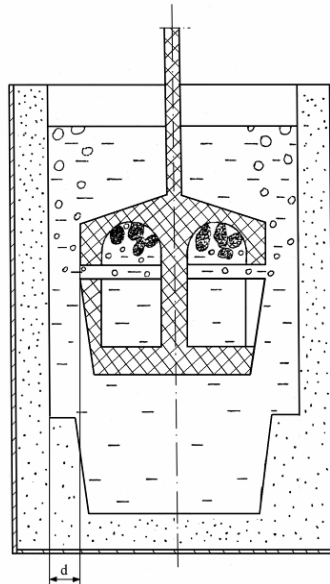


**Fig.84. Schița oalei de modificare-turnare cu capsulă prevăzută cu locaș al modificatorului cu boltă.**

În vederea modificării, se introduce modificatorul prin intermediul unui jgheab metalic în locașul modificatorului (14), după care se efectuează preîncălzirea prin intermediul unui arzător profilat. Preîncălzirea se realizează în paralel cu elaborarea fontei și preîncălzirea oalei de modificare-turnare.

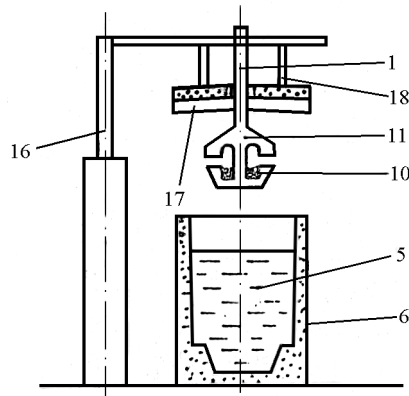
În timpul imersării capsulei în baia metalică, după ce toată capsula a pătruns în baia metalică, modificatorul, datorită faptului că are masă specifică mai mică decât masa specifică a fontei lichid, va pluti în locașul modificatorului, în zona bolții (7), așa cum o sugerează figura 85.

Bulele de modifcator părăsesc locașul modificatorului prin fanta circulară (15).



**Fig. 85. Secvență din timpul primei curse descendente a capsulei în baia metalică.**

O imagine a utilajului de modificare înainte de imersarea capului în baia metalică se prezintă în figura 86.



**Fig. 86. Secvență a utilajului de modificare înainte de imersarea capsulei în baia metalică: 1 – tijă; 5 – fonta lichidă nemodificată; 6 – oală de modificare-turnare; 10 – modificator; 11 – capsulă; 16 – coloană rotativă; 17 – capac căptușit refractar; 18 – sistem flexibil de amplasare a capacului peste oala de modificare-turnare.**

Acest tip de capsulă permite modificarea de cantități foarte mari de fontă deoarece locașul modificatorului are dimensiuni mai mari.

Capsula poate efectua mai multe curse până ce are loc vaporizarea totală a modificatorului.

Fanta de scurgere (9) permite ca în timpul scoaterii capsulei din baia metalică metalul lichid din locașul modificatorului să se scurgă în oală.

**Oală de modificare-turnare cu capsulă prevăzută cu locaș al modificatorului cu boltă și orificii – fig. 87**

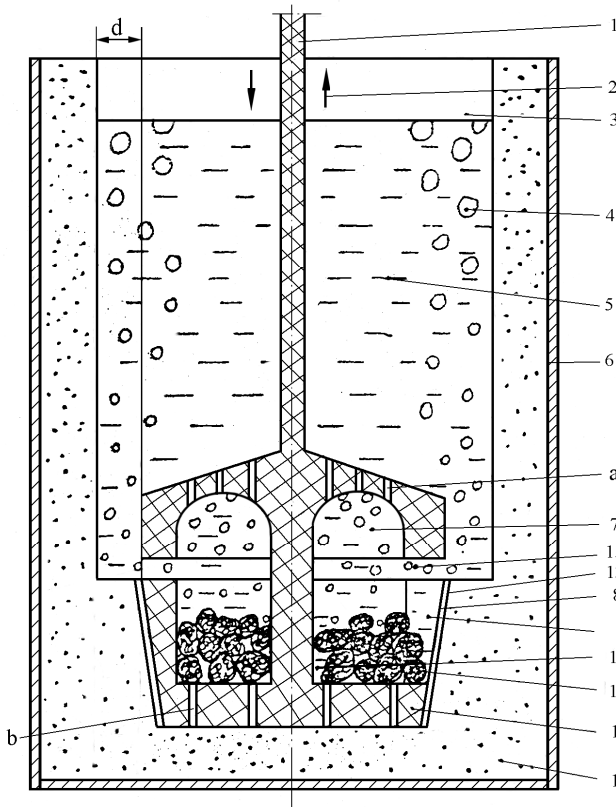
În figura 87 se prezintă o oală de modificare-turnare cu capsulă prevăzută cu locaș al modificatorului cu boltă și orificii.

Capsula este prevăzută cu orificii în bolta locașului modificatorului, (a), și cu orificii în fundul capsulei.

Prin orificiile din bolta locașului modificatorului se vor evacua bulele de modificator, dimensiunile mici ale orificiilor determinând și o scindare a bulelor de modificator.

În timpul cursei descendente a capsulei în baia metalică, metalul lichid pătrunde și prin orificiile din fundul capsulei, creând curenți în baia metalică din locașul modificatorului.

Se realizează o modificare foarte uniformă a fontei, la un consum de modificator mai mic.



**Fig.87. Schema unei oale de modificare-turnare cu capsulă prevăzută cu locaș al modificatorului cu boltă și cu orificii: a – orificii din boltă; b – orificii din fundul capsulei. Celelalte semnificații ale simbolurilor sunt cele de la figura 41.**

**Oală de modificare cu igheab și capac cu rețea de turnare în ploaie – fig. 88**

În figura 88 se prezintă schița oalei de modificare cu igheab și capac cu rețea de turnare în ploaie (secțiunea longitudinală).

Oala de turnare este consacrată doar modificării, motiv pentru care are denumirea de oală de modificare.

Oala de modificare este prevăzută la partea inferioară cu un canal sifon (8) prin care este evacuată fonta modificată printr-un igheab (7).

Oala de modificare (12) este prevăzută cu un capac (2) căptușit cu beton refractar (1) armat (6). În capacul (2) se află un bazin de turnare (3) din care se dezvoltă canalele (5) ce fac legătura din bazinul de turnare (3) și incinta oalei de modificare.

În vederea modificării, se amplasează modificatorul (10) la fundul oalei de modificare, apoi se montează capacul (2) (înainte de amplasarea modificatorului în oală, aceasta se preîncălzește la temperatura de 600...800°C).

Diametrul unui canal de turnare se calculează cu relația următoare:

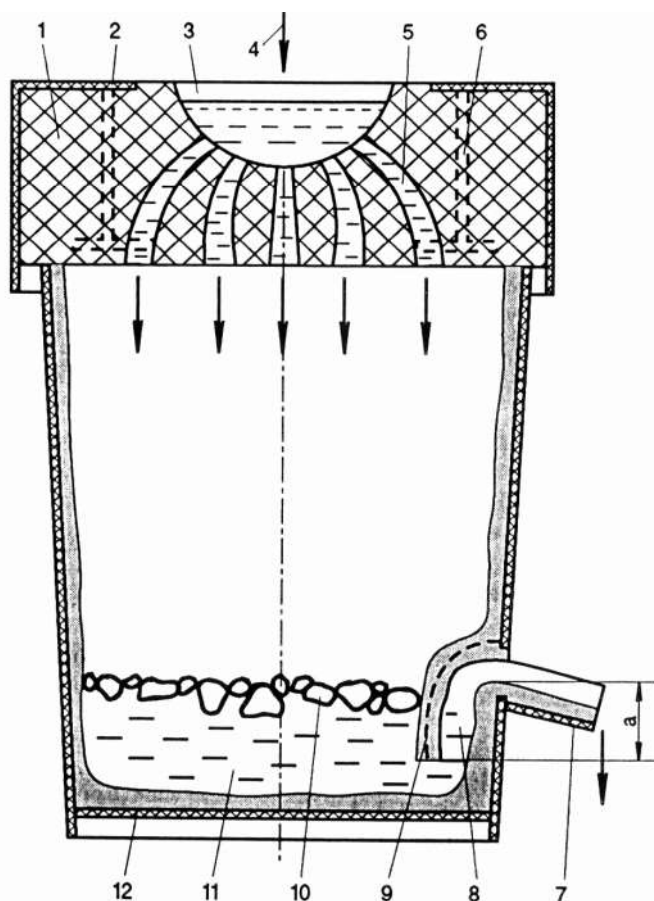
$$D = \frac{2,2}{\sqrt{n}} \sqrt{\frac{W}{t\sqrt{h}}},$$

în care D reprezintă diametrul unui canal de turnare, în cm; n – numărul de canale de turnare; t – timpul de turnare, în s; h – înălțimea băii metalice din bazinul de turnare, în cm.

În tot timpul turnării se impune ca nivelul băii metalice din bazinul de turnare să fie constant.

Din momentul în care începe turnarea, fonta lichidă ajunge, sub formă de jeturi, în contact cu modificatorul și se modifică.

De regulă, modificatorul are masa specifică mai mică decât a fontei lichide, așa încât modificatorul va pluti pe baia de fontă până la dizolvare în baia metalică, transformarea în starea de agregare lichidă sau gazoasă, după caz, interacțiunea chimică cu elementele chimice sau compușii din baia metalică etc.



**Fig.88. Schița secțiunii longitudinale prin oala de modificare cu jgheab și capac cu rețea de turnare în ploaie: 1 – beton refractar; 2 – capac; 3 – bazin de turnare; 4 – turnarea fontei neschimbate; 5 – canale; 6 – armătură profilată; 7 – jgheab; 8 – canal sifon; 9 – armătură; 10 – modificator; 11 – fontă lichidă modificată; 12 – oală de modificare; a – înălțimea canalului sifon.**

Înălțimea canalului sifon (8), (a), se determină în așa fel încât în momentul în care începe evacuarea fontei din oala de modificare, aceasta să fie modificată și să fie fără incluziuni nemetalice exogene și cu o cantitate de incluziuni nemetalice endogene minimă, gradul de omogenizare

chimico-termică trebuind să fie acceptabil.

Fonta modificată este evacuată într-o oală de turnare obișnuită, ceea ce înseamnă că fonta modificată se va omogeniza suplimentar – și consistent – din punct de vedere termic, dar mai ales chimic.

### **Oală de modificare-turnare cu capac prevăzut cu rețea de turnare în ploaie – fig. 89**

În figura 89 se prezintă schița oalei de modificare-turnare cu capac prevăzut cu rețea de turnare în ploaie.

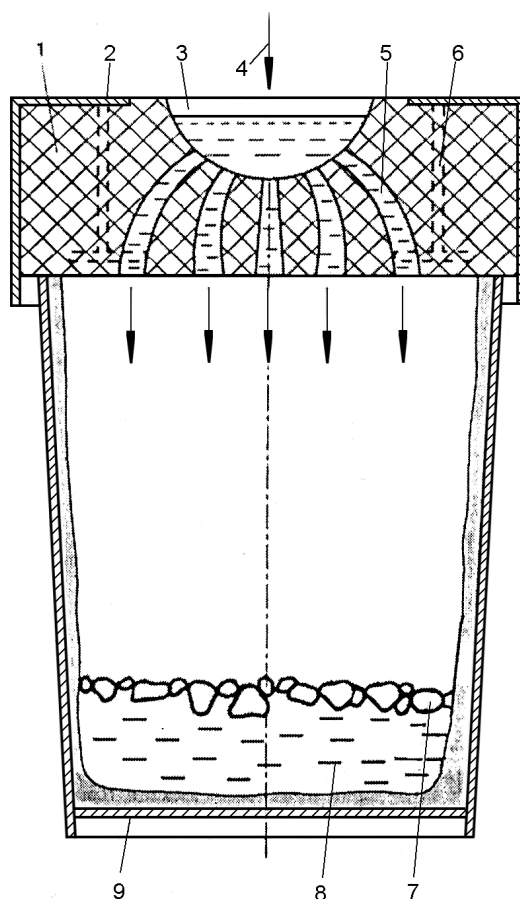
Oala de modificare-turnare se aseamănă cu oala de modificare prezentată anterior, deosebindu-se de aceasta din urmă prin absența canalului sifon și a jgheabului de evacuare.

Modificatorul se amplasează la fundul oalei de modificare-turnare după ce s-a realizat preîncălzirea oalei la temperaturi de 600...800<sup>0</sup>C. Se recomandă ca modificatorul să nu fie amplasat pe toată suprafața fundului oalei cu scopul evitării riscului de sinterizare.

Fonta lichidă ce trebuie modificată se toarnă din cuptor în bazinul oalei, (3) impunându-se ca în tot timpul turnării nivelul metalului lichid în bazin să fie constant.

Fonta lichidă nemodificată pătrunde în oală prin intermediul canalelor (5), ceea ce înseamnă că se asigură o suprafață mare de contact modificator-topitură metalică. În plus, după ce se conturează baia metalică în oală al cărei nivel crește, modificatorul va pluti, curenții din topitură determinând ca bucățile de modificator să se distribuie pe toată suprafața băii metalice. Așa, jeturile de metal provenite din canalele (5) asigură ca metalul lichid sub formă de jeturi să intre în contact cu modificatorul ce plutește și, astfel, să se modifice. Fonta lichidă modificată va trece, o dată cu continuarea turnării, înspre partea inferioară a stratului de modificator care plutește, în fonta modificată continuând fenomenul de difuzie al modificatorului. Prin urmare, se modifică fonta care provine din rețeaua de turnare în ploaie, respectiv chiar fonta care pătrunde în cavitatea oalei.

Rețeaua de turnare din capac și capacitatea oalei de modificare-turnare trebuie astfel dimensionate încât finalizarea



**Fig.89. Schița secțiunii longitudinale prin oala de modificare-turnare cu capac prevăzut cu rețea de turnare în ploaie: 1 –beton refractar; 2 – mantaua metalică a capacului; 3 – bazin de turnare; 4 – jetul de turnare din cuptor; 5 – canale; 6 – armătură; 7 – modificator; 8 – fontă modificată; 9 – mantaua metalică a oalei.**

turnării în oală să coincidă cu dizolvarea modificatorului, distribuția modificatorului în topitură, topirea modificatorului, vaporizarea modificatorului etc., toate acestea trebuind să determine o repartizare uniformă a modificatorului în baia metalică, sub formă de bule sau picături sau compuși chimici, după caz.

Se recomandă ca raportul dintre înălțimea oalei de turnare și diametrul interior mediu al acesteia să fie de circa 2.

De exemplu, pentru modificarea a 5.000 kg de fontă, la o durată de 50 s, în cazul unei înălțimi a băii metalice în bazinul de turnare de 10 cm, luând în considerare nouă canale, aplicând relația prezentată la tehnologia anterioară, rezultă că diametrul unui canal trebuie să fie de 41 mm.

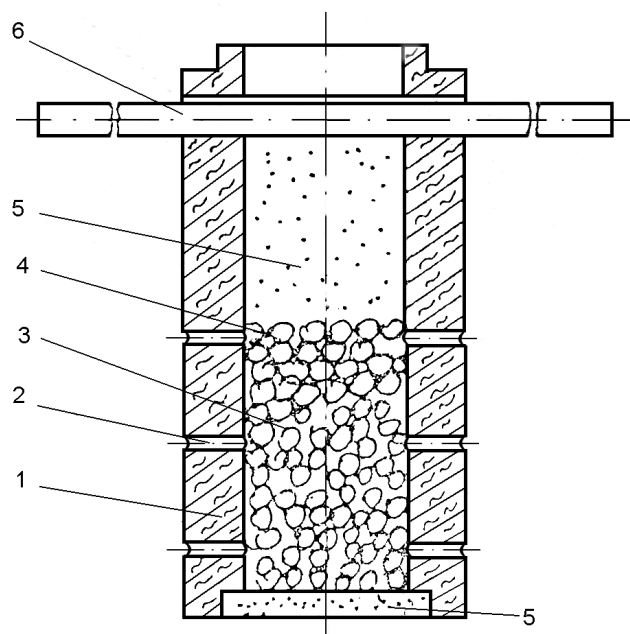
### **Modificare cu tub ceramic – fig. 90**

În figura 90 se prezintă schița tubului ceramic de modificare.

Tubul ceramic are secțiunea circulară și poate fi confecționat în matriță de confecționare a tuburilor (cărămizilor) ceramice ce se utilizează pentru realizarea barelor port-dop de la oalele de turnare a oțelului și la realizarea rețelei de turnare pentru formele foarte mari.

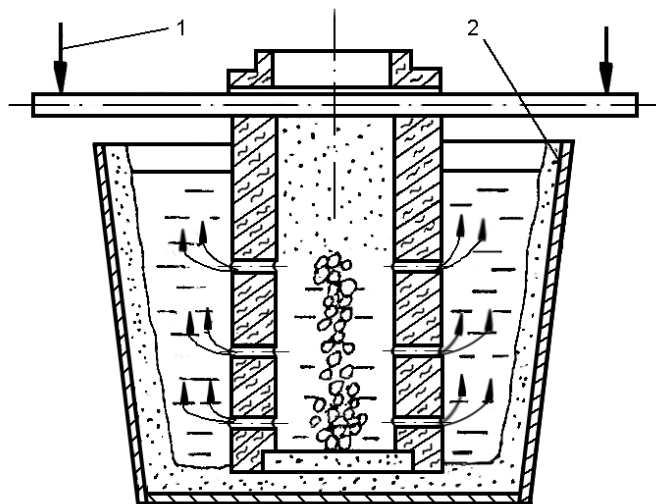
Tubul ceramic (1) este prevăzut cu niște orificii (2) prin care poate pătrunde fonta lichidă.





**Fig.90. Schița tubului ceramic de modificare: 1 – tub ceramic; 2 – orificii de modificare; 3 – locașul modificatorului; 4 – modificator; 5 – amestec de formare sau de miez preparat cu silicat de sodiu; 6 – bară de manevrare.**

Fonta necesară modificării se toarnă în oala de turnare (2) (figura 91 – schema traiectoriilor vaporilor de magneziu) dar numai după preîncălzirea ei.



**Fig.91. Schema traiectoriilor estimative ale vaporilor de magneziu: 1 – sensul de acționare al barei de manevrare ; 2 – oala de turnare.**

În vederea pregătirii pentru modificare, tubul ceramic (1) se așează pe o placă metalică, poziția lui fiind cea din figura 91. Urmează introducerea unei armături de oțel prin două orificii din tubul ceramic, orificii care nu apar în figura 91 și care sunt situate la nivelul zonei degajate din grosimea tubului ceramic, respectiv a zonei în care se introduce amestecul de formare sau de miez cu scopul de a se asigura susținerea coloanei de modificator. Apoi se introduce amestecul refractar în locașul delimitat de degajarea din grosimea tubului refractar și ulterior se introduce modificatorul. Deasupra stratului de modificator se introduce amestec refractar de aceeași calitate cu aceea care s-a utilizat la amestecul refractar de la partea inferioară a tubului refractar, cu o

grosime de circa 100 mm.

Ansamblul pregătit anterior se preîncălzește, ocazie cu care amestecul de formare sau de miez preparat cu silicat de sodiu se întărește.

Se recomandă ca preîncălzirea oalei de turnare și a tubului refractar pregătit pentru modificare să se facă în paralel.

Această tehnologie se pretează numai pentru modificarea unor cantități mici de fontă – de exemplu, 30...100 kg, această particularitate justificând preîncălzirea în paralel menționată la aliniatul anterior.

Modificatorul trebuie să fie în stare gazoasă la temperatura fontei lichide și să aibă tensiune mare de vapori, așa cum este cazul modificatorilor pe bază de magneziu.

Pentru modificare, se montează bara de manevrare în cele două orificii din tub. Bara de manevrare are secțiunea transversală dreptunghiulară cu scopul asigurării controlului poziției tubului ceramic.

Tubul ceramic preîncălzit și pregătit ca în figura 48 se introduce de către două persoane, perpendicular pe fundul oalei de turnare, în fonta din oala de turnare, ca în figura 49.

Tubul ceramic se ține pe fundul oalei de turnare până când dispare fenomenul de luminiscentă intensă de la suprafața băii metalice.

Este obligatoriu ca modificatorul, dacă este preparat cu magneziu, să aibă conținutul de magneziu de 5...11%, în cazul unor conținuturi de magneziu mai mari de 11% existând riscul împrôscării cu metal lichid – nu se mai asigură securitatea muncii.

Odată introdus tubul ceramic în fonta lichidă, metalul lichid pătrunde prin orificiile (2) și vine în contact cu modificatorul care se vaporizează, vaporii de modificator eliminându-se pe calea de minimă rezistență, adică prin orificii și apoi prin baia metalică, modificând astfel fonta.

Orificiile (2) trebuie să fie amplasate, într-un plan perpendicular pe axa de simetrie longitudinală a tubului ceramic, în număr cât mai mare, situație în care se asigură o modificare uniformă a fontei.

Orificiile (2) trebuie situate în mai multe planuri ale tubului ceramic, recomandându-se ca ultimul rând – cel superior – să fie la nivelul jumătății înălțimii băii metalice.

Se recomandă ca distanța dintre tubul ceramic și peretele vertical al oalei de turnare să se situeze în intervalul 50...100 mm.

Dispariția fenomenului de luminiscentă de la suprafața băii metalice, în circumstanțele în care se ține apăsat tubul ceramic de către personalul de deservire pe fundul oalei de turnare, confirmă transformarea în vapori în totalitate a modificatorului.

Dacă orificiile (2) au dimensiuni prea mici există riscul de sinterizare a modificatorului.

Această tehnologie se pretează pentru turnarea pieselor unicat și de masă mică.

## **Modificatorul este amplasat în țeavă flexibilă – fig. 92**

Modificatorul este introdus într-o țeavă de oțel (1), cu diametrul exterior 5, 9, 13 și 16 mm.

Modificatorul conține magneziu până la 100% (Mg 97, SiCaMgCe, MgC<sub>2</sub>Ca etc.).

Grosimea țevii poate fi de 0,25 mm, 0,35 mm, 0,40 mm și 0,50 mm.

O instalație de injectare (2) antrenează țeava cu modificator (1) ce este înfășurată pe o bobină (24), prin intermediul unei conducte de dirijare (3) în baia de fontă (5) dintr-o oală de turnare (6) care are un grad de zveltețe mare. Viteza de injectare este situată între limitele 20-50 m/min.

Oala de turnare (6) este amplasată pe o platformă metalică (7), care, la rândul ei este amplasată pe un suport metalic (9) prin intermediul unor bile de oțel (8).

Platforma metalică (7) execută mișcare de rotație prin intermediul unui ax (20) asamblat rigid cu platforma metalică (7) prin intermediul unei pene (10).

Mișcarea de rotație a platformei metalice este asigurată de un motor electric (13) și un reductor (19), ce sunt montate pe un cadru de susținere (18).

Cadrul de susținere (18) poate efectua o mișcare de translație prin intermediul unui sistem de glisare (17), sistem ce asigură stabilitatea motorului electric și reductorului pentru ca să fie îndeplinită funcția de rotație.

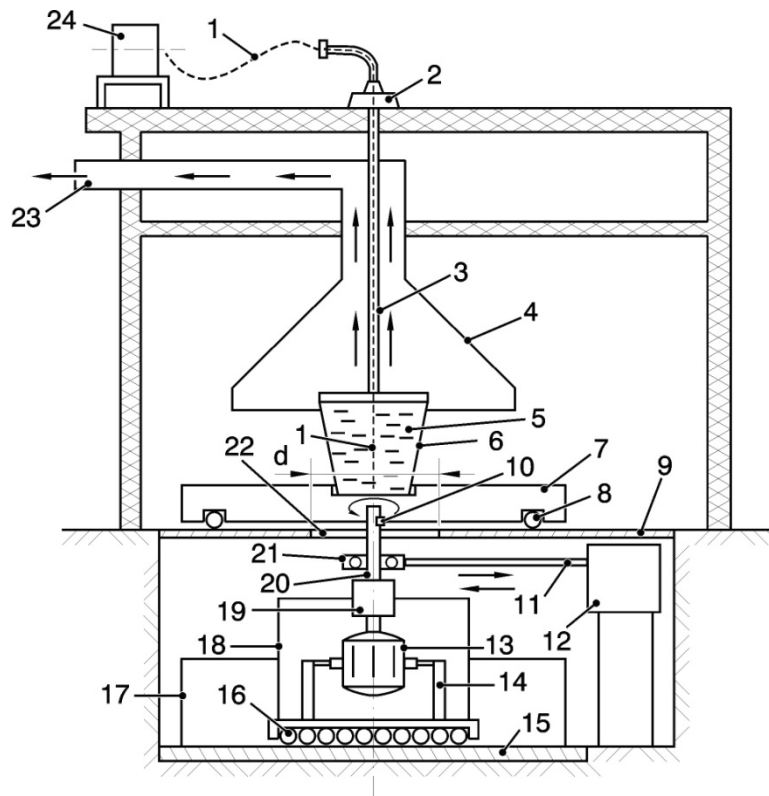
Cadrul de susținere (18) efectuează mișcare de translație prin intermediul bilelor de oțel (16), a plăcii de oțel (15) și al sistemului de glisare (17).

În suportul metalic (9) se află o fantă (22) în care efectuează mișcare de translație axul (20). Lungimea fantei (22) – d – este mai mare sau egală cu diametrul interior al oalei de turnare (6), de la partea inferioară a ei, în așa fel încât o cursă a pistonului (11) să fie egală cu jumătate din diametrul interior al oalei de turnare (6).

Mișcarea de translație a sistemului rigidizat format din platforma metalică (7), axul (29), reductorul (19), motorul electric (13) și cadrul de susținere (18), este asigurată de un sistem pneumatic sau hidraulic de antrenare (12).

Sistemul de glisare (17) asigură glisarea ansamblului format din cadrul de susținere (18), motorul electric (13) și axul (20).

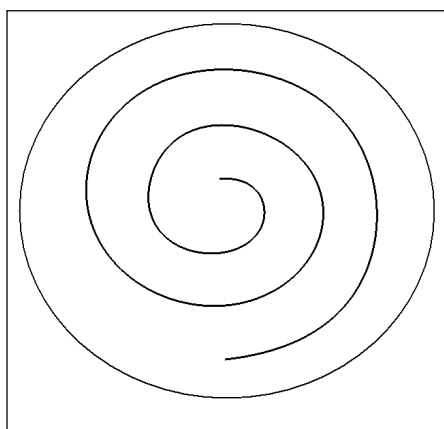
Joncțiunea dintre tija pistonului (11) și axul (20) se face prin intermediul unui sistem de cuplare (21).



**Fig. 92. Schema instalației de injectare de țevă de oțel cu modificator în baia de fontă din oala de turnare care efectuează o mișcare de rotație în spirală.**

Sistemul de cuplare (21) ghidează axul (20) pentru ai asigura rotirea în jurul axei de simetrie longitudinală și în paralel, pentru ai asigura și mișcarea de translație a acestuia prin intermediul tijei pistonului (11).

Modul de lucru constă în injectarea țevii cu modificator (1) prin intermediul unei conducte de dirijare (3), în paralel cu rotirea oalei de turnare (7) ce efectuează o mișcare de translație. Consecința este efectuarea de către țeava cu modificator a unei mișcări relative spiralate față de baia metalică. În figura 93 se prezintă mișcarea relativă spiralată a țevii cu modificator în timpul injectării acesteia în baia de fontă.



**Fig.93. Schema mișcării relative spirale a țevii cu modificador în timpul injectării acesteia în baia metalică.**

Sistemul de introducere a modificadorului în baia de fontă, prezentat în figura 92, asigură o distribuție a bulelor de modificador pe toată înălțimea băii metalice și pe toată secțiunea transversală a băii de fontă din oala de turnare.

Gazele și praful care se degajă în timpul modificării sunt captate de o hotă de aspirație (4) și eliminate de o conductă de refulare (23).

Cursa tijei pistonului (11) poate fi programată în așa fel încât țeava cu modificador, în timpul injectării ei în baia de fontă, să efectueze mișcarea relativă spiralată care să conducă la o distribuție foarte uniformă a modificadorului în baia metalică și în cantitatea corespunzătoare.

Tehnicile de introducere a modificadorului în baia metalică trebuie să îndeplinească o serie de condiții, acestea fiind în principal următoarele:

- consum de manoperă cât mai mic ;
- consum de modificador cât mai mic ;
  
- consum cât mai mic de materiale refractare (cărămizi fasonate, materiale refractare granulare, lianți etc.) ;

- durate mici de manevrare a utilajelor și dispozitivelor ce deserveșc modificarea;
- amortizare a investițiilor făcute pentru modificare într-o perioadă mică de timp;
- dispozitivele și utilajele să aibă o construcție simplă;
- distribuirea cât mai uniformă a modificadorului în baia metalică ;
- grad de asimilare a modificadorului mare ;
- posibilitate a controlului momentului începerii modificării și inoculării ;
- să permită modificarea în două sau mai multe trepte ;
- tehnologia de modificare să se preteze pentru mecanizare și automatizare ;
- absența riscului de ratare a modificării fontei din cauza instalației de modificare ;
- să se preteze la modificarea cantităților diferite de fontă ;
- să se adapteze cât mai multor tipuri de modifikatori sub aspectul compoziției chimice, fuzibilității, tensiunii de vapori, mărimii granulației, cantității etc.
- să permită barbotarea băii metalice cu gaze inerte în timpul modificării ;
- să asigure eliminarea riscului antrenării accidentale de zgură în cavitatea formei;
- să asigure securitatea muncii;
- să asigure o perioadă de timp cât mai mică între momentul modificării și momentul începerii solidificării;
- să asigure controlul gradului de asimilare a modificadorului în fontă etc.

O tehnică de modificare ce să răspundă pozitiv la condițiile prezentate anterior, desigur, nu există, însă, există tehnici de introducere a modificadorului în baia metalică ce răspund la foarte multe condiții.

În continuare se prezintă alte tehnici de introducere a modificadorului în baia metalică consacrate obținerii fontei cu grafit nodular.

### **Tehnică de experiment - fig. 95**

În figura 95 se prezintă schița dispozitivului de modificare și geometria căptușelii refractare din oala de turnare.

Semnificațiile simbolurilor din figura 95 sunt următoarele: 1 – tijă metalică; 6 – oala de

modificare-turnare; 7 – bolta locașului modificadorului; 9 – fantă de scurgere a metalului lichid; 10 – modificador; 11 – capsulă, 12 – căptușeală refractară; 13 – profil al căptușelii refractare; 14 – locaș al modificadorului; 15 – fantă circulară de scurgere; 17 – bară de manevră; 18 – tub ceramic de protecție a tijeii metalice.

Capsula a fost confecționată din dopuri refractare ce se utilizează pentru oalele de turnare a oțelului prin orificiul de la fundul oalei.

Preîncălzirea capsulei s-a făcut prin menținerea ei deasupra băii metalice din cuptorul cu inducție cu capacitatea de circa 20 kg de fontă.

Oala de modificare-turnare a avut dimensiunile la interior de  $\phi 20 \times 400$  mm.

Distanța (d) a fost de circa 30 mm.

Dimensiunile modificadorului au fost de 15...25 mm.

Compoziția chimică a modificadorului a fost următoarea: Mg = 9%; Si = 51%; Ca = 1,8%; Ce = 0,5%; Al = 0,8%; Fe = 36,9%.

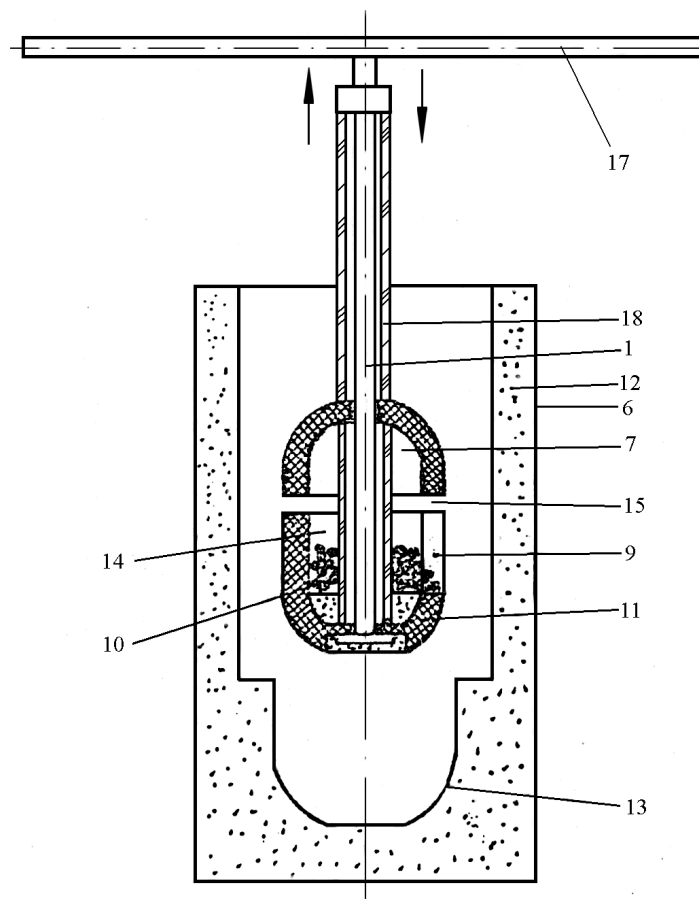
Înainte de modificare, temperatura băii metalice a fost de  $1.460^{\circ}\text{C}$ .

Înainte de modificare, compoziția chimică a fontei a fost următoarea: C = 3,3%; Mn = 0,4%; Si = 0,75%; P = 0,027%; S = 0,018%.

Cantitatea de modificador a fost de 1,9%.

Capsula a fost imersată în baia metalică manual, prin intermediul unei bare metalice (17).

S-au modificat circa 20 kg de fontă.



**Fig.95. Echipament de modelare a modificării fontei cu oală de modificare-turnare cu capsulă prevăzută cu locaş al modificatorului cu boltă.**

În tabelul 115 se prezintă o fişă de caracterizare a unei tehnici de modificare.

Tabelul 115

**Fişa de caracterizare a unei tehnici de modificare**

<b>Nr. crt.</b>	<b>Denumirea condiţiei de modificare</b>	<b>Scara de punctaj</b>
1.	grad de uniformitate al distribuiri modificatorului, maxim	0 ...10
2.	randament de asimilare a modificatorului, maxim	0 ...10
3.	grad de agitare al topiturii metalice, în timpul introducerii modificatorului în aceasta, maxim	0 ...2
4.	existenţa controlului contactului modificator-topitură	0 ...5
5.	existenţa modificării în două trepte	0 ...4
6.	existenţa modificării în mai mult de două trepte	0 ...2
7.	existenţa mecanizării şi automatizării modificării	0 ...3
8.	manoperă minimă	0 ...4
9.	consum de materiale refractare şi materiale auxiliare, minim	0 ...5
10.	pretarea la modificarea a diferitelor cantităţi de fontă	0 ...5



11.	capacitatea de modificare a unor cantități foarte mari de fontă	0 ...5
12.	capacitatea de modificare a unor cantități foarte mici de fontă	0 ...1
13.	capacitatea de utilizare a utilajului de modificare la mai multe modificări fără pregătire specială	0 ...4
14.	capacitatea de adaptare la cât mai multe tipuri de modificador	0 ...2
15.	capacitatea de omogenizare chimico-termică a fontei	0 ...10
16.	capacitatea de asigurare a securității muncii	0 ...10
17.	capacitatea de reținere a zgurii înainte de cavitarea formei	0 ...4
18.	durată minimă între momentele introducerii modificadorului în topitura metalică și începutul solidificării fontei	0 ...5
19.	cost minim al utilajului de modificare	0 ...5
20.	asigurarea controlului parametrilor de modificare	0 ...3
21.	capacitatea de modificare ecologică	0 ...5
22.	capacitatea de scindare a picăturilor și bulelor de modificador	0 ...3
23.	cost minim pentru modificador	0 ...5
24.	risc minim de sinterizare a modificadorului	0 ...10
25.	asigurarea modificării și turnării	0 ...5
26.	coeficient de scoatere maxim	0 ...3
27.	număr total de puncte	
28.	clasa tehnicii de modificare	

În tabelul 116 se prezintă fișa de caracterizare a tehnicii experimentate.

Tabelul 116

### **Fișa de caracterizare**

<b>Nr. crt.</b>	<b>Denumirea condiției de modificare</b>	<b>Punctaj</b>
1	grad de uniformitate al distribuirii modificadorului, maxim	10
2	randament de asimilare a modificadorului, maxim	10
3	grad de agitare al topiturii metalice, în timpul introducerii modificadorului în aceasta, maxim	1,5
4	existența controlului contactului modificador-topitură	5
5	existența modificării în două trepte	0
6	existența modificării în mai mult de două trepte	0
7	existența mecanizării și automatizării modificării	2
8	manoperă minimă	3
9	consum de materiale refractare și materiale auxiliare, minim	3
10	pretarea la modificarea a diferitelor cantități de fontă	4
11	capacitatea de modificare a unor cantități foarte mari de fontă	5
12	capacitatea de modificare a unor cantități foarte mici de fontă	0
13	capacitatea de utilizare a utilajului de modificare la mai multe modificări fără pregătire specială	4
14	capacitatea de adaptare la cât mai multe tipuri de modificador	0
15	capacitatea de omogenizare chimico-termică a fontei	10
16	capacitatea de asigurare a securității muncii	10
17	capacitatea de reținere a zgurii înainte de cavitarea formei	4
18	durată minimă între momentele introducerii modificadorului în topitura metalică și începutul solidificării fontei	4,5

19	cost minim al utilajului de modificare	2
20	asigurarea controlului parametrilor de modificare	0
21	capacitatea de modificare ecologică	5
22	capacitatea de scindare a picăturilor și bulelor de modificador	2
23	cost minim pentru modificador	3
24	risc minim de sinterizare a modificadorului	10
25	asigurarea modificării și turnării	5
26	coeficient de scoatere maxim	1,5
27	număr total de puncte	102,5
28	clasa tehnicii de modificare	****

Conținutul de siliciu s-a mărit până la 2,75% prin adaos de FeSi75 – s-au introdus 260 g de FeSi75.

Cantitatea de modificador a fost de 380 g.

S-a confecționat o formă cu o cavitate sub formă de inel (diametrul interior de  $\phi 100$  mm și secțiune transversală trapezoidală – 20x20x16 mm).

Zgura s-a eliminat din cuptor în două trepte:

- prima treaptă: s-a decuplat inductorul de la rețeaua electrică și s-a menținut baia metalică în cuptor circa 2 minute. Ulterior s-a eliminat zgura prin simpla atingere a acesteia cu o bară tip profil;

- a doua treaptă: s-a basculat cuptorul până ce turnarea fontei era iminentă și apoi s-a antrenat zgura rămasă cu bara profilată într-o tavă de oțel și amplasată în fața cuptorului.

Oala de turnare /modificare s-a încălzit până la temperatura de circa 700° C (până la culoarea roșie), prin amplasarea cu gura pe suprafața cuptorului, deasupra creuzetului cu fonta supraîncălzită.

Temperatura s-a măsurat cu pirometrul optic, după ce s-a eliminat parțial zgura de pe suprafața băii metalice.

Capsula s-a încălzit prin menținerea ei deasupra băii metalice, în două poziții (prin rotire cu 180 de grade).

S-a evacuat toată fonta în oala de modificare/turnare amplasată în furcă de .... Cu două persoane.

A urmat amplasarea oalei de modificare/turnare pe sol și apoi s-a imersat capsula, de asemenea, de către două persoane, în baia metalică.

S-a sesizat fenomenul de luminiscentă cauzat de oxidarea compușilor de magneziu.

După terminarea fenomenului de luminiscentă, s-a scos capsula din baia metalică și s-a turnat fonta modificată în forma și în patru locașuri deschise realizate în amestec de formare.

În figura 96 se prezintă structura metalografică a fontei după modificare.

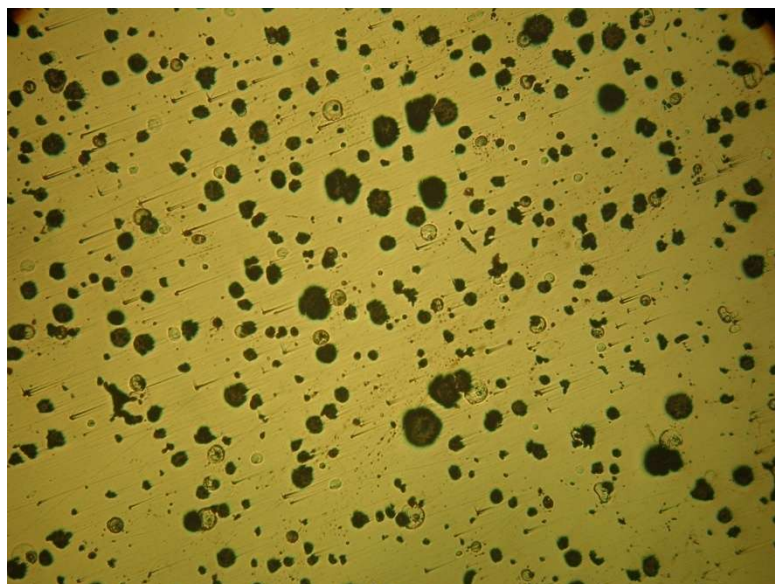


Fig. 96 Structura metalografică a fontei modificate. Mărireax90.

Fonta s-a modificat în totalitate.

Cu excepția unei cantități nesemnificative de grafit compactizat, grafitul, prin modificare a fost nodular.

Modificarea cu capsula ceramică se utilizează numai pentru modificarea de cantități mici de fontă – de maximum 50 kg.

## **BIBLIOGRAFIE la paragraful 6**

- [1]. Cojocaru-filipiuc, V. Tehnici de modificare a fontei în vederea obținerii grafitului nodular. Iași. Editura Universitas XXI.2009.
- [2]. Cojocaru-Filipiuc, V. Fonte, obținere. Iași. Editura „Samia”. 2003;
- [3]. Cojocaru-Filipiuc, V. Ipoteze cu privire la obținerea de materiale metalice pe baza tendinței spre echilibrul chimic – aplicații la modificarea fontelor. Iași. Editura „Politehnum”. 2011;
- [4]. Sofroni, L., Ripoșan, I., Brabie, V. și Chișamera, M. Turnarea fontei. București. Editura Didactică și Pedagogică. 1985;
- [5]. Sofroni, L. Elaborarea și turnarea aliajelor. Fonte. Oțeluri. Aliaje neferoase. București. Editura Didactică și Pedagogică. 1975;
- [6]. Cojocaru-Filipiuc, V. Contribuții privind îmbunătățirea tehnologiei de obținere a fontei modificate cu grafit nodular. Teză de doctorat. Iași. Institutul Politehnic Iași. 1988;
- [7]. Ripoșan, I. și Sofroni, L. Fonta cu grafit vermicular. București. Editura Tehnică. 1984;
- [8]. Cojocaru-Filipiuc, V. Fonte, aspecte teoretico-practice ale obținerii. Iași. Editura „Samia”. 2005;
- [9]. Cojocaru-Filipiuc, V. și Stanciu, S. Inoculation of Cast Iron by „Piston” Technology. Iași. Buletinul Institutului Politehnic din Iași – Tomul XL(XLIV), Fasc. 3-4, vol. II. Secția IX. Știința și Ingineria Materialelor. 1994. p. 890...897;
- [10]. Cojocaru-Filipiuc, V. Az öntöttvas gömbösítő kezelése módosított beömlőrendszerben. Budapesta, Kohászat. nr. 5-6, 1997. p. 183...184.
- [11]. Cojocaru-Filipiuc, V. Cercetări privind o tehnologie de obținere în cantitate mică a fontei cu grafit nodular. București. Metalurgia. Nr. 7. 1992. p. 46...48;

## CUPRINS

<b>1. Supraîncălzirea fontei în stare lichidă.....</b>	<b>2</b>
<b>2. Aspecte ale fontei lichide în stare supraîncălzită.....</b>	<b>28</b>
<b>3. Tratamente metalurgice aplicate fontelor în stare lichidă.....</b>	<b>52</b>
<b>4. Dirijarea vaporilor de modificador prin baia metalică de fontă.....</b>	<b>80</b>
<b>5. Obținerea fontei modificate în formă.....</b>	<b>124</b>
<b>6. Modificarea fontei prin intermediul unor tehnici speciale.....</b>	<b>157</b>